

# ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

## ФИЗИЧЕСКАЯ МЕЗОМЕХАНИКА

---

МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

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

09–12 СЕНТЯБРЯ  
2024 ТОМСК, РОССИЯ



# ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

## МЕЖДУНАРОДНАЯ КОНФЕРЕНЦИЯ

«Физическая мезомеханика.

Материалы с многоуровневой иерархически  
организованной структурой и интеллектуальные  
производственные технологии»

09–12 сентября 2024 г.

Томск, Россия



УДК 539.216 539.22 538.91-405 620.18  
ББК Г 534  
Т29

**Т29** Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии: тезисы докладов Международной конференции, 09-12 сентября 2024 года, Томск, Россия. – 665 с.

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

Публикуется в авторской редакции.

УДК 539.216 539.22 538.91-405 620.18  
ББК Г 534

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

**ОРГАНИЗАТОРЫ КОНФЕРЕНЦИИ**

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

## СОПРЕДСЕДАТЕЛИ ОРГКОМИТЕТА КОНФЕРЕНЦИИ

**Колубаев Е.А.**  
Томск, Россия

**Фомин В.М.**  
Новосибирск, Россия

**Попов В.Л.**  
Берлин, Германия

## МЕЖДУНАРОДНЫЙ ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

**Андреев К.П.**  
Ухань, Китай  
**Батаев А.А.**  
Новосибирск, Россия  
**Безносюк С.А.**  
Барнаул, Россия  
**Беляев С.П.**  
Санкт-Петербург, Россия  
**Валиев Р.З.**  
Уфа, Россия  
**Ворожцов А.Б.**  
Томск, Россия  
**Горячева И.Г.**  
Москва, Россия  
**Громов В.Е.**  
Новокузнецк, Россия  
**Ерманюк Е.В.**  
Новосибирск, Россия

**Зуев Л.Б.**  
Томск, Россия  
**Каманцев И.С.**  
Екатеринбург, Россия  
**Комлев В.С.**  
Москва, Россия  
**Коротаев А.Д.**  
Томск, Россия  
**Корсунский А.М.**  
Москва, Россия  
**Кривцов А.М.**  
Санкт-Петербург, Россия  
**Лебедев М.П.**  
Якутск, Россия  
**Левин В.А.**  
Москва, Россия  
**Лотков А.И.**  
Томск, Россия  
**Мышкин Н.К.**  
Гомель, Беларусь

**Мулюков Р.Р.**  
Уфа, Россия  
**Панин А.В.**  
Томск, Россия  
**Плехов О.А.**  
Пермь, Россия  
**Полянский В.А.**  
Санкт-Петербург, Россия  
**Сундер Р.**  
Бангалор, Индия  
**Чулков Е.В.**  
Сан-Себастьян, Испания  
**Шанявский А.А.**  
Москва, Россия  
**Швейкин А.И.**  
Пермь, Россия  
**Шмаудер З.**  
Штутгарт, Германия

## ПРОГРАММНЫЙ КОМИТЕТ

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

### Члены комитета:

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

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

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

## ИСПОЛНИТЕЛЬНЫЙ КОМИТЕТ

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

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

### Члены комитета:

<b>Ахметшин Л.Р.</b>	<b>Белослудцева А.А.</b>	<b>Биргкам А.А.</b>	<b>Бобенко Н.Г.</b>	<b>Власов И.В.</b>
<b>Дьяченко Ф.А.</b>	<b>Зимица В.А.</b>	<b>Надежкин М.В.</b>	<b>Орлова Д.В.</b>	<b>Чжоу В.Р.</b>

## НАШИ ПАРТНЕРЫ

Генеральный спонсор



# NEWTONS

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

Официальный спонсор



ГК «ФИАНУМ ЛАБ» занимается разработкой и внедрением современных технологий в сфере лабораторного оборудования, измерительных средств и программного обеспечения в материаловедении и нефтегазовой отрасли.

## Компания NEWTONS — группа специалистов и Ваш надёжный партнёр.

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

### Электронные микроскопы:

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



### Оптические микроскопы:

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



### Сервогидравлические машины для испытания материалов:

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

### Подготовка проб для оптической и электронной микроскопии

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



## Исследовательское оборудование ГК «ФИАНУМ ЛАБ»

ГК «ФИАНУМ ЛАБ» занимается разработкой и внедрением современных технологий в сфере лабораторного оборудования, измерительных средств и программного обеспечения в материаловедении и нефтегазовой отрасли. Профильным направлением деятельности компании является разработка научно-исследовательских и учебных лабораторий нефтегазового и металлургического сектора.

ГК «ФИАНУМ ЛАБ» обладает собственным производством, сервисным центром и штатом технических специалистов, оказывающих консультационную, гарантийную и постгарантийную поддержку пользователям. Наличие склада запасных частей в Москве позволяет максимально оперативно обеспечивать пользователей резервными компонентами и запасными частями к оборудованию.

Одними из таких разработок являются испытательные машины для триботехнических испытаний «ФИАНУМЛАБ ТРИБОТЕСТ». Это собственные разработки компании. Испытательное оборудование «ФИАНУМЛАБ» предназначено для испытаний на трение и износ покрытий, смазочных материалов, конструкционных сталей, полимеров и т.д. Стенды аттестованы на соответствие российским и международным испытательным стандартам в аккредитованном метрологическом центре.

В линейке испытательного оборудования 5 машин трения. Возможно изготовление нестандартного (испытания в вакууме, повышенные нагрузки, высокие температуры) испытательного оборудования под нужды Заказчика.

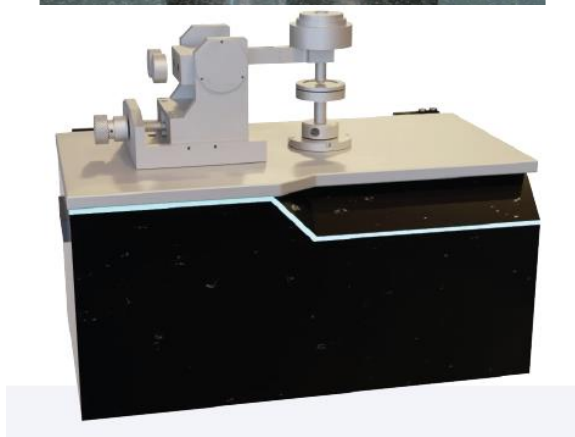
### Испытательный стенд «ТРИБОТЕСТ 02»



Испытательный стенд «ТРИБОТЕСТ 02» предназначен для определения трибологических свойств покрытий для испытаний по 2-м стандартам и соответственно кинематическим схемам:

1) **ASTM G99** «Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus». Кинематическая схема – шарик(штифт)-диск;

2) **ASTM G133** «Standard Test Method for Linearly Reciprocating Ball-on-Flat Sliding Wear». Кинематическая схема – возвратно-поступательное движение шарика (штифта) по плоскости.



Также в ассортименте ГК «ФИАНУМ ЛАБ» есть машина трения «ТРИБОТЕСТ ВАКУУМ», которая предназначена для испытаний конструкционных и смазочных

+7 (495) 109-23-21

[info@fianum-lab.com](mailto:info@fianum-lab.com)

материалов в вакууме в широком диапазоне температур.

Испытательный стенд **«ТРИБОТЕСТ «ШТИФТ-ДИСК»** предназначен для испытаний материалов на трение и износ по кинематической схеме штифт-диск и кольцо-кольцо.

Испытательный стенд **«Машина трения на абразивное изнашивание»** предназначен для испытаний материалов на износ в условиях абразивного изнашивания в соответствии с международным стандартом ASTM G132 «Standard Test Method for Pin Abrasion Testing». А четырехшариковая машина трения **«ТРИБОТЕСТ - ЧМТ»** предназначен для оценки противозадирных и противоизносных свойств смазочных материалов.

**ГК «ФИАНУМ ЛАБ» предлагает своим клиентам широкий ассортимент электронных и оптических микроскопов.**

## **Виды электронных микроскопов**



**Сканирующий электронный  
микроскоп  
(SEM)**



**Трансмиссионный электронный  
микроскоп  
(TEM)**



**Сканирующий зондовый  
микроскоп  
(SPM)**

## Оптические микроскопы в «ФИАНУМ ЛАБ»



Прямой микроскоп  
**LEICA DM2700M**

(Увеличение: от 12,5 крат до 1500 крат)



Инвертированный микроскоп  
**LEICA DMI8**

(Увеличение: от 12,5 крат до 1500 крат)



Стереомикроскоп  
**LEICA S9**

(Увеличение: до 55х и зум 9:1)

Сегодня оптические микроскопы широко используются в различных промышленных отраслях для исследования материалов, контроля качества продукции и обнаружения дефектов.



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

**Анализ стадийности перехода от повреждения к разрушению в углеродном  
волокнистом материале при статических и циклических нагрузках на основе  
интегральных характеристик данных микротомографии**

Банников М.В., Юрина А.Д., Баяндин Ю.В., Игнатова А.М., Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

Развитие поврежденности и переход к разрушению выявляют признаки критических явлений с точки зрения внутренних переменных, характеризующих вызванную повреждением деформацию (тензор плотности дефектов) и параметр фактической восприимчивости, связанный с расстоянием между дефектами (пористость, микротрещины,) [1]. Формирование режима коллективной ориентации дефектов и режима коллективного объема дефектов отвечает за два типа критичности и соответствующую кластеризацию дефектов как предвестников разрушения. В работе описывается методология сравнения интегральных структурных характеристик композитного материала из углеродного волокна при статических и циклических нагрузках, для исследования развития повреждений с использованием данных микротомографии [2]. Определяются размеры и плотность пор, их взаимная ориентация и среднее расстояние между ними. При циклических нагрузках размер пор увеличивается, и близко расположенные поры сливаются, что приводит к снижению прочности материалов и дальнейшему разрушению. Распределение пор по ориентации и когерентность не связаны между собой, и образец без нагрузки имеет три кластера пор, основанные на распределении ориентации. Исследованы кластеризация пор и их упорядочение при квазистатических и циклических нагрузках. Полученные результаты улучшают понимание поведения полимерных композитных материалов под квазистатической и циклической нагрузкой и помогают в разработке моделей повреждений.

Проведены эксперименты по квазистатическому и циклическому нагружению [3] образцов из углеродной ткани CW200-TW2/2 саржевого плетения с эпоксидной матрицей, с четным количеством пар слоев, ориентированных в противоположных направлениях относительно друг друга. Геометрия образцов представляла собой плоскую полосу с размерами 250x25x4 мм с отверстием в центральной части 6 мм диаметром, выполнявшим функцию концентратора напряжений.

В процессе нагружения проводился анализ полей деформации с помощью метода цифровой корреляции изображений для определения областей с наибольшей локализацией деформации. Для определения значений размаха амплитуд нагружения, образцы были подвергнуты квазистатическому растяжению при постоянной скорости равной 1 мм в минуту. При циклических испытаниях, максимальная амплитуда нагружения составляла 50-80% от максимальной разрушающей, коэффициент асимметрий цикла  $R=0.1$ , частота испытаний 10 Гц. После испытаний вблизи и вдали от концентраторов напряжений из образцов вырезались пробы в виде цилиндров диаметром 2 мм для анализа на микротомографе SkyScan 1272 Bruker (рис. 1а).

Данные микротомографии позволяют определить роль армирующих компонентов, пластичности матрицы и свойств волокон в выявлении повреждений. Разработанная методика определения степени повреждения основана на сравнительной оценке интегральных структурных характеристик данных микротомографии с использованием параметров упорядочения. Также были использованы пороговая сегментация и кластерный анализ нагруженных образцов с концентратором напряжений, подвергнутых квазистатическим и циклическим нагрузкам.

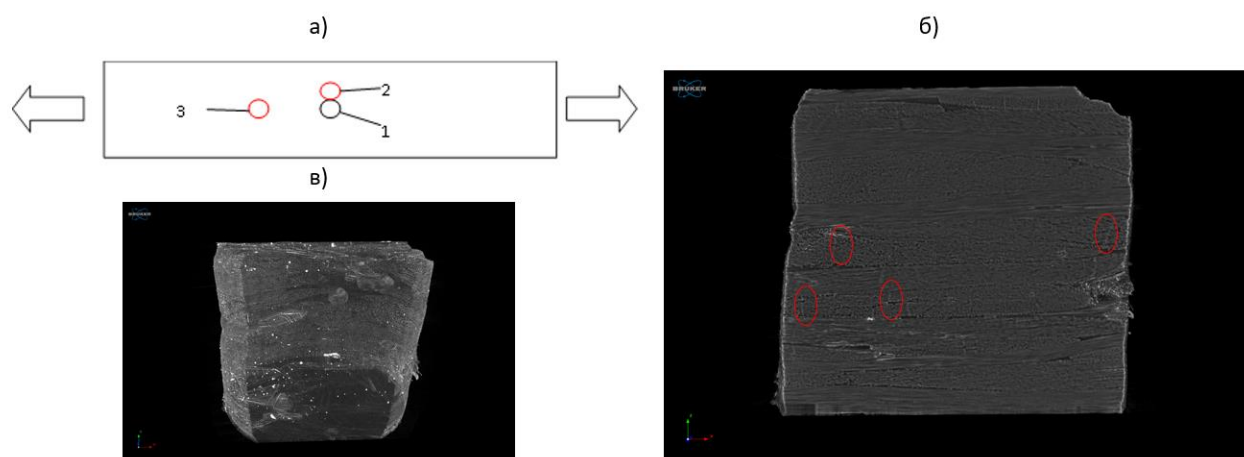


Рис. 1. Схематичное изображение образца (а) 1- отверстие, выполняющее роль концентратора напряжений, 2 – проба для анализа на микромографе в области концентрации напряжений, 3 – проба для анализа на микромографе вдали от концентратора напряжений; Вид пробы в области концентратора напряжений, (б) овалами выделены области с микротрещинами; вид пробы вдали от области концентрации напряжений (в)

В пробе, вырезанной вблизи области концентрации напряжений, после длительных циклических испытаний были обнаружены трещины в слоях композита (рис. 1б), тогда как в пробах вдали от концентратора таких дефектов не наблюдается. Одной из основных задач исследования является отделить дефекты, образованные при изготовлении образца (рис.1в) от повреждений, возникших в результате циклического воздействия на материал. Для этого в работе проводится кластерный анализ ориентации и размеров дефектов.

При циклическом нагружении поры делятся на два кластера в зависимости от ориентации. При квазистатическом нагружении размер пор увеличивается с ростом напряжения, а новые повреждения возникают параллельно с ростом существующих пор. При циклических нагрузках происходит увеличение размера пор, расположенных близко друг к другу, с уменьшением расстояния между порами и их слиянием в крупные пустоты. Различия между кластерами определяются расстоянием между порами, в то время как значение коэффициента дисперсии больше варьируется для отдельных образцов, чем для кластеров.

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

1. Critical dynamics of damage-failure transition in wide range of load intensity / O. Naimark, Y. Bayandin, S. Uvarov, I. Bannikova, N. Saveleva // Acta Mechanica – 2021 – Vol. 232(5). – P. 1943-1959. – DOI:10.1007/s00707-020-02922-1.
2. Technique for obtaining an integral characteristic of the structure of a loaded composite material based on microtomographic research data / A. Ignatova, A. Balakhnin, M. Bannikov, K. Kuper, A. Nikitiuk, O. Naimark // Procedia Structural Integrity – 2022 – Vol. 41 – P. 550-556. – DOI:10.1016/j.prostr.2022.05.063.
3. Acoustic emission phase analysis of damage-failure transition staging in composite materials /M. Bannikov, N. Sazhenkov, A. Balakirev, S. Uvarov, Y. Bayandin, O. Naimark // Procedia Structural Integrity – 2022 – Vol. 41. – P. 518-526. – DOI:10.1016/j.prostr.2022.05.059.

## Разработка дисперсно-наполненных композитов на основе полиимида и полиэфиримида с повышенной усталостной долговечностью

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

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

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

В настоящее время возрос интерес к высокотемпературным и высокопрочным термопластам, таким как полиимид (ПИ) и полиэфиримид (ПЭИ), из-за возможности создания на их основе полимерных композиционных материалов (ПКМ), армированных волокнами, с уникальными эксплуатационными свойствами и способных работать в жестких условиях эксплуатации (высокие нагрузки, агрессивные среды, повышенные температуры) [1–3].

Сопротивление усталости является важным эксплуатационным параметром для конструкционного применения ПКМ, однако для дисперсно-наполненных ПКМ практически отсутствуют данные о связи структуры с усталостным поведением [4]. Для проектирования ПКМ с требуемыми свойствами необходимо установить закономерности влияния на них состава и структуры, которые определяются материалом матрицы и наполнителей, распределением наполнителей в объеме, формой (аспектным соотношением) и объемной долей наполнителей, а также адгезией. Изменение одного или нескольких параметров, влияющих на состав и структуру материала, может в значительной степени изменить его свойства [5]. Другой проблемой является то, что при циклическом нагружении дисперсно-наполненных ПКМ основное время наработки до разрушения занимает стадия накопления рассеянных повреждений на интерфейсе «матрица-наполнитель», которые в силу малого размера трудно выявлять традиционными методами неразрушающего контроля [6]. Рассеянные дефекты, которые накапливаются в объеме материала при циклических испытаниях, выступают как концентраторы напряжений, таким образом приводя к локальным перегрузкам и изменяют тем самым характер отклика деформации на приложенную нагрузку и на петлю гистерезиса. Это должно сопровождаться изменением формы и других параметров петли гистерезиса [7, 8].

В связи с этим в работе решалась задача установления закономерностей влияния материала матрицы, массовой доли и аспектного соотношения коротких углеродных волокон на сопротивление усталости ПИ и ПЭИ композитов в терминах параметров петель гистерезиса.

Для оценки усталостных свойств по параметрам петель гистерезиса (см. рис. 1) использован коэффициент демпфирования  $\psi$  – отражающий долю потерь на гистерезис в общей работе деформации и определяемый как отношение площади петли  $S$  к упругой энергии деформации  $\omega$ :

$$\psi = S / \omega \cdot 100\%.$$

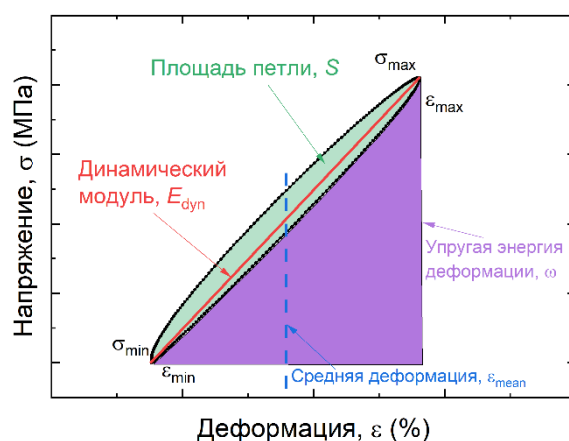


Рис. 1. Схематическое изображение петли механического гистерезиса и ее параметров

В качестве исходных материалов в работе использовали порошки ПИ марки PI-1600

(Solver, Jiande, China) со средним размером частиц ~20 мкм и ПЭИ марки R00H (T&T Industry Group Ltd, Shenzhen, China) с размером частиц 16 мкм. В качестве армирующих наполнителей использовали короткие углеродные волокна (КУВ) марки UFC (ООО «ЗУКМ», Челябинск) с диаметром  $\varnothing = 7$  мкм и длиной  $L = 100, 200$  и  $2000$  мкм, что соответствует аспектному соотношению (AR): 14, 28 и 280. Содержание КУВ в композитах варьировалось от 10 до 30%. Максимальное напряжение в цикле составляло 55, 65 и 75 МПа.

Было обнаружено, что различие в усталостной долговечности дисперсно-наполненных композитов ПИ и ПЭИ обусловлено суперпозицией деформационно-структурных факторов (ДСФ): ПИ композиты обладали более высокой межфазной адгезией, модулем упругости, пределом текучести и меньшим коэффициентом демпфирования. Путём повышения длины волокна с 100 до 2000 мкм достигнуто увеличение модуля и предела текучести до 2х раз, снижение коэффициента демпфирования и повышение долговечности до 3,6 раза в режиме малоциклового усталости. Однако при длине КУВ выше 200 мкм ее влияние снижается, что обусловлено возникающими структурными неоднородностями: в композитах возникают зоны, «обедненные» волокном, либо характеризующиеся его агломерацией с преимущественной ориентацией, что благоприятствует зарождению и развитию повреждений и снижает усталостную долговечность.

Получено, что повышение в ПЭИ композите массовой доли КУВ с 10 до 30% приводит к снижению величины деформации в цикле за счет перераспределения нагрузки на большее количество армирующих волокон, что в совокупности со снижением размера и количества зон, «обедненных» армирующим наполнителем значительно повышает сопротивление усталости. Выявлена линейная зависимость между содержанием КУВ, модулем и пределом текучести композитов ПЭИ/КУВ: возрастание доли волокна с 10 до 30% приводит к повышению модуля в 2 раза и предела текучести на 40%. В то же время, зависимость долговечности от массовой доли КУВ нелинейно возрастала по мере снижения максимального напряжения в цикле: при напряжении в цикле 75 МПа увеличивалась в 7 раз, а при 55 МПа - до 26 раз.

Показано, что в задачах проектирования дисперсно-наполненных композитов на основе ПИ и ПЭИ повышенная долговечность может достигаться путем снижения деформационно-структурного фактора (ДСФ). Проведено ранжирование параметров состава дисперсно-наполненных композитов по влиянию на ДСФ и сопротивление усталости: при варьировании матрицы увеличение долговечности достигало 3,8 раза, при варьировании длины КУВ до 3,6 раза, наиболее эффективное влияние оказало варьирование массовой доли КУВ – до 6,7 раза.

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

1. Lightweight high-performance polymer composite for automotive applications / Volpe V., Lanzillo S., Affinita G., Villacci B., Macchiarolo I., Pantani R. // Polymers. – 2019. – Vol. 11, N 2. – P. 326. – DOI:10.3390/polym11020326.
2. High-performance nanocomposites based on polyetherketones / Díez-Pascual A.M., Naffakh M., Marco C., Ellis G., Gómez-Fatou M.A. // Prog. Mater. Sci. – 2012. – Vol. 57, N 7. – P. 1106-1190. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2012.03.003.
3. Abadie M. High Performance Polymers - Polyimides Based – From Chemistry to Applications. – Croatia: InTech, 2012. – 256 pp.
4. Mortazavian S., Fatemi A. Fatigue of short fiber thermoplastic composites: A review of recent experimental results and analysis // Int J Fatigue. – 2017. – Vol. 102. – P. 171-183. – DOI:10.1016/j.ijfatigue.2017.01.037.
5. Chawla K.K., Chawla N. Fibrous reinforcements for composites // Comprehensive Composite Materials II. – 2017. – Vol. 1. – P. 1-12. – DOI:10.1016/B978-0-12-803581-8.09874-X.
6. Multiscale fatigue damage characterization in short glass fiber reinforced polyamide-66 / Arif M.F., Saintier N., Meraghni F., Fitoussi J., Chemisky Y., Robert G. // Compos. B. Eng. – 2014. – Vol. 61. – P. 55-65. – DOI:10.1016/j.compositesb.2014.01.019.
7. Tan T.F., Dharan C.K.H. Cyclic hysteresis evolution as a damage parameter for notched composite laminates // J Compos Mater. – 2010. – Vol. 44, N 16. – P. 1977-1990. – DOI:10.1177/0021998309360942.
8. An hysteresis energy-based synthesis of fully reversed axial fatigue behaviour of different polypropylene composites / Meneghetti G., Ricotta M., Lucchetta G., Carmignato S. // Compos. B. Eng. – 2014. – Vol. 65. – P. 17-25. – DOI:10.1016/j.compos

## **Влияние термообработки на структуру и ударную вязкость 3D-напечатанных изделий из жаропрочной стали**

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

Технология аддитивного производства с применением сварочных процессов активно развивается, предлагая новые методы создания металлических конструкций сложной формы. Однако структура, сформированная в процессе печати изделия, часто не является оптимальной для используемой стали. Ранее исследования показали, что последующая термообработка может значительно улучшить механические свойства сварных швов за счёт снятия остаточных напряжений и изменения микроструктуры материала [1]. В частности, увеличение ударной вязкости и пластичности [2] являются ключевыми показателями для эксплуатации деталей в условиях ударных нагрузок и высоких температур. Аддитивные технологии часто сталкиваются с проблемами, связанными с неравномерным распределением тепла и неконтролируемой скоростью охлаждения, которые могут быть в существенной степени устранены с помощью последующей термической обработки, как и в случае сварных швов.

Технология Gas Metal Arc Welding (GMAW) широко применяется для 3D-печати в среде защитных газов с использованием конструкционных сталей благодаря своей продуктивности и простоте. Эту технологию возможно применять для печати изделий сложной формы, эксплуатируемых в условиях повышенных температур. Для изготовления таких изделий применяют жаропрочную сталь перлитного класса 12Х1МФ. Легирование этой стали хромом (0.9-1.2%), молибденом (0.25-0.35%) и ванадием (0.15-0.3%) повышает жаропрочность и сопротивляемость ползучести, что делает её подходящей для использования в условиях высоких температур и давлений. Стандартная термическая обработка стали 12Х1МФ включает нормализацию и отпуск с целью формирования феррито-перлитной структуры, равномерного распределения легирующих элементов и карбидов. Такая структура характеризуется высоким сопротивлением ползучести и высокой ударной вязкостью.

Для сварки изделий из стали 12Х1МФ применяют сварочную проволоку 08ХГСМФА, близкую по химическому составу и адаптированную для сварочного процесса. В работе эта проволока использована для печати модельной стенки. Быстрое охлаждение и повторный циклический затухающий нагрев при печати нового слоя приводят к формированию прочной и малопластичной структуры, не отвечающей требованиям механических свойств для этой стали.

С целью оптимизации структуры и механических свойств стенки после печати в данной работе предложено использовать термообработку в виде нагрева до 750°С, выдержке в течение 2 часов и охлаждении с печью. Особое внимание в исследовании уделено микроструктурным изменениям и механическим свойствам материала после термообработки. Для оценки жаропрочности проведены испытания при повышенной температуре (450°С) на ударную вязкость разрушения.

Наплавку слоёв для формирования вертикальной стенки (рис. 1, а) проводили в двух режимах: в стандартном режиме GMAW и режиме сниженного тепловложения coldArc. Принцип последнего заключается в сварке короткой дугой и характеризуется сменой циклов короткого замыкания и горения дуги. В работе режим сниженного тепловложения использовался с целью уменьшения временного интервала для охлаждения между нанесением слоёв и снижения термоциклирования на нижележащие слои.

Стенки, напечатанные в стандартном режиме и режиме сниженного тепловложения, состоят преимущественно из бейнитной фазы. По мере роста стенки фиксированный временной интервал между нанесением слоёв не обеспечивает полного охлаждения стенки, что приводит к накоплению тепла и снижению температурного градиента. Тем самым снижается скорость охлаждения нового слоя и увеличивается продолжительность повторного термического воздействия. Это приводит к дополнительному выделению ферритной фазы по границам бывших аустенитных зёрен. В верхних слоях стенки количества ферритной фазы

меньше из-за ограниченного теплового воздействия от новых слоёв.

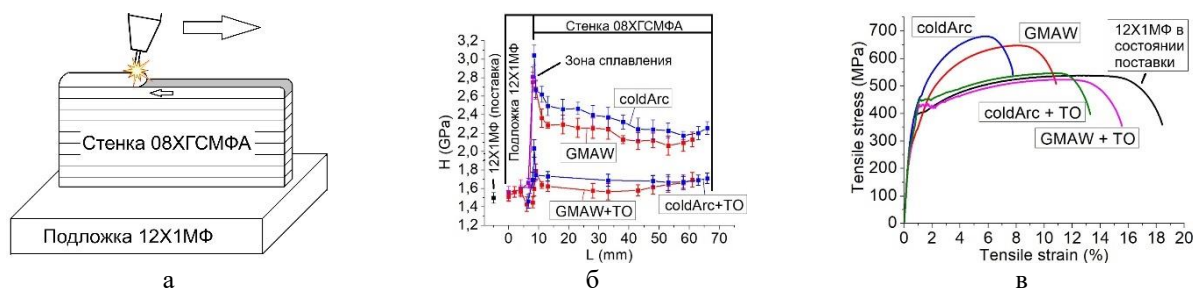


Рис. 1. Схема нанесения слоёв (а), график распределения микротвёрдости (б), диаграммы статического растяжения (в)

Микротвёрдость измерялась в поперечном сечении стенки и подложки. Наибольшие значения зафиксированы на их границе (рис. 1, б). Там происходит быстрое охлаждение в результате интенсивного теплоотвода в подложку. Постепенное снижение микротвёрдости от основания стенки к вершине обусловлено аккумуляцией тепла, уменьшением скорости охлаждения и выделением большего количества ферритной фазы. Дополнительная термическая обработка значительно снижает микротвёрдость до уровня значений стали 12X1МФ в состоянии поставки. В режиме coldArc наблюдаются более высокие значения микротвёрдости как до, так и после дополнительной термообработки по сравнению с режимом GMAW. Это различие можно объяснить более дисперсной бейнитной структурой, формируемой в результате более высокой скорости охлаждения в данном режиме.

Бейнитная структура обеспечивает высокую прочность, но приводит к снижению пластичности материала (рис. 1, в). После дополнительной термической обработки напечатанных образцов предел прочности снижается до уровня стали 12X1МФ в состоянии поставки. Несмотря на это значения относительного удлинения всё ещё остаются ниже состояния поставки, что связано с неоднородным распределением ферритной фазы после термообработки.

Высокая ударная вязкость стали 12X1МФ ( $KCV=127$  Дж/см<sup>2</sup>) обеспечивается присутствием ферритной фазы после стандартной термической обработки в состоянии поставки. Напечатанные изделия характеризуются значительно меньшей ударной вязкостью ( $KCV=70-80$  Дж/см<sup>2</sup>). Термообработка позволяет восстановить её до значений  $KCV=107-124$  Дж/см<sup>2</sup>, что достаточно близко к стали 12X1МФ в состоянии поставки. Для режима coldArc значения ударной вязкости после термообработки оказались ниже из-за высокой микротвёрдости и прочности. Повышение температуры испытания до 450° С приводит к увеличению ударной вязкости стали 12X1МФ до 160 Дж/см<sup>2</sup>, в то время как для напечатанных образцов повышенная температура не оказывает заметного влияния. Их значения остаются на том же уровне как до, так и после дополнительной обработки.

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

1. Qiang B., Xie Y., Xie Q., Shi J., Liu X., Yao C., Li Y. Influence of post-weld heat treatment on welding residual stress in U-rib-to-deck joint // Thin-Walled Structures. – 2024. – Vol. 196. – Article 111550. – DOI:10.1016/j.tws.2023.111550.
2. Tsisar V., Nagasaka T., Le Flem M., Yeliseyeva O., Konys J., Muroga T. Effect of post-weld heat treatment on microstructure, hardness and low-temperature impact toughness of electron beam welds of NIFS-HEAT-2 and CEA-J57 heats of V-4Ti-4Cr alloy // Nuclear Materials and Energy. – 2016. – Vol. 9. – P. 436–440. – DOI:10.1016/j.nme.2016.04.002.

## **Изучение низкотемпературного термоокисления композитов на основе изотактического полипропилена с алифатическим полиамидом 6/66-4**

<sup>1,2</sup>Воронцов Н.В., <sup>1</sup>Марголин А.Л., <sup>1</sup>Монахова Т.В., <sup>1,2</sup>Попов А.А.

<sup>1</sup>ФГБУН Институт биохимической физики им. Н.М. Эмануэля РАН, Москва

<sup>2</sup>Российский экономический университет им. Г.В. Плеханова, Москва

Известно, что одним из самых эффективных способов создания новых композиционных материалов это смешение полимеров: например, полярный полиамид с неполярным полипропиленом. Изучение таких смесей открывает перспективы создание материалов с улучшенными, новыми свойствами.

Известно из литературы, что разрушение полиолефинов, к которым относится и полипропилен, длится дольше 400 лет. В то же время определенные марки полиамида способны разлагаться в естественных условиях в течение нескольких месяцев. При этом деградация полимера протекает значительно быстрее, если он был предварительно окислен. При его окислении срок его разложения сопоставим с биополимерами натурального происхождения. Цель данной работы изучить: как низкотемпературное термоокисление влияет на физико – химические свойства двойных композиций полипропилена с полиамидом.

Для изучения влияния низкотемпературного окисления смесей на их физико-химические свойства, образцы окисляли при 130°C и 300 мм.рт.ст. Объектами исследования являлись плёночные образцы на основе изотактического полипропилена (ПП, марка 01030 Каплен (ТУ 2211-015-00203521) ОАО «Газпромнефть-Московский НПЗ») с 5, 10, 20, 30, 40, 50 мас.% полиамида 6/66-4 (ПА, марка 6/66-4, ООО «Анид», г. Екатеринбург). Компаундирование полимеров осуществлялось на смесителе типа Брабендер (ИХФ РАН, Россия) при 190±2°C в атмосфере аргона с последующим прессованием (толщина пленок около 100-150 мкм). Теплофизические свойства анализировали на оборудовании Netsch DSC 214 Polyma, структуру пленок до и после термоокисления анализировали с помощью ИК-спектроскопии на приборе Bruker Lumos.

Показано с помощью ДСК и ИК анализа, что измерение структурных характеристик смесей в сочетании с анализом микроизображений травленных поверхностей пленок подтверждает изменение морфологии смесей после термоокисления.

Не смотря на тот факт, что на термограммах наблюдается один пик плавления, который косвенно указывает на совместимость смесей, у нас выполняется линейная зависимость, полученная расчетом по правилу смеси, что и указывает на несовместимость. В смесях поднимается температура плавления. Этот эффект обусловлен нуклеирующим действием фазы ПА во время кристаллизации на фазу ПП во время приготовления пленок. Разделение фаз так же видно после травления образцов в серной кислоте.

Проведенный анализ степени кристалличности образцов как по ИК Фурье спектроскопии, так и по ДСК показал близкие результаты.

Обнаружен ингибирующий эффект фазы ПА, в результате которого период индукции окисления в смесях увеличивается.

Полученные данные по ингибированию окисления ПП фазой ПА6/66 показывают, что смешанные отходы ПП и ПА6/66 могут быть переработаны при высоких температурах без дополнительных антиоксидантных добавок.



## **Кинетика роста усталостной трещины после лазерного ударного упрочнения**

Вшивков А.Н., Изюмова А.Ю., Гачегова Е.А., Бартоломей М.Л., Плехов О.А.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

Необходимость кратного увеличения срока службы деталей и их ремонта без вывода конструкции из эксплуатации привело к созданию новых методов поверхностной обработки материалов, позволяющих улучшить их усталостные свойства. Наряду с традиционными методами поверхностной обработки (дробеструйная обработка, обкатка валиками, лазерное термическое упрочнение) метод лазерного ударного (ЛУ) упрочнения имеет ряд преимуществ: отсутствие глобального термического воздействия, возможность локальной обработки деталей сложной геометрии, малое время обработки. Это делает методику ЛУ упрочнения конкурентоспособной с экономической и практической точки зрения. Суть технологии заключается в создании в поверхностном слое материала на глубине до 1 мм поля остаточных напряжений (ОН) за счет распространения упруго-пластической волны, вызванной лазерным ударным воздействием. Пространственная конфигурация поля ОН, величина максимальных сжимающих ОН и глубина слоя, в котором сформированы сжимающие ОН, играют значительную роль в зарождении дефектов и развитии поврежденности материала [1-3]. Вместе с этим основной целью использования технологии ЛУ упрочнения является не просто формирование поля ОН на заданную глубину и с заданной геометрией, но повышение ресурса, улучшение усталостных и прочностных свойств деталей и конструкций разной геометрии. Таким образом, важно не только оценить конфигурацию поля ОН, наведенного ЛУ обработкой, но и провести механические испытания, и только после этого формировать представление об эффективности выбранного режима обработки и формулировать оптимальные параметры ЛУ обработки. В предыдущих работах был определен оптимальный режим обработки плоских образцов с концентратором напряжений. Целью данной работы было изучение кинетики роста усталостной трещины после ЛУ упрочнения.

Исследование распространения усталостной трещины проводилось на плоских образцах из титанового сплава Вt6 ( $\alpha+\beta$ -сплав) толщиной 3 мм с круглым боковым надрезом радиусом 8 мм для локализации места зарождения усталостной трещины. ЛУ обработка проводилась на экспериментальной базе «ИМСС УрО РАН» – филиала ПФИЦ УрО РАН твердотельным Nd:YAG лазером Beamtech SGR-Extra-10. Усталостные свойства исследовались на 100 кН сервогидравлической испытательной машине Ви-00-100 в условиях одноосного циклического растяжения с коэффициентом асимметрии цикла  $R=0,1$  и постоянной амплитудой приложенной нагрузки. Длина трещины измерялась методом падения электрического потенциала [4]. ЛУ упрочнению подвергалась поверхность образца перед концентратором напряжений и непосредственно сам концентратор. Обработка образцов производилась лазерным лучом, имеющим квадратный профиль со стороной 1 мм, и плотностью мощности лазерного импульса 10 ГВт/см<sup>2</sup>. Распределение остаточных напряжений по глубине при таком режиме обработки представлен на рисунке 1. Основным критерием подбора величины нагрузки для образцов после лазерного ударного упрочнения являлось соответствие количества циклов до разрушения на обработанном образце и базовом образце (при максимальной нагрузке в цикле 10 кН и базе испытаний  $1e5$  циклов). Было проведено численное моделирование процесса лазерной ударной обработки с последующим растяжением образца с различной прикладываемой максимальной нагрузкой (10 кН, 15 кН, 16,5 кН и 18 кН). По результатам численного моделирования были построены эпюры напряжений по ширине образца в его средней части при различных величинах прикладываемых нагрузок (рисунок 2).

Результаты численного моделирования позволили спланировать программу эксперимента таким образом, чтобы ожидаемый ресурс обработанных образцов был сравним с ресурсом базовых образцов при увеличении приложенного напряжения с 10 до 16,5 кН.

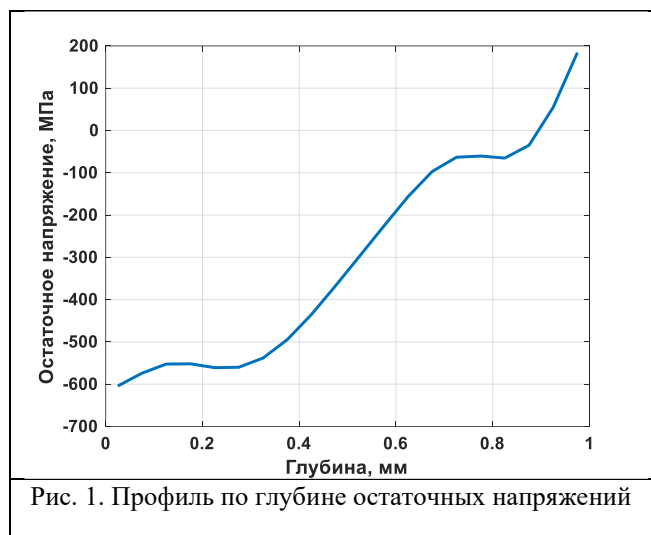


Рис. 1. Профиль по глубине остаточных напряжений

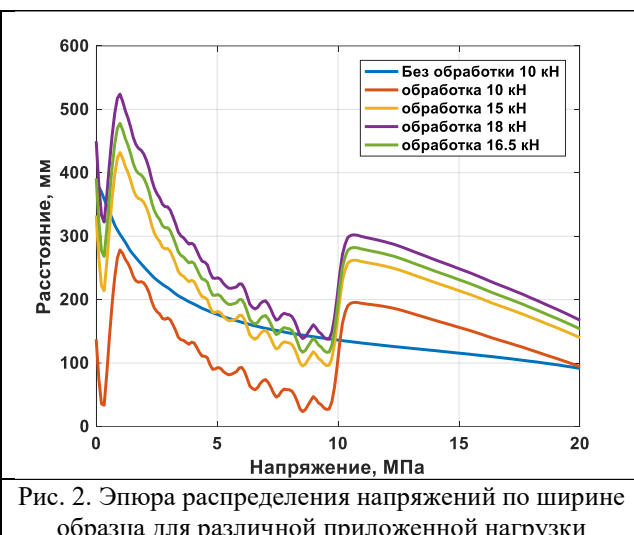


Рис. 2. Эпюра распределения напряжений по ширине образца для различной приложенной нагрузки

По результатам циклических испытаний построены графики зависимости длины трещины от времени, обработанных и базовых образцов (рисунок 3). Обработка существенно влияет на время зарождения усталостной трещины.

На рисунке 4 представлена зависимость скорости роста трещины от длины трещины, из которого видно, что характер распространения трещины не изменяется после лазерного ударного упрочнения.

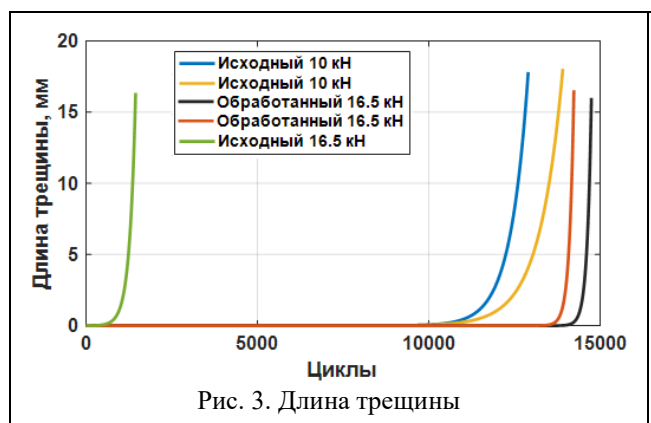


Рис. 3. Длина трещины

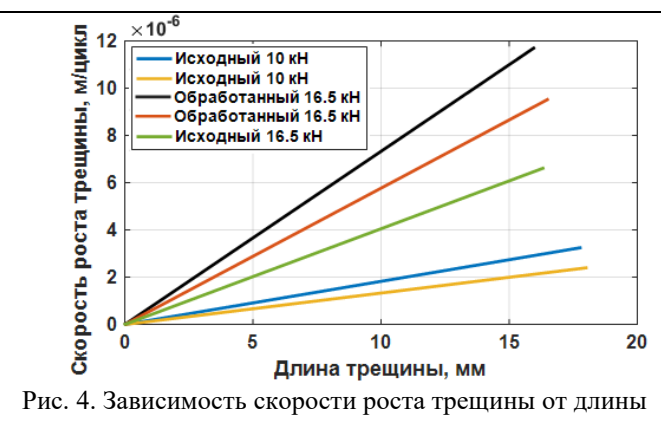


Рис. 4. Зависимость скорости роста трещины от длины

По результатам исследований можно сделать вывод, что лазерное ударное упрочнение позволяет увеличить ресурс за счёт увеличения времени зарождения усталостной трещины. При этом после возникновения трещины ее скорость слабо чувствительна к созданному полю остаточных напряжений.

*Работа выполнена в рамках гранта РНФ №22-79-10168.*

1. Crack closure mechanisms in residual stress fields generated by laser shock peening: A combined experimental-numerical approach / Keller S., Horstmann M., Kashaev N., Klusemann B. // Engineering Fracture Mechanics. – 2019. – Vol. 221. – P. 106630. – DOI: 10.1016/j.engfracmech.2019.106630.
2. Fatigue behavior of Ti-17 titanium alloy subjected to different laser shock peened regions and its microstructural response / Suna R., Che Z., Cao Z., Zou S., Wu J., Guo W., Zhu Y. // Surface & Coatings Technology. – 2020. – Vol. 383. – P. 125284. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2019.125284.
3. Aswegen D.C., Polese C. Experimental and analytical investigation of the effects of laser shock peening processing strategy on fatigue crack growth in thin 2024 aluminium alloy panels // Int. J. of Fatigue. – 2021. – Vol. 142. – P.105969. – DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2020.105969.
4. Hartman, G.A., Johnson, D.A. D-c electric-potential method applied to thermal/mechanical fatigue crack growth // Exp. Mech. – 1987. Vol. 27. – No. 1. – P. 106-112. – DOI: 10.1007/BF02318872.

## Деформация пористого сплава на основе никелида титана при испытаниях методом «Бразильского теста»

<sup>1</sup>Гарин А.С., <sup>1,2</sup>Клопотов А.А., <sup>2</sup>Устинов А.М., <sup>1</sup>Ясенчук Ю.Ф., <sup>1</sup>Марченко Е.С.,  
<sup>1</sup>Байгонакова Г.А., <sup>1</sup>Козулин А.А.

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

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

Пористые сплавы на основе никелида титана являются перспективными материалами для замещения дефектов костной ткани благодаря своей биомеханической и биохимической совместимости. В живом организме сверхэластичные пористые имплантаты с памятью формы с хаотически расположенными стенками пористого каркаса испытывают все виды деформации: сжатие, растяжение, сдвиг.

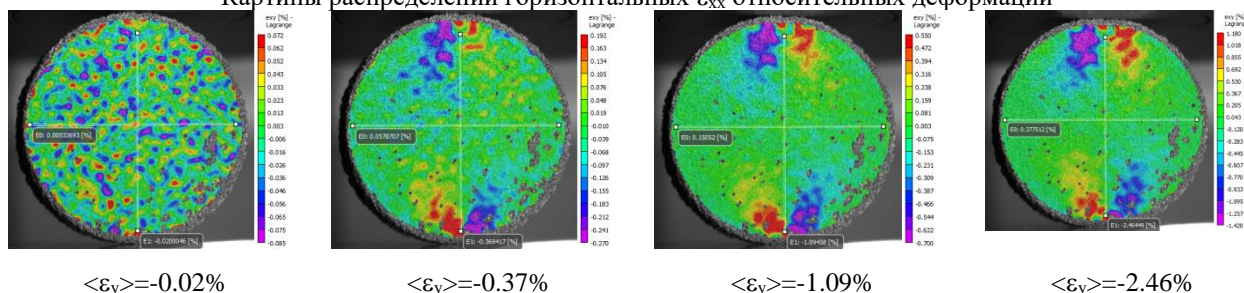
Целью настоящей работы является исследование методом корреляции цифровых изображений эволюции локализованной деформации при испытаниях дисковых образцов по схеме «бразильского теста».

Пористый сплав никелида титана получали методом СВС. Для исследования сжатием по методу «бразильского теста» пористые образцы готовили в виде дисков диаметром  $\Phi = 37.8$  мм и толщиной  $h = 10$  мм. Диаметрально сжатие образцов проводили на испытательной машине Instron-3386 с фиксацией диаграмм нагрузка – смещение при помощи виртуального экстензометра по полям смещения спеклов. Эволюцию полей смещения спеклов на поверхности образцов определяли с использованием оптической системы Vic-3D. Расчет напряжений проводили согласно [1]. Анализ диаграмм нагрузка – смещение показал, что продольная деформация разрушения при сжатии примерно в 5 раз превышает поперечную деформацию разрушения, вызванную растяжением.

На рисунке показана эволюция полей смещения спеклов по главным направлениям поперечной  $\epsilon_{xx}$ , продольной  $\epsilon_{yy}$  деформации. В процессе деформации до разрушения пористых образцов выделено 3 этапа. На начальном этапе (0.02-0.37%  $\epsilon_y$ ) упругого сжатия обнаружены равномерно хаотически распределенные по всей поверхности пористого каркаса точечные очаги локализованной деформации, вызванные неоднородностью распределения напряжений. На втором этапе (0.37-4.76%  $\epsilon_y$ ) под пуансонами формируются симметричные очаги локализованной пластической деформации сжатия-растяжения-сдвига. На третьем этапе (6.72-11.34%  $\epsilon_y$ ) симметричные очаги превращаются в конические области локализованной пластической деформации, в которых формируются трещины разрушения.

На рис. 1 показаны картины распределения поперечной деформации  $\epsilon_{xx}$ . Начиная с усредненных значений  $\langle \epsilon_y \rangle$ , по всему рабочему полю (0.37– 8.41 %) возникают области сжатия обозначенные красным цветом и области растяжения обозначенные фиолетовым цветом. На распределении продольной деформации  $\epsilon_{yy}$  в зонах контактов образца с поверхностями пуансонов обнаружены только области сжатия, максимальные значения которого обозначенные фиолетовым цветом. На стадии предшествующей разрушению области максимальной деформации сжатия смещаются к центральной части образца. При этом по краям диска образуется обширная область растяжения, обозначенная красным цветом.

Картины распределений горизонтальных  $\epsilon_{xx}$  относительных деформаций



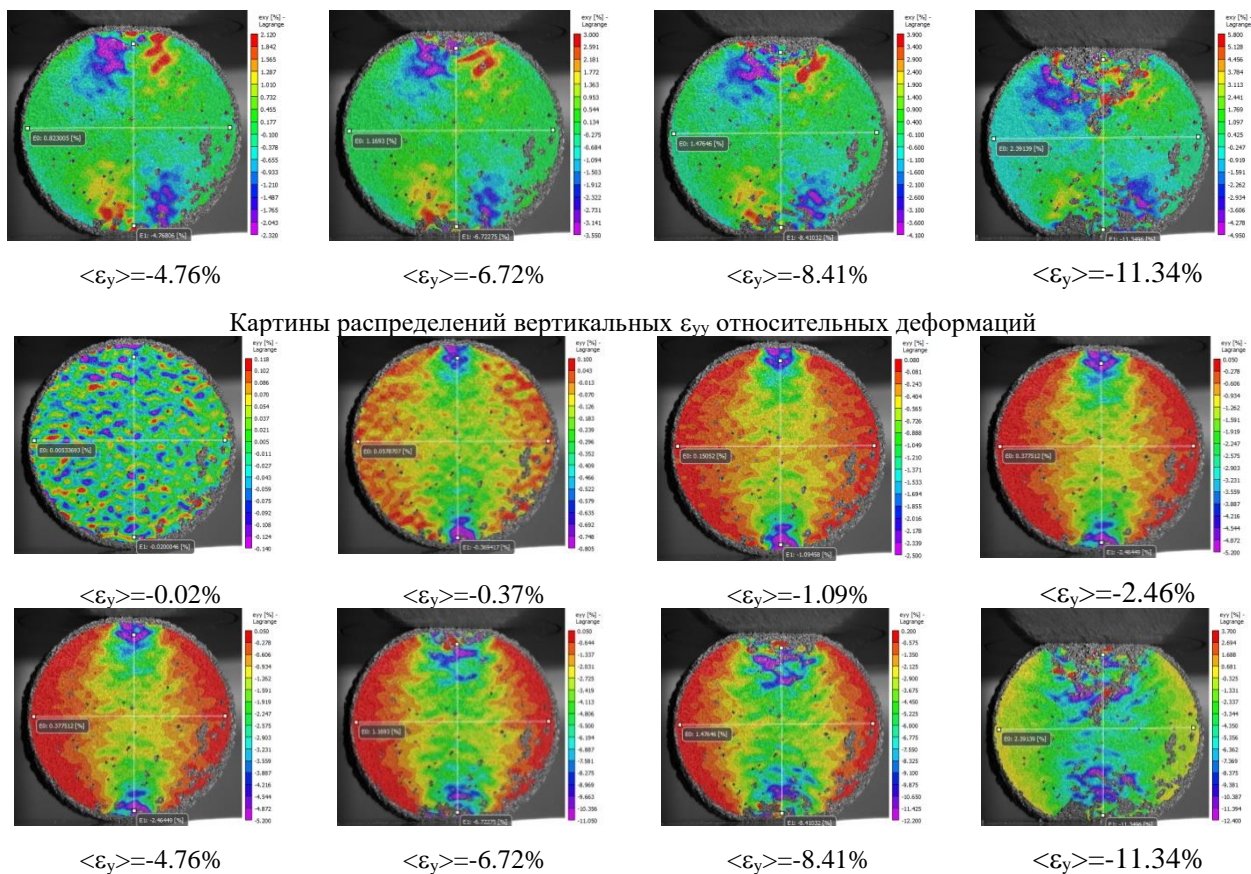


Рис. 1. Картини распределений поперечной  $\epsilon_{xx}$ , продольной  $\epsilon_{yy}$  и сдвиговой  $\epsilon_{xy}$  деформации на плоской поверхности пористого диска при сжатии в диаметральной плоскости

Таким образом, при испытании дисковых образцов из пористого сплава никелида титана по схеме «бразильского теста» установлено, что образцы при сжатии в диаметральном направлении до разрушения проходят 3 этапа упруго-пластической деформации. На 1-ом этапе появляются хаотически расположенные точечные участки деформации, на 2-ом – формируются симметричные макроскопические области локализованной деформации, на 3-ем – формируются симметричные макроскопические области пластического сдвига, приводящие к разрушению образца.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-72-10037, <https://rscf.ru/project/22-72-10037/>*

1. ASTM D3967-95a. Standard Test Method for Splitting Tensile Strength of Intact Rock Core Specimens.



## Влияние толщины титановых фольг на деформационное поведение слоистого композита с нежесткими границами разделов

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

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Получены и подвергнуты ударному изгибу четырехслойные керамометаллические композиты  $\text{ZrO}_2/\text{Ti}/\text{ZrO}_2/\text{Ti}$ ,  $\text{ZrO}_2/\text{Al}/\text{ZrO}_2/\text{Al}$ ,  $\text{ZrB}_2/\text{Ti}/\text{ZrB}_2/\text{Ti}$ ,  $\text{ZrB}_2/\text{Al}/\text{ZrB}_2/\text{Al}$ , структурная схема которых представлена на рис. 1а. Композиты представляли собой чередование пластин керамики  $\text{ZrO}_2$  и  $\text{ZrB}_2$  толщиной 2 мм и металлических фольг Ti и Al толщиной 100 мкм, соединенных между собой цианакрилатным клеем. Механические испытания проводились на маятниковом копре (рис. 1б). Образцы не имели жесткой границы раздела, что позволило после испытаний провести послойные металлографические и рентгеноструктурные исследования.

Сравнительный анализ ударной вязкости слоистых керамометаллических композитов после ударного нагружения показал, что титановые слои композитов  $\text{ZrO}_2/\text{Ti}/\text{ZrO}_2/\text{Ti}$  и  $\text{ZrB}_2/\text{Ti}/\text{ZrB}_2/\text{Ti}$  значительно увеличивают вязкость разрушения в сравнении с алюминиевыми слоями композитов  $\text{ZrO}_2/\text{Al}/\text{ZrO}_2/\text{Al}$  и  $\text{ZrB}_2/\text{Al}/\text{ZrB}_2/\text{Al}$ , что объясняется разницей прочностных характеристик этих двух металлов.

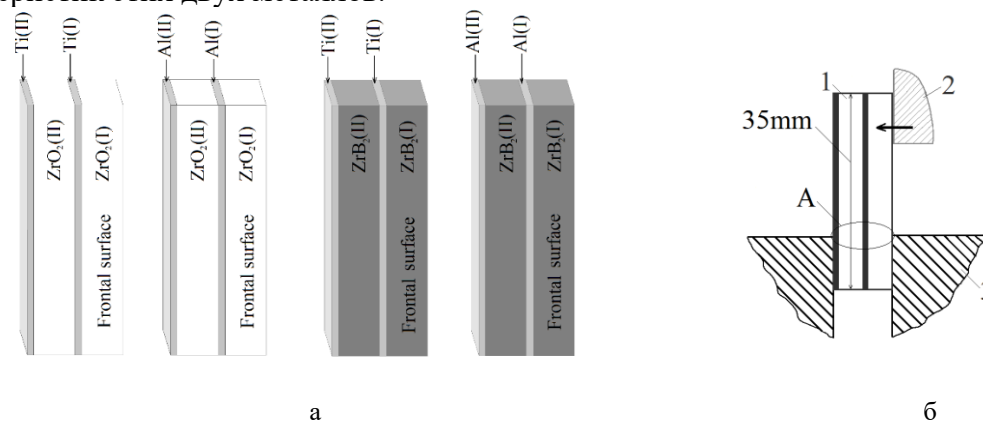


Рис. 1. Структурная схема слоистых керамометаллических композитов (а) и схема испытания на ударный изгиб (б). 1 - образец, 2 - ударник маятникового копра, 3 – захват испытательной машины. А - области структурных и фазовых исследований после испытаний.

Наибольший вклад в увеличении ударной вязкости слоистых образцов вносит керамика на основе  $\text{ZrO}_2$  по сравнению с керамикой на основе  $\text{ZrB}_2$  (рис. 2). Рентгенофазовый анализ

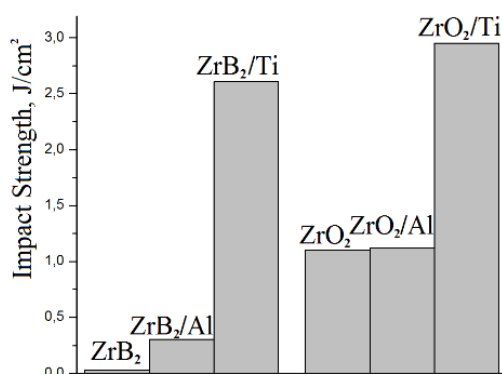


Рис. 2. Диаграмма ударной вязкости

показал приращение моноклинной модификации диоксида циркония на поверхности разрушения керамических слоев, свидетельствующий о реализации трансформационного упрочнения в следствии мартенситного превращения  $t \rightarrow m$ .

Металлографические исследования показали разницу в деформационном поведении металлических фольг. Независимо от состава композита, первые металлические слои деформируются интенсивнее, чем вторые, что проявляется в виде формирования шейки в фольгах Ti (I) и полным разрывом фольг Al (I).

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

## Температурная зависимость механизмов трансформации структурно-фазовых состояний карбидоупрочненных ванадиевых сплавов

<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>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

Современные представления о температурной зависимости характеристик прочности и температурных пределах реализации различных механизмов упрочнения в основном базируются на рассмотрении индивидуального и коллективного поведения дислокаций. В то же время реализация в сплавах с гетерофазной структурой совместного дисперсного плюс субструктурного упрочнения приводит к формированию «высокопрочного состояния», в котором пластическая деформация в условиях низкой эффективности дислокационных механизмов осуществляется механизмами, отличными от дислокационных [1]. Кроме того, в соответствии с представлениями о многостадийности и многомасштабности процессов пластической деформации пластическое течение кристаллических материалов осуществляется одновременно на нескольких структурных уровнях, когда трансляция на одном уровне обязательно сопровождается поворотом на более высоком структурном уровне, и наоборот [2].

В настоящей работе проведено обобщение экспериментальных результатов, связанных с исследованием особенностей температурной зависимости характеристик прочности и интервалов реализации механизмов пластической деформации малоактивируемых ванадиевых сплавов разных систем.

Анализ температурной зависимости механизмов упрочнения и структурной трансформации карбидоупрочненных ванадиевых сплавов в рамках указанных концепций показал, что при понижении температуры прослеживается тенденция снижения масштабного уровня (микро → СМК → нано) комбинированной реализации различных механизмов. Установлены температурные интервалы реализации основных механизмов упрочнения, определяемых структурно-фазовым состоянием сплавов. В высокотемпературной области на фоне эффективной реализации совместного дисперсного плюс субструктурного упрочнения в зависимости от сохранения или деградации высокопрочного состояния, либо наблюдается кооперативная реализация механизмов дислокационно-дисклинационного типа и потоков неравновесных точечных дефектов в полях высоких градиентов давлений, либо активизация механизмов по типу дислокационно-вакансионных. В условиях эффективного проявления субструктурного упрочнения в средней температурной области пластическая деформация может быть реализована широким спектром различных механизмов и их сочетаний. При этом возможно как проявление индивидуальных дислокационных и дисклинационных механизмов, так и их кооперативное действие в виде дислокационно-дисклинационных и дислокационно-вакансионных, а также переориентации решетки потоками неравновесных точечных дефектов. Характеризуемая подавленной дислокационной и диффузионной активностью область низких температур удовлетворяет нескольким критериям достижения «высокопрочного» состояния, но при этом сплавы характеризуются отсутствием хладноломкости. При несостоятельности классических представлений о механизмах упрочнения и пластической деформации в таких условиях, основным механизмом пластической деформации является реализуемый на наномасштабном уровне механизм однородной деформации ОЦК→ГПУ→ОЦК превращений типа деформации Бейна.

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

1. Активация и характерные типы дефектных субструктур мезоуровня пластического течения высокопрочных материалов / А.Д. Коротаев, А.Н. Тюменцев, Ю.П. Пинжин // Физ. мезомех. – 1998. – Т. 1, № 1. – С. 23–35.
2. Основы физической мезомеханики / В.Е. Панин // Физ. мезомех. – 1998. – Т. 1, № 1. – С. 5–22.

## **Физико-механические основы теории неупругой деформации твердого тела**

<sup>1,2</sup>Гриняев Ю.В., <sup>1</sup>Чертова Н.В., <sup>1,2</sup>Шилько Е.В.

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

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

Основная проблема макроскопического описания деформации твердых тел состоит в создании теории, учитывающей, помимо механических аспектов, физические механизмы деформации. Такая макроскопическая теория позволит не только решать инженерные задачи, но и давать рекомендации для создания материалов с заранее заданными свойствами. Как правило, твердые тела имеют иерархическую структуру. Под иерархической системой обычно понимают последовательно вертикальное расположение подсистем (вертикальная декомпозиция). Каждая подсистема представляет собой множество взаимодействующих компонент и допускает описание в пространстве состояний с переменными и параметрами, принадлежащими конкретному структурному уровню. Однако однозначного ответа на вопрос о том, что представляет собой структурный уровень и каковы структурные уровни конкретного рассматриваемого материала, до сих пор не существует. Правила разбиения и результирующая последовательность структурных уровней зависят от выбранного подхода и интересов исследователя. Более того, твердое тело как иерархическую систему невозможно описать полно и детально. Поэтому основная задача теоретического описания состоит в нахождении компромисса между простотой описания и необходимостью учета различных свойств иерархической системы.

Формально иерархическую систему можно описать, используя любой структурный уровень, например, атомный, на основе решения системы уравнений движения взаимодействующих атомов. Однако такое описание макросистем является не только сложным, но и технически не реализуемым, поскольку требует задание начальных положений атомов и их скоростей и содержит большое число уравнений. В этом заключается принципиальная трудность описания макросистемы на атомном структурном уровне. В иерархических системах переменные и параметры более высокого уровня определяются коллективными свойствами элементов на нижнем уровне. Следовательно, переход на более высокий структурный уровень приводит к значительному уменьшению числа степеней свободы и, следовательно, к уменьшению количества переменных и материальных параметров. Для создания физически обоснованной макроскопической теории необходимо двигаться вверх по иерархии структурных уровней, что даст более глубокое понимание системы в целом и выяснение физического содержания параметров и переменных макроуровня.

Отсюда вытекает первая задача физической мезомеханики: как описать переход с более низкого структурного уровня на более высокий. Такой переход является сложной задачей, что наглядно иллюстрируется многочисленными работами, в которых рассматривается определение эффективных упругих констант двухкомпонентных композитов. В таких работах осуществляется переход со структурного уровня, элементами которого являются объемы компонент, на макроуровень, т.е. структурный уровень композита в целом.

Второй задачей физической мезомеханики является создание макроскопической теории деформации твердых тел, учитывающей механические и физические аспекты на основе полученных решений первой задачи, если в исходном состоянии деформируемое тело имеет иерархическую структуру.

В данном докладе исследуется вторая задача, при условии, что решена первая задача или в исходном состоянии деформируемое тело однородно, изотропно и не имеет более низких структурных уровней. Задача решается в приближении сплошной среды. При решении задачи используются две модели: механическая модель (теория упругости) и физическая модель (континуальная теория дислокаций). Другими словами, строится теория на стыке механики и физики деформируемого твердого тела.

Паниным В.Е. в работе [1] была высказана плодотворная идея создания нового подхода

к описанию неупругой деформации твердых тел на стыке механики и физики деформируемого твердого тела – физической мезомеханики, объединяющей механическое (феноменологическое) и физическое описание процесса деформации. Математической основой физической мезомеханики должна быть система определяющих соотношений, связывающая между собой механические (напряжения – деформации) и физические (плотности и потоки трансляционных дефектов) переменные с одинаковой тензорной размерностью и рассматриваемые на макроуровне.

С использованием формализма континуальной теории дефектов получена система определяющих соотношений физической мезомеханики, включающая:

- уравнение для тензора плотности трансляционных дефектов;
- уравнение, связывающее тензор плотности потока трансляционных дефектов со скоростью изменения плотности дефектов;
- уравнение, связывающее тензор плотности потока трансляционных дефектов с вектором «материального» импульса и вектором импульса поля дефектов;
- уравнение, связывающее изменение плотности трансляционных дефектов с изменением плотности потока дефектов и напряжениями.

Эти соотношения дополняются:

- обобщенным уравнением состояния материала, учитывающим внутренние напряжения от дефектов, термическое расширение и вязкость материала;
- условием совместности в терминах напряжений и импульсов.

Тензор плотности и тензор плотности потока трансляционных дефектов могут быть выражены через упругие или пластические дисторсии [2]. Показано, что решение относительно упругих и пластических дисторсий более предпочтительно, поскольку для них наиболее просто задавать начальные и граничные условия. Кроме того, с математической точки зрения уравнения второго порядка относительно дисторсий проще исследовать, чем уравнения первого порядка относительно тензоров потоков и плотностей дислокаций. Эти величины называются соответственно упругими и пластическими потенциалами. Исследована однозначность определения этих потенциалов.

Проведено разложение поля потенциалов, показано, что в частности энергия поля поворотов (антисимметричная часть дисторсии) разлагается сумму энергий независимых осцилляторов. Такое разложение позволит в дальнейшем провести квантование поле поворотов.

На нескольких примерах (ползучесть, циклическое нагружение, распространение плоских волн дислокаций через границу раздела двух сред с различными характеристиками) показана возможность получения аналитических решений в нуль-мерном и одномерном приближениях.

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

1. 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.
2. The continuum approach to the description of semicrystalline polymers deformation regimes: the role of dynamic and translational defects / Y.V. Grinyaev, N.V. Chertova, E.V. Shilko, S.G. Psakhie // Polymers. – 2018. – Vol. 10. – P. 1155. – DOI:10.3390/polym10101155.



## **Особенности формирования и эволюции деформационного рельефа в аддитивно изготовленной стали 316L. Экспериментальное исследование**

Емельянова Е.С., Писарев М., Балохонов Р.Р., Романова В.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Деформационный рельеф, формирующийся в процессе нагружения на свободной поверхности материала, представляет собой сложное явление, происходящее на микро-, мезо- и макроуровнях, и может служить индикатором внутреннего состояния материала. В данной работе экспериментально исследуются особенности формирования и развития деформационного рельефа на свободной поверхности образца из стали 316L, изготовленного методом селективного лазерного плавления. Обе поверхности образца подвергались шлифовке и полировке, после чего на одну из поверхностей по всей области рабочей части наносился спекл для исследования полей смещений и деформаций методом корреляции цифровых изображений, а на противоположную поверхность наносилась разметка для регистрации профилограмм. Растяжение проводилось на испытательной машине BISS Nano 15 kN согласно методике нагружения с остановками при определенной степени деформации.

Анализ результатов, полученных методом корреляции цифровых изображений, показал, что до 30% растяжения деформация происходила квазиоднородно и симметрично относительно центра образца, а затем в этой области начиналось формирование шейки. При этом деформационный рельеф на поверхности рабочей части становился заметным уже на ранних стадиях пластического течения. При деформации 5% и 35% поверхность рабочей части была проанализирована с использованием сканирующего профилометра NewView. Исследование профилограмм поверхности выявило сложную иерархически организованную структуру рельефа, включающую складки разного масштаба и ориентации. Уже при 5% деформации значительный вклад в деформационный рельеф поверхности вносили области интрузии и экструзии с характерными признаками мезоскопических рельефных образований. При деформации на уровне 35% рельеф становился еще более сложным: к уже сформировавшейся структуре добавлялись более мелкие продольные складки, ориентированные вдоль оси растяжения. Предполагается, что различные компоненты рельефа связаны с разными механизмами деформации, действующими на разных масштабных уровнях.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00600, <https://rscf.ru/project/20-19-00600/>.*

## Влияние симметрии на намагниченность кластеров переходных металлов

<sup>1</sup>Ерболатова Г.У., <sup>2</sup>Бектасова Г.С., <sup>1</sup>Перевалов Т.Д., <sup>1</sup>Измайлов Л.Н.

<sup>1</sup>Восточно-Казахстанский технический университет им. Д. Серикбаева, Усть-Каменогорск

<sup>2</sup>Восточно-Казахстанский университет имени С. Аманжолова, Усть-Каменогорск

Одной из важнейших задач в материаловедении является изучение магнитных свойств материалов. В работе [1] анализируется роль локальной геометрии в спиновом и орбитальном взаимодействии в соединениях переходных металлов, имеющих различные структуры. Одним из способов выяснения роли локальной геометрии в структуре материалов при формировании типа магнитного упорядочивания является использование метода функционала плотности.

Экспериментальные исследования показали, что ферромагнитные свойства железа разнятся для кластеров разных размеров и типа симметрии. Наша задача выяснить характер изменения намагниченности кластеров переходных металлов в зависимости от типа симметрии кластера и количества электронов в атоме. Для этого использовали метод построения плотности состояний спин-поляризованных электронов в зависимости от их энергии [2]. Для построения спектров спин-поляризованных электронных состояний выбирали октаэдрические кластеры для объёмно-центрированной (ОЦК) и гранецентрированной (ГЦК) решеток железа и других переходных металлов. Кристаллическая решётка ОЦК железа является ферромагнитной. Наименьшим кластером ОЦК-решетки является кластер, содержащий 6 не равнодистантных атомов, в отличие от ГЦК-решетки, где все атомы равнодистантны. Построены спектры плотности электронных состояний для различных типов октаэдров железа и хрома с использованием авторских программ.

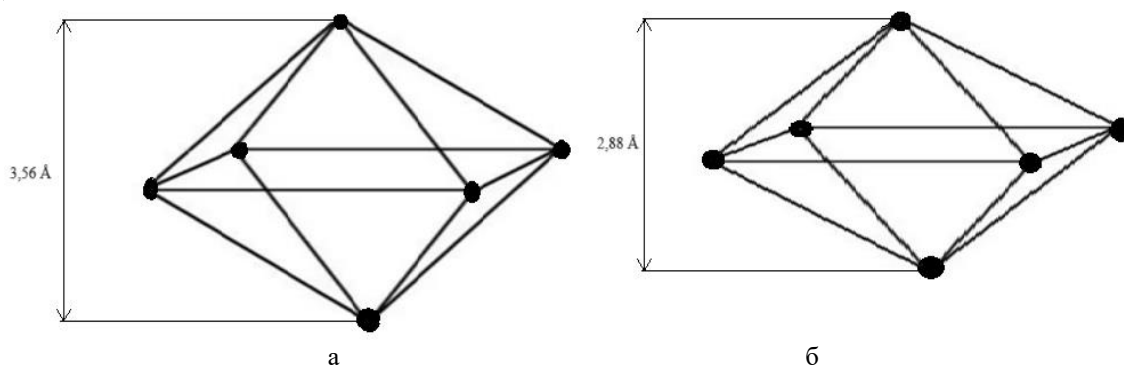


Рис. 1. Октаэдрические кластеры, используемые в расчётах плотности электронных состояний: кластер  $\gamma$  Fe (а),  $\alpha$  Fe и  $\alpha$  Cr (б)

*Авторы благодарят Кузнецову Анну Константиновну, Александра Владиславовича Нявро, Квеглис Людмилу Иосифовну за помощь в работе.*

1. Role of local geometry in the spin and orbital structure of transition metal compounds / D. I. Khomskii, K. I. Kugel, A. O. Sboychakov, S. V. Streltsov // Soviet Journal of Experimental and Theoretical Physics. – 2016. – Vol. 122 №149, № 3. – P. 484-498.
2. Нявро А.В. Эволюция Электронных Состояний: атом – молекула – кластер – кристалл. – Томск: Издательский Дом Томского государственного университета, 2013. – 268 с.

## **Сравнение структуры межзеренных границ и свойств сверхпластичных сплавов 47ХНМ, 40ХНЮ, 67КН5Б**

Ерболатулы Д.Е., Макаренко А.Е., Нұрмұхамбетова М.М.

*Восточно-Казахстанский университет им. С. Аманжолова, Усть-Каменогорск*

Работа посвящена сравнению структуры и свойств сплавов 47ХНМ, 40ХНЮ и 67КН5Б, обладающих сверхпластичностью<sup>[1]</sup>. Благодаря своей способности к деформации без разрушения сверхпластичные материалы позволяют создавать более сложные формы, которые были бы невозможны с использованием традиционных материалов. Стоит отметить, что сверхпластичные материалы - это идеальный выбор для создания сложных 3D-структур.

Цель работы - выявление режимов термомеханической обработки для улучшения свойств сплавов, позволяющих использовать их в экстремальных условиях (температура, давление, радиационное излучение).

Сравнение экспериментальных данных, полученных при исследовании структур 47ХНМ, 40ХНМ, 67КН5Б методами рентгеноструктурного анализа, дифракционной электронной микроскопии выявило формирование протяженных кластерных плотно упакованных наноструктур в зонах локализации пластической деформации. На основании расшифровки картин дифракции электронов и рентгеновских лучей предлагается 3D-модель кластерной структуры межзеренных границ в сплавах. Например, структура 47ХНМ представляет собой систему октаэдрических кластеров, которые формируются на основе ОЦК-решетки хрома с добавлением атомов никеля в определенные ее узлы.

Для такой модели предполагается рассчитать плотность спин-поляризованных электронных состояний, позволяющая объяснить природу появления ферромагнетизма в этих сплавах.

Использование кластерной модели позволяет объяснить большую скорость переключения химических связей в процессе пластической деформации результатом которой является сверхпластичность.

*Отдельная благодарность научным сотрудникам Сибирского федерального университета, оказавшим помощь в работе: Квеглис Л.И., Носков Ф.М., Короткова Е.В.*

1. Ключников Г.М., Ключников И.Г. Устойчивая сверхпластическая деформация и теплообмен // Международный журнал прикладных и фундаментальных исследований. – 2015. – № 8-3. – С. 458–465.

## **Упругие свойства структурно неоднородных материалов в условии одноосного сжатия**

<sup>1</sup>Иванов З.Г., <sup>2</sup>Голосов А.М., <sup>1</sup>Кожевников Е.В.

<sup>1</sup>*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

<sup>2</sup>*Дальневосточный федеральный университет, Владивосток*

Современные технологии 3D-печати позволяют создавать модели различных форм и размеров, свойства которых можно считать идеальными по сравнению, например, с горными породами. В отличие от горных пород, печатные модели однородны по всему объему: не содержат микротрещин, пор и включений каких-либо других материалов. На основании этого можно сделать вывод, что данная технология позволит создавать идеальные модели образцов горных пород [1-2]. Тем не менее в виду особенностей послойной 3D печати необходимо исследовать влияние условий печати на механические и упругие свойства получаемых образцов. В работе представлены результаты экспериментальных исследований влияния угла приложения нагрузки при одноосном сжатии на упругие и прочностные свойства образцов, полученных при помощи послойной 3D печати. Полученные результаты модулей упругости для каждого из образцов представлены на рис. 1. Экспериментально установлено, что направление печатных слоев влияет на механические свойства образцов. Образцы, в которых нагружение параллельно печатным слоям, имеют несколько более высокие модуль Юнга и прочность при одноосном нагружении. Разницу прочностных свойств образцов в зависимости от угла печати можно объяснить слоистой структурой образцов, а также тем, что слои имеют неоднородную структуру, обусловленную особенностями печати и тем, что наиболее уязвимым местом для разрушения является место соединения слоев друг с другом. При печати с послойным отверждением смолы, в результате того, что зона, расположенная на более удаленном расстоянии от излучателя ультрафиолетового света, имеет меньшую прочность, так как меньше подвержена облучению. В толще образца возникает неоднородная сэндвич структура. Приложение нагрузки относительно угла сэндвича приводит к различным напряжениям. У образцов с вертикальным направлением слоев возникают условия для внутреннего упрочнения всего материала, поскольку каждый из слоев имеет упрочненную зону. Также, скольжение вертикальных слоев относительно друг друга затруднено тем, что каждый слой имеет упор на нижнюю и верхнюю площадки пресса. В образцах с углами наклона слоев  $60^\circ$  и  $30^\circ$  при нагружении возникают растягивающие напряжения, направленные вдоль слоев, и между ними происходит скольжение, что приводит к меньшей упругости материала. Разница между образцами с направлением слоев, равным  $30^\circ$  и  $60^\circ$ , обусловлена тем, что количество слоев, опирающихся на платформу пресса, различно, а именно для образцов с направлением слоев, равным  $60^\circ$ , оно больше. Для образцов с горизонтальными слоями скольжение между слоями отсутствует за счет того, что приложенная к нему сила перпендикулярна слоям. В горизонтальном положении упрочненные слои не воспринимают сжимающую силу и образец имеет меньший модуль Юнга, что обусловлено сжатием малопрочной части материала. Также можно отметить, что результаты, полученные для синтетических моделей, отличаются от результатов, полученных при аналогичных испытаниях на горных породах, что, в свою очередь, подтверждает необходимость проведения такого рода исследований для выяснения механизмов деформирования 3D-моделей керна.

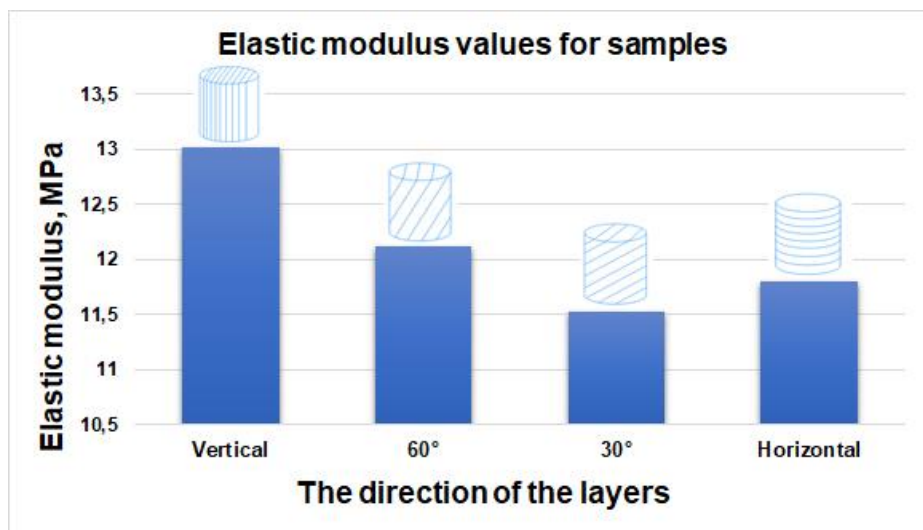


Рис. 1. Влияние направления прикладываемой нагрузки относительно угла печати на измеренный модуль Юнга образцов

*Исследования выполнены при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FSNM-2024-0008).*

1. Kozhevnikov E., Riabokon E., Turbakov M., Poplygin V. EAGE GeoTech 2022 First EAGE Workshop on Reservoir Management of Mature Fields. – 2022. – Vol. 2022. – P.1 – 5. – DOI:10.3997/2214-4609.20224023.
2. Turbakov M., Guzev M., Riabokon E., Kozhevnikov E., Ivanov Z., Panteleeva A. 3D Printing for Core Flooding Tests Evaluating. In: Lin, J. (eds) // Proceedings of the International Field Exploration and Development Conference 2023. IFEDC 2023. Springer Series in Geomechanics and Geoengineering. Springer, Singapore. – 2024. – DOI:10.1007/978-981-97-0468-2\_83.

**Влияние ультразвуковой ударной электроискровой обработки на микроструктуру и деформационное поведение 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V и их сварных соединений при трехточечном изгибе**

Казаченок М.С., Мартынов С.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Методами оптической, сканирующей электронной и просвечивающей электронной микроскопии, а также рентгеноструктурного анализа исследованы закономерности изменения микроструктуры и фазового состава образцов 3D-напечатанного титанового сплава Ti-6Al-4V в процессе электронно-лучевой сварки. Показано, что микроструктура образца Ti-6Al-4V, полученного методом проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии, и его сварного шва подобны. Так, микроструктура 3D-напечатанного образца Ti-6Al-4V состоит из столбчатых первичных  $\beta$  зерен со средним поперечным размером  $\sim 0,5$  мм, внутри которых выявляются пластины мартенситной  $\alpha/\alpha'$  фазы толщиной 0,5-1,0 мкм. Микроструктура сварного шва также состоит из столбчатых  $\beta$  зерен, содержащих мартенситные пластины  $\alpha/\alpha'$  фазы. Однако как размеры первичных  $\beta$  зерен, так и толщина мартенситных пластин  $\alpha/\alpha'$  фазы в сварном шве оказываются меньше, чем в основном металле. Как следствие, сварные швы 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V характеризуются более высокими значениями микротвердости и прочности при трехточечном изгибе, но низкой пластичностью по сравнению с аналогичными свойствами основного металла.

Ультразвуковая ударная электроискровая обработка позволяет сформировать на поверхности 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V и их сварных соединений покрытие толщиной  $\sim 25$  мкм, состоящее из  $\alpha$ -,  $\beta$ - и  $\gamma$ -WC<sub>1-x</sub> фаз. Включения карбида вольфрама в титановой матрице имеют как равноосную, так и дендритную структуру. Объемная доля дендритов в покрытиях, сформированных в зонах основного металла и сварного шва, составляет 17 и 30% соответственно. Как следствие, микротвердость покрытия, сформированного в зоне основного металла, оказывается существенно меньше (17 ГПа), чем микротвердость покрытия, сформированного в зоне сварного шва (26 ГПа).

Испытания на трехточечный изгиб показали, что ультразвуковая ударная электроискровая обработка не влияет на прочность 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V и их сварных соединений, однако оказывает существенное влияние на их пластичность. Твердое покрытие, сформированное в процессе ультразвуковой ударной электроискровой обработки, сдерживает деформацию нижележащих слоев титанового сплава, приводя к интенсивной локализации пластической деформации в образцах 3D-напечатанного титанового сплава Ti-6Al-4V при трехточечном изгибе и последующему формированию магистральной трещины, которая снижает их пластичность. Пластичность сварного соединения 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V, подвергнутого ультразвуковой ударной электроискровой обработке, напротив, увеличивается. Последнее связано с тем, что наличие большого количества трещин, выступающих в роли пространственно-распределенных концентраторов напряжений, делает макроскопическую локализацию деформации в сварном шве менее выраженной.

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

## Исследование локального тетрагонально-моноклинного превращения под нагрузкой в керамике $ZrO_2$ - $Y_2O_3$ с разным размером зерна

Козлова Т.В., Севостьянова И.Н., Шляхова Г.В., Буякова С.П., Кузнецов П.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Диоксид циркония, стабилизированный оксидом иттрия в тетрагональной модификации, широко применяется в промышленности и медицине ввиду его высокой прочности, твердости, и термостойкости. За счет мартенситного тетрагонально-моноклинного ( $t \rightarrow m$ ) превращения под нагрузкой этот материал обладает повышенной вязкостью разрушения по сравнению с другими керамиками [1]. Тетрагонально-моноклинное превращение в диоксиде циркония является одним из наиболее изученных фазовых превращений. Помимо классических методов исследования, таких как рентгеноструктурный анализ, просвечивающая электронная микроскопия, растровая электронная микроскопия, в настоящее время для анализа топологических особенностей структуры развиваются методы зондовой микроскопии, обладающие приемлемой быстротой, высоким вертикальным и латеральным разрешением, не требующие специальной подготовки образцов [2].

Дополнительную информацию о термодинамике  $t \rightarrow m$  превращения может внести оценка энергии границ зерен в тетрагональной и моноклинной модификации. Метод основан на измерении двугранного угла зернограницной канавки, образованной при термическом травлении [3].

В настоящей работе с помощью атомно-силовой микроскопии (АСМ) и оценки энергии границ зерен исследовали трансформационное превращение мартенситного типа в керамике на основе диоксида циркония с разным размером зерна вблизи отпечатка индентора.

В качестве объекта исследования использовали керамику  $ZrO_2$ -5.5мас.% $Y_2O_3$ , стабилизированную в тетрагональной модификации. Керамику с размером зерна 0,55 – 1,55 мкм получали спеканием образцов на воздухе при температурах 1500 и 1600°C с изотермической выдержкой в течение 1, 3, 5 часов. Термическое травление полированной поверхности образцов для выявления границ зерен проводили в воздушной печи при температуре 1500°C и времени выдержки 25 мин. Индентирование полированных поверхностей образцов проводили на твердомере «Супер-Виккерс» при нагрузке 100 Н с выдержкой 15 сек. Исследование рельефа вблизи угла отпечатка Виккерса и зоны распространения трещины осуществляли на атомно-силовом микроскопе (АСМ) Solver PRO-47Н в двух режимах: контактный «Метод Рассогласования» и полуконтактный метод «Отображение Фазы».

На рис. 1 показаны АСМ-изображения структуры керамики со средним размером зерна  $\langle d \rangle = 1,55$  мкм вблизи трещины. Угол отпечатка пирамидки Виккерса находится в нижней части изображения.

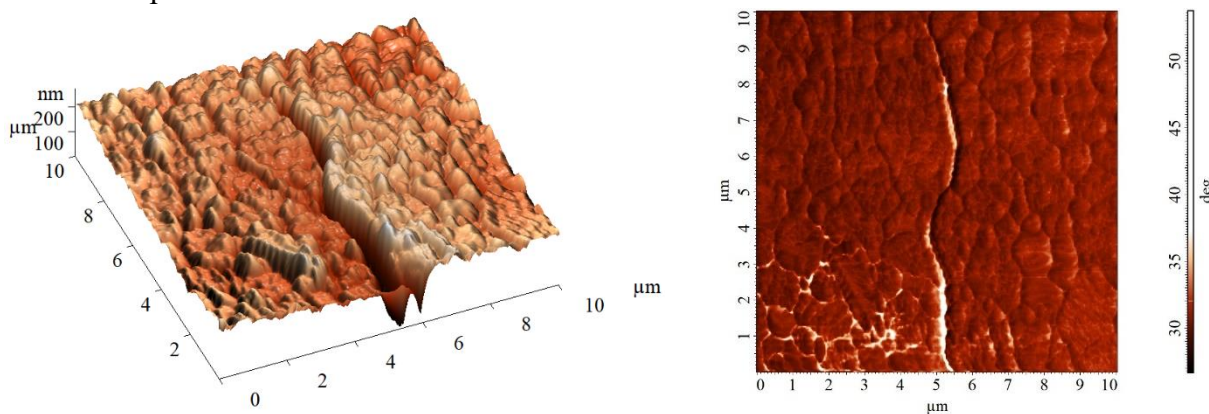


Рис. 1. АСМ-изображения структуры  $ZrO_2$ -5.5мас.% $Y_2O_3$  после спекания при  $T=1600^\circ\text{C}$  в течение 5 часов, 3D топология поверхности (а), изображение, полученное в режиме фазового контраста (б)

Видно (рис. 1а), что вдоль распространения трещины и в отдельных благоприятно

ориентированных зернах вблизи нее наблюдается деформационный рельеф, связанный с объёмным дилатационным эффектом вследствие мартенситного превращения под нагрузкой. На изображении, снятом в режиме фазового контраста наблюдаются светлые области измененного фазового контраста вдоль трещины, а также по границам зерен и в тройных стыках зерен вблизи угла отпечатка индентора (рис. 1б). Для образцов керамики с меньшим размером зерна характерны более узкие области формирования деформационного рельефа и измененного фазового контраста.

Анализ интегральных функций распределения (ИФР) энергии границ зерен выявил различия в высокоэнергетической области между наборами данных, характерных для разных условий спекания. ИФР энергии границ зерен для образцов со средними размерами зерен  $\langle d \rangle = 0,53$  и  $\langle d \rangle = 0,7$  мкм смещаются в сторону больших значений. Это говорит о том, что в структуре керамики после спекания при меньшей температуре остаются высокоэнергетические границы. Увеличение температуры спекания и времени выдержки образцов приводит к сужению энергетического интервала на ИФР. Это связано с уменьшением энтропийного вклада в свободную энергию границ зерен с увеличением температуры. Другими словами, при росте зерен аннигилируют преимущественно высокоэнергетические границы.

Вблизи угла отпечатка и в зоне распространения трещины были проведены локальные оценки энергии межфазных тетрагонально-моноклинных границ в областях, соответствующих светлым зонам в режиме фазового контраста. Полученные оценки сопоставляли с распределением энергии для однофазных границ в тетрагональных зернах, расположенных на удалении от трещины. Установлено, что для межфазных (тетрагонально-моноклинных) границ наблюдается более узкий интервал энергий межфазных границ. При этом, этот интервал лежит в области меньших энергий, а среднее значение энергии в два раза ниже по сравнению с энергией однофазных границ между зернами в тетрагональной модификации. Таким образом, изменение энергии границ зерен может служить индикатором прошедшего в структуре керамики тетрагонально-моноклинного превращения.

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

1. Hannink R.H.J., Kelly P.M., Muddle B.C. Transformation Toughening in Zirconia - Containing Ceramics // J. Am. Ceram. Soc. – 2000. – Vol. 83. – P. 461-487. – DOI:10.1111/j.1151-2916.2000.tb01221.x.
2. Deville S., Attaoui H., Chevalier J. Atomic force microscopy of transformation toughening in ceria-stabilized zirconia // J. Eur. Ceram. Soc. – 2005. – Vol. 25. – P. 3089–3096. – DOI:10.1016/j.jeurceramsoc.2004.07.029
3. Mullins W.W. The effect of thermal grooving on grain boundary motion // Acta Metall. – 1958. – Vol.6. – P. 414-427. – DOI:10.1016/0001-6160(58)90020-8.



## **Механические свойства и микроструктура сплавов системы CoCrFeMnNi**

Коновалов С.В., Дробышев В.К., Панченко И.А.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

Среди различных сплавов эквиатомный состав Co, Cr, Fe, Mn и Ni (сплав с высокой энтропией Кантора) с гранецентрированной кубической фазой становится все более популярным благодаря своим превосходным механическим свойствам. Разработан ряд близких или неэквиатомных высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), которые оказались прочнее и пластичнее своих предшественников. Поэтому цель настоящей работы изучить микроструктуру и микротвердость высокоэнтропийного сплава  $\text{Co}_{25}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_5\text{Mn}_{35}\text{Ni}_{20}$  с пониженным содержанием железа и повышенным содержанием марганца.

Было проведено точечное EDS-картирование вдоль границ зерен (темная фаза) и в объеме (светлая фаза). Результаты элементного состава исследуемых областей сплава (усреднение осуществляли по более двум произвольно выбранным участкам) показали, что основными элементами выбранных участков сплава являются марганец (39,56 ат. %), кобальт (18,70 ат. %), хром (18,53 ат. %), никель (18,32 ат. %) и железо (4,89 ат. %). Точечный анализ продемонстрировал, что темная фаза богата содержанием марганца и никеля, это можно связать с равномерным выделением данных элементов по границам зерен. Элементный состав светлой фазы, демонстрирует равномерное распределение таких элементов, как марганец (35,59 ат. %), кобальт (20,27 ат. %), хром (21,35 ат. %), никель (16,97 ат. %), железо (5,82 ат. %) в объеме зерна (таблица 3).

Средний размер области, содержащей неметаллическое включение сплава  $\text{Co}_{25}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_5\text{Mn}_{35}\text{Ni}_{20}$  составил 8 мкм. На основе химического состава и карты распределения элементов выявлено, что состав неметаллического включения сплава в большей степени обогащён следующими элементами: Mn (51,70 ат. %), O (38,73 ат. %), S (3,85 ат. %).

В работе была проанализирована твердость и микротвердость сплавов системы CoCrFeMnNi, в сравнении с исследуемым в данной работе сплавом, где образец  $\text{Co}_{25}\text{Cr}_{25}\text{Fe}_5\text{Mn}_{35}\text{Ni}_{20}$  продемонстрировал наивысшие значения твердости, среди остальных исследуемых материалов в диапазоне 114-118 НВ, микротвердости 140-149 НВ.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 23-49-00015, <https://rscf.ru/project/23-49-00015/>.*

## Стойкость сталей 5ХНМ, 11Х4В2МФ3С2 и 95Х6М3Ф3СТ в условиях сухого трения скольжения

<sup>1,2</sup>Котов Д.И., <sup>2</sup>Станкевич С.В., <sup>2</sup>Зубашевский К.М.

<sup>1</sup>Институт гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирск

<sup>2</sup>Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Проведены триботехнические исследования сталей марок 5ХНМ, 11Х4В2МФ3С2 и 95Х6М3Ф3СТ в условиях сухого трения скольжения в парах с цилиндрическими инденторами из твердого сплава ТТ10К8Б при давлении 40 МПа. Схема испытаний основана на возвратно-поступательном перемещении стального образца относительно твердосплавного контртела со скоростью 0,1 м/с. Время испытаний каждого из образцов составляло 10 часов. В качестве критерия стойкости в процессе трения скольжения использовали величину линейного износа элементов пар трения.

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

Таблица 1. Твердость и химический состав анализируемых сталей

Марка стали	Твердость, HRC (HV)	Массовая доля элементов, %							
		C	Si	Mn	Mo	Ni	V	Cr	W
11Х4В2МФ3С2 (ДИЗ7)	62 (804)	1,09	1,55	0,35	0,4	0,26	2,55	3,8	2,4
95Х6М3Ф3СТ (ЭК80)	64 (868)	0,94	0,65	0,3	0,35	0,23	2,55	5,4	< 0,50
5ХНМ	48 (600)	0,57	0,25	0,65	0,2	1,6	-	0,7	-

Снимки микроструктуры исследуемых в работе сталей представлены на рис. 1. Для образцов из стали 5ХНМ характерна однородная мелкодисперсная структура отпущенного мартенсита. Карбидных частиц после отпуска этой стали при 400 °С не зафиксировано (рис. 1а).

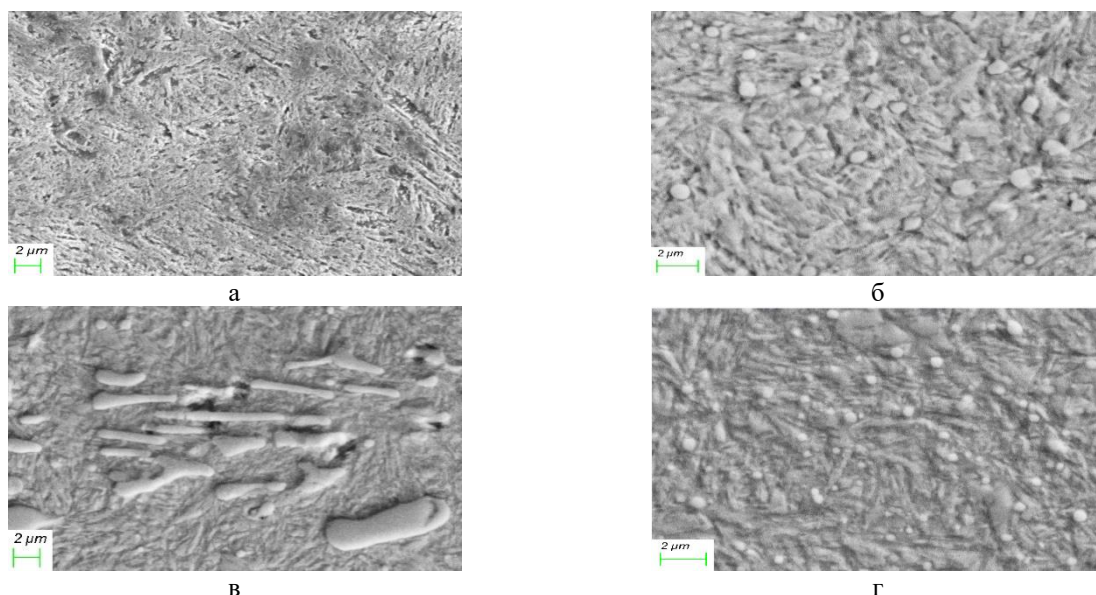


Рис. 1. Снимки микроструктуры термически обработанных образцов из стали 5ХНМ (а), 95Х6М3Ф3СТ (б) и 11Х4В2МФ3С2 (в, г), зафиксированные методом растровой электронной микроскопии

Отпуск при 545°С закаленной стали 95Х6М3Ф3СТ сопровождается выделением частиц второй фазы, присутствие которой способствует упрочнению материала (рис. 1б).

Для образцов из стали 11Х4В2МФ3С2 характерна структура в виде смеси α-фазы и распределенных в ней карбидов (рис. 1 в, г).

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

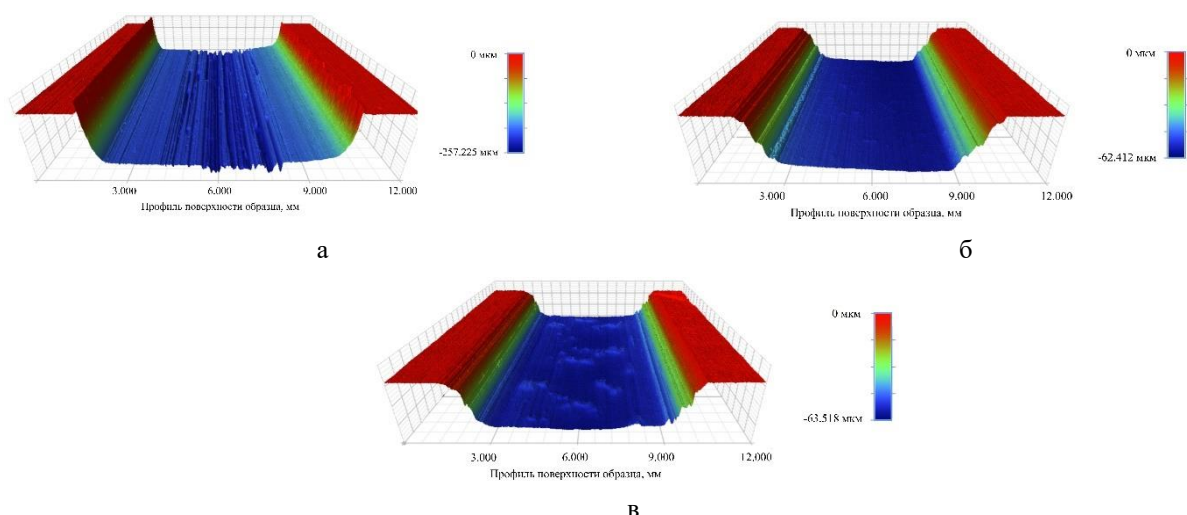


Рис. 2. Профилограммы образцов из сталей 5ХНМ (а), 11Х4В2МФ3С2 (б) и 95Х6М3Ф3СТ (в)

Максимальным уровнем износостойкости характеризуется термически обработанная сталь 11Х4В2МФ3С2. При взаимодействии с твердосплавным индентором величина линейного износа образца из этого сплава составила 0,062 мм (рис. 2 б).

Следует подчеркнуть, что процессы, сопровождающие трение металлических материалов, отличаются разнообразием, что препятствует выявлению общих закономерностей разрушения поверхностных слоев материалов. Особенности нанокристаллической структуры, формирующейся в нанокристаллических слоях, в частности ее размерная неоднородность, по мнению Л.Г. Коршунова с соавторами [1] свидетельствуют об активном развитии аккомодационных процессов, препятствующих нарушению сплошности материалов. Результаты глубоких исследований, выполненных Л.Г. Коршуновым, А.В. Макаровым, А.В. Колубаевым и другими специалистами [2-5], дают основания полагать, что при взаимодействии сталей с индентором возникают слои, в пределах которых за формирование частиц износа ответственны процессы фрагментации и движения элементов субструктуры по схеме «сдвиг + поворот».

Анализ результатов триботехнических испытаний материалов может быть выполнен с учетом характера структурных преобразований, сопровождающих взаимодействие находящихся в контакте тел. Основным фактором, позволяющим объяснить высокий уровень триботехнических свойств сталей 11Х4В2МФ3С2 и 95Х6М3Ф3СТ, является формирование в стали механической смеси  $\alpha$ -фазы и высокопрочных термически стабильных мелкодисперсных карбидов.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИГиЛ СО РАН проект: 2.3.1.3.3. Актуальные проблемы создания оборудования нового поколения для инновационных технологий утилизации радиоактивных и взрывоопасных изделий и веществ и получения новых материалов ударным и взрывным нагружением.*

1. Коршунов Л.Г., Черненко Н.Л. Структурные превращения и трибологические эффекты в поверхностном слое аустенитной хромоникелевой стали, инициированные наноструктурированием и оксидированием // Поверхность. Синхротронные и нейтронные исследования. – 2020. – № 6. – С. 95-101.
2. Колубаев А.В., Тарасов С.Ю., Сизова О.В. и др. Эволюция структуры поверхностного слоя металлов в условиях трения скольжения // Трение и износ. – 2007. – Т.28, №6. – С. 582-590.
3. Панин В.Е., Колубаев А.В., Слосман А.И. Износ в парах трения как задача физической мезомеханики // Физическая мезомеханика. – 2000. – №3. – С. 67-74.
4. Макаров А.В., Насонов С.П., Коршунов Л.Г. и др. Влияние дополнительного легирования ванадием и молибденом на структуру и износостойкость высокоуглеродистой мартенситной стали // Физика металлов и металловедение. – 1997. – Т. 83, № 2. – С. 128-137.
5. Коршунов Л.Г., Макаров А.В., Черненко Н.Л. Структурные аспекты износостойкости сталей мартенситного класса // Физика металлов и металловедение. – 1994. – Т. 78, № 4. – С. 128-146.

# Упрочнение поверхностного слоя стали 20X13 в процессе обработки трением с перемешиванием инструментом WC-Co с плоской и сферической рабочей частью

Кузнецов В.П., Воронцов И.А., Воропаев В.В., Корелин А.В.

Уральский федеральный университет им. Б. Н. Ельцина, Екатеринбург

Упрочнение поверхностей методом обработки трением с перемешиванием (ОТП) перспективно вследствие реализации механизмов измельчения исходной структуры материала, закалки и легирования материалом инструмента. Однако влияние формы рабочей части инструмента на повышение прочностных свойств обрабатываемых поверхностей в полной мере не изучено. В связи с этим представляется актуальным анализ упрочнения поверхностей, полученных в результате обработки трением с перемешиванием простым (без специальных наконечников) инструментом с плоской или сферической рабочей частью, обладающим повышенной долговечностью. Плоский торец инструмента, как правило, имеет фаску.

В настоящей работе выполнено исследование ОТП поверхности стали 20X13 инструментом WC-Co диаметром 10 мм с плоским торцом и фаской 0,5 мм х 45° и сферической рабочей частью радиусом 10 мм на обрабатывающем центре Okuma MA-600 при нормальной силе  $F_n = 3000$  Н, частоте вращения инструмента  $n = 2500$  об/мин при подачах 50, 75, 100 и 150 мм/мин.

Режимы обработки подобраны основываясь на анализе работы [1], в результатах которой авторы установили, что при поверхностной обработке стали 20X13 с нормальной силой 3000 Н, частотой вращения инструмента 2500 об/мин и подачей 100 мм/мин инструмент и обрабатываемый материал разогреваются в контактной зоне до температуры порядка 1000 °С, что выше температуры  $A_{c3}$  на 150 °С. Такой режим обработки приводит к фрикционной закалке поверхности до глубины более 1 мм. В работе [2] Пан Л. исследовал микротвердость нержавеющей стали AISI 420 после ОТП при подачах 150, 200 и 250 мм/мин и установил, что наибольшая микротвердость 697 HV<sub>1,0</sub> достигается на глубине 100 мкм при  $n = 2000$  об/мин;  $F_n = 20$  кН;  $f = 150$  мм/мин.

Н. Yamamoto [3] установил возможность упрочнения поверхностного слоя стали HSLA в процессе ОТП инструментом со сферической рабочей частью до микротвердости 878 HV на глубине 75 мкм при режиме обработки  $F_n = 18300$  Н,  $f = 100$  мм/мин и  $n = 1000$  об/мин. Вышеприведенные режимы ОТП обладают схожим тепловложением в обрабатываемый материал.

Проведены микродюрометрические исследования при нагрузке 0,05 кгс по глубине поверхностного слоя 20X13, обработанного трением с перемешиванием инструментом со сферической рабочей частью (рис. 1а) и с плоским торцом (рис. 1б). Анализ глубины упрочненного поверхностного слоя проводился по пороговому значению микротвердости 500 HV<sub>0,05</sub>, соответствующему границе однородной мартенситной структуры.

Определено, что при ОТП с подачей  $f = 50$  мм/мин инструментом со сферической рабочей частью достигается максимальное значение микротвердости 771 HV<sub>0,05</sub> и глубина упрочненного слоя составляет 700 мкм. При данной подаче обработка инструментом с плоским торцом обеспечивает глубину упрочнения поверхностного слоя около 900 мкм. Сравнение экспериментальных данных приведено в таблице 1, где П – обозначение инструмента с плоской и С – со сферической рабочей частью.

Таблица 1. Сравнительный анализ глубины и степени упрочнения при различных типах инструмента

Свойства поверхностного слоя	$f = 50$ мм/мин		$f = 75$ мм/мин		$f = 100$ мм/мин		$f = 150$ мм/мин	
	П	С	П	С	П	С	П	С
Пиковое значение микротвердости, HV <sub>0,05</sub>	716	771	837	686	827	707	890	751
Глубина, соответствующая пиковому значению HV <sub>0,05</sub> , мкм	10	175	50	100	10	50	10	50
Глубина упрочнения, мкм	900	700	800	600	700	500	700	325

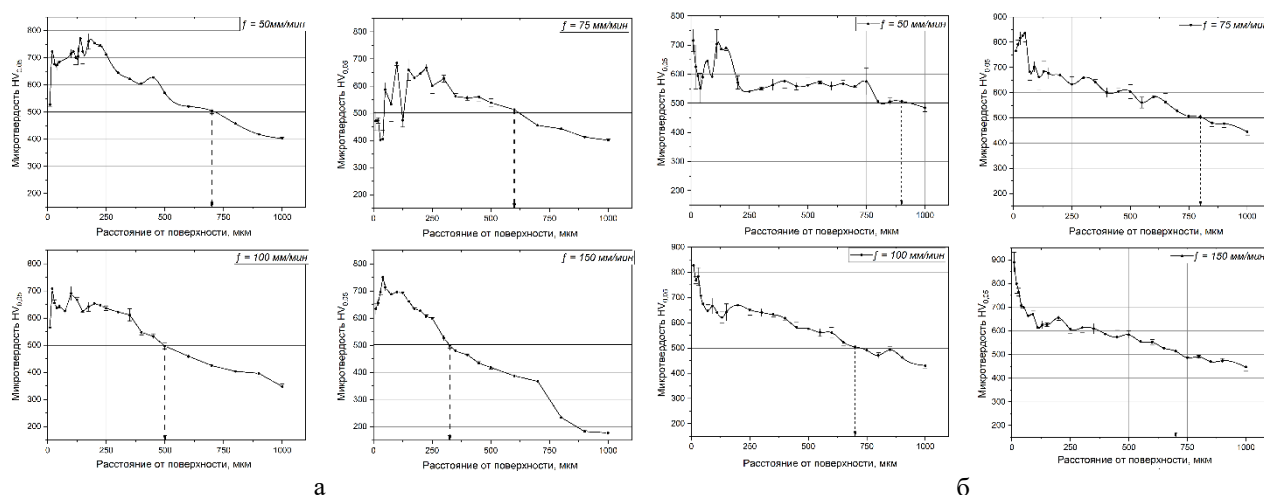


Рис. 1. Изменение микротвердости  $HV_{0,05}$  по глубине поверхностного слоя после ОТП инструментом со сферической (а) и плоской (б) рабочей частью

Анализ влияния формы рабочей части инструмента на упрочнение поверхностного слоя стали 20Х13 при обработке трением с перемешиванием с различными подачами показал, что при применении инструмента со сферической рабочей частью максимальная (пиковая) величина микротвердости  $HV_{0,05}$  имеет место в слое на глубине от 175 мкм при подаче 50 мм/мин до 50 мкм при подаче 150 мм/мин.

Применение инструмента с плоской рабочей частью обеспечивает высокий (пиковый) уровень микротвердости в приповерхностном слое толщиной 15...50 мкм при подачах 50 и 75 мм/мин и до 10 мкм при более высоких подачах.

Следует отметить, что применение инструмента со сферической рабочей частью при подачах 50 и 75 мм/об демонстрирует нестабильный характер упрочнения тонкого поверхностного слоя. Применение инструмента с плоским торцом и фаской за счет развития механизма поверхностной закалки позволяет сформировать мартенситную структуру с микротвердостью 500  $HV_{0,05}$  на глубине 200 мкм и более, что выше, чем при ОТП инструментом со сферической рабочей частью.

*Работа выполнена в молодежной лаборатории модификации поверхностей материалов ФГАОУ ВО «Уральский Федеральный Университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина» в рамках соглашения с Министерством науки и высшего образования № 075-03-2024-009/4 от 11.04.2024 (номер темы FEUZ-2024-0020)*

1. 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.
2. Pan L. Enhancement in hardness and corrosion resistance of AISI 420 martensitic stainless steel via friction stir processing / L. Pan, C.T. Kwok // Sct. –A. – 2018. – Vol. 357. – P. 339–347.
3. Hajime Yamamoto, Shodai Koga, Kazuhiro Ito, Yoshiaki 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.



## Зернограничное смачивание в керамическом композите Ta(Ti)B<sub>2</sub> +20% SiC

Кузнецов П.В., Мировой Ю.А., Нейман А.А., Шмаков В.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В последние два-три десятилетия границы зерен в поликристаллах являются предметом повышенного внимания материаловедов и физиков в связи с развитием подхода зернограничной инженерии, который предусматривает управление свойствами материала путем манипуляции его интерфейсами. Особое внимание уделяется зернограничным фазовым переходам смачивания, которые наблюдаются в некоторых системах, и являются причиной изменения диффузионной проницаемости, коррозионной стойкости, активированного спекания, рекристаллизации и роста зерен [1, 2].

Явление зернограничного смачивания проявляется в образовании сплошных жидких или твердых прослоек второй фазы между зёрнами (полное смачивание) или появлении цепочек жидких или твердых линзовидных включений второй фазы (частичное или неполное смачивание границ зерен (ГЗ) [1]. Морфология второй фазы определяется соотношением энергии ГЗ и границ разделяющей фазы и может зависеть как от температуры, так и от давления или концентрации легирующих элементов [1, 2]. Физические причины смачивания ГЗ в материалах рассматриваются на основе анализа баланса поверхностных энергии взаимодействующих фаз, хотя детали взаимодействия остаются предметом исследований.

Настоящая работа посвящена исследованию зернограничного смачивания, которое наблюдали в керамическом композите Ta(Ti)B<sub>2</sub> +20% SiC.

Образцы были получены методом горячего прессования при температуре 1800° при давлении  $P = 30$  МПа. Длительность изотермической выдержки составляла 40 минут. Полученные образцы подвергали термическому отжигу при температуре  $T=1600^{\circ}$  в три этапа: с изотермической выдержкой течение 1 часа, затем два раза в течение 2 часов.

Рентгеноструктурный анализ показал, что фазовый состав полученного керамического композита представлен фазами TaB<sub>2</sub> и TiB<sub>2</sub> с преобладанием объемной доли фазы TaB<sub>2</sub>, которая по оценкам относительной интенсивности пиков составляет 95%.

На рис.1 показано оптическое изображение структуры керамического композита, на котором, в качестве примера, светлыми эллипсами выделены области полного и неполного смачивания ГЗ, отмеченные цифрами 1 и 2, соответственно. Полное смачивание приводит к образованию сплошных довольно толстых  $\sim (500\div 800)$  нм слоев вдоль ГЗ (область 1), в то время как при неполном смачивании вдоль ГЗ образуется цепочка крупных линзовидных включений (область 2) [1]. Кроме полного и неполного смачивания ГЗ в керамическом композите на рис.1 наблюдается смачивание тройных стыков (ТС), отмеченное светлым кружком в области 3. В области 3 видно два ТС, которые соединяет полностью смоченная граница [1].

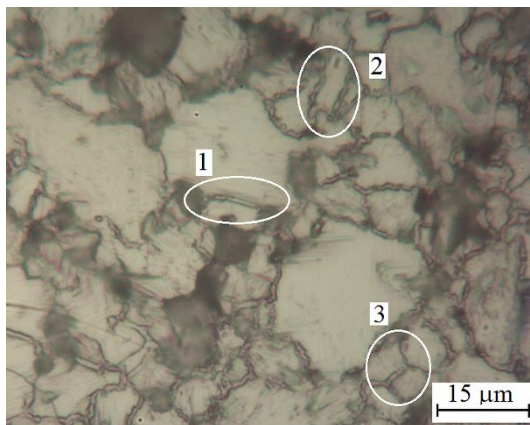


Рис. 1. Оптическое изображение структуры керамического композита Ta(Ti)B<sub>2</sub>-20%SiC

В нижнем ТС в области 3 сходятся три полностью смоченные границы, и стык является

полностью смоченным. В верхнем ТС встречаются одна смоченная и две несмоченные границы и ТС является полностью несмоченным [1].

Методом дифракции обратно рассеянных электронов было установлено, что в керамическом композите все границы являются большеугловыми с углом разориентации ГЗ  $\theta > 36^\circ$ .

С помощью энергодисперсионного микроанализа было установлено, что эффект смачивания границ связан с неоднородным распределением химических элементов в композите, средние значения которых в области смачивания составляют С – 6.9, О – 5.6, Si – 7.2, Ti – 63.6, Та – 15. В области, где смоченные границы не наблюдаются, средний состав элементов следующий С – 8.7, О – 7.8, Si – 7.4, Ti – 56.7, Та – 19.5 (данные элементного состава приведены в ат.%).

Связь эффекта смачивания границ с микронеоднородностью распределения элементов подтверждается результатами исследования распределения элементов в области смоченного тройного стыка. На рисунке 2 показано РЭМ изображение (а) и карты распределения Ti (б), Та(в), Si(г) и С(д) трех смоченных границ. На приведенных рисунках видно, что области смоченных границ и тройного стыка обогащены Ti и С и обеднены Та и Si.

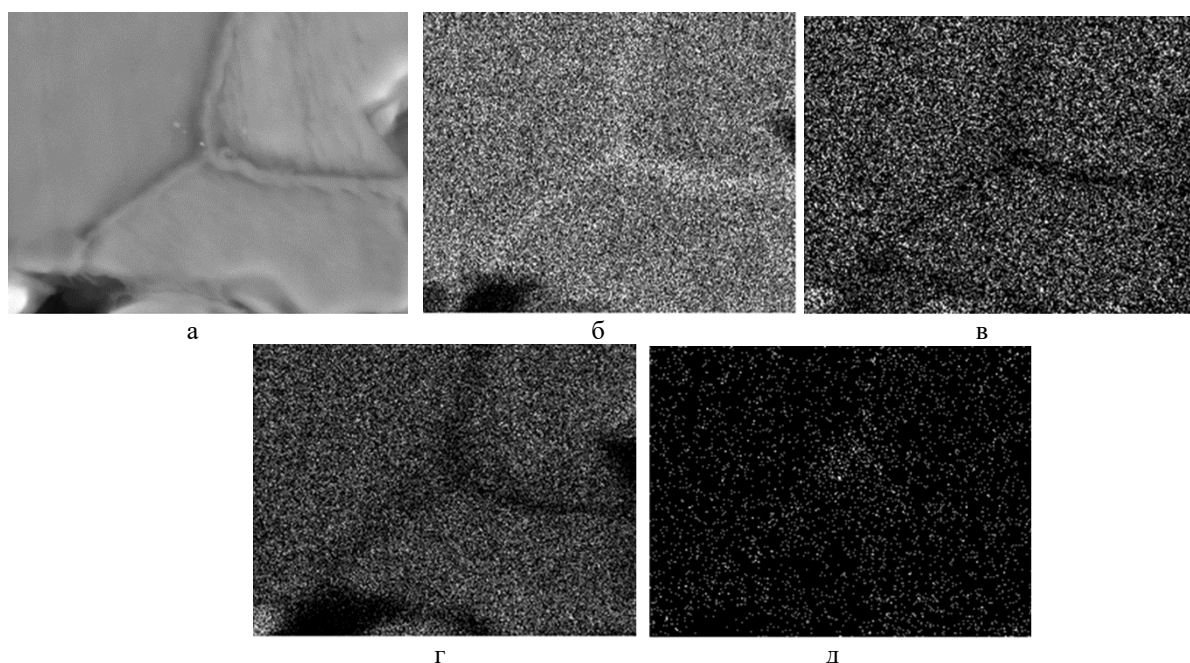


Рис. 2. РЭМ изображение структуры керамического композита Ta(Ti)B<sub>2</sub>-20%SiC (а) и карты распределения Ti (б), Та (в), Si (г) и С (д)

Полученные результаты анализируются и обсуждаются с учетом неоднородности химического состава границ и тройных стыков и энергии ГЗ и межграницной фазы.

*Работа выполнена в ИФПМ СО РАН в рамках государственного контракта FWRW-2021-0009.*

1. Grain Boundary Wetting by the Second Solid Phase: 20 Years of History / B. Straumal, T. Lepkova, A. Korneva, G. Gerstein, O. Kogtenkova, A. Gornakova // Metals. – 2023. Vol. 13. – P. 929 – 25. – DOI:10.3390/met13050929.
2. Statistical Analysis of the Intergranular Film Thickness in Silicon Nitride Ceramics / H. Kleebe, M. Chibulk, R. Cannon, M. Kulde // J. Am. Ceram. Soc. – 1993. – Vol. 76. – №8. – P. 1969-77. – DOI:10.1111/j.1151-2916.1993.tb08319.x.

**Структурные изменения при ультразвуковой сварке меди**  
Мурзинова М.А., Шаяхметова Э.Р., Мухаметгалина А.А., Назаров А.А.  
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

Ультразвуковая сварка (УЗС) металлов является одним из методов получения твердофазных соединений тонких металлических полуфабрикатов (листов, фольг, проволок) друг с другом или с массивными металлическими подложками [1-3]. Этот метод позволяет соединять металлы и сплавы, отличающиеся составом, механическими и физическими свойствами, и рассматривается как перспективный способ получения многослойных конструкций и полуфабрикатов с заданными свойствами [1, 2].

При проведении УЗС привариваемая заготовка прижимается к подложке волноводом и вместе с ним совершает возвратно-поступательные движения с частотой 20-40 кГц и амплитудой 10-50 мкм. В результате интенсивного трения, одновременного воздействия сжимающей и высокоскоростной знакопеременной сдвиговой деформации в зоне контакта заготовок возникают очаги схватывания. С увеличением длительности процесса их площадь увеличивается, чему способствует повышение температуры до  $(0,3-0,8)T_{пл}$ , и образуется зона соединения [1, 2]. Несмотря на многочисленные исследования свойств и микроструктуры соединений, полученных УЗС по различным режимам, принципы выбора условий сварки и механизмы формирования соединений остаются дискуссионными [2, 3]. При этом все предложенные гипотезы образования соединений основаны на анализе структурных изменений вблизи контактирующих поверхностей. В подавляющем большинстве случаев в зоне соединений наблюдают зерна размерами 0,1-2 мкм, поэтому формирование соединений связывают с развитием динамической рекристаллизации, приводящей к измельчению структуры исходных листов [3]. Рост зерен, который наблюдали в нескольких работах [3], обычно относят к сопутствующим процессам.

В предлагаемом докладе приводятся результаты исследований структуры образцов, полученных УЗС пластин меди, титана и никеля, выполненные методами сканирующей электронной микроскопии с применением ориентационного анализа. Сопоставление структуры в зонах соединения и в объемах сваренных пластин со структурой в исходных заготовках позволили показать следующее:

- Структурные изменения при УЗС зависят как от температурно-скоростных условий деформации, которые определяются условиями сварки, дизайном сварочного инструмента, теплофизическими свойствами свариваемых материалов, так и от исходной структуры заготовок и могут сопровождаться как измельчением зерен, так и их ростом.
- Ультрамелкозернистая структура в зоне соединений наблюдалась во всех исследованных случаях, по крайней мере, на периферии соединений, где температура и деформация обычно меньше, чем в центре. В областях с ультрамелкозернистой структурой часто присутствуют хаотично расположенные поры размерами 0,1-0,5 мкм.
- Субмикронные поры не были выявлены, если в зоне соединения имел место рост зерен и формировалась мелко- или крупнозернистая структура.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 22-19-00617 (<https://rscf.ru/project/22-19-00617/>). Микроструктурные исследования проводились на базе ЦКП ИПСМ РАН "Структурные и физико-механические исследования материалов".*

1. Matheny M.P., Graff K.F. Ultrasonic welding of metals. // In Power Ultrasonics-Applications of High-Intensity Ultrasound; Gallego Juárez, J.A., Graff, K.F., Eds.; Woodhead: Cambridge, UK – 2015. – P. 259–293.
2. Ward A.A., Zhang Y., Cordero Z.C. Junction growth in ultrasonic spot welding and ultrasonic additive manufacturing. // Acta Mater. – 2018. – Vol. 158. – P. 393–406. – DOI:10.1016/j.actamat.2018.07.058
3. Sanga B., Wattal R., Nagesh D.S. Mechanism of Joint Formation and Characteristics of Interface in Ultrasonic Welding: Literature review. // Period. Eng. Nat. Sci. – 2018. – Vol. 6. – P. 107–119. – DOI:10.21533/pen.v6i1.158



# Температурные зависимости смещений атомов в ГЦК решетке в нержавеющей безникелевых сталях с высоким содержанием элементов внедрения

<sup>1</sup>Наркевич Н.А., <sup>1</sup>Перевалова О.Б., <sup>2</sup>Бадулин Н.В.

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

<sup>2</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический институт, Томск

Легирующие элементы, образующие в сталях твердые растворы внедрения, такие как углерод и азот, способствуют повышению их прочностных свойств [1]. Атомы азота и/или углерода располагаются в кристаллографических порах, увеличивая при этом параметр решетки аустенита. Равновесная концентрация внедренных атомов с понижением температуры снижается, поэтому аустенит в высокоазотистых и углеродоазотистых сталях, стали Гадфильда в состоянии после закалки находится в высоконапряженном состоянии [2].

Целью работы является исследование микродеформаций, связанных с микронапряжениями III рода в аустенитных сталях с высоким содержанием элементов внедрения в интервале температур от 20 до -196°C. Смещения атомов рассчитывали по методике [3], анализируя интенсивности пиков плоскостей {111} и {200} первого и второго порядков. Исследовали стали двух составов (см. таблица 1).

Таблица 1. Химический состав исследованных сталей вес, %

Состав	Cr	Mn	Si	Ni	C	N	P	S	Fe
1	16,50	18,81	0,52	0,24	0,07	0,53	0,01	0,001	Ост.
2	24,40	16,40	1,10	0,18	0,57	0,71	0,002	0,017	Ост.

Сталь 1 после закалки от 1100°C в воде имела однофазную аустенитную структуру. В структуре стали 2 присутствовали вторичные фазы - карбиды, несмотря на более высокую 1150°C температуру нагрева перед закалкой.

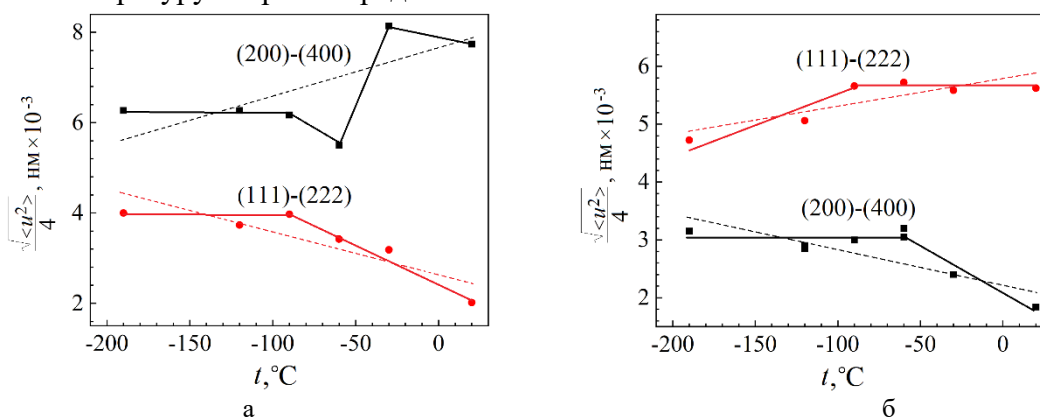


Рис. 1. Температурные зависимости смещений атомов в ГЦК решетке в стали 1 (а) и стали 2 (б)

Смещения атомов в ГЦК решетке в стали 1, содержащей азот, выше, чем в стали 2 с углеродом и азотом, (рис. 1). Кроме того, смещения атомов в стали 1 в плоскостях {111} при снижении температуры от комнатной до -196°C изменяются от  $5,5 \times 10^{-3}$  до  $4,8 \times 10^{-3}$  нм, в то время как в углеродоазотистой стали от  $2,0 \times 10^{-3}$  до  $4,0 \times 10^{-3}$  нм. Различия в величине искажений ГЦК решетки связаны с особенностями заполнения кристаллографических пор атомами азота и углерода.

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

1. Сагарадзе В.В., Уваров А.И. Упрочнение и свойства аустенитных сталей. – Екатеринбург: РИО УрО РАН, 2013. 720 с.
2. Narkevich N., Deryugin Y., Mironov Y. Effect of the  $\gamma \rightarrow \epsilon$  phase transition on transformation-induced plasticity (Trip) of nickel-free high nitrogen steel at low temperatures // Metals. – 2021. – Vol. 11(5). – P. 710. <https://doi.org/10.3390/met11050710>
3. Горелик С.С., Скаков Ю.А., Расторгуев Л.Н. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. – М.: МИСиС, 2002. 357 с.

## Исследование структуры наплавочных материалов использующихся в металлургической промышленности

Панченко И.А., Дробышев В.К., Громов В.Е., Коновалов С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

Проведение теоретических и экспериментальных исследований физической природы, процессов и механизмов упрочнения и формирования защитных свойств поверхностных слоев металлических деталей и изделий посредством электродуговых покрытий, наплавленных порошковыми проволоками, актуально и имеет большое научно-практическое значение как в металлургической, так и в горнодобывающей области.

Исследование структуры наплавленных металлов порошковой проволокой системы Fe–C–Si–Mn–Cr–Ni–Mo–V с дополнительным легированием порошка хрома и никеля осуществлялось на сканирующем электронном микроскопе КУКУ-ЕМ6900. Микроструктура материалов после травления имела идентичное дендритное (столбчатое) строение, характерное для литого металла и представляла собой мартенсит (рис.1). Методы сканирующей электронной микроскопии позволили также измерить геометрические размеры игловок мартенсита. Установлено, что в образце с содержанием Ni = 0,65 % средний размер игл составил 7 мкм. Размер неметаллических включений не превышал 20 мкм.

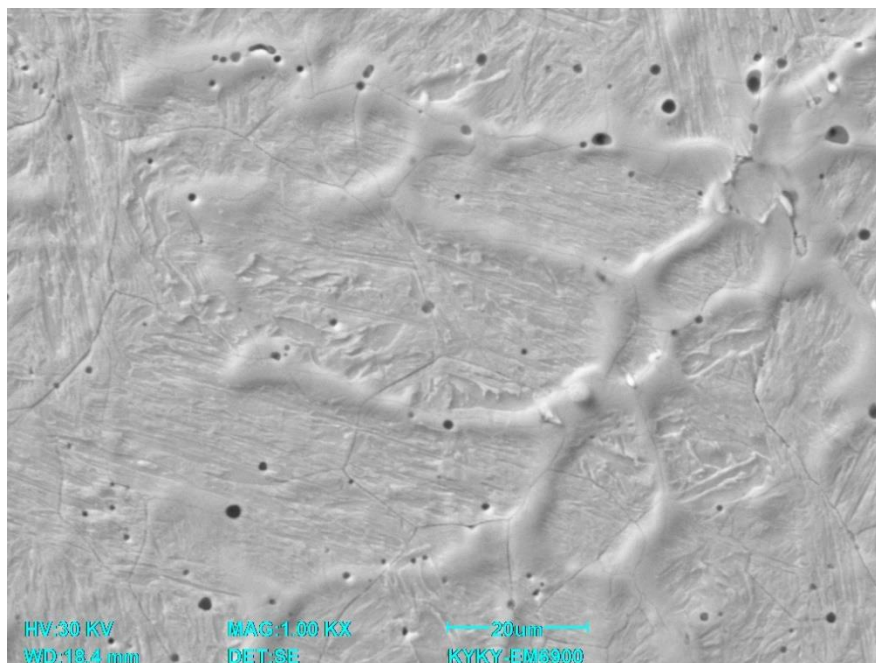


Рис. 1. СЭМ изображение структуры наплавленного слоя, с содержанием порошка Ni = 0,65 %

В настоящем исследовании была изучена структура материала наплавленного на сталь 09Г2С слое, полученном с использованием порошковой проволоки, в которую введен в разном количестве порошок хрома и пыль газоочистки алюминиевого производства, содержащая углерод и фтор, взамен аморфного углерода.

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

## **Моделирование деформационного поведения олигокристалла Cu-7,5%Al, изготовленного аддитивным плавлением проволоки**

<sup>1</sup>Писарев М., <sup>1,2</sup>Балохонов В.Р., <sup>2</sup>Лычагин Д.В., <sup>1</sup>Романова В.А., <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 данной работе численно и экспериментально проанализированы механизмы деформации в олигокристалле Cu-7,5%Al в процессе сжатия. Экспериментальный образец, состоящий из нескольких крупных столбчатых зерен, был изготовлен проволочным электронно-лучевым способом на установке, разработанной в ИФПМ СО РАН [1, 2]. На основе экспериментальных данных EBSD анализа была построена конечно-элементная модель в рамках физической теории пластичности кристаллов [3, 4], учитывающая форму и ориентацию зерен в явном виде.

Настоящее исследование посвящено комплексному анализу экспериментальных данных, численных результатов и аналитических оценок с целью выявления особенностей активации скольжения в зернах олигокристаллов при сжатии.

Экспериментальные и численные результаты показали, что наряду с системами скольжения с наибольшими значениями фактора Шмида в большинстве зерен активируются и другие системы скольжения, обеспечивающие их пластическую деформацию. Исследование полей напряжений в зернах показало наличие в локальных областях материала напряженного состояния, отличного от одноосного. Этим объясняется активация в пределах одного зерна нескольких систем скольжения, которые уравнивают ненулевые напряжения, действующие поперек оси сжатия.

Детальный численный анализ динамики скорости деформации показал, что пластическая деформация в отдельных зернах развивается в виде узких фронтов. Эти фронты периодически возникали вблизи движущегося пуансона и в дальнейшем распространялись к противоположной стороне образца. Исследование показало, что анализ олигокристаллов дает ценную информацию о связи между механизмами внутри- и межзеренной деформации с общим поведением материала.

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

1. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polymetallic materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing / E.A. Kolubaev, V.E. Rubtsov, Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. // Phys. Mesomech. – 2022. – Vol. 25, is. 6. – P. 479-491. – DOI: 10.1134/S1029959922060017.
2. Comparative analysis of weld microstructure in Ti-6Al-4V samples produced by rolling and wire-feed electron beam additive manufacturing / Panin A.V., Kazachenok M.S., Krukovsky K.V., Kazantseva L.A. Martynov S.A. // Phys. Mesomech. – 2022. – Vol. 26, is. 6. – P. 643-655. – DOI: 10.1134/S1029959923060048.
3. А.И. Швейкин, А.А. Вшикова, П.В. Трусов. О способах учета изменяющихся температурно-скоростных условий в многоуровневых конститутивных моделях для описания деформирования металлов (аналитический обзор) // Физ. мезомех. – 2023. – Т. 26, № 6. – С. 27-48. – DOI: 10.55652/1683-805X\_2023\_26\_6\_27.
4. Применение подходов физической теории пластичности при моделировании квазистатической деформации поликристаллов в динамической постановке / Романова В.А., Балохонов Р.Р., Бородин А., Шахиджанов В.С., Лычагин Д.В., Емельянова Е.С., Писарев М. // Вестн. ПНИПУ. Мех. – 2023. – № 5. – С. 57-73. – DOI: 10.15593/perm.mech/2023.5.06

## Влияние длительного старения при 540 °С на микроструктуру и механические свойства жаропрочной 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823

<sup>1</sup>Полехина Н.А., <sup>1</sup>Спиридонова К.В., <sup>1</sup>Осипова В.В., <sup>1</sup>Литовченко И.Ю.,

<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

Исследовано влияние старения при 540 °С в течение 1000 ч. на микроструктуру и механические свойства на растяжение жаропрочной 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 (16Х12МВСФБР). Исходное состояние стали – после традиционной термической обработки (ТТО): закалка на воздух от 1100 °С (выдержка 1 ч) и отпуск при  $T = 720$  °С (выдержка 3 ч).

Микроструктура стали после ТТО представлена в основном реечным мартенситом. Присутствует также некоторое количество ( $\leq 15$  %) дельта феррита. Сталь дисперсно-упрочнена частицами вторых фаз: карбидами  $M_{23}C_6$  ( $M - Cr, Mn, Fe, W$  и др.) и карбонитридами типа  $MX$  ( $M - Nb, Mo, V$  и др.,  $X - C, N$ ) [1].

Согласно результатам оптической металлографии, после старения стали средний размер зерен бывшего аустенита составляет  $\approx 13,5$  мкм, что сравнимо с таковым после ТТО (рис. 1а, б).

Методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) обнаружено, что старение приводит к увеличению, по сравнению с ТТО, объемной доли частиц  $M_{23}C_6$ . Они выделяются в основном по границам зерен бывшего аустенита, отпущенного мартенсита (рис. 1в, г). Размеры частиц  $M_{23}C_6$  изменяются в пределах от  $\approx 50$  до 300 нм. Размеры и объемная доля частиц  $MX$  практически не меняются, относительно ТТО, что свидетельствует об их хорошей термической стабильности в условиях старения при 540 °С.

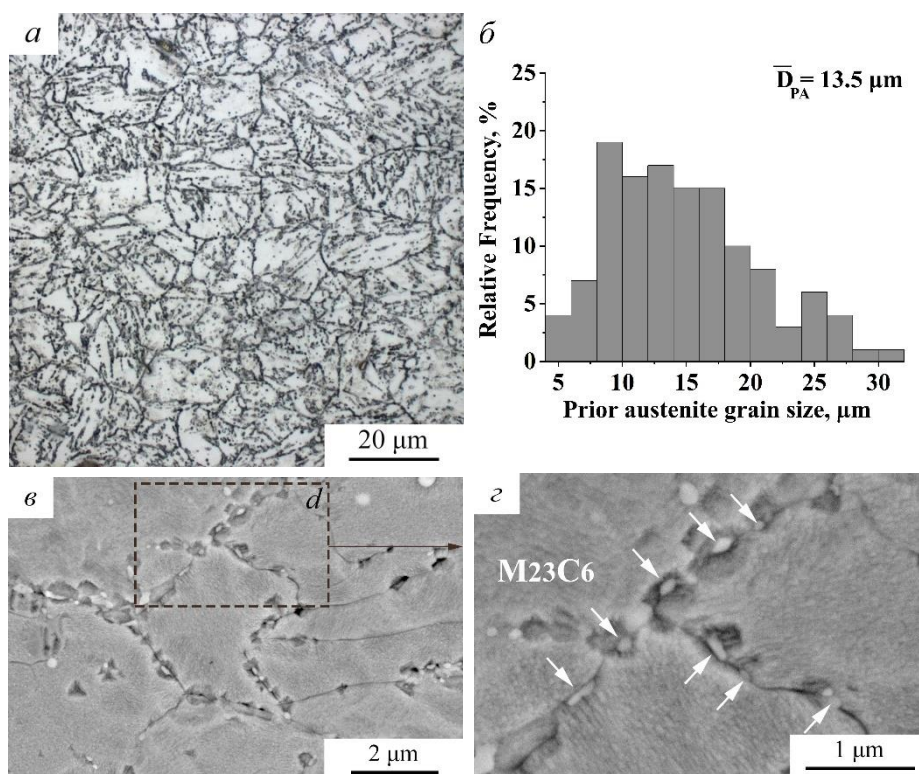


Рис 1. Микроструктура стали ЭП-823 после старения при 540 °С: данные оптической металлографии (а, б), РЭМ изображения частиц  $M_{23}C_6$  на границах структурных элементов (в, г)

Исследования тонкой структуры стали ЭП-823 методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) показали, что в процессе старения происходит заметный возврат ее мартенситной структуры (рис. 2). Основные изменения, по сравнению с исходным состоянием, заключаются в:

- снижении плотности дислокаций примерно на порядок (до  $\rho \sim 10^{10}$ , рис. 2а);
- искривлении и миграции границ реек мартенсита (рис. 2а);
- увеличении ширины мартенситных ламелей до  $\approx 500$  нм;
- локальной трансформации мартенситной структуры в субструктуру феррита (размеры сформированных субзерен/ячеек составляют от  $\approx 0,5$  до 2 мкм, рис. 1б).
- обеднении твердого раствора углеродом и карбидообразующими элементами за счет интенсивного выделения частиц  $M_{23}C_6$ .

Отметим при этом, что новых фаз после старения стали не обнаружено.

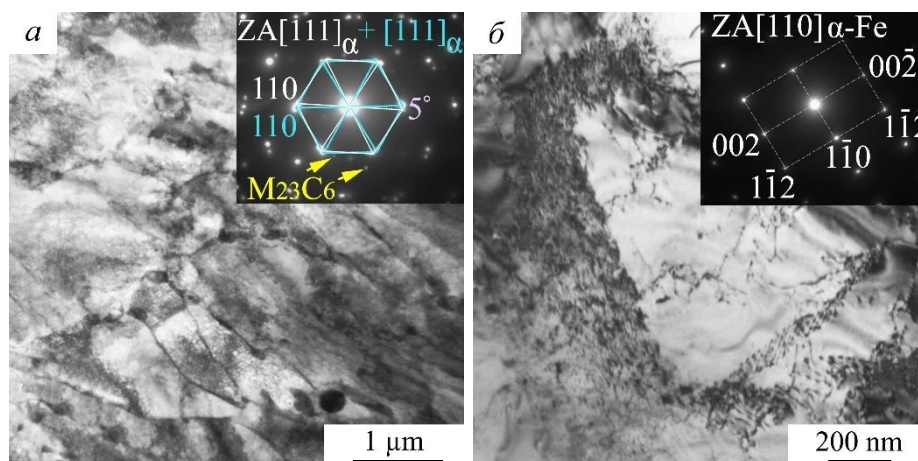


Рис. 2. ПЭМ изображения тонкой структуры стали ЭП-823 после старения при 540 °С

Результаты механических испытаний стали ЭП-823 на растяжение при комнатной температуре, температуре старения и при повышенной температуре (650 °С) приведены в таблице 1. Указанные выше изменения ее микроструктуры в процессе старения приводят к значительному (в  $\approx 1,3$ -1,6 раз) снижению, относительно ТТО, пределов текучести и прочности стали при всех температурах испытаний (таблица 1). При этом наблюдается увеличение (в  $\approx 1,8$ -2,1 раз), по сравнению с ТТО, относительного удлинения до разрушения.

Таблица 1. Механические свойства на растяжение стали ЭП-823 после ТТО и старения при 540 °С

Режим обработки	Температура испытаний, °С	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
ТТО	20	801	957	10,1
	540	537	589	9,6
	650	357	390	9,7
ТТО + старение при 540 °С	20	510	721	18,2
	540	333	453	20,1
	650	230	254	17,6

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00431, <https://rscf.ru/project/24-29-00431/>.

1. The Microstructure and Mechanical Properties of Ferritic-Martensitic Steel EP-823 after High-Temperature Thermomechanical Treatment / I. Litovchenko, K. Almaeva, N. Polekhina, S. Akkuzin, V. Linnik, E. Moskvichev, V. Chernov, M. Leontyeva-Smirnova // Metals. – 2022. – Vol. 12. – P. 79. – DOI: 10.3390/met1210079.



## Влияние микродеформаций на формирование доменной структуры многослойных углеродных нанотрубок

Пономарев А.Н., Егорушкин В.Е., Бобенко Н.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Многослойные углеродные нанотрубки (МУНТ) обладают уникальными физическими и химическими свойствами и в настоящее время широко используются в различных сферах, включая создание сенсоров газов, разработку наноэлектроники, автоэмиссионных дисплеев, устройств для преобразования энергии и других областях исследований. Свойства МУНТ зависят от их структуры, концентрации и типа примесей, а также наличие функциональных групп на поверхности. Поверхность МУНТ состоит из графеновых кристаллических структур различных типов, таких как кресло и зигзаг.

Важными характеристиками структуры поверхности являются продольный размер и ориентация кристаллитов, оказывающие существенное влияние на физические свойства МУНТ. Размер кристаллитов напрямую влияет на механическую жесткость, прочность на растяжение и сжатие МУНТ. В публикации [1] показано, что снижение теплоемкости МУНТ по сравнению с однослойными углеродными нанотрубками определяется соответствующим уменьшением размера кристаллитов. Формирование кристаллитов «кресло-зигзаг» в трубках обусловлено термодинамическим фазовым переходом при синтезе МУНТ. Методами рентгеноструктурного анализа (РСА) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) детально изучены структурные особенности и микродеформации, а также их роль в формировании доменной структуры многослойных нанотрубок со средними диаметрами 7 нм (МУНТ-7) и 18 нм (МУНТ-18).

Экспериментальные исследования структуры образцов МУНТ-7 и МУНТ-18 выявили структурный беспорядок при отсутствии концентрационного беспорядка. Структурный беспорядок обусловлен наличием одномодовой доменной структуры в образцах МУНТ-18 и многомодовой доменной структуры в образцах МУНТ-7. Таким образом, условия синтеза МУНТ существенно влияют на их структуру и приводят к накоплению макродеформаций и напряжений. В результате в нанотрубках появляются термодинамически равновесные домены различной гексагональной структуры. Образование доменов связано с равновесными микронапряжениями:  $\varepsilon_{zz}$  в структуре МУНТ-18;  $\varepsilon_{zz}$  и  $\varepsilon_{xx}$  в структуре МУНТ-7. На границах разноориентированных доменов возникают различные структурные дефекты, что подтверждается ПЭМ. Это означает, что границы возникают в результате появления равновесных доменов, а не домены возникают в результате появления границ [2, 3].

Структурные изменения, такие как возникший беспорядок, меняют все физические свойства, в том числе и теплоемкость. Неравновесные микродеформации могут вызывать диссипацию энергии и изменение термомеханических свойств, которые могут проявляться в виде гистерезиса. Выявленные для УНТ зависимости от структурного беспорядка будут полезны при разработке термоэлектрических материалов.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2022–0002.*

1. On the possible nature of armchair-zigzag structure formation and heat capacity decrease in MWCNTs / A. Ponomarev, V. Egorushkin, N. Bobenko, M. Barabashko, A. Rezvanova, A. Belosludtseva. // Materials – 2022. – Vol. 15. – P. 518. – DOI: 10.3390/ma15020518
2. Bobenko N., Egorushkin V., Ponomarev A. Hysteresis in Heat Capacity of MWCNTs Caused by Interface Behavior // Nanomaterials – 2022. – Vol. 12. – P. 3139. – DOI:10.3390/nano12183139.
3. Decisive role of microstrains in the formation of the domain structure in multiwall carbon nanotubes / N. Bobenko, V. Egorushkin, A. Ponomarev, A. Belosludtseva // Nanoscience and Technology – 2024. – Vol. 15. – P. 1–9. – DOI:10.1615/NanoSciTechnolIntJ.2023047253.

**Закономерности локализации пластической деформации и формирования  
мезоскопического деформационного рельефа в сплавах, изготовленных селективным  
лазерным плавлением**

Романова В.А., Балохонов Р.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Структура и механические свойства аддитивно изготовленных сплавов отличаются от свойств сплавов с таким же химическим составом, полученных методами традиционной металлургии. В условиях сложных термических циклов в процессе аддитивного производства в материале формируется сложная иерархическая структура, характеризующаяся выраженной структурной и механической анизотропией относительно направлений сканирования и наращивания слоев. Прогноз деформационного поведения таких материалов требует знания закономерностей деформационного поведения на разных масштабных уровнях. В настоящей работе проведены экспериментальные и численные исследования процессов локализации пластической деформации и формирования деформационного рельефа в стали 316L и сплаве AlSi10Mg, изготовленных методом селективного лазерного плавления. Реализован подход к моделированию деформационного поведения с явным учетом особенностей зеренной структуры и текстуры. Трехмерные конечно-элементные модели поликристаллических структур строились на основе экспериментальных данных EBSD анализа. Определяющие соотношения для описания деформационного поведения зерен были разработаны с учетом упругой анизотропии и особенностей геометрии дислокационного скольжения в ГЦК кристаллах. На примере построенных моделей численно исследовано влияние формы и кристаллографической ориентации зерен в ваннах расплава на характеристики напряженно-деформированного состояния на мезоуровне и анизотропию эффективных механических свойств. Выявлены закономерности формирования мезоскопического деформационного рельефа на свободной поверхности аддитивно-изготовленных сплавов в процессе одноосного нагружения.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00600,  
<https://rscf.ru/project/20-19-00600/>*

## **Влияние размера пор на механические свойства и деформационное поведение пористой керамики $ZrO_2(Y_2O_3)$ при квазистатическом одноосном сжатии**

Севостьянова И.Н., Горбатенко В.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Основное внимание при исследовании механического и деформационного поведения пористых керамик уделяют влиянию общей пористости [1-2]. В литературе есть несколько исследований о влиянии размера и морфологии пор на механическое поведение пористой керамики [3-4], где авторы показывают, что при фиксированном уровне пористости увеличение размера пор приводит к снижению напряжения разрушения. Однако исследованию механизмов деформации, в которых локализация деформации играет важную роль, уделяется недостаточно внимания. Проведение комплексных экспериментальных исследований, направленных на выявление закономерностей неупругого поведения пористых материалов в условиях проявления пространственно-временной неоднородности пластического деформирования, является актуальным. Использование метода DIC поможет качественно и количественно проследить эволюцию деформационного поведения пористой керамики на основе диоксида циркония с одинаковой общей пористостью и различающейся морфологией порового пространства.

Целью работы является исследование влияния размера пор на механические свойства и деформационное поведение керамики  $ZrO_2(Y_2O_3)$  с общей пористостью  $35 \pm 2\%$  при осевом сжатии с использованием метода цифровой корреляции изображений.

Для получения экспериментальных образцов использовали смеси порошка  $ZrO_2-5,5\text{вес.}\%Y_2O_3$  и 50 об.% порообразователя. В качестве порообразователя использовали органический крахмал со средним размером частиц 25 мкм и сферические частицы сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) со средним размером частиц 90 мкм. Образцы получали стандартными методами порошковой металлургии. Средний размер пор керамики, при получении которой использовали порообразователь крахмал, составлял  $29 \pm 2$  мкм (условно мелкая пористость), а для керамики с порообразователем СВМПЭ –  $68 \pm 2$  мкм (условно крупная пористость). Испытание образцов на одноосное сжатие проводили на испытательной машине Instron при скорости перемещения подвижной платформы 0,1 мм/мин. Измерение полей векторов смещений, формирующихся на поверхности деформируемой пористой керамики, проводили методом цифровой корреляции изображений [5].

Анализ деформационных кривых показал, что предел прочности при осевом сжатии ( $\sigma_c$ ) образцов пористой керамики  $ZrO_2(Y)$  уменьшается с 490 до  $135 \pm 15$  МПа с увеличением среднего размера пор. Эффективный модуль упругости, рассчитанный из наклона деформационных кривых « $\sigma$ – $\epsilon$ » в упругой области, также уменьшается с 36 до  $5 \pm 1$  ГПа. При этом с увеличением размера пор наблюдается увеличение предельной деформации до разрушения ( $\epsilon$ ) с 0,018 до 0,046. При перестроении деформационных кривых в логарифмических координатах было выявлено два прямолинейных участка с меняющимся наклоном к оси абсцисс, что свидетельствует о смене механизма деформирования пористой керамики в процессе нагружения.

Было проведено измерение скорости накопления локальных деформаций  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  и  $\langle \epsilon_{yy} \rangle$  в каждый момент времени испытания образцов с разным размером пор, рассчитанные по полям векторов смещений анализируемого участка  $1,9 \times 1,9$  мм в центральной части анализируемой поверхности. Установлено, что скорость накопления деформации в центральной части образца с крупной пористостью в 8 раз выше, чем в образце с мелкой пористостью. Причем в образце с крупной пористостью наблюдается изменение скорости накопления  $\langle \epsilon_{xx} \rangle$  и  $\langle \epsilon_{yy} \rangle$  в процессе нагружения.

Сравнительный анализ эволюции пространственно-временных картин распределения локальных деформаций  $\epsilon_{xx}$  вдоль оси нагружения  $x$  и  $\epsilon_{yy}$  вдоль оси  $y$  показал, что деформационное поведение образца с пористостью 29% существенно отличается от образца с пористостью 68%. В образце с мелкой пористостью формируются упорядоченные очаги с



повышенными значениями  $\varepsilon_{xx}$  и  $\varepsilon_{yy}$ , (рис. 1а, в). В образце с крупной пористостью наблюдается хаотичное образование очагов локализации деформации  $\varepsilon_{xx}$  и  $\varepsilon_{yy}$  (рис. 1б, г).

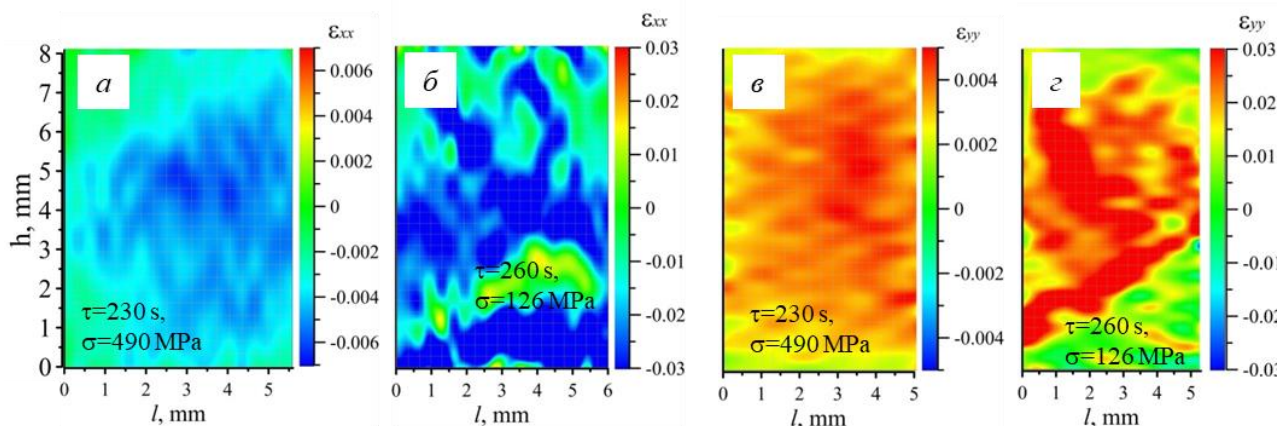


Рис. 1. Эволюция пространственно-временных картин распределения локальных деформаций  $\varepsilon_{xx}$  вдоль оси нагружения  $x$  (а, б) и  $\varepsilon_{yy}$  вдоль оси  $y$  (в, г) в керамике с размером пор  $29 \pm 2$  мкм (а, в) и  $68 \pm 2$  мкм (б, г)

Исследование фрактографии обломков разрушенных образцов показало формирование множественных микротрещин, разделяющих пористый каркас на блоки. Размер блоков изменяется в широком интервале от 100 мкм до 2 см. Между блоками помимо трещин наблюдаются мелкие фрагменты в виде осколков.

В результате проведенного комплекса исследований в работе выявлено две стадии деформационного поведения пористой керамики с разным размером пор. Первая стадия характеризуется контролируемым накоплением микротрещин в объеме материала, что находит свое отражение на пространственно-временных картинах локализации деформации. Вторая стадия характеризуется образованием блочных структур с границами, состоящими из трещин и обломков материала. Причем в керамике со средним размером пор 29 мкм вторая стадия деформационного упрочнения короткая и наблюдается непосредственно перед разрушением образца, а в керамике со средним размером пор 68 мкм наблюдается продолжительная вторая стадия деформационного упрочнения.

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

1. Ohji T., Fukushima M. Macro-porous ceramics: processing and properties // Int. Mater.Rev. – 2012. – Vol. 57. – P. 115–131. – DOI:10.1179/1743280411Y.0000000006.
2. Mechanical properties of porous ceramics in compression: On the transition between elastic, brittle, and cellular behavior / S. Meille, M. Lombardi, J. Chevalier, L. Montanaro // J. Eur. Ceram. Soc. – 2012. – Vol. 32. – P. 3959–3967. – DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2012.05.006.
3. Influence of Pore Size on Fracture Strength of Porous Ceramics / Yoshida K., Tsukidate H., Murakami A., Miyata H. // J. Solid. Mech. and Mech. Mater. – 2008. – Vol. 2. – Iss. 8. – P. 1060-1069. – DOI:10.1299/jmmp.2.1060.
4. Dean-Mo Liu. Influence of porosity and pore size on the compressive strength of porous hydroxyapatite ceramic. // Ceram. Int. – 1997. – Vol. 23, Iss. 2. P. 135-139. – DOI:10.1016/S0272-8842(96)00009-0.
5. Sutton, M.A. Image correlation for shape, motion and deformation measurements / M.A.Sutton, J.-J.Orteu, H.W.Schreier. – Columbia, SC, USA: University of South Carolina, 2009. – 364 pp.

## **Особенности структурообразования эвтектоидной стали микролегированной ванадием** Скороход К.А.

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

Современное машиностроение при создании принципиально новых машин и конструкций использует зависимость механических свойств от структуры материала для улучшения различных характеристик, зависящих от химического состава сплава, его структуры на макро-, мезо- и микроуровнях. Понятие иерархии структурных уровней материалов много лет используются в металлофизике и материаловедении, обеспечивая точность анализа структуры исследуемого материала и изучение формирования новых субзеренных уровней под влиянием микролегирующих добавок, термической обработки или деформации.

Существует много литературы [1-4] описывающих закономерности поведения перлита на каждом структурном уровне под действием пластической деформации.

Одной из проблем эксплуатации сталей перлитного и феррито-перлитного класса является деградации механических свойств при длительном использовании. Например, возросшие нагрузки на ось и скорости движения железнодорожного транспорта, приводит к тому, что в поверхностных слоях протекают сложные структурные изменения, такие как рекристаллизационные и релаксационные процессы приводящие к распаду частиц карбидной фазы, в результате чего наблюдаются утонения и дробления цементитных пластин, что сильно снижает механические свойства рельсов.

Одним из перспективных решений в проблеме упрочнения промышленных сплавов является микролегирование. Наиболее востребованным микролегирующим элементом является ванадий, выделения  $M(CN)$  могут контролировать размер зерен. Ванадийсодержащие частицы имеют высокую растворимость в аустените и феррите. Таким образом, можно растворить выделения  $V(CN)$  во время повторного нагрева перед прокаткой, что способствует образованию мелких выделений  $V(CN)$  во время охлаждения, которые более эффективны в управлении структурообразованием.

Уменьшение эффективного размера зерна приводит к снижению сопротивления границ зерен передаче процессов течения от зерна к зерну, а наличие специальных карбидов и образование ультрамелких зерен с большеугловыми границами повышает сопротивление разрушению.

Целью настоящей работы является анализ структурных уровней перлита при введении упрочняющих частиц после изотермической закалки.

В работе использовалась эвтектоидная сталь марки У8. Для микролегирования стали использовали технически чистый ванадий марки ВЭЛ-1 (99,65% V). Микролегирование проводилось в количестве 0,1, 0,3, 0,5 и 0,8 вес. % от веса слитка. Микролегирование материала осуществляли в печи вакуумно-дугового переплава Arc Melter System AM (Германия).

Для изучения превращения переохлажденного аустенита в присутствии специальных карбидов ванадия, использовался метод изотермической закалки. Структуру исследованных образцов получали путем аустенитизации до 1000 °С, выдержке при этой температуре, затем осуществлялся перенос на температуру изотермической выдержки (650 °С) в свинцовой ванне и последующей закалки в воду.

В полученных образцах металлографическим анализом было определено изменение морфологии и размеров карбидных включений. Шлифы подвергали травлению в 4% спиртовом растворе  $HNO_3$ . Методами растровой и оптической микроскопии определялись структурные особенности исследуемых сталей. Твердость измеряли по методу Виккерса.

Структурный анализ микролегированной стали показал, присутствуют несколько структурных состояний перлита, которые были классифицированы следующим образом. При минимальном добавлении легирующего элемента 0,1 % от массы слитка формируются перлит пластинчатой морфологии, характерной особенностью которого является чередование

параллельно расположенных пластин цементита и феррита, с межперлитным расстоянием  $S=0,6-0,4$  мкм, так же была зафиксирована тонкая сетка из видманштеттова феррита по границам зерен, выделение карбидов ванадия не зафиксированны. Увеличение содержания легирующего элемента до 0,3 % приводит к формированию вырожденного перлита, доля которого сравнительно больше, чем при 0,1 % ванадия. Содержание 0,5 % ванадия приводит к формированию по границам зерен видманштеттенова феррита толщиной до 5 мкм, а так же зафиксировано выделением мелкодисперстных специальных карбидов по границам зерен и в теле зерна размером . Так же характерной особенностью структуры были субзерна с отсутствием протяженных, дисперсных пластин цементита. Пластины цементита прерывистые и сдвинуты относительно исходной осевой линии. Видно, что увеличение содержания легирующего элемента до 0,8 % от массы слитка приводит к уменьшению доли вырожденного перлита (ферритокарбидной смеси), представленный зернами феррита, в которых частицы цементита различной формы и размеров расположены хаотически. Структура металлической матрицы представлена соорбитообразным перлитом с равноосными зернами. Так же происходит уменьшение балла зерна с 4 по 7.

Литературные данные [3] свидетельствуют о том, что при ударном нагружении происходит разрушение крупных цементитных пластин по механизмам разрушения: растворения или разрезания. Известно, что на прочность перлита влияет межферритное расстояние, ширина цементитных пластин. Однако создание описанной структуры мелкозернистого перлита, с межферритным расстоянием порядка 0,5-0,3 мкм и с содержанием упрочняющих дисперсных частицы карбида ванадия приводят к уменьшению твердости в 1,5%.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН.*

*Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП "Механика" (ИТПМ СО РАН).*

*Исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» НГТУ.*

1. Счастливцев В.М. Структурные превращения в перлите при нагреве. I. Твердорастворное упрочнение ферритной составляющей перлита // Физика металлов и металловедение. – 1994. – Т.77, №4 – С. 138-147
2. Панин В.Е., Иванов Ю.Ф., Юрьев А.А. Эволюция тонкой структуры и свойств металла рельсов при длительной эксплуатации // Физическая мезомеханика. – 2022. – Т. 23, № 5 – С. 85-93 – DOI: [10.24411/1683-805X-2020-15007](https://doi.org/10.24411/1683-805X-2020-15007)
3. Перлит в углеродистых сталях / В.М. Счастливцев, Д.А. Мирзаев, И.Л. Яковлева и др. – Екатеринбург: Изд.-во УРО РАН, 2006. – 311 с.
4. Структура перлита и конструктивная прочность стали / Л.И. Тушинский, А.А. Батаев, Л.Б. Тихомиро – Новосибирск: Изд.-во Новосибирский филиал ФГУП "Издательство "Наука, 1993. – 280 с.

## **Соединение вспененного алюминия методом лазерной сварки**

Скороход К.А., Черепанов А.Н., Маликов А.Г.

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

Корпуса современных отечественных малых космических аппаратов (МКА) создаются преимущественно на основе металлических каркасных конструкций или сотовых алюминиевых панелей. Современные отечественные малые космические аппараты (МКА) изготавливаются из материалов на основе металлических копозиционных конструкций или сотовых алюминиевых панелей.

В настоящем времени уже достигнуто оптимальное соотношение масса/прочность для МКА и их существенное улучшение затруднено. Вместе с тем при существующей высокой стоимости единицы веса полезной нагрузки, выведенной на орбиту, остается актуальной проблемой возможность снижения веса основной конструкции до допустимого минимума. К тому же остается проблемы поддержания качества систем дистанционного зондирования Земли (ДЗЗ) и обеспечения высокой степени защиты радиоэлектронной аппаратуры МКА от естественного ионизирующего излучения космического пространства и воздействия метеоритных частиц, а также продления срока активного существования МКА.

Решению отмеченных задач может стать использование в конструкции летательного аппарата нового материала на основе вспененного алюминия. Удовлетворяющего необходимым требованиям и обладающего преимуществами по сравнению с используемыми в настоящее время сотовыми алюминиевыми панелями. Помимо легкости, вспененный материал обладает рядом других выдающихся свойств: высокой удельной прочностью, исключительным потенциалом поглощения ударов, шума и теплоизоляции.

Несмотря на большие перспективы использования металлической пены и сэндвич-пены им не хватает коммерциализации в крупных масштабах [1-2]. Причина – отсутствие эффективных методов массового производства для формирования конструкций и соединения деталей. Даже если при правильном технологическом маршруте материал производится в виде слябов и листов в больших объемах, адаптировать его для любой предполагаемой функции с использованием традиционных производственных процессов является сложной задачей.

Решению задач, связанных с обработкой металлической пены, может способствовать применение лазера, обеспечивающего высоко локализованную подачу энергии, что имеет большое значение для сварки, резки и аддитивного производства металлических пенопластов. Использование лазерной сварки позволяет повысить скорость обработки, снизить коэффициент тепловложения. Совместимость с ЧПУ, а также потенциал единой лазерной системы, охватывающей все основные производственные процессы, делают лазер гибкой и экономичной альтернативой для обработки металлических пеноматериалов.

Целью настоящей работы является исследование влияния режимов лазерной сварки и технологических приемов (применение компактной вставки, наномодифицирующих порошков) на соединение вспененного ячеистого алюминия, полученного методом литья по выплавляемым моделям.

Лазерная сварка пластин осуществлялась на автоматизированном лазерном технологическом комплексе с помощью иттербиевого волоконного лазера IPG Photonics с длиной волны излучения 1,07 м и максимальной мощностью 3 кВт. Для защиты сварного шва использовался инертный газ (гелий). Сварные соединения получали на пластинах толщиной 8 мм при заглублении фокуса внутрь листа в режиме кинжального проплавления. Мощность лазерного излучения составляла 3 кВт, скорость сварки – 2 м/мин, заглубление фокуса – 3 мм от верхней поверхности листа.

Режим показал, что процесс сварки не может быть успешно осуществлен без присадочного материала, что необходимо для компенсации вещества в шве в процессе проплавления и затвердевания пористого листа. Для этого использовалась промежуточная вставка в виде пластинки толщиной 1,5 мм, высота которой на 1,5-2 мм больше толщины пластины от верхней и нижней ее плоскостей. Сварка осуществлялась с верхней и нижней

поверхностей свариваемых листов, при этом центр лазерного луча направлялся на середину ребра вставки.

Благодаря высоким скоростям охлаждения и характеристикам лазерной сварки, сварные соединения обладают более высокими значениями твердости, от зоны шва (ЗШ) до зоны термического влияния (ЗТВ) наблюдается значительное снижение твердости. Скорость обработки влияет на ширину ЗШ; лишь небольшие вариации наблюдались в случае ЗТВ. Средняя ширина сварного соединения находилась в пределах 2,6–3,8 мм.

Механическое испытание проводилось при температуре 20°C на универсальной испытательной машине SHIMADZU методом статического растяжения. Испытания на растяжение показали, что применение компактной вставки при оптимально выбранных режимах сварки, разрыв соединения происходит по основному свариваемому материалу. Это указывает на достаточную прочность лазерного соединения.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН.*

*Авторы благодарны Центру коллективного пользования «Механика» за предоставленное оборудование по изучению, металлофизических параметров опытных образцов.*

1. Recent advances and future trends in processing methods and characterization technologies of aluminum foam composite structures / Ce Ji, Huagui Huang, Tao Wang, Qingxue Huang // J. Manuf. Process. – 2023. – Vol. 90. – P. 116-172.
2. An overview on laser welding of metal foams: techniques, advantages and challenges / Girolamo Costanza, Fuad Khoshnaw, Maria Elisa Tata, Kush Mehta // 26th International Conference on Fracture and Structural Integrity. – 2021. – Vol. 33. – P. 544-555
3. Changdar A., Chakraborty S.S. Laser processing of metal foam-A review // J. Manuf. Process. – 2021. – Vol. 61. – P. 208-225.

## Динамика неравновесного структурного перехода при воздействии импульса тока в аморфных металлических сплавах

<sup>1,2</sup>Слядников Е.Е., <sup>1,3</sup>Коростелев С.Ю., <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

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

Аморфные металлические сплавы (АМС) демонстрируют низкую пластическую деформацию, поэтому используют метод электропластической деформации (ЭПД), в котором через механически нагруженный образец пропускается импульс электрического тока (ИЭТ). Классическая концепция о воздействии ИЭТ на ЭПД в металлах содержит три предположения [1]. Во-первых, возможна прямая передача импульсов силы и энергии электронов проводимости на дислокации (электронный ветер). Во-вторых, ИЭТ оказывает электродинамическое воздействие (так называемый пинч и скин-эффект). В-третьих, при прохождении ИЭТ выделяется Джоулево тепло, происходит температурное расширение образца. Поскольку в АМС дислокации отсутствуют, то электронный ветер не может приводить к эффекту ЭПД. Уровень дополнительных механических напряжений, возникающих за счет пинч и скин-эффекта, значительно ниже предела упругости, и они не могут вызывать эффект ЭПД. Таким образом, необходимо расширить классическую концепцию о воздействии ИЭТ на ЭПД в АМС. Аморфная среда обладает не кристаллическим ближним порядком, избыточным свободным объемом и является неоднородной на субнаноструктурном и наноструктурном уровне. Группы атомов, образующие ближний атомный порядок, и особые нанокластеры, способны испытывать неупругие атомные перестройки при создании определенных внешних условий (накачка энергии извне и наложение слабого ориентирующего механического напряжения). В работе [2] показано, что квазистатическая деформация в АМС есть сложный релаксационный многоэтапный процесс, представляющий собой упорядоченную во времени иерархическую последовательность взаимосвязанных структурных переходов первого рода. Эти неравновесные процессы последовательно протекают на различных масштабных пространственно-временных уровнях, начиная с самого низшего уровня – кластера атомов первой координационной сферы, затем среднего уровня – нанокластера атомов пятой координационной сферы. В работе [3] проведено экспериментальное исследование влияния ИЭТ на ход зависимостей  $\sigma(\epsilon)$  в образцах из АМС на основе кобальта. При деформации образцов из АМС с одновременным пропусканием ИЭТ на диаграммах  $\sigma(\epsilon)$  наблюдался кратковременный сброс механического напряжения, с последующим полным восстановлением хода зависимости  $\sigma(\epsilon)$ . Сброс механического напряжения, вызванный прохождением ИЭТ, обусловлен не только термическим расширением, но и иным механизмом, связанным с обратимыми атомными перестройками, стимулированными ИЭТ.

Для описания процесса деформации за пределом линейно-упругой области необходимо использовать второй закон неравновесной термодинамики, который принимает форму неравенства для скорости производства энтропии внутри системы  $\Sigma \geq 0$ . С учетом этого первый закон неравновесной термодинамики для одномерной системы принимает вид

$$T\dot{S} - \dot{U} + \sigma\dot{\epsilon} = T\Sigma \geq 0, \quad \dot{S} - (\dot{Q}/T) = \Sigma, \quad (1)$$

где  $\dot{U}$  - скорость изменения внутренней энергии,  $\sigma\dot{\epsilon}$  - работа, совершаемая над системой в единицу времени,  $\sigma$  - напряжение,  $\epsilon$  - полная деформация,  $S$  - энтропия,  $\dot{Q}$  - скорость поступления тепловой энергии в систему из внешней среды. Неравенство (1) удобно переписать, используя свободную энергию  $F$  и разделив полную деформацию на упругую и неупругую компоненты [4, 5]

$$F(T, \epsilon_{el}, \eta) = U(S, \epsilon_{el}, \eta) - TS, \quad \epsilon = \epsilon_{el} + \epsilon_{in} = \epsilon_{el} + \xi\eta, \quad \epsilon_{in} = \xi\eta, \quad (2)$$

где  $\epsilon_{el}$  - упругая деформация,  $\epsilon_{in}$  - неупругая (упругая запаздывающая) деформация, связанная

с внутренней динамической переменной состояния системы - параметром ближнего порядка  $\eta$ ,  $\xi$  - коэффициент пропорциональности. Затем выполнив дифференцирование по времени  $F(T, \varepsilon_{el}, \eta)$ , и подставляя результат в (1), получим

$$[(\partial F / \partial T) + S]\dot{T} + [(\partial F / \partial \varepsilon_{el}) - \sigma]\dot{\varepsilon}_{el} + [(\partial F / \partial \eta) - \xi\sigma]\dot{\eta} = -T\Sigma \leq 0. \quad (3)$$

Поскольку производные по времени не связаны друг с другом, выражение (3) состоит из трех независимых неравенств. Удовлетворив первому и второму неравенству, получим  $S = -(\partial F / \partial T)$ ,  $\sigma = (\partial F / \partial \varepsilon_{el})$ . Поскольку мы описываем неупругую деформацию как неравновесный структурный переход, то можно удовлетворить неравенству (3) написав диссипативное неравенство для параметра порядка

$$-[(\partial F / \partial \eta) - \xi\sigma]\dot{\eta} \geq 0 \quad (4)$$

Неравенство (4) удовлетворяется, если выполняется равенство

$$\dot{\eta} = -\frac{\alpha_{\eta}}{E_Q^* \cdot n} [(\partial F / \partial \eta) - \xi\sigma], \quad (5)$$

где  $\alpha_{\eta}$  - обратное время неравновесного структурного превращения, которое связано с локальной тепловой флуктуацией атомов первой координационной сферы из первоначального ближнего порядка в новый ближний порядок, испытавший неупругую деформацию.  $n$  - концентрация атомов с ближним порядком, испытавшим неупругую деформацию,  $E_Q^*$  - скрытая энергия структурного превращения в расчете на один атом. Запишем  $F(\eta)$  для неравновесного структурного перехода в простейшем виде

$$\frac{d\eta}{dt} = -\alpha_{\eta}(T, \sigma) \left[ \eta(\eta - \eta_2)(\eta - 1) - \frac{\xi\sigma}{E_Q^* \cdot n} \right], \quad \eta_2 = 1 - \frac{E_J}{E_Q^*}, \quad \alpha_{\eta}(T, A) = \omega_0 e^{-\frac{(E_{\eta} - \sigma V_{\eta})}{kT}}, \quad (6)$$

$E_{\eta}$  - энергия активации атомной перестройки,  $\sigma$  - механическое напряжение,  $V_{\eta}$  - активационный объем кластера,  $\omega_0 \approx 10^{13}$  Гц.  $E_J$  - энергия, выделившаяся при прохождении импульса тока в расчете на один атом кластера.  $E_Q^*$  - скрытая энергия структурного превращения в расчете на один атом кластера. Динамика неравновесного структурного перехода из упругого в неупругое состояние при прохождении ИЭТ описывается обобщенным уравнением Ландау-Халатникова для параметра порядка  $\eta$  (6). Во время действия ИЭТ новое неравновесное структурное состояние среды увеличивает длину образца в направлении приложенного напряжения, что приводит к сбросу механического напряжения [3]. Верификацию предложенной модели динамики неравновесного структурного перехода можно выполнить с помощью метода молекулярной динамики [6].

*Работа выполнена в рамках государственного задания ФИЦ ИВТ, тема номер 122010800026-0 (ЕГИСУ) (2022-01-01 - 2024-12-31) и государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0002.*

1. Троицкий О.А. Электропластический эффект в металлах // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2018. – № 9. – С. 65 – 76.
2. Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю. Неоднородная пластическая деформация аморфных металлических сплавов под действием квазистатической механической нагрузки // ЖТФ. – 2023. – Т. 93. – В.1. – С. 104–116.
3. Федотов Д. Ю., Сидоров С.А., Федоров В.А. Влияние процессов релаксации на величину сбросов механического напряжения в ленточных аморфных и нанокристаллических сплавах при электроимпульсном воздействии // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. – 2017. – Том 60. – № 7. – С. 538 – 543.
4. Малыгин Г. А. Размытые мартенситные переходы и пластичность кристаллов с эффектом памяти формы // УФН. – 2001, Т.171, В.2, 187–212.
5. Лихачев В. А., Малинин В. Г. Структурно-аналитическая теория прочности / С.-П.: Наука. – 1993. – 471.
6. Коростелев С. Ю., Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю. Низкотемпературная кристаллизация аморфных металлов при периодическом механическом воздействии. Моделирование методом молекулярной динамики // Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии: Тезисы докладов Международной конференции, Томск, 11-14 сентября 2023 года. - 2023. - Томск: ИФПМ СО РАН. – С.56-57.

## Проблемы автоматизации определения объёмной доли карбидов в структуре металломатричных покрытий

<sup>1,2</sup>Соболева Н.Н., <sup>2</sup>Мушников А.Н.

<sup>1</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург

Формирование на поверхности деталей машин и инструмента металломатричных композиционных покрытий, упрочняющими частицами в которых являются карбиды, является распространенным и эффективным способом восстановления изношенных поверхностей или упрочнения новых изделий. Нагрев до высоких температур при нанесении металломатричных покрытий приводит к частичному растворению крупных первичных карбидов в матрице, что зачастую является нежелательным явлением, так как снижает их объемную долю в структуре полученных покрытий и тем самым может ухудшить их износостойкость в условиях абразивного воздействия. В связи с этим при выборе оптимального режима наплавки объемная доля первичных карбидов должна учитываться.

Первичные карбиды в металломатричных покрытиях могут располагаться неоднородно по сечению материала. Это обуславливает необходимость анализа большого количества микрофотографий для снижения статистической погрешности при определении объемной доли частиц, что может быть осуществлено с помощью автоматизации задачи. В настоящее время имеется ряд коммерческих программных продуктов, предназначенных для анализов изображений микроструктур, которые основаны на классических методах машинного зрения. Однако при их использовании затраты ручного труда остаются значительными.

Альтернативным вариантом, позволяющим практически полностью автоматизировать процесс, является семантическая сегментация карбидов в структуре композиционных покрытий с использованием искусственных нейронных сетей. В таком случае выполняется семантическая сегментация – процесс разделения изображения на области, соответствующие семантическому классу из заранее определенного списка. Проблемами автоматизации определения объёмной доли карбидов в структуре металломатричных покрытий, сохраняющимися при использовании нейронных сетей, являются следующие:

1. Возможность ошибочной классификации пор как относящихся к классу карбидов [1], а также необходимость «отрезки» области на изображении с параметрами съемки перед анализом изображения. Это проблема решена выполнением многоклассовой сегментации, включающей обучение сети классифицировать на изображении поры и области, не являющиеся микроструктурой [2].

2. Значительное влияние на результаты сегментации условий получения изображения: различные яркость/контрастность, разные увеличения – разный размер карбидов на изображениях, различное качество подготовки поверхности образцов – наличие царапин на металлографических шлифах и т.п. Проблема решается расширением набора данных и обучением нейронной сети работе со всеми возможными вариантами представления изображения микроструктуры покрытий, что выполняется авторами в настоящее время.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФМ УрО РАН по теме «Аддитивность» № 121102900049-1 и ИМАШ УрО РАН по теме № 124020600045-0. Микроскопические изображения получены с использованием оборудования ЦКП «Пластометрия» ИМАШ УрО РАН.*

1. Automated semantic segmentation of NiCrBSi-WC optical microscopy images using convolutional neural networks / D. Rose, J. Forth, H. Henein, T. Wolfe, A. J. Qureshi // Comput. Mater. Sci. – 2022. – Vol. 210. – 111391. DOI: 10.1016/j.commatsci.2022.111391.

2. Soboleva N., Mushnikov A. Improving the accuracy of semantic segmentation of carbides in the microstructure of composite coatings by the neural network // Materials Today Communications. – 2024. – Vol. 38. – 108276. DOI: 10.1016/j.mtcomm.2024.108276.



**Изучение механизмов локализации пластической деформации  
при различных видах нагружения как результата самоорганизованного поведения  
дефектной структуры мезоуровня**

<sup>1</sup>Соколов М.А., <sup>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*

Эксперименты по динамическому нагружению образцов проводились на стержне Гопкинсона - Кольского и при пробивании преград.

Температурные поля в процессе деформирования исследовались «in-situ» с использованием высокоскоростной инфракрасной камеры CEDIP Silver 450M.

Осуществлены динамические испытания образцов на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского с применением высокоскоростной фотокамеры Photron FASTCAM SA-Z 2100K и DIC технологии. Экспериментально определены поля сдвиговых деформаций и ширина области локализации.

Микроструктурный анализ, проведенный с помощью оптического интерферометра-профилометра и сканирующего электронного микроскопа, показал коррелированное поведение ансамбля дефектов, которое может быть классифицировано, как структурный переход, обеспечивающий локализацию деформации.

Данные экспериментальных исследований и численного моделирования, проведенного с учетом особенностей кинетики накопления микродефектов в материале, позволяют предполагать, что один из механизмов локализации пластической деформации для исследованных материалов при реализованных условиях нагружения обусловлен скачкообразными процессами в дефектной структуре материалов.

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

## Структура и микротвердость закаленной и упрочненной взрывом стали Гадфильда

Станкевич С.В.

*Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск*

Благодаря своей уникальной склонности к наклепу, сталь Гадфильда получила широкое распространение в качестве материала для изготовления деталей машин, подверженных высоким ударным нагрузкам и изнашиванию.

Одним из методов, способствующих существенному увеличению ресурса изделий из стали Гадфильда является упрочнение взрывом. А.А. Дерibas в своих работах показал, что данная технология способствует повышению эксплуатационного ресурса изделий в 1,5 — 2 раза [1], а также сопровождается повышением уровня твердости на глубину до 30 — 35 мм. Максимальный уровень твердости на поверхности достигает 380 НВ, на глубине 50 мм твердость снижается до 200 НВ [2].

В представленной работе выполнен анализ структуры и твердости упрочненной взрывом стали Гадфильда. Проведена подготовка образцов, выполнена съемка микроструктуры, измерена микротвердость материала на глубину до 50 мм, зафиксированы рентгенограммы, выполнен их анализ.

Исходная структура (рис. 1а) представляет собой аустенит. Карбидные включения отсутствуют. В процессе упрочнения взрывом в поверхностном слое существенно возрастает количество двойников и полос скольжения (рис. 1б). По мере удаления от обработанной поверхности дефекты строения проявляются реже.

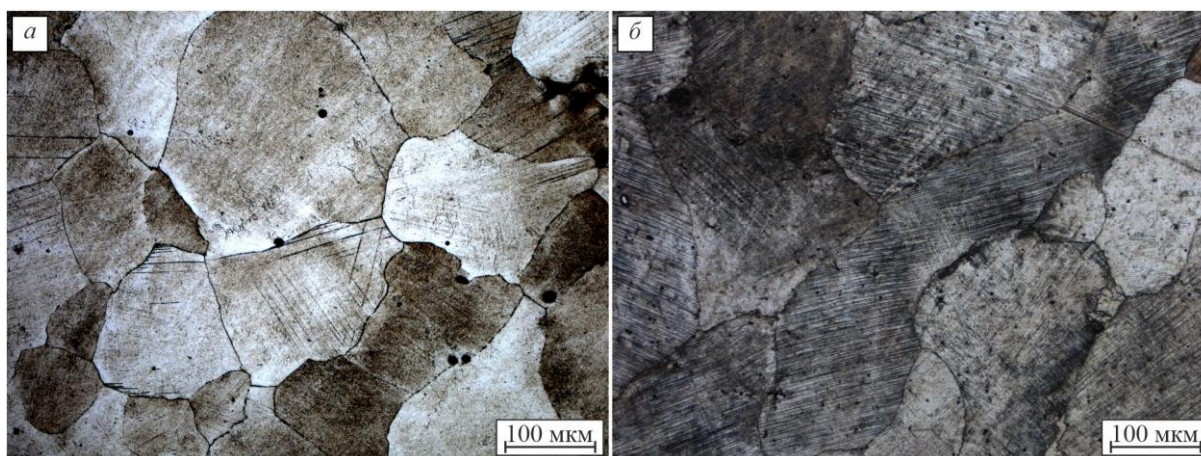


Рис. 1. Структура стали Гадфильда в исходном (закаленном) состоянии. (а), после упрочнения взрывом (б)

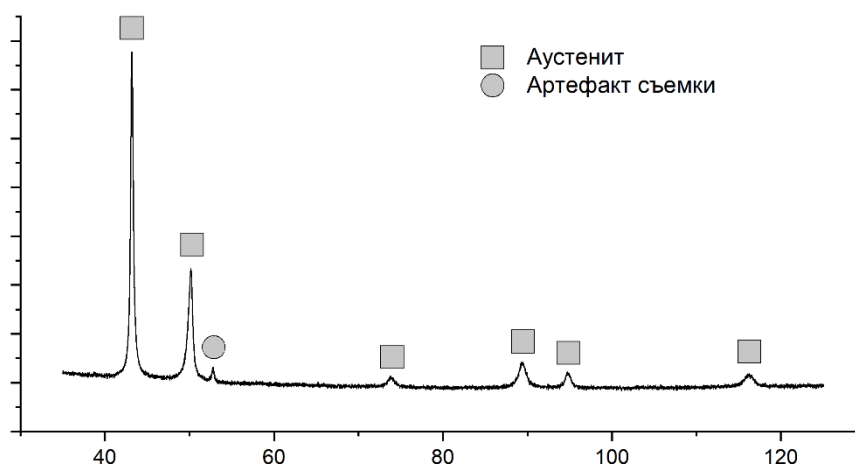


Рис. 2. Рентгенограмма динамически нагруженного образца

Анализ рентгенограммы (рис. 2) свидетельствует о присутствии в стали лишь одной фазы — аустенита. Каких-либо фазовых превращений в процессе взрывного нагружения не

обнаружено. Глубина упрочненного взрывом слоя достигает 25 мм (рис. 3).

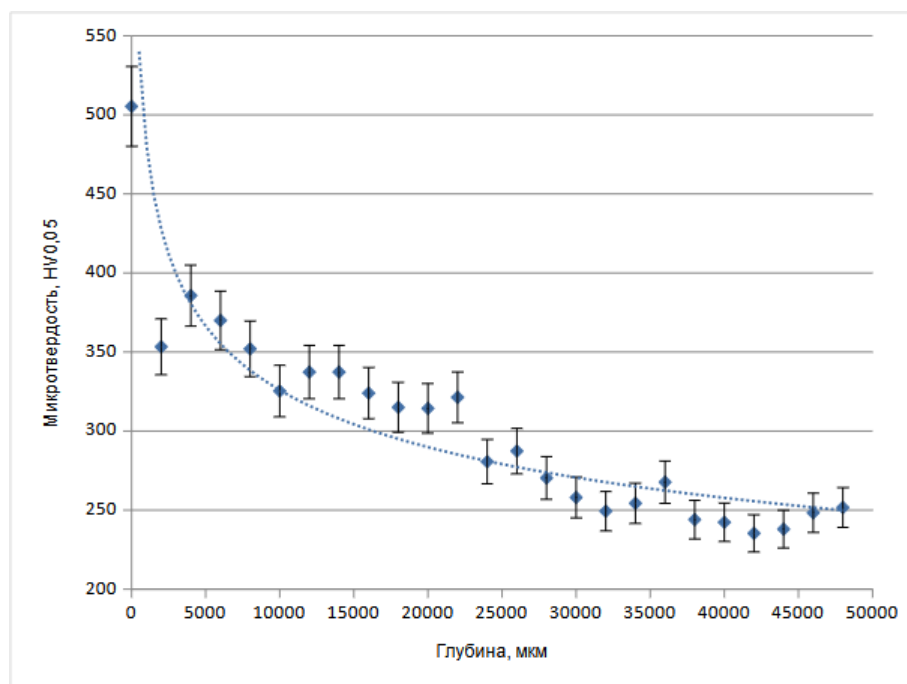


Рис. 3. Твердость упрочненного образца

*Работа выполнена при поддержке проекта FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».*

*Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов".*

1. Deribas A.A., Matveenko F.I., Sobolenko T.M. Explosive hardening of high-manganese steel // Combustion, Explosion, and Shock Waves. – 1969. – Vol. 2. – No. 3. – P. 53-57.
2. Deribas A.A., Shtertser A.A., Lavrentyev Institute of Hydrodynamics, Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, Novosibirsk, Russia, Zubkov E.E. Explosive Hardening and Its Application in Production of Railroad Switch Frogs // Advanced Materials & Technologies. – 2018. – No. 3. – P. 013-016.

## Не дислокационные механизмы наномасштабного структурного уровня в зонах локализации деформации нанокристаллов никеля

<sup>1,2</sup>Тюменцев А.Н., <sup>1,2</sup>Дитенберг И.А., <sup>1</sup>Суханов И.И., <sup>1,2</sup>Гриняев К.В.

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

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

Обобщены результаты исследования не дислокационных механизмов деформации наномасштабного структурного уровня в нанокристаллах никеля при больших пластических деформациях кручением под давлением в условиях подавления дислокационной активности.

Обнаружено формирование нанополос локализации деформации с переориентацией кристаллической решетки с участием следующих механизмов деформации:

- зарождение и распространение нанодиполей частичных дисклинаций как самостоятельных (без участия дислокаций) дефектов с самого начала деформации;
- локальные обратимые (ГЦК→ОЦК→ГЦК) превращения мартенситного типа с изменением систем обратных превращений;
- квазивязкий массоперенос потоками неравновесных точечных дефектов в полях высоких локальных градиентов давления.

С использованием просвечивающей электронной микроскопии изучены особенности дисклинационной структуры и упруго-напряженного состояния на фронте распространения нанополос. Важными особенностями указанных выше дефектов являются:

- высокие значения диагональных компонент тензора напряжений и градиентов этих напряжений с их максимальными значениями ( $P \approx E/50$  и  $\partial P/\partial x \approx 0,02 E \text{ нм}^{-1}$ ) в плоскостях залегания нанодиполей;
- максимальные значения сдвиговых компонент тензора напряжений перед фронтом движения нанодиполя;

Показано, что нанодиполи частичных дисклинаций являются неустойчивыми конфигурациями, которые на фронте распространения нанополос трансформируются в более сложные дисклинационные ансамбли с кратным уменьшением энергии. Продвижение такого фронта включает квазипериодическую последовательность структурных трансформаций нанодиполя в систему квадруполь и обратно с периодическим изменением энергии дисклинационного ансамбля.

Теоретический анализ скорости пластической деформации (движения фронта нанополосы или нанодиполя частичных дисклинаций) механизмами квазивязкого массопереноса потоками неравновесных точечных дефектов показал, что, если в качестве таких дефектов выступают межузельные атомы, скорость распространения нанополос приближается к скорости звука в металлах.

Показана возможность одновременной реализации мартенситной и квазивязкой мод деформации на фронте продвижения нанополос. В этих условиях важную роль в активизации квазивязкой моды деформации играет фазовая нестабильность кристалла в зонах обратимых структурных превращений мартенситного типа. В модели квазивязкого массопереноса потоками неравновесных точечных дефектов одним из важных факторов увеличения скорости деформации может быть уменьшение энергии активации образования и миграции точечных дефектов вследствие снижения упругих модулей.

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

## **Формирование механических свойств композиционных систем БрАМц9-2/W, полученных методом фрикционной перемешивающей обработки**

Черемнов А.М., Княжев Е.О., Чумаевский А.В., Зыкова А.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Медные сплавы широко используют в промышленности благодаря высокой тепло- и электропроводности, износостойкости и хорошей обрабатываемости [1]. В частности, алюминиевые бронзы применяют для изготовления подшипников и втулок. Однако в процессе производства медных сплавов образуются дефекты, приводящие к ухудшению эксплуатационных характеристик. Известно, что добавление в медную матрицу модифицирующих частиц, например, вольфрама, позволяет повысить их механическую прочность [2]. Фрикционная перемешивающая обработка позволяет избавиться от дефектов в исходных сплавах, а также равномерно распределить модифицирующие частицы в матрице. Однако в литературе отмечается большой разброс данных по свойствам материалов, подвергнутых фрикционной перемешивающей обработке из-за сложной природы её процесса и сильного влияния параметров обработки на свойства итогового материала [3, 4, 5]. Вследствие этого целью данной работы стало установление особенностей формирования механических свойств композиционных систем на основе алюмо-марганцевой бронзы с разным содержанием частиц вольфрама.

В работе была проведена многоцикловая фрикционная перемешивающая обработка листового проката медного сплава марки БрАМц9-2 толщиной 2 мм. Обработка была произведена на экспериментальном оборудовании в Институте физики прочности и материаловедения с применением инструмента из сплава на основе карбида вольфрама с коническим гладким пином длиной 1,9 мм. Порошок вольфрама вводили в предварительно просверленные в пластинах бронзы отверстия так, что итоговое содержание вольфрама было равно 5, 10 и 15 об.%. Используемые параметры обработки: усилие прижима инструмента при внедрении 9,8 кН, усилие прижима в процессе обработки 8,8 кН, скорость вращения инструмента 500 об/мин, скорость перемещения инструмента 150 мм/мин.

Значения усилия сопротивления перемещению материала, фиксируемые установкой в процессе обработки, сильно зависят от морфологии зёрен материала, наличия в нём частиц вольфрама и дефектов [6]. С увеличением количества циклов обработки усилие сопротивления перемещению инструмента существенно менялось. Так, у бронзы без частиц вольфрама увеличение числа циклов обработки увеличивало среднее значение этого параметра, что указывает на упрочнение обработанного материала. При этом максимальный разброс значений указывает на появление после первого цикла обработки макродефектов в зоне перемешивания – именно во время второго цикла значение максимального разброса наибольшее. В образцах с вольфрамом разброс значений указывает на столкновение инструмента с отверстиями, заполненными вольфрамом. С увеличением доли вольфрама среднее значение усилия сопротивления к четырём циклам обработки уменьшается.

Это коррелирует с результатами механических испытаний. До обработки бронза демонстрировала значения предела прочности при растяжении, предела текучести и растяжения на уровнях 637,5 МПа, 498,0 МПа и 32,1% соответственно. Четыре цикла фрикционной перемешивающей обработки увеличили эти значения до 740,0 МПа, 520,5 МПа и 34,9% соответственно. На фоне этого значения пластичности, пределов прочности и текучести композитных материалов уменьшаются. При четырёх циклах обработки добавление 5% W снизило предел прочности, предел текучести и пластичность до 579,9 МПа, 387,4 МПа и 14,7% соответственно, добавление 10 об.% W – до 616,2 МПа, 388,6 МПа и 21,6% соответственно, 15 об.% W – до 539,3 МПа, 393,8 МПа и 10,7% (рис. 1).

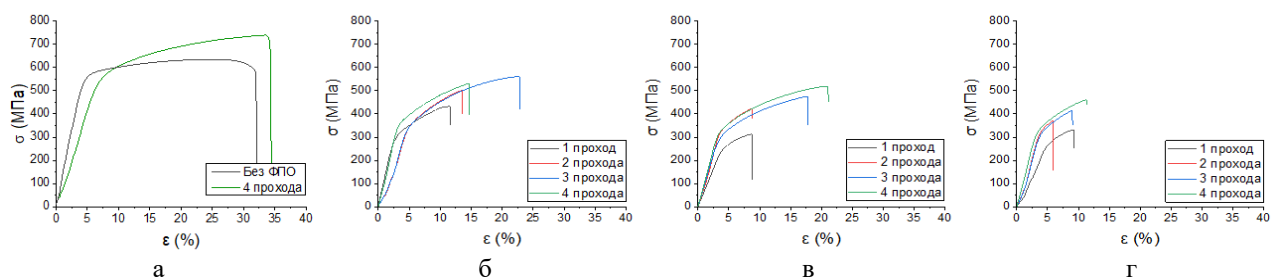


Рис. 1. Кривые растяжения образцов БрАМц9-2 (а), БрАМц9-2+5%W (б), БрАМц9-2+10%W (в), БрАМц9-2+15%W (г)

Распределение значений микротвердости хорошо коррелирует с расположением структурных зон, характерных для металла после фрикционной перемешивающей обработки – зон перемешивания, непосредственно подвергнутой обработке, термомеханического воздействия, термического влияния и основного металла, не затронутый обработкой. В частности, заметно снижение значений микротвёрдости в зоне термомеханического воздействия (рис 2). Средние значения микротвёрдости после обработки увеличиваются по сравнению с основным металлом. Также при измерении заметно попадание индентора в частицы вольфрама, при котором характерны повышение значений. Средние значения микротвёрдости после четырёх циклов обработки, по сравнению с 1,56 ГПа у основного металла, составляет 1,85 ГПа у БрАМц9-2 без вольфрама, 1,69 ГПа у БрАМц9-2+5%W, 1,67 ГПа у БрАМц9-2+10%W и 1,75 ГПа у БрАМц9-2+15%W.

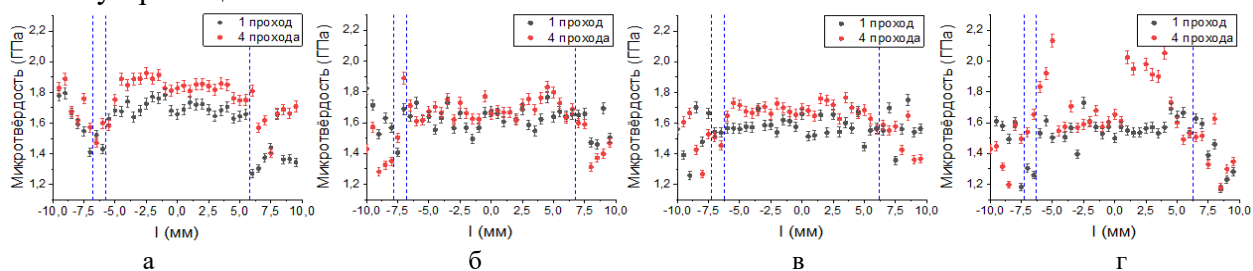


Рис. 2. Значения микротвёрдости образцов БрАМц9-2 (а), БрАМц9-2+5%W (б), БрАМц9-2+10%W (в), БрАМц9-2+15%W (г), синим пунктиром обозначены границы структурных зон

Таким образом добавление 5 и 10 об.% W привело к увеличению пластичности и предела прочности композиционных материалов, введение 15 об.% W привело к снижению механических свойств. Средние значения микротвёрдости после обработки увеличиваются по сравнению с необработанной и обработанной без введения порошка. Образцы композитов показали меньший разброс значений микротвёрдости в сравнении с основным металлом.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001.*

1. Sharma V., Prakash U., Manoj Kumar B.V. Surface Composites by Friction Stir Processing: A Review // J. Mater. Process. Technol. – 2015. – Vol. 224. – P. 117–134.
2. Tungsten–Copper Composites for Arcing Contact Applications in High Voltage Circuit Breakers / M.V. Lungu, D. Pătroi, V. Marinescu, S. Mitrea, I. Ion, M. Marin, P. Godeanu // Mater. Sci. Res. India. – 2020. – Vol. 17(3). – P. 214–229.
3. Effect of friction stir welding parameters on defect formation / S.Yu. Tarasov, V.E. Rubtsov, A.A. Eliseev, E.A. Kolubaev, A.V. Filippov, A.N. Ivanov // AIP Conf. Proc. – 2015. – Vol. 1683(1) – 020230.
4. A. Heidarzadeh et al. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution / A. Heidarzadeh, S. Mironov, R. Kaibyshev, G. Çam, A. Simar, A. Gerlich, F. Khodabakhshi, A. Mostafaei, D.P. Field, J.D. Robson, A. Deschamps, P.J. Withers // Prog. Mater. Sci. – 2021. – Vol. 117. – 100752.
5. A Review of Friction Stir Processing of Structural Metallic Materials: Process, Properties, and Methods / A.P. Zykova, S.Yu. Tarasov, A.V. Chumaevskiy, E.A. Kolubaev // Metals. – 2020. – Vol. 10(6). – P. 772.
6. Towards aging in a multipass friction stir–processed AA2024 / K.N. Kalashnikov, S.Yu. Tarasov, A. V. Chumaevskii, S.V. Fortuna, A.A. Eliseev, A.N. Ivanov // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2019. – Vol. 103. – P. 2121–2132.

## Особенности прохождения волн через границы раздела упругих и упругопластических тел с дислокациями

Чертова Н.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Границы раздела твердых тел, широко представленные в природе, различных конструкционных материала и технических изделиях, являются важной функциональной подсистемой деформируемых тел и существенно влияют на их физические и эксплуатационные свойства [1-3]. Проблема описания поведения материала на границах раздела привлекает внимание специалистов многих областей, что обусловлено не только важностью углубления фундаментальных знаний, касающихся этой сложной междисциплинарной области исследования, но и значимостью и многообразием их практических приложений.

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

В работе исследуются закономерности распространения волн через границу раздела упругих и упругопластических тел с дислокациями, динамика которых определяет один из известных механизмов пластической деформации. Для описания указанных сред используется математическая модель, полученная на основе лагранжиана калибровочной теории дислокаций при условии пластической несжимаемости. Рассматриваемая модель предполагает существование упругого континуума и континуума дислокаций и описывается в случае однородного изотропного тела Лагранжианом  $L=L_1+L_2$  при  $\varphi_{ii}=0$

$$L_1 = (\rho(\partial_0 U_i)^2 - (\lambda \delta_{ij} \delta_{nn} + \mu(\delta_{in} \delta_{jn} + \delta_{im} \delta_{jm}) \varepsilon_{ij} \varepsilon_{nn}) / 2, \quad L_2 = (B(I_{ij})^2 - S(\alpha_{ij})^2) / 2. \quad (1)$$

Лагранжиан  $L_1$  определяет упругий континуум,  $L_2$  – континуум дефектов,  $U_i$  – компоненты вектора полных смещений,  $\varepsilon_{ij} = (\partial_i U_j + \partial_j U_i - \varphi_{ij} - \varphi_{ji}) / 2$  – тензор упругих деформаций,  $\varphi_{ij}$  – тензор пластических дисторсий,  $\alpha_{ij}$  – тензор плотности дислокаций,  $I_{ij}$  – тензор плотности потока дислокаций,  $\lambda, \mu, \rho$  – параметры Ламе и плотность,  $B, S$  – константы дислокационного континуума,  $\delta_{ij}$  – единичный тензор Кронекера. Согласно определению континуальной теории дислокаций  $\alpha_{ij}, I_{ij}$  задаются тензором пластических дисторсий  $\varphi_{ij}$ :  $\alpha_{in} = -\varepsilon_{ikm} \partial_k \varphi_{mn}$ ,  $I_{in} = -\partial_0 \varphi_{in}$ , где  $\varepsilon_{ijk}$  – единичный тензор Леви-Чевита.

Из условия стационарности интеграла действия определяются динамические уравнения Эйлера-Лагранжа, которые при учете диссипации энергии на основе диссипативной функции  $Q = \eta \partial_t \varphi_{ij} \partial_t \varphi_{ij}$ , связанной с пластическими деформациями и коэффициентом вязкости  $\eta$ , примут вид

$$\rho \partial_0^2 U_i = \partial_n \sigma_{ni}, \quad B \partial_0^2 \varphi_{ij} = S(\partial_n^2 \varphi_{ij} - \partial_i \partial_n \varphi_{nj}) + \sigma_{ij} - 2\eta \partial_0 \varphi_{ij} + \gamma \delta, \quad \varphi_{ii} = 0. \quad (2)$$

Как следует из законов дисперсии (2), продольные волны в упругопластической среде с дислокациями распространяются в виде связанных волн продольных смещений и диагональных компонент тензора пластической дисторсии или пластических удлинений. Поперечные волны представляют совокупность нормальных колебаний поперечных смещений и сдвиговых компонент тензора пластической дисторсии. Кроме указанных продольных и поперечных волн в описываемой среде распространяется волна поворотной моды деформаций. При нулевой диссипации энергии законы дисперсии для Р и SV волн определяются аналитическими выражениями



$$k_{1,2}^2 = \frac{\omega^2}{2} \left( \frac{\rho}{L} + \frac{3B}{S} \right) - \frac{\mu(2\mu + 3\lambda)}{SL} \pm \sqrt{\left( \frac{\omega^2}{2} \left( \frac{\rho}{L} + \frac{3B}{S} \right) - \frac{\mu(2\mu + 3\lambda)}{SL} \right)^2 + \frac{3(2\mu - B\omega^2)\rho\omega^2}{SL}}, \quad (3)$$

$$k_{3,4}^2 = \frac{\omega^2}{2} \left( \frac{\rho}{\mu} + \frac{B}{S} \right) - \frac{\rho}{2B} \pm \sqrt{\left( \frac{\omega^2}{2} \left( \frac{\rho}{\mu} + \frac{B}{S} \right) - \frac{\rho}{2B} \right)^2 - \frac{B\rho\omega^4}{S\mu} + \frac{2\rho\omega^2}{S}}, \quad (4)$$

при произвольной диссипации находятся численно и позволяют проанализировать изменения частотных зависимостей спектра нормальных колебаний от величины диссипации [8].

На основе полученных законов дисперсии в простейшем случае нормального падения продольной и поперечной волны были найдены коэффициенты Френеля на границе раздела упругого и упругопластического тела при условии их идеального контакта. Поскольку, преломленная волна, распространяющаяся в упругопластическом теле, представляет суперпозицию двух колебаний при любой диссипации, для нахождения коэффициентов отражения-преломления использован асимптотический метод медленно меняющейся амплитуды [9]. На основе аналитических выражений для коэффициентов Френеля рассчитаны и построены зависимости от частоты падающей волны при варьировании величины диссипации и упругих параметров контактирующих тел. Установлено, что рассматриваемые зависимости коэффициентов отражения и преломления имеют особую точку, при «пороговой» частоте оптических ветвей спектра нормальных колебаний. В рамках рассматриваемой модели упругопластического тела (1) эта частота  $\omega_0 = (2\mu/B)^{1/2}$  одинакова для падающих Р и SV волн. Значения коэффициентов Френеля в коротковолновом пределе не зависят от диссипации энергии, связанной с пластическими деформациями. При увеличении упругого модуля и плотности упругопластического тела коэффициент отражения увеличивается, как и на границе раздела двух упругих тел. Получены формулы, связывающие амплитуды деформаций с коэффициентами отражения на границе упругого и упругопластического тела, и проанализированы соответствующие частотные зависимости при различных параметрах модели.

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

1. Dongare A.M., Rajendran A.M. Understanding mechanical behavior of interfaces in materials // J. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 53. – P. 5511–5514. – DOI:10.1007/s10853-018-2030-0.
2. Победра Б.Е. Механика композиционных материалов. М.: Изд-во МГУ, 1984. 336 с.
3. Исследование влияния свойств межфазных границ на механические характеристики металлокерамических композитов / С.В. Астафуров, В.Е. Шилько, В.Е. Овчаренко, С.Г. Псахье // Физ.мезомех. – 2014. – Т. 17. – С. 53-63.
4. Ignatovich V.K., Phan L.T.N. Those wonderful elastic waves // Am.J. Phys. – 2009. – Vol. 77. – P. 1162-1172. – <https://doi.org/10.1119/1.3216469>.
5. Chertova N.V., Grinyaev Yu.V. Comparative analysis of wave and strain behavior at the interface of elastic bodies under perfect contact and slip boundary conditions // Phys. Mesomech. – 2022. – Vol. 25. – No.4. – P. 353–365. – DOI:10.1134/S1029959922040099
6. Ivanova E.A. On a micropolar continuum approach to some problems of thermos-and electrodynamic // Acta Mechanica. – 2019. – Vol. 230. – P. 1685–1715. – <https://doi.org/10.1007/s00707-019-2359-8>
7. Кадич А., Эделен Д. Калибровочная теория дислокаций и дисклинаций. М.: Мир, 1987. 168 с.
8. Popov V.L., Chertova N.V. Gauge theory of “plastically incompressible” medium. –II Dispersion relations with dissipation // Int. J. Engng.Sci. – 1992. – Vol. 30. – No.3. – P. 335–340.
9. Боголюбов Н.Н., Митропольский Ю.А. Асимптотические методы в теории нелинейных колебаний. М.: Наука, 1987. 248с



# О влиянии топологических законов рассеяния в рэлеевском пределе на резонансное и диффузное статистическое рассеяние волны Рэлея

Чуков В.Н.

Институт Биохимической Физики им. Н.М. Эмануэля Российской Академии наук, Москва

Рассеяние волн разной природы на неоднородностях среды их распространения, как хорошо известно из физической литературы [1–3], описывается рядом фундаментальных законов природы. Для длинноволнового, т.е., рэлеевского, рассеяния, когда длина волны много больше характерного размера неоднородной области, это – рэлеевский закон рассеяния о монотонной пропорциональности сечения рассеяния четвертой степени частоты и об угловой изотропии спектра рассеяния – независимости индикатрисы рассеяния от угла рассеяния [1]. Рэлеевский закон рассеяния соответствует фундаментальной физической концепции, установленной Лордом Рэлеем [1]: в длинноволновом пределе фаза волны в пределах рассеивающей неоднородности имеет примерно одно и то же значение, разные участки неоднородности формируют рассеянную волну синфазно, поскольку волна физически “не чувствует” структуру неоднородности. В настоящей работе исследуются топологические законы рассеяния поверхностной акустической волны Рэлея в рэлеевском пределе для произвольной формы корреляционной функции горизонтальной статистической структуры неоднородности плотности массы изотропного твёрдого тела параллельной поверхности [3]. Коррелятор аппроксимируется суммой гауссовых экспонент. Для описания детерминированной структуры неоднородности перпендикулярно поверхности выбрана монотонно спадающая вглубь среды экспонента – монотонный нарушенный слой. Пусть полубесконечная изотропная упругая среда со свободной поверхностью занимает полупространство  $x_3 \geq 0$ , где  $\vec{x} = (x_1, x_2, x_3)$  есть радиус-вектор в декартовой системе координат. Среда имеет неоднородность плотности массы, расположенную в прямоугольной области конечных размеров  $L_1, L_2$  вдоль осей  $x_1, x_2$  соответственно:  $|x_1| \leq L_1/2$ ;  $|x_2| \leq L_2/2$ , описываемую функцией координаты  $x_3$  перпендикулярно поверхности, где  $0 \leq x_3 < \infty$ . Зависимость плотности массы среды  $\rho(\vec{x})$  от координат имеет следующий вид

$$\rho(\vec{x}) = \rho^{(0)} + \rho^{(inh)}(\vec{x}), \quad (1)$$

где  $\rho^{(0)}$  – постоянная плотность однородной среды, содержащей неоднородность  $\rho^{(inh)}(\vec{x})$  отличную от нуля только в пределах неоднородной области среды:

$$\rho^{(inh)}(\vec{x}) = \rho_{\parallel}^{(inh)}(\vec{x}_{\parallel})F(x_3), \quad (2)$$

где  $\rho_{\parallel}^{(inh)}(\vec{x}_{\parallel})$  – случайная функция;  $\langle \rho_{\parallel}^{(inh)} \rangle = 0$ ,  $\langle \dots \rangle$  означает усреднение по ансамблю реализаций случайной функции  $\rho_{\parallel}^{(inh)}$ ;  $F(x_3)$  – произвольная детерминированная функция. Корреляционная функция неоднородности имеет следующую произвольную форму, аппроксимируемую суммой гауссовых экспонент, не рассмотренной в литературе [2] до настоящего времени

$$W(\tau) = \langle \rho_{\parallel}^{(inh)}(\vec{x}_{\parallel}) \rho_{\parallel}^{(inh)}(\vec{x}'_{\parallel}) \rangle = \rho_{inh}^2 \sum_{i=1}^m c_i e^{-\tau^2/a_i^2} = \rho_{inh}^2 \sum_{i=1}^{N(r)} \sum_{n=0}^{N_i} \sum_{j=1}^{n+1} D_{inj}^{(gt)} e^{-\tau^2/a_{ij}^{(n)2}}, \quad (3)$$

где  $a_i, a_{ij}^{(n)}$  – парциальные радиусы корреляции;  $\rho_{inh}$  – нормировочная среднеквадратичная амплитуда. В настоящей работе исследуется влияние статистической структуры неоднородности, описываемой коррелятором (3), в плоскости поверхности на законы рассеяния в рэлеевском, т.е., длинноволновом, пределе; для резонансного рассеяния, когда длина волны порядка характерного размера неоднородной области, и в пределе диффузного, т.е., коротковолнового рассеяния, когда длина волны много меньше характерного размера неоднородной области. Для диффузного рассеяния падающая на неоднородность плоская рэлеевская волна в пределах неоднородности имеет существенно разные “диффундирующие” фазы. Тройная сумма в (3) введена для удобства аппроксимации корреляционной функции, многомасштабной по парциальным радиусам корреляции. В соответствии с этим сумма по  $j$  в (3) формирует базис рэлеевского ряда. Каждый член этого базиса сам является рэлеевским

рядом с главным членом пропорциональным параметру Рэлея в степени  $2N_R$ , где  $N_R = 0, 1, 2, \dots$ . И задаёт свой частотный закон для индикатрисы рассеяния  $G^{(R)}$  в рэлеевском пределе:

$$G^{(R)} \sim \omega^{2N_R+5}; N_R = 0, 1, 2, \dots, \quad (4)$$

где  $\omega$  – частота волны.  $N_R = 0$  соответствует рэлеевскому закону рассеяния;  $N_R > 0$  – нарушению рэлеевского закона, а (4) представляют собой топологические законы рассеяния в рэлеевском пределе. Они определяют иерархию множеств форм неоднородностей, т.е., топологию неоднородностей, имеющих свой закон рассеяния. Следовательно, следующая сумма в (3) по  $n$  есть моделирование спектра рассеяния с помощью указанного базиса. Третья сумма по  $i$  от единицы до  $N^{(r)}$  в (3) является наложением разных смоделированных спектров друг на друга, необходимым при конструировании сложных свойств результирующего спектра рассеяния. В литературе не рассматривались законы рассеяния в рэлеевском пределе, отличные от рэлеевского закона [1], поэтому не рассматривалось моделирование рэлеевского ряда, т.е., спектра рассеяния, с помощью базиса, физически привязанного к новым законам рассеяния (4) в рэлеевском пределе, но отмечалась возможность использования базиса из гауссовых экспонент для аппроксимации коррелятора ансамблей образцов, изготовленных по разным технологиям [2], чему соответствует одинарная сумма по  $i$  от единицы до произвольного натурального числа  $m$  во втором равенстве (3). Заметим, что использование разномасштабного по радиусам корреляции  $a_{ij}^{(n)}$  коррелятора (3) по сравнению, например, с [2] и со вторым равенством в (3), позволяет более широко управлять моделируемым спектром рассеяния путем комбинирования разномасштабных парциальных корреляторов в (3), которые, например, задают положение пиков резонансного рассеяния по параметру Рэлея, с выбором базисных членов создаваемого рэлеевского ряда по параметру Рэлея, определяющих локализацию, т.е., ширину, этих пиков [3], и с выбором соответствующих им форм коррелятора (3) при заданных парциальных радиусах корреляции, отвечающих разным законам рассеяния в рэлеевском пределе, как включающим рэлеевский закон [1], так и отличным от него [3]. Но, в то же время, этот новый результат вписывается в признанную в литературе концепцию описания разных ансамблей неоднородностей, например, гауссовыми экспонентами [2], что подчеркивает второе (из трех) равенство в (3).

Теоретически получены топологические законы рассеяния волны Рэлея на статистической неоднородности изотропного твердого тела в рэлеевском пределе. Они полностью определяются структурой неоднородности и содержат рэлеевский закон как частный случай. Нарушение ими рэлеевского закона для более общей, чем рэлеевская, топологии неоднородности впервые позволяет моделировать спектр рассеяния вплоть до его осцилляций и сильной угловой анизотропии. Физически это объясняется сильной модуляцией длинноволнового рассеяния формой неоднородности, не рассмотренной Лордом Рэлеем и последующими исследователями [1,2]. Математически, новые законы рассеяния в рэлеевской области задают базис линейно-независимых амплитуд рассеяния волны Рэлея, который позволяет моделировать форму спектра не только в рэлеевской области, но и в резонансной и диффузной вплоть до нарушения закона о максимальном резонансном рассеянии и о доминантном диффузном рассеянии вперёд, т.е., в направлении распространения падающей волны, и о спадающем угловом характере спектра “вперёд” при увеличении отношения эффективного радиуса корреляции к длине волны в диффузной области. Полученные результаты могут быть использованы в физике неоднородных сред, в сейсмологии, акустоэлектронике, акустической микроскопии, в физике метаматериалов, мезомеханике.

*Работа выполнена в рамках темы государственного задания (НИОКТР № 122041400112-8, код темы FFZR-2022-0012).*

1. Лорд Рэлей. Теория звука. Т. 1, 2. М.: Гостехиздат, 1955. Т. 2. – С. 153.
2. Хусу А.П., Витенберг Ю.Р., Пальмов В.А. Шероховатость поверхностей. – М: Наука, 1975.
3. Chukov V.N. Topological Laws of the Rayleigh Wave Scattering on a Statistical Inhomogeneity of Isotropic Solid in the Rayleigh Limit // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2024. – Vol. 88. – No. 2. – P. 244–253.

## **Мезомеханический анализ возможности самозалечивания линейных дефектов в ауксетичных материалах**

Шилько С.В., Петроковец Е.М.

*Государственное научное учреждение «Институт механики металлополимерных систем  
имени В.А. Белого Национальной академии наук Беларуси», Гомель*

Сравнительно недавно в материаловедении сформировалось направление создания «умных» полимеров, обладающих способностью без внешнего вмешательства компенсировать эксплуатационную деградацию структуры и свойств. В частности, реализация самоупрочнения и самозалечивания, т. е. устранения дефектов и несплошностей структуры конструкционных полимерных материалов, позволяет предотвратить образование магистральных трещин и замедлить развитие хрупкого разрушения, способствуя повышению надежности и долговечности изделий в различных технических приложениях. Такие свойства, характерные для биотканей живых организмов, могут быть реализованы в искусственных материалах на основе ряда химических, физических и механических (деформационных) эффектов [1].

Целью работы является изучение механизма самозалечивания, основанного на сверхсжимаемости ауксетичных материалов, обладающих отрицательным коэффициентом Пуассона [2].

Как известно, отрицательный коэффициент Пуассона  $\nu$  проявляется в специфике процессов деформирования и трения ауксетичных материалов [2–6], в т.ч. способности расширяться/сужаться в направлении, перпендикулярном направлению одноосного растяжения/сжатия соответственно. Существование таких материалов допускается фундаментальными соотношениями теории упругости изотропных тел; верхнее предельное значение  $\nu = 0,5$  соответствует несжимаемым эластомерам типа резины, сохраняющим свой объем при значительном изменении формы, нижний предел  $\nu = -1$  демонстрируют материалы, сохраняющие геометрические пропорции при изменении объема в процессе деформирования. При значительном числе публикаций, посвященных изучению и использованию ауксетичных материалов, роль знака коэффициента Пуассона в плане залечивания дефектов ранее не изучалась.

При моделировании самозалечивания анализировали напряженное состояние прямоугольного мезофрагмента упругого материала, кинематически нагруженного равномерно распределенным по верхней границе сжимающим либо растягивающим перемещением при закреплённом нижнем и свободных боковых границах. В центральной части фрагмента присутствовал одиночный линейный дефект (трещина), ориентация которого варьировалась. Прогнозирование поведения (раскрытия/закрытия) трещины на мезоскопическом масштабном уровне включало решение контактной задачи механики с подвижными границами методом конечных элементов с использованием программ ANSYS и MSC.Marc при следующих исходных данных: размеры фрагмента 20,2\*15 мм, модуль упругости  $E = 1$  ГПа, вертикальное смещение верхней грани фрагмента  $u_y = -1$  мм; размеры прямоугольного дефекта 0,2\*5 мм. Угол наклона дефекта  $\alpha$  и коэффициент Пуассона материала  $\nu$  варьировались в пределах  $0 < \alpha < 90^\circ$  и  $-1 < \nu < 0,48$  соответственно. Моделировался также более сложный вариант двухуровневого взаимодействия при контактном нагружении мезофрагмента (макроконтакт) и наложения краев трещины (микроконтакт). В этом случае изменение состояния трещины вызывает перераспределение напряжений в макроконтакте.

Были сопоставлены результаты расчетов для трех характерных положений (вертикального, наклонного и горизонтального) дефекта. Как видно на рис. 1, в угловых точках трещины расчетные эквивалентные напряжения по Мизесу весьма высоки (учет пластического течения позволяет получить более реалистичное распределение напряжений).

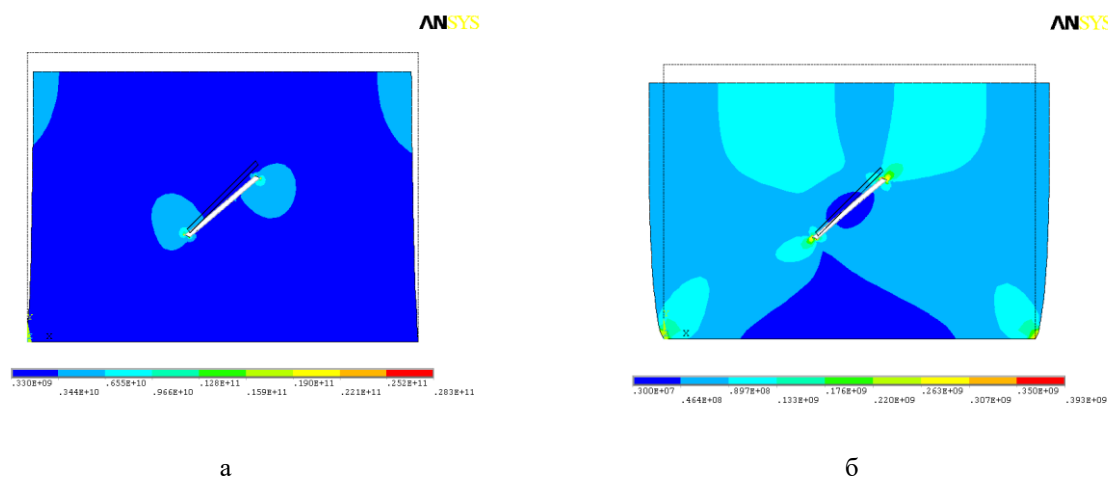


Рис. 1. Распределение эквивалентных напряжений в окрестности дефекта при  $\nu = -0,98$  (а) и  $0,48$  (б)

Из рис. 2 следует, что максимальное контактное давление  $p^* = p_v/p_v = 0,48$  слабо зависит от коэффициента Пуассона до значения  $\nu = -0,8$ , но кратно возрастает вблизи теоретического минимума коэффициента Пуассона  $\nu = -1$ . Таким образом, коэффициент Пуассона является определяющим фактором с точки зрения самозалечивания материала, поскольку направления движения краев трещины при деформировании ауксетичного и обычного материалов противоположны, а высокие контактные давления способствуют ее закрытию.

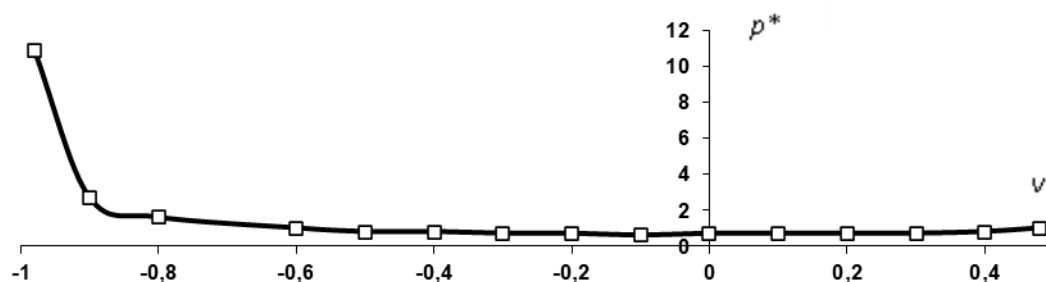


Рис. 2. Зависимость безразмерного контактного давления в зоне дефекта от коэффициента Пуассона

Показана возможность самозалечивания линейных дефектов (трещин) путем использования эффекта сверхсжимаемости ауксетичных материалов, обладающих отрицательным коэффициентом Пуассона.

*Работа выполнена при поддержке БРФФИ (проект № T24-067 «Биоподобные композиты конструкционного и триботехнического назначения на основе полимеров и эластомеров, реализующие самоупрочнение и самозалечивание структурных повреждений»).*

1. Self-Healing Materials: A Review of Advances in Materials, Evaluation, Characterization and Monitoring Techniques / D. G. Bekas, K. Tsirka, D. Baltzis, A. S. Paipetis // Composites, Part B. – 2016. – Vol. 87. – P. 92–119. – DOI:10.1016/j.compositesb.2015.09.057.
2. Материалы с отрицательным коэффициентом Пуассона (обзор) / Д.А. Конек, К.В. Войцеховски, Ю.М. Плескачевский, С.В. Шилько // Мех. комп. матер. и констр. – 2004. – Т. 10, № 1. – С. 35–69.
3. Baughman R.H. Auxetic Materials: Avoiding the Shrink // Nature. – 2003. – Vol. 425. – DOI:10.1038/425667a.
4. Shilko S.V., Petrokovets E.M., Pleskachevsky Yu.M. Prediction of Auxetic Phenomena in Nanoporomaterials // Phys. Status Solidi B. – 2008. – Vol. 245, No. 11. – P. 2445–2453. – DOI:10.1002/pssb.200880272.
5. Lim T.-C. Auxetic Materials and Structures. – Singapore: Springer, 2015. – DOI:10.1007/978-981-287-275-3.
6. Computational Simulation of Fracture Behaviour in Auxetic Cellular Structure by Multiaxial Loading / B. Nečemer, J. Kramberger, N. Novak, S. Glodež // MATEC Web of Conferences. – 2019. – Vol. 300. – Art. 03001. – DOI:10.1051/mateconf/201930003001.

## **Секция 2. Физика пластичности и прочности материалов**

## **Прогнозирование и оценка остаточного ресурса теплоэнергетического оборудования на основе автоволновой теории локализации пластической деформации**

Абабков Н.В.

*Кузбасский государственный технический университет имени Т.Ф. Горбачева, Кемерово*

В начале XXI века вопросам безопасной эксплуатации потенциально-опасного оборудования промышленных предприятий и транспорта в России уделяется повышенное внимание. Вызвано это в первую очередь тем, что более 75 % этого оборудования отработало расчетный срок и выработало свой ресурс. Своевременная замена оборудования не проводилась и не проводится по целому ряду причин. Поэтому оценка его технического состояния (техническое диагностирование), прогнозирование работоспособности и остаточного ресурса является актуальнейшей задачей [1].

В России для решения этой задачи была создана система экспертизы промышленной безопасности (ЭПБ) и институт экспертов по промышленной безопасности и специалистов по диагностике и неразрушающему контролю.

Для прогнозирования и оценки остаточного ресурса в настоящее время применяется множество методов и подходов, основанных на анализе и расчете математических моделей, учитывающих режимы эксплуатации, а также техническое состояние оборудования на момент контроля. Большинство современных методов предусматривает анализ косвенных признаков, по которым осуществляется оценка остаточного ресурса. В результате расчетов чаще всего выносится решение исчерпан или не исчерпан ресурс работоспособности оборудования. Если ресурс не исчерпан, то срок службы оборудования продлевается на тот период, который прописан в нормативной документации. Часто реальный ресурс не совпадает с назначенным в результате расчета и происходит разрушение элементов оборудования. Поэтому, проблема количественной оценки остаточного ресурса также является актуальной задачей.

В работе данную задачу предлагается решить с помощью современных достижений науки и технологий, а именно с применением автоволновой теории локализации пластической деформации и выявления таких характерных участков методами неразрушающего контроля. Результатом проведенных исследований явилась методология и программные средства прогнозирования и оценки остаточного ресурса теплоэнергетического оборудования, изготовленного из сталей 20 и 12Х1МФ, применение которых возможно в условиях реального производства [2].

Также в результате проведенных исследований установлены: эффект различия временных интервалов от начала деформации до устойчивой локализации деформации и эффект равенства временных интервалов от устойчивой локализации деформации до разрушения образцов с различной длительной прочностью. С одной стороны, эффект различия может быть использован для оценки длительной прочности металла, с другой – эффект равенства – для оценки остаточного ресурса длительно работающего энергооборудования.

1. Махутов Н.А. Техническая диагностика остаточного ресурса и безопасности / Н.А. Махутов, М.М. Гаденин. – учеб. пособие под общ. ред. В. В. Ключева. – М.: Изд. дом «Спектр», 2011. – 187 с.

2. Ababkov N. Evaluating the Residual Life of Long-Term Equipment Made of Structural and Heat-Resistant Steel by Using the Structural–Mechanical Criterion / N. Ababkov, A. Smirnov, V. Danilov // Metals. – 2023. – Vol. 13, No. 6. – P. 1075. – DOI 10.3390/met13061075. – EDN FBHLSR.

## **Влияние интенсивной пластической деформации на цинковые сплавы Zn-1%Cu-1%Mn и Zn-0.5%Ag-0.8%Al**

Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Исламгалиев Р.К., Нугаманов Ф.В.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

Инновации в области медицинских технологий постепенно переносят фокус с разработки временных имплантатов из традиционных материалов на новые – биodeградируемые материалы. Они способны растворяться в организме человека после выполнения своих функций, не нанося вреда организму. Отсутствие необходимости повторной операции по извлечению имплантата является существенным преимуществом биodeградируемых материалов над традиционными. Цинковые сплавы обладают подходящей скоростью коррозии для того, чтобы имплантат сохранял свою целостность в течение периода восстановления кости и ремоделирования сосудов. Однако значения механических свойств цинка недостаточны для применения материала в качестве сосудистого стента или костной пластины. Одним из эффективных методов повышения прочности и пластичности материала является метод интенсивной пластической деформации [1].

Цель работы установить зависимость влияния интенсивной пластической деформации (ИПД) на структуру и механические свойства цинковых сплавов Zn-1%Cu-1%Mn, Zn-0.5%Ag-0.8%Al.

В данной работе для измельчения зеренной структуры был применен метод интенсивной пластической деформации кручения (ИПДК). ИПДК цинковых сплавов Zn-1%Cu-1%Mn, Zn-0.5%Ag-0.8%Al проводили при комнатной температуре со скоростью 1 об/мин и с числом оборотов 2, 10 под давлением 5 ГПа.

Микроструктура ИПДК образцов изучена методами растровой электронной микроскопии, просвечивающей электронной микроскопии. Прочность и пластичность УМЗ сплава были оценены в сравнении с крупнозернистыми образцами, подвергнутыми гомогенезационному отжигу.

ИПДК в цинковых сплавах приводит к измельчению зеренной структуры и повышению предела прочности и пластичности материала. В цинковом сплаве Zn-0.5%Ag-0.8%Al предел прочности увеличился до 90 МПа, а пластичность до 30%, по сравнению с исходным состоянием 60 МПа и 2 %, соответственно. В цинковом сплаве Zn-1%Cu-1%Mn в исходном состоянии предел прочности составил 120 МПа, а после ИПДК повышается до 280 МПа. Пластичность увеличилась с 3% до 20%.

Представлена сравнительная оценка механических свойств сплава после обработки различных режимов ИПДК, также обсуждается эволюция структуры в процессе деформации.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ 21-53-46017 СТ\_а «Исследования по изготовлению и аттестации новых ультрамелкозернистых биodeградируемых уретральных стентов».*

1. Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Kawasaki M., Langdon T.G. Mechanical Properties of UFG Metals. In: Ultrafine-Grained Materials // The Minerals, Metals & Materials Series. Springer, Cham. – 2024. – [https://doi.org/10.1007/978-3-031-31729-3\\_2](https://doi.org/10.1007/978-3-031-31729-3_2)



## **Определение фрактальной размерности поверхности поликристаллической меди в процессе ее пластической деформации**

Аглетдинов Э.А., Ясников И.С., Данюк А.В.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти*

Фрактальный анализ позволяет изучать процесс пластической деформации на различных структурных уровнях, а также устанавливать связь между макроскопическими характеристиками материала и микроскопическими особенностями его дефектной структуры. Фрактальная размерность поверхности тесно связана с фрактальной размерностью дислокационных конфигураций внутри материала. В данной работе представлена методика измерения фрактальной размерности поверхности в процессе пластического течения, отличающаяся тем, что измерения рельефа производятся на одном и том же участке поверхности образца, а для вычисления фрактальной размерности используются современные методы вычислительной математики.

Был подготовлен образец поликристаллической меди чистоты 99.9 % с длиной рабочей части образца 10 мм и сечением  $4 \times 2$  мм. Образец был механически отшлифован и отполирован до зеркальной поверхности, и затем отожжен в вакууме при температуре 1000 К в течение 2 часов.

Производились испытания на растяжение на испытательной машине Kammrath & Weiss, установленной в поле наблюдения оптического профилометра Zygo NewView 7100, позволяющего бесконтактно измерять топографию поверхности по принципу сканирующей интерферометрии белого цвета. За счет оппозитного перемещения траверс исключалось смещение рабочей части образца. В процессе одноосной деформации производились остановки привода движения при значениях инженерного механического напряжения 0; 20; 40; 80; 160; 195 и 200 МПа с сохранением силового воздействия на образец, и измерялся рельеф поверхности в напряженном состоянии, сформированный к данному моменту деформации. В результате измерения рельефа поверхности на участке площадью  $1084 \times 1084$  мкм с разрешением 294 нм на пиксель, были получены квадратные матрицы  $3700 \times 3700$  значений высот – координат  $z$  в мкм.

Предварительная обработка данных включала в себя линейную интерполяцию пропусков, удаление линейного тренда и фильтрацию выбросов, которая проводилась методом регрессии гауссовского процесса. Данный оригинальный метод фильтрации состоял в том, что наблюдаемые высоты аппроксимировались гауссовским процессом путем байесовской регрессии [1]. Затем в каждой точке координатной сетки сравнивались значения реальных высот и значения, полученные в результате аппроксимации. В точках, где абсолютная разность между реальными и аппроксимированными высотами превышала заданный порог, реальные данные заменялись на модельные. Далее была произведена оценка фрактальной размерности поверхности образца при указанных значениях достигнутого инженерного механического напряжения тремя способами: методом вариации по срезу, методом приращения по срезу и методом квадратичных приращений [2]. Все три метода реализовывались по схеме скользящего окна: фрактальная размерность определялась в результате усреднения нескольких значений, полученных в окне размером  $2000 \times 2000$  пикселей, скользящем с шагом 500 пикселей по всей поверхности. Для исходного состояния поверхности и максимального напряжения было реализовано измерение нескольких различных фрагментов поверхности деформированной части образца. В этом случае производилось усреднение по всем фрагментам поверхности для данного значения напряжения. На рисунке 2 показаны результаты определения фрактальной размерности тремя выбранными нами методами, а также результаты из литературных источников.

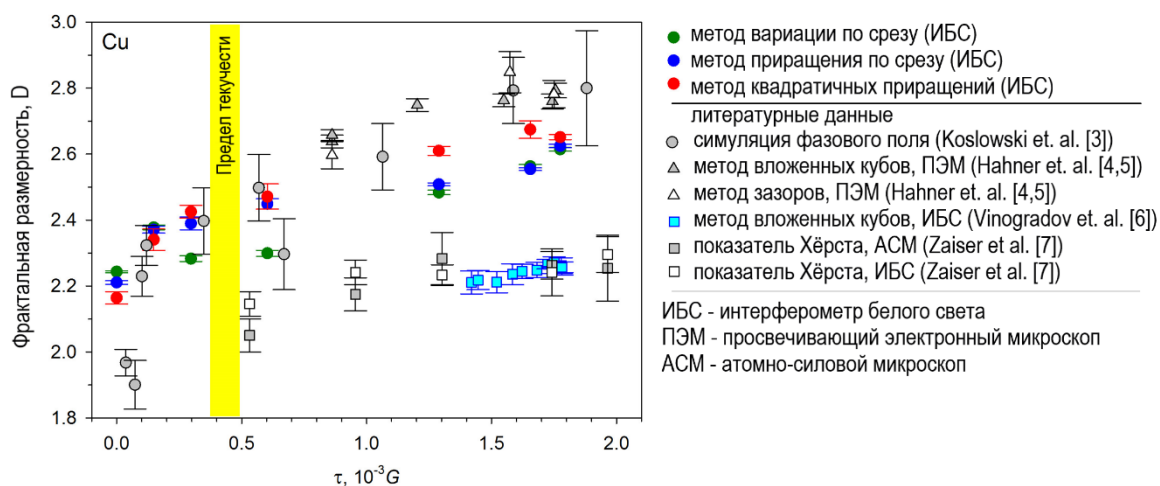


Рис. 1. Результаты определения фрактальной размерности тремя рассматриваемыми в настоящей работе методами, а также результаты, полученными в литературных источниках. Желтым цветом обозначен диапазон механических напряжений, соответствующий пределу текучести поликристаллической меди

При нагружении образца до условного предела текучести, фрактальная размерность возрастает до значений порядка 2.3...2.4, что может быть обусловлено активацией легкого скольжения в отдельных зернах, находящихся на поверхности и благоприятно ориентированных к активации систем легкого скольжения дислокаций при низких значениях механического напряжения. Таким образом, рельеф поверхности на ранних этапах нагружения состоит из редких, но протяженных линий скольжения небольшой высоты, появившихся в отдельных зернах.

На участке, где материал демонстрирует устойчивое пластическое течение от предела текучести до точки потери устойчивости, фрактальная размерность плавно увеличивается. При сравнении полученных результатов с данными других исследователей не было обнаружено значительных расхождений в значениях фрактальной размерности, рассматриваемой в данной работе. Современные методы вычислительной математики, применяемые для определения фрактальной размерности в настоящем исследовании, не меняют общего тренда роста фрактальной размерности в процессе пластического течения исследуемого образца, однако они демонстрируют чувствительность к определенным этапам пластического течения. Тем не менее, получено взаимно-однозначное соответствие между механическим напряжением, связанным с дислокационной плотностью соотношением Тейлора, и фрактальной размерностью. Таким образом, была продемонстрирована роль фрактальной размерности как однозначного индикатора состояния дислокационного ансамбля в процессе пластического течения.

*Исследование выполнено в рамках реализации гранта РФФИ № 24-29-00087.*

1. Rasmussen C.E., Williams C.K.I. Gaussian Processes for Machine Learning. – Massachusetts, USA: The MIT Press, 2006. – 266 pp.
2. Gneiting T., Ševčíková H., Persival D.B. Estimators of Fractal Dimension: Assessing the Roughness of Time Series and Spatial Data // Statistical Science. – 2012. – Vol. 27. – P. 247. DOI: 10.1214/11-STS370
3. Koslowski M., Lesar R., Thomson R. Dislocation Structures and the Deformation of Materials // Physical Review Letters. – 2004. – Vol. 93. – P. 265503. DOI: 10.1103/PhysRevLett.93.265503
4. Hähner P., Bay K., Zaiser M. Fractal Dislocation Patterning During Plastic Deformation // Physical Review Letters. – 1998. – Vol. 81. – P. 2470. DOI: 10.1103/PhysRevLett.81.2470
5. Zaiser M., Bay K., Hähner P. Fractal analysis of deformation-induced dislocation patterns // Acta Materialia. – 1999. – Vol. 47. – P. 2463. DOI: 10.1016/S1359-6454(99)00096-8
6. Vinogradov A., Yasnikov I.S., Estrin. Y. Evolution of Fractal Structures in Dislocation Ensembles during Plastic Deformation // Physical Review Letters. – 2012. – Vol. 108. – P. 205504. DOI: 10.1103/PhysRevLett.108.205504
7. Self-Affine Surface Morphology of Plastically Deformed Metals / M. Zaiser, F.M. Grasset, V. Koutsos, E. C. Aifantis E.C. // Physical Review Letters. – 2004. – Vol. 93. – P. 195507. DOI: 10.1103/PhysRevLett.93.195507

## Микроструктура и механические свойства реакторной аустенитной стали ЭК-164 после холодной деформации и длительного отжига при 700 °С

<sup>1</sup>Аккузин С.А., <sup>1</sup>Полехина Н.А., <sup>1</sup>Литовченко И.Ю., <sup>2</sup>Чернов В.М.

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

<sup>2</sup>АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва

Аустенитные нержавеющие стали используются в качестве конструкционных материалов ядерной энергетики [1]. В частности, аустенитная сталь ЭК-164 (07X16N19M2G2BTP) является материалом для изготовления оболочек тепловыделяющих элементов (ТВЭЛов) реакторов на быстрых нейтронах БН-600 и БН-800 [1, 2]. Эту сталь обычно используют в холоднодеформированном состоянии ( $\epsilon \approx 20 - 25 \%$ ). Указанные оболочки ТВЭЛов, собранные в тепловыделяющие сборки, работают в условиях высоких доз облучения (90 – 110 с.н.а.) и высоких температур (в среднем 550 °С). При этом максимальные допустимые рабочие температуры – 670 – 700 °С [3].

Целью настоящей работы было исследовать влияние холодной деформации ( $\epsilon \approx 35 - 37 \%$ ) и последующего отжига при 700 °С длительностью 500 часов на микроструктуру и кратковременные механические свойства аустенитной стали ЭК-164.

Холодная деформация прокаткой с более высокой степенью деформации (по сравнению со стандартной обработкой) приводит к повышению плотности дислокаций и увеличению количества микродвойников. При этом в большинстве зерен аустенита были обнаружены микродвойники принадлежащие одной системе двойникования. В некоторых зернах присутствует несколько пересекающихся систем микродвойников, подробнее в [4]. Указанная микроструктура стали обеспечивала высокие прочностные свойства: предел текучести  $\approx 737 \pm 18$  МПа, предел прочности  $\approx 904 \pm 49$  МПа. При этом относительное удлинение  $\approx 7,3 \pm 0,1 \%$ .

В процессе отжига в микроструктуре стали ЭК-164 происходит развитие процессов возврата и рекристаллизации. Микродвойниковая структура сохраняется в отдельных зернах. Согласно данным просвечивающей электронной микроскопии в микроструктуре обнаружены субмикронные частицы вторых фаз – первичные карбиды МС (где М – Ti, Nb, V, Mo), карбиды  $M_{23}C_6$  (М – Cr, Fe) и частицы интерметаллидной фазы Лавеса  $Fe_2Mo$ . Расположены указанные фазы в виде цепочек из скоплений по несколько частиц как внутри зерен, так и на их границах. Выделение таких фаз происходит преимущественно в отожженной структуре стали – без деформационных микродвойников, со сниженной плотностью дефектов. Внутри зерен были обнаружены мелкодисперсные карбиды МС сидящие на дислокациях. Такие особенности микроструктуры приводят к изменениям механических свойств: предел текучести  $\approx 526 \pm 17$  МПа, предел прочности  $\approx 692 \pm 42$  МПа, относительное удлинение  $\approx 24 \pm 3,2 \%$ .

Таким образом, микродвойниковая структура стали ЭК-164 после длительного отжига при 700 °С сохраняется частично, наблюдается выделение субмикронных карбидных и интерметаллидных фаз. Указанные структурные изменения приводят к снижению прочностных свойств на  $\approx 210$  МПа и повышению пластичности на 17 %.

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

1. Митрофанова Н.М., Чурюмова Т.А. Сталь ЭК164 – конструкционный материал оболочек твэлов реакторов БН // ВАНТ. Серия: материаловедение и новые материалы. – 2019. – №2(98). – С. 100–109.
2. Крюков А.Н., Васильев Б.А., Фарахшин М.Р. Состояние и перспективы развития топлива для реакторов БН // ВАНТ. Серия: материаловедение и новые материалы. – 2023. – №5(121). – С. 173–181.
3. Васильев Б.А., Кузавков Н.Г. Условия эксплуатации твэлов реакторов БН // Всероссийская научная конференция «Материалы ядерной техники: инновационные ядерные технологии»: тезисы докладов. – М.: ВНИИНМ, 2007. – С. 33.
4. Аккузин С.А., Литовченко И.Ю. Влияние температуры пластической деформации на микроструктуру и механические свойства аустенитной стали ЭК-164 // Вектор науки ТГУ. – 2020. – № 2. – С. 7–14. – DOI:10.18323/2073-5073-2020-2-7-14.

## Динамическая фрагментация керамики на основе углерода и карбида кремния

Банникова И.А., Савельева Н.В., Банников М.Б., Уваров С.В.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

Статистические закономерности процесса фрагментации являются предметом устойчивого интереса в связи с изучением фундаментальных аспектов разрушения материалов в широком диапазоне интенсивностей нагружения  $10^{-4} \dots 10^9$  1/с. Известны различные экспериментальные постановки при изучении процесса фрагментации: разрушение оболочек (или колец) [1, 2], длинных стержней [3], цилиндров [4], пластин [5, 6], охватывающих огромный диапазон масштабов по размеру (массе) [7, 8]. Все перечисленные события произошли в результате дробления тела на некоторое число фрагментов. Вид распределения зависит от ряда факторов: от величины энергии, затраченной на разрушение, свойств материала (хрупкий или пластичный), формы и размерности объекта. В развитие работ по изучению пространственно-временной статистики фрагментации образцов из стекла и керамик, проведено экспериментальное исследование композитного материала на основе углерода и карбида кремния (силицированный графит СГ-П0.5, предоставлен АО «НИИГрафит» им. С.Е. Вяткина, Москва) в условиях динамического и квазистатического нагружений в режиме сохранения фрагментов. Постановка задачи фрагментации соответствуют анализу поведения материала в зависимости от величины энергетического воздействия вблизи, так называемой, «критической точки» ([9-11]), соответствующей переходу от дефектного материала к фрагментированному, и второе – исследование процесса фрагментации вдали от «критической точки» в условиях значительных энергетических воздействий на материал. Целью таких исследований является объяснение процесса разрушения и создание таких материалов, которые смогли бы выдержать условия нагружения, когда поглощение энергии сопровождается выраженными процессами фрагментации с различными статистическими законами [9]. В работе квазистатическое сжатие образцов из СГ-П0.5 осуществлялось на электромеханической универсальной тестовой машине Shimadzu AGX-Plus (скорость деформации –  $5,2 \times 10^{-4}$  1/с) с *in situ* регистрацией сигналов акустической эмиссии. Динамическое нагружение образцов из СГ-П0.5 выполнялось на установке разрезного стержня Гопкинсона «РСГ-25» при разных скоростях деформации (678...924 1/с и 996...1270 1/с). Масса фрагментов составляла 99% от начальной массы образца (рис. 1). Для анализа статистики фрагментации использовали систему лабораторных сит и электронных весов, фотоаппарат и программу ЭВМ для определения количества фрагментов по фотографии. Таким образом, было посчитаны количество фрагментов до сит с размером ребра ячейки 0,063 мм и масса фрагментов на нижних ситах. Затем строили кумулятивные распределения фрагментов по массе  $N(m_f)$  в логарифмических осях (например, см. на рис. 2, для образцов 1ой партии).



а



б

Рис. 1. Вид образцов СГ-П0.5 №5.1 после квазистатического (а) и №1.2 после динамического (б) нагружений

На кумулятивных распределениях  $N(m_f)$  после квазистатического сжатия наблюдается перегиб (см. на рис. 2, треугольники), который может быть связан с наличием двух механизмов формирования поверхности разрушения фрагментов и формы фрагментов образцов из СГ-П0.5. А именно, формирование магистральных трещин (и образование формы основного фрагмента в виде «песочных весов») сопровождается накоплением и объединением

дефектов и пор. В результате формирования крупных фрагментов образовывались мелкие фрагменты. Для описания распределений  $N(m_f)$  крупных фрагментов образца ( $m > 0,01$  г) больше подходила логарифмическая функция, а для фрагментов с массой меньше 0,01 г – степенная функция с высоким значением достоверности аппроксимации  $R^2$ . После динамического нагружения полученные  $N(m_f)$  имели незначительный перегиб (см. рис. 2, ромбы и квадраты). Здесь, вероятнее всего, один механизм преобладал над другим, когда имело место мгновенного перехода от накопления повреждений в образце к полной фрагментации. Показано, что при увеличении скорости деформации значение динамического предела прочности материала СГ-П0.5 растет, что также оказывало влияние на конечную фрагментацию. Показано, что при увеличении энергии нагружения перегиб в  $N(m_f)$  смещается в сторону меньших масштабов.  $N(m_f)$  описываются либо одной степенной функцией, либо двумя степенными функциями (для фрагментов с  $m > 0,01$  г и  $m < 0,01$  г) с высоким  $R^2$ . Похожее поведение при разрушении наблюдалось в экспериментах [12] при исследовании образцов из керамики на основе  $Al_2O_3$  как в условиях квазистатического, так и динамического нагружения. Полученные результаты согласуются с данными акустической эмиссии и данными о морфологии поверхности излома.

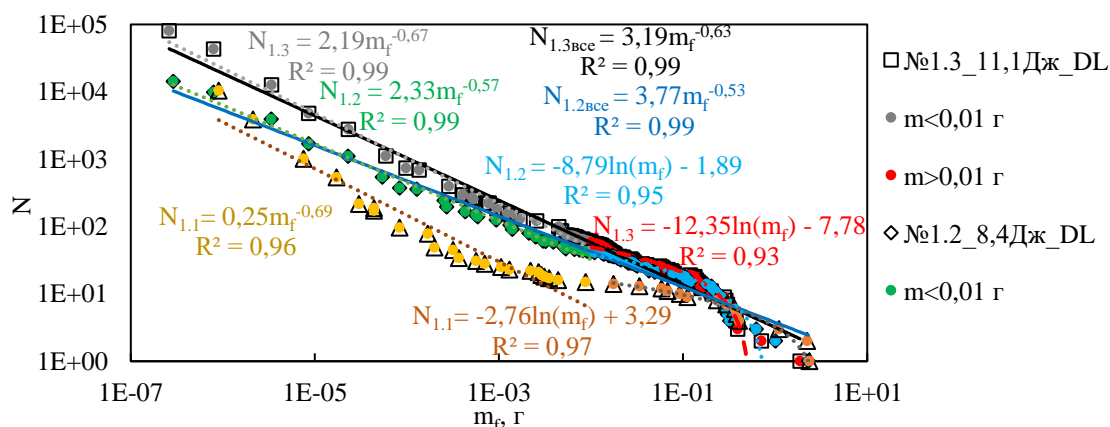


Рис. 2. Кумулятивные распределения фрагментов по массе

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках проекта 21-79-30041, <https://rscf.ru/en/project/21-79-30041/>.

1. Katsuragi H., Ihara S., Honjo H. Explosive fragmentation of a thin ceramic tube using pulsed power // Phys. Rev. Lett. – 2005. – Vol. 95. – No.9. – P. 095503(1–4). – DOI: 10.1103/PhysRevLett.95.095503.
2. Grady D. Fragmentation of rings and shells – Springer – Germany: Verlag Berlin Heidelberg, 2006. – 374pp.
3. Dynamic buckling and fragmentation in brittle rods / J.R. Gladden, N.Z. Handzy, A. Belmonte, E. Villermaux // Phys. Rev. Lett. – 2005. – Vol. 94. – P. 035503(1–4). – <https://arxiv.org/pdf/cond-mat/0410642>.
4. Bannikova I.A., Uvarov S.V. Experimental study of fragmentation of fused quartz cylinders under quasi-static loading with the fractoluminescence recording // Proc. Struct. Int. – 2021. – Vol. 32. – P. 10-16. – DOI: 10.1016/j.prostr.2021.09.003.
5. Katsuragi H., Sugino D., Honjo H. Crossover of weighted mean fragment mass scaling in two-dimensional brittle fragmentation // Phys. Rev. E. – 2004. – Vol. 70. – No.62. – P. 065103(1–4). – DOI: 10.1103/PhysRevE.70.065103.
6. Grady D.E. Impact breach and fragmentation of glass plate // Int. J. Impact Eng. – 2011. – Vol. 38. – P. 446–450. – DOI: 10.1016/j.ijimpeng.2010.10.015
7. Greiner W., Stöcker H. Hot nuclear matter // Sci. Am. – 1984. – Vol. 252. – P. 76–87.
8. Grady D.E. Length scales and size distributions in dynamic fragmentation // Int. J. Fract. – 2010. – Vol.163. – P. 85–99. – DOI: 10.1007/s10704-009-9418-4.
9. Multiscale statistical laws of dynamic fragmentation / O.B. Naimark, S.V. Uvarov, M.M. Davydova, I.A. Bannikova // Phys. Mesomech. – 2017. – Vol. 20, No.1. – P. 90-101. – DOI: 10.1134/S1029959917010088.
10. Katsuragi H., Sugino D. and Honjo H. Scaling of impact fragmentation near the critical point // Phys. Rev. E. – 2003. – Vol. 68. – No.4. – P. 046105(1–6). – DOI: 10.1103/PhysRevE.68.046105.
11. Astrom J.A., Linna R.P., Timonen J. Exponential and power-law mass distributions in brittle fragmentation // Phys. Rev. E. – 2004. – Vol. 70. – P. 026104(1–7). – DOI: 10.1103/PhysRevE.70.026104.
12. Investigation of plasma spray ceramic fragmentation statistics in a wide range of strain rates / I.A. Bannikova, N.V. Saveleva, S.V. Uvarov et al. // Rus. Phys. J. – 2023. – Vol. 66. – No.9. – P. 990–997. – DOI:10.1007/s11182-023-03034-8.



## **О связи микро-и макромасштабов локализованной пластичности**

Баранникова С.А., Исхакова П.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Большинство эффектов влияния температуры на характеристики деформации и разрушения металлов объясняются температурной зависимостью напряжения, необходимого для преодоления дислокациями препятствий. Сложность макроскопического поведения пластически деформируемых твердых тел связана с тем, что ансамбль взаимодействующих дислокаций [1] представляет собой пример нелинейной диссипативной системы [2]. Таким образом, возникает потребность в проведении комплексных исследований температурного воздействия на характер крупномасштабных проявлений самоорганизации в рамках автоволновой теории пластичности [3].

С целью выяснения взаимосвязи дислокационных и автоволновых моделей в настоящей работе было исследовано влияние температуры на изменение пространственных масштабов локализации пластического течения в поликристаллах алюминия (содержание Al – не менее 99,5 масс.%) с размером зерна  $\sim 10$  мкм. Плоские образцы растягивались на испытательной машине с постоянной скоростью в температурном интервале  $173 < T < 350$  К. Температуру поддерживали постоянной с помощью непрерывной подачи паров азота из сосуда Дьюара в рабочую камеру. Для выделения стадий деформационного упрочнения записанные первоначально в координатах «напряжение - деформация» индикаторные кривые преобразовывались в зависимости истинных напряжений от истинных деформаций. Далее выделялись линейные участки, соответствующие стадиям параболического деформационного упрочнения, в координатах «коэффициент деформационного упрочнения - истинные напряжения». Для наблюдения картин макроскопической локализации пластической деформации использовали методику двухэкспозиционной спекл-фотографии [3], которая обеспечивает точность при оценке компонент тензора пластической дисторсии на уровне 0,0001.

Автоволновая мода, возникающая на стадии параболического деформационного упрочнения (стационарная диссипативная структура) устойчива при пластической деформации, так что при анализе результатов внимание было обращено на автоволновые характеристики деформационного процесса на этой стадии. Показано, что экспериментально полученная для стадий параболического деформационного упрочнения температурная зависимость длины автоволны локализованной пластичности имеет вид функции Аррениуса. Установлена связь между пространственным периодом распределений локальных удлинений и длиной свободного пробега дислокаций при равных общих деформациях для соответствующих температур в интервале  $173 < T < 350$  К.

Таким образом, подтверждено, что пластическая деформация в широком температурном интервале развивается в форме автоволновых процессов локализованной пластичности. Установленная зависимость между пространственными масштабами обеспечивает возможность использования традиционных дислокационных моделей для объяснения механизмов, контролирующего формирование макроскопических стационарных очагов локализованной пластичности на стадиях параболического деформационного упрочнения.

*Исследование выполнено в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.*

1. Фридель Ж. Дислокации. – М.: Мир, 1967. – 643 с.

2. Васильев В.А., Романовский Ю.М., Яхно В.Г. Автоволновые процессы. – М.: Наука, 1987. – 240 с.

3. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. – Новосибирск: Наука, 2018. – 132 с

## **Повышение эксплуатационных свойств арматуры компрессоров сверхвысокого давления формированием функционально-ориентированных поверхностных композиций из высокоэнтропийных сплавов с ТМП**

Бледнова Ж.М., Балаев Э.Ю., Юркова А.П.

*Кубанский государственный технологический университет, Краснодар*

К числу потенциально опасных объектов нефтехимического комплекса относится производство полиэтилена высокого давления (ПЭВД), требующее максимальной надежности арматуры высоких параметров. Эксплуатация установок ПЭВД проходит в экстремальных условиях. Рабочая среда этилен взрывоопасна в смеси с воздухом, поэтому разгерметизация недопустима. Процесс протекает при высоких давлениях до 320 МПа и температуре от -100°C до 320°C, что вызывает высокие напряжения в конструкциях. Работа арматуры сопровождается динамическими нагрузками, вызываемыми пульсацией давления газа, вибрацией и малоцикловыми нагрузками, обусловленными частыми пусками и остановками. Объектом исследования являются компрессоры второго каскада, установленные в технологических линиях ПВД-200 фирмы “Salzgitter”, которые рассчитаны в номинальном режиме на максимальное рабочее давление 300 МПа, при этом предельно высокое давление установлено 290 МПа, а блокировочное давление 305 МПа.

При обследовании арматуры производства ПЭВД наблюдаются усталостные разрушения, как за счет накопления поверхностных повреждений, так и за счет дефектов металлургического происхождения. Наблюдаются эрозионные поражения клапанных пар, наиболее значительные у регулирующих и предохранительных клапанов. Хрупкое разрушение характерно для обратных клапанов (рис. 1). Одной из основных причин отказов является механическое повреждение, вызванное изменением размеров, формы и состояния поверхности герметизирующих устройств за счет разрушения поверхности при трении. Результаты изнашивания оказывают существенное влияние на распределение зазоров и контактных давлений в герметизируемых соединениях. Попадание абразивных частиц в область контакта оказывает влияние на поверхность сопряженных деталей, образуя царапины, задиры и другие повреждения, приводящие к разгерметизации и отказу изделий. В арматуре производства ПЭВД имеет место и преждевременное разрушение упрочняющего покрытия, что объясняется существенным различием механических характеристик упрочненного слоя и основы или различных слоев поверхностной композиции (например, комбинированное покрытие «азотированный слой – нитрид титана» имеет градиент микротвердости азотированного слоя 7-12 ГПа, а слоя TiN 24-28 ГПа). Для обеспечения «демпфирования» внешнего воздействия перспективны наноструктурированные поверхностные композиции из материалов с термоупругими мартенситными превращениями (ТМП), как многослойные, так и с включением нитридов, карбидов, боридов. Целью исследования является повышение эксплуатационных свойств и ресурса арматуры производства полиэтилена высокого давления формированием функционально-ориентированных поверхностных композиций из высокоэнтропийных сплавов с термоупругими мартенситными превращениями. Для достижения поставленной цели актуальным является как выбор материалов поверхностного слоя основы, так и разработка технологии получения поверхностной композиции, удовлетворяющей эксплуатационным требованиям арматуры производства ПЭВД с



возможностью управления структурно-фазовым состоянием и прогнозированием долговечности и ресурса. В качестве материала основы использовалась сталь 38ХНЗМФА взамен зарубежной 30CrNiMo8. Исходя из технологических и эксплуатационных требований, заключающихся в обеспечении оптимального сочетания

Рис. 1. Характер разрушения клапанов

прочности и пластичности, износо- и коррозионностойкости, демпфирования при возможных перегрузках, в широком температурном интервале (от -100 до +320°C) обоснован



выбор функционального высокоэнтропийного сплава на основе железа FeNiCoAlXB, содержащий компоненты при следующем соотношении, ат. %: Fe - 40,95-42,96; Ni - 28-30; Co - 15-17; Al-10-11,5; X - 2-2,5; B - 0,04-0,05, где X - Ti, Ta, Nb, Cr или W. (патент РФ № 2753636).

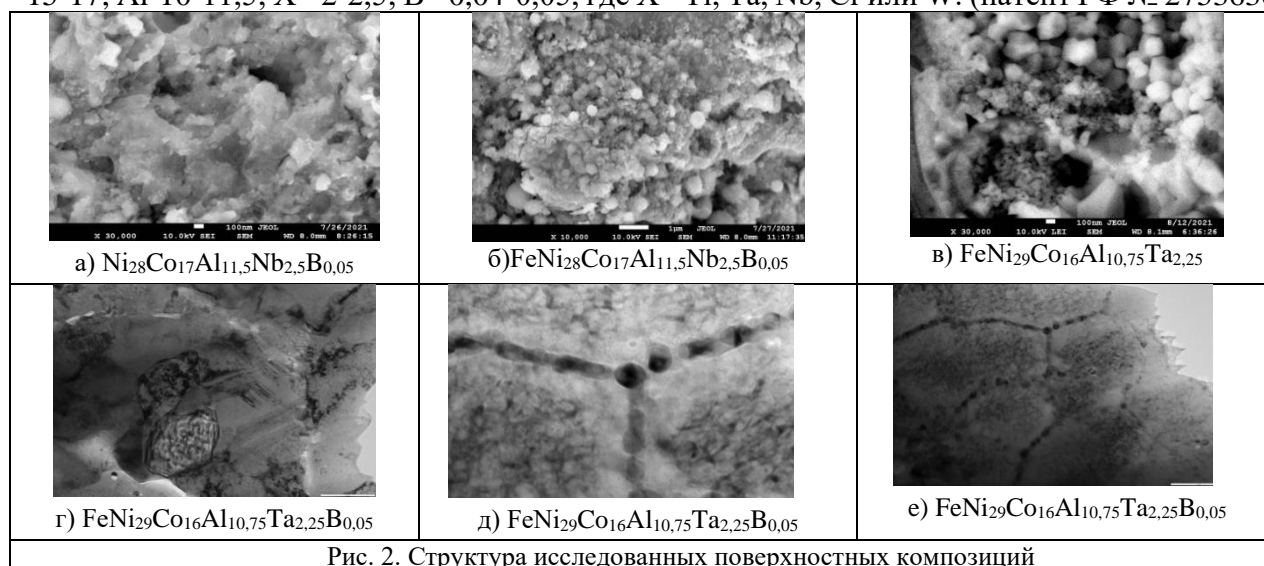


Рис. 2. Структура исследованных поверхностных композиций

Формирование трехслойной поверхностной композиции (сталь 45 – Ni – FeNi-TiNi – FeNiCoAlXB) осуществлялось высокоскоростным газопламенным напылением (HVOF) на технологическом комплексе (патент РФ № 2475567, № 2718785) с предварительной подготовкой основы и механической активацией порошковой композиции [1] и сопровождалась послойной ТО и ТМО (патент РФ № 2753636). Исследование механических характеристик образцов с композиционным поверхностным слоем (твердости, предела выносливости, износостойкости при кавитационном воздействии) показало, что наиболее приемлемыми для арматуры производства ПЭВД по параметрам сопротивления циклическому нагружению и износу являются покрытия с функциональным слоем из сплавов с ТМП FeNi<sub>29</sub>Co<sub>16</sub>Al<sub>10,75</sub>Ta<sub>2,25</sub>B<sub>0,05</sub> и FeNi<sub>28</sub>Co<sub>17</sub>Al<sub>11,5</sub>Nb<sub>2,5</sub>B<sub>0,05</sub>. Структура исследованных поверхностных композиций представлена на рис. 2. Предел выносливости при изгибе с вращением, определенный по результатам испытания трех образцов составил для FeNiCoAlTaB 430 МПа, для FeNiCoANbB 425 МПа, а потеря массы при кавитационном износе за 5 часов составила 20мг и 19,2 мг соответственно. В поверхностном слое из сплава с ТМП, легированного Та, обнаружено осаждение тантала на тройных стыках на границе зерен (рис. 2д), и вдоль границ зерен (рис. 2е). Небольшое количество бора распределено рядом с выделениями Та (рис. 2г). Такая картина распределения осажденного Бора позволяет считать, что мартенситное превращение, связанное со сверхупругой реакцией, ускоряется по границам зерен за счет осаждения там Та. Из двух наиболее приемлемых функциональных материалов с ТМП для арматуры производства ПЭВД предпочтение следует отдать FeNiCoAlTaB, так как это сплав обладает регулируемыми свойствами от сверхупругости в криогенных условиях до сверхвысокой прочности за счет регулирования природы или типа мартенсита. Проведенные нами испытания образцов с функциональным слоем из сплавов с ТМП в условиях многофакторных воздействий при фрикционно-циклическом нагружении и воздействия сред показали обнадеживающие результаты.

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

1. Influence of mechanical activation and mechanical alloying on the structure, phase state of the Fe-Ni-Co-Al-Nb powder composition and on high-entropy coatings based on it / Zh.M. Blednova, E.Yu. Balaev, A.P. Yurkova // Materials Science Forum. – 2021. – Vol. 1037. – P. 494-502. – DOI: 10.4028/www.scientific.net/MSF.1037.494.

## Эволюция микроструктуры и механические свойства магниевого сплава Mg-1Zn-0,15Ca после термомеханической обработки

Воробьёв Е.В., Мифтахов Д.Т., Гареев А.И., Дьяконов Г.С.

Лаборатория многофункциональных материалов, Уфимский университет науки и технологий, Уфа

Магниеые сплавы представляют собой перспективные биоразлагаемые материалы, которые особенно востребованы в области ортопедии и травматологии [1, 2]. Одним из важных преимуществ магниевых сплавов можно назвать относительно невысокий модуль упругости 40-45 ГПа, сопоставимый с модулем упругости кости [2, 3]. Магний обладает не высокими прочностными свойствами и для его надежного использования в качестве конструкционного материала существует необходимость повышения уровня механических свойств. Одним из эффективных способов улучшения механических свойств это разработка сплавов с биосовместимыми компонентами, например такими как кальций (Ca) и (Zn). Кальций хорошо совместим с организмом и способствуют регенерации костной ткани [4]. Цинк считается важным элементом для здоровья человека и часто используется в качестве биоактивной добавки.

Относительно новые биорезорбируемые сплавы системы Mg-Zn-Ca представляют собой перспективные материалы. В зависимости от содержания цинка и кальция сплавы системы Mg-Zn-Ca демонстрируют различную комбинацию механических и коррозионных свойств [5]. Было также установлено, что большую роль при формировании комплекса механических и функциональных свойств магниевых сплавов Mg-Zn-Ca оказывает состояние структуры. В частности, формирование специфической измельченной структуры во многих случаях значительно повышает уровень прочности магниевых сплавов. Формирование такой структуры сопровождается процессами динамической рекристаллизации, изменения фазового состава, выделением дисперсных частиц и трансформацией текстуры. Все эти факторы вносят определенный вклад в комплекс механических и коррозионных свойств магниевых сплавов.

В рамках настоящей работы было проведено систематическое исследование микроструктуры и механических свойств сплава Mg-1%Zn-0,15%Ca после термических и деформационных обработок. Было показано, что в результате гомогенизационного отжига при  $T=450^{\circ}\text{C}$  с различной длительностью выдержки происходит перераспределение легирующих компонентов Zn и Ca в структуре сплава. Это отражается на свойствах прочности и пластичности. Результаты энергодисперсионного анализа показали, что в литом состоянии и после гомогенизационного отжига в структуре сплава присутствуют два типа частиц:  $\text{Ca}_2\text{Mg}_6\text{Zn}_3$  и  $\text{Mg}_2\text{Ca}$ .

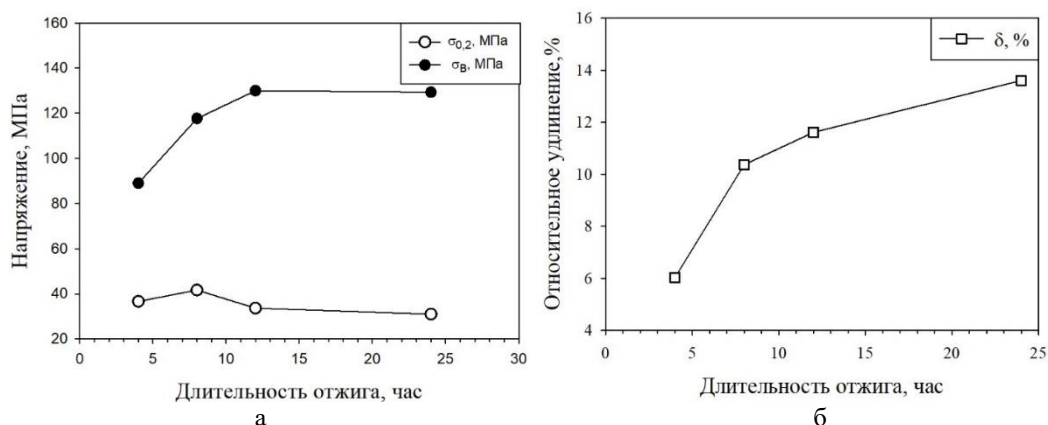


Рис. 1. Изменение средней величины предела текучести ( $\sigma_{0,2}$ ) и предела прочности ( $\sigma_B$ ) (а) и относительного удлинения (б) после отжига сплава Mg-1Zn-0,15Ca при  $450^{\circ}\text{C}$  длительностью 4-24 часа

Формирование измельченной структуры методом равноканального углового прессования (РКУП) привело к уменьшению размеров зерен более чем в 100 раз с 300 мкм в

исходном состоянии до 2,5 мкм в состоянии после РКУП. Исследования структуры сплава методами просвечивающей электронной микроскопии показали, что размер субзерен составляет в среднем около 500 нм. На границе и в теле зерен наблюдаются дисперсные частицы сферической формы размерами 100-300 нм.

Формирование подобной структуры обеспечило двухкратное повышение прочности сплава с 130 МПа в литом состоянии до 270 МПа после деформационной обработки.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, грант № 23-79-00074. <https://rscf.ru/project/23-79-00074/>.*

1. Current status on clinical applications of magnesium-based orthopaedic implants: A review from clinical translational perspective / Z. Dewei, W. Frank, L. Faqiang, W. Jiali, L. Junlei, Q. Ling // *Biomaterials*. – 2017. – Vol. 112. – P. 287–302.
2. *Magnesium Alloys As Degradable Biomaterials* / Y. Zheng. – CRC Press: Boca Raton, FL, USA, 2015. – P. 361
3. Song D.Y.; Zhang E.; Zeng S.Y. Effect of Zn on mechanical property and corrosion property of extruded Mg-Zn-Mn alloy // *Trans. Nonferrous Met. Soc. China*. – 2008. – Vol. 18. – P. 763–768
4. G. Song, S. Song. A possible biodegradable magnesium implant material // *Adv. Eng. Mater.* – 2007. – Vol. 9. – P. 298–302.
5. Hofstetter J, Rüedi S, Baumgartner I, et al. Processing and microstructure–property relations of high-strength low-alloy (HSLA) Mg-Zn-Ca alloys // *Acta Mater.* – 2015. – Vol. 98 – P. 423–432
6. Valiev R.Z., Straumal B., Langdon T.G. Using severe plastic deformation to produce nanostructured materials with superior properties // *Annu. Rev. Mater. Res.* – 2022. – Vol. 52. – P. 357–382

### **Сварка давлением сплавов на основе никеля**

<sup>1</sup>Галиева Э.В., <sup>1,2</sup>Габбасов Р.Р., <sup>1</sup>Классман Е.Ю., <sup>1,3</sup>Валитов В.А., <sup>1</sup>Степухов Е.М.,  
<sup>1</sup>Тагирова А.А.

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

<sup>2</sup>*Уфимский государственный нефтяной технический университет, Уфа*

<sup>3</sup>*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

Жаропрочные сплавы на основе никеля обладают уникальным комплексом свойств: высокие характеристики жаропрочности, сопротивления ползучести и длительной прочности. Такие материалы широко используются в области авиакосмического двигателестроения. В настоящее время актуальными для авиационной промышленности являются исследования, связанные с получением неразъемных соединений из жаропрочных никелевых сплавов с целью повышения надежности и снижения массы газотурбинного двигателя. Для получения твердофазных соединений перспективным является использование процесса сварки давлением в условиях сверхпластичности соединяемых материалов. В этой связи настоящая работа посвящена исследованию особенностей формирования твердофазных соединений из разноименных сплавов на основе никеля при сварке давлением в условиях сверхпластичности.

Материалами для исследований были выбраны порошковый жаропрочный никелевый сплав ЭП741НП с предварительно подготовленной мелкозернистой структурой со средним размером зерен  $\gamma$ -фазы 5-6 мкм и некогерентных частиц  $\gamma'$ -фазы размером 3-4 мкм и литой интерметаллидный сплав ВКНА-25 с монокристаллической структурой.

Сварка давлением проводилась на испытательной машине Shenck Trebel типа RMS100 при температуре 1125°C и начальной скорости деформации  $10^{-4}$  с<sup>-1</sup>. Для экспериментов использовались образцы цилиндрической формы диаметром 16 мм и высотой 16-20 мм, помещенные в контейнеры из нержавеющей стали. Термическая обработка включала закалку с температуры 1200°C и последующее старение при температуре 950°C. Прочность сварных образцов оценивали по результатам механических испытаний на растяжение при комнатной температуре на испытательной машине Instron 5982.

Сваркой давлением в условиях сверхпластичности сплава ЭП741НП были получены твердофазные соединения ЭП741НП/ВКНА-25. Воздействие высокой температуры привело к частичному растворению зерен  $\gamma'$ -фазы и увеличению размера зерен  $\gamma$ -фазы в сплаве ЭП741НП до 8 мкм. В интерметаллидном сплаве ВКНА-25 существенных изменений не наблюдалось. Энергодисперсионный анализ твердофазного соединения показал, что формируется зона диффузионного взаимодействия шириной 14 мкм. Результаты механических испытаний сварных образцов на растяжение при комнатной температуре показали, что прочность составила 1080 МПа.

Термическая обработка сварных образцов привела к увеличению в сплаве ЭП741НП среднего размера зерен  $\gamma$ -фазы более чем в 10 раз. В зоне твердофазного соединения со стороны сплава ВКНА-25 произошло расширение прослоек  $\gamma$ -фазы до 1 мкм. Ширина зоны диффузионного взаимодействия увеличилась в 4 раза, а прочность соединения возросла до 1200 МПа. Важно отметить, что как после сварки давлением, так и после последующей термической обработки, разрушение произошло вне зоны твердофазного соединения (по сплаву ВКНА-25).

*Работа выполнена при поддержке гранта РБ молодым ученым (Соглашение №1 от 14.08.2023).*

## **Влияние комбинированной обработки на структуру и механические свойства высокоэнтروпийного сплава FeMnCrNiCo легированного атомами углерода**

<sup>1</sup>Ганеев А.В., <sup>1</sup>Нафиков Р. К., <sup>1</sup>Хайбулина Н.А., <sup>1</sup>Валиев Р.З., <sup>2</sup>Астафурова Е.Г.

<sup>1</sup>ФГБОУ ВО Уфимский университет науки и технологий, Уфа

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

Одним из самых перспективных сплавов в последнее десятилетие является высокоэнтропийный сплав (ВЭС) Кантора (FeMnCrNiCo). Практическое применение Канторовского сплава сильно затруднено и сдерживается его малой прочностью. Прочность сплава Кантора может быть значительно повышена за счет дополнительных элементов [1] или за счет изменения структуры [2]. Углерод (С), как легирующий элемент внедрения в сплаве Кантора играет важную роль в измельчении микроструктуры при интенсивной пластической деформации кручением и способствует увеличению плотности дислокаций значительному измельчению микроструктуры [3]. Формируемая нано размерная структура приводит к экстраординарной прочности и одновременной хрупкости сплава [2,3]. Поэтому поиск баланса прочности и пластичности данного сплава остается актуальным. В данном исследовании было проанализировано влияние микроструктуры и фазового состава на механические свойства сплава Кантора, легированного атомами углерода после комбинированной деформационной термической обработки включая холодный прокат на 60%, гомогенизационный отжиг и деформацию кручением под высоким давлением при температуре 300°С. В деформированных сплавах FeMnCrNiCo: -1C; (ат. %), микроструктура и фазовый состав были проанализированы методами рентгеноструктурного анализа, электронной микроскопии. Механические свойства определены микротвердостью и одноосным растяжением при комнатной температуре.

Комбинированная обработка приводит к раздроблению крупных карбидов и их более равномерному распределению по матрице. Это приводит к однородному распределению твердости по сечению образцов. Параметр решетки ( $a=0,3601\text{нм}$ ) свидетельствует о полном выделении углерода из твердого раствора.

Холодный прокат гомогенизированного образца приводит к повышению предела прочности примерно в два раза, с 680 МПа до 1170 МПа, в сравнении с литым образцом. Предел текучести изменяется с 350 МПа до 1100 МПа. Микротвердость после проведения проката со степенью обжатия 60% увеличивается с 205 до 400 HV. Последующее КВД при температуре 300°С приводит к увеличению предела прочности до значений до 1770 МПа и предела текучести до 1760 МПа. Микротвердость материала подвергнутого комбинированной обработке достигла 630 HV.

Механизмы влияния структуры на прочность и пластичность, обсуждаются.

*Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 22-19-00445*

1. Mechanical properties of Cantor alloys driven by additional elements: a review / Zhihua Zeng, et al. // Journal of Materials Research and Technology. – 2021. – Vol. 15. – P. 1920-1934.
2. High-pressure torsion driven mechanical alloying of CoCrFeMnNi high entropy alloy / Kilmametov A. et al. // Scripta Materialia. – 2019. – Vol. 158. – P. 29-33.
3. Influence of carbon on the mechanical behavior and microstructure evolution of CoCrFeMnNi processed by high pressure torsion / Yemao Lu et al. // Materialia. – 2021. – Vol. 16. – 101059.

## **Анализ термических циклов, структуры и свойств сварного соединения стали 10ХСНД при сварке в условиях низких климатических температур**

<sup>1</sup>Голиков Н.И., <sup>1</sup>Санников И.И., <sup>1</sup>Семёнов С.В., <sup>2</sup>Иванов М.А.

<sup>1</sup>Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, Якутск

<sup>2</sup>Южно-Уральский государственный университет, Челябинск

При строительстве и ремонте стальных металлоконструкций ответственного назначения, в том числе мостовых конструкций вследствие климатических особенностей Северных и Арктических территорий, сварочные работы часто производятся в условиях отрицательных температур окружающего воздуха. При этом в большинстве случаев невозможно или трудно обеспечить создание специальных условий для ведения сварки при естественном холоде. Сварка в условиях низких температур имеет свои особенности - увеличивается теплоотдача от изделия в воздух, замедляется диффузия водорода из материала шва, увеличиваются скорость охлаждения и кристаллизация сварочной ванны [1]. В зависимости от марки стали и сварочных материалов эти обстоятельства могут существенно снизить надежность неразъемного соединения. Сталь 10ХСНД 3 категории наиболее применяемая сталь при строительстве мостов в условиях холодного климата. В то же время имеются различия в требованиях нормативных документов при монтажной сборке и сварке мостовых конструкций в зимний период, что требует дополнительных исследований.

Известно, что управление термическим циклом в соединяемом материале является одной из основных задач технологий сварочного производства. В теории сварочных процессов, описываемой отечественными и зарубежными исследователями, значительная роль отводится вопросам определения температурных полей и скоростей охлаждения [2]. В зависимости от химического состава наплавленного и основного металла структурные превращения в различных зонах сварного соединения протекают в разное время. Следовательно, термодформационный процесс вследствие структурных превращений в участках сварного соединения зависит от соотношения химического состава электродов и основных металлов [3].

Проведенный обзор литературы показал, что на формирование конечной структуры при сварке стали 10ХСНД, влияет разница в содержании легирующих элементов в пределах марочного состава [4, 5]. Существенное влияние на структуру сварного соединения оказывает скорость охлаждения после сварки, которая зависит от погонной энергии сварки, толщины и начальной температуры свариваемого металла, температуры окружающего воздуха и др.

В работе изучено влияние погонной энергии сварки на структуру и механические свойства сварного соединения стали 10ХСНД. Экспериментальная сварка проб выполнялась при температуре окружающего воздуха минус 40 °С. Исследования проводились с применением научного оборудования Центра коллективного пользования ФИЦ ЯНЦ СО РАН. В перспективе планируется физическое моделирование термических циклов сварки на установке Gleeble 3800, с целью построения термокинетической диаграммы распада аустенита на участке перегрева зоны термического влияния сварного соединения стали 10ХСНД. Результаты работы будут полезны организациям ведущим строительство мостовых сооружений при низких температурах.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-20214, <https://rscf.ru/project/24-29-20214/>.*

1. Ларионов В.П. Электродуговая сварка конструкций в северном исполнении. – Новосибирск: Наука, 1986. – 253с.
2. Чинахов Д.А. Исследование термического цикла и скорости охлаждения сварных соединений из высокопрочной стали 30ХГСА // Перспективные материалы. – 2011. – С. 944-947.
3. Аммосов А.П. Термодформационные процессы и разрушение сварных соединений. – Якутск: ЯФ СО АН СССР, 1988. – 136 с.
4. Панин В.Н. Свариваемость стали 10ХСНД применительно к сварным гидротехническим конструкциям и оборудованию // Тяжелое машиностроение. – 2007. – №12. – С. 9-12.
5. Структурные превращения и свойства металла ЗТВ сварных соединений стали 10ХСНД / П.И. Зайффарт, Х.Г. Гросс, В.А. Довженко и др. // Автоматическая сварка. – 1991. – № 8. – С. 12-16.

## **Влияние структурно-фазового состояния на деформационное поведение и механические свойства титанового сплава BT22**

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

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

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

Эффективным способом повышения эксплуатационных характеристик титановых сплавов является формирование в них в процессе термомеханической обработки иерархически организованной структуры, которая обеспечивает требуемое сочетание свойств за счет наличия двух и/или нескольких структурных элементов (или фаз) разной дисперсности. К настоящему времени установлено, что в процессе термомеханической обработки при повышенных температурах в титановых сплавах могут развиваться такие диффузионно-контролируемые процессы, как фазовые превращения, растворение вторичных фаз и образование или распад пересыщенных твердых растворов. Поэтому в титановых сплавах иерархически организованная структура может быть сформирована путем целенаправленного использования структурных и фазовых превращений при различных термомеханических обработках.

Исследовано влияние термомеханических обработок, включающих деформацию радиально-сдвиговой прокаткой (РСП) или интенсивную пластическую деформацию (ИПД) сжатием со сменой оси деформации в  $\alpha+\beta$  области и последующее старение при температуре 773 К, на структурно-фазовое состояние, деформационное поведение и механические свойства титанового сплава переходного класса марки BT22 (Ti–5Al–5Mo–5V–1Cr–1Fe).

Сплав BT22 после промышленной обработки является крупнозернистым со средним размером зерен в поперечном сечении ~50 мкм и в продольном – ~172 мкм. В объеме зерен наблюдается пластинчатая  $\alpha+\beta$  структура с шириной пластин 100 - 150 нм.

Термомеханическая обработка, сочетающая ИПД и последующее старение при температуре 773 К, позволяет формировать в крупнозернистом титановом сплаве BT22 ультрамелкозернистую (УМЗ) зеренно-субзеренную структуру со средним размером элементов ~0.23 мкм. Формирование УМЗ структуры приводит к повышению прочностных характеристик сплава при комнатной температуре на ~40 % по сравнению с исходным промышленным крупнозернистым сплавом при одинаковой величине деформации до разрушения (~8 %). С ростом температуры испытания выше 523 К сплав BT22 с УМЗ структурой быстро разупрочняется и проявляет низкое сопротивление ползучести. Значение показателя чувствительности к напряжению (~2,3) и величина эффективной энергии активации ползучести (~190 кДж/моль) свидетельствуют о том, что существенный вклад в деформацию сплава BT22 с УМЗ структурой при повышенных температурах вносит скольжение по границам зерен.

Термомеханическая обработка, включающая РСП и последующее старение при температуре 773 К, приводит к формированию в сплаве BT22 структуры, состоящей из  $\beta$ -превращенных зерен размерами 0.5-2 мкм с пластинчатой  $\alpha+\beta$  структурой и частиц первичной  $\alpha$ -фазы разной дисперсности. Ширина пластин в зернах колеблется от 10 до 50 нм. Сплав с такой структурой сохраняет повышенные на 30–40 % прочностные характеристики по сравнению с исходным крупнозернистым промышленным сплавом в температурном интервале 293–823 К. В условиях ползучести при температуре 743 К термомеханическая обработка, включающая РСП и последующее старение, способствует повышению сопротивления ползучести сплава в интервале начальных напряжений ниже 0.5 от предела текучести. При этом высокое значение показателя чувствительности к напряжению (~9.1) и энергии активации ползучести (~301 кДж/моль) указывают на то, что скорость ползучести сплава контролируется преодолением дислокациями препятствий переползанием.

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



## **Влияние АВС прессования при 573 К на неупругие свойства двойного сплава $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ (АТ.%)**

Гусаренко А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю., Бобров Д.И.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Особый интерес к сплавам на основе TiNi обусловлен их функциональными свойствами: эффектами сверхэластичности и памяти формы (ЭПФ). В сочетании с достаточно высокой прочностью, коррозионной стойкостью и биосовместимостью сплавы на основе TiNi находят применение в разных областях медицины и техники. В настоящее время актуальной задачей является повышение прочностных характеристик двойных сплавов на основе TiNi без изменения химического состава для их применения в миниатюрных силовых и исполнительных устройствах. При этом сплавы должны обладать приемлемой пластичностью, и проявлять высокие функциональные свойства. Измельчение среднего размера зёрен-субзёрен методами интенсивной пластической деформации (ИПД) является одним из эффективных методов повышения физико-механических свойств металлических материалов, в том числе и двойных сплавов на основе TiNi [1, 2].

Цель данной работы: исследовать влияние аbc прессования при 573 К на неупругие свойства образцов сплава  $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$  (ат. %).

В качестве метода ИПД была выбрана ковка с переменной осью деформирования (abc прессование). Метод abc прессования заключается в последовательном сжатии образцов в трёх взаимно перпендикулярных направлениях. Каждый цикл abc прессования включал в себя три акта сжатия. Исходные образцы сплава были получены путём одного цикла abc прессования заготовок при 1073 К и имели форму куба со сторонами ~ 20 мм. Аbc прессование исходных образцов проводили следующим образом. Образцы помещали в пресс-форму, затем выдерживали в печи при 573 К в течение 10 минут и затем пресс-форму с образцом помещали на гидравлический пресс ДГ 2432А (600 т) и проводили их сжатие со скоростью 0,16 – 0,18 с<sup>-1</sup>. Понижение температуры образцов не превышало 10 К. Образцам были заданы следующие истинные деформации  $\epsilon$ : 1,84, 3,60, 5,40, 7,43. Исследования накопления и возврата неупругой деформации проводили при кручении образцов в изотермических (295 К) циклах «нагрузка-разгрузка» с последующим нагревом разгруженных образцов.

Установлено, что после abc прессования при 573 К образцов сплава  $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$ , независимо от  $\epsilon$ , величины эффектов сверхэластичности ( $\gamma_{\text{св.}}$ ) и памяти формы ( $\gamma_{\text{ЭПФ}}$ ), а также суммарной неупругой деформации ( $\gamma_{\text{снд}}$ ) остаются на высоком уровне, сопоставимом с исходными крупнозернистыми образцами:  $\gamma_{\text{св.}}$  ~ 2%,  $\gamma_{\text{ЭПФ}}$  ~ 6÷7% и  $\gamma_{\text{снд}}$  ~ 8÷9%. При этом величина заданной пластической деформации ( $\gamma_{\text{пл.}}$ ) не превышала 0,1%. Обнаружено, что максимальные значения  $\gamma_{\text{снд}}$  (16-18%) в образцах до и после abc прессования достигаются в условиях задания пластической деформации  $\gamma_{\text{пл.}}$  ~ 16-22%, что превышает кристаллографический ресурс мартенситной деформации (КРМД) двойных сплавов на основе TiNi. Превышение КРМД в образцах сплава может быть связано с активным образованием обратимых двойников в процессе пластической деформации.

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

1. Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation: Ten Years Later / R.Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T.G. Langdon, M.J. Zehetbauer, Y. Zhu // JOM. – 2016. – Vol. 68. – P. 1216–1226. – DOI:10.1007/s11837-016-1820-6.

2. Y. Estrin, A. Vinogradov Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science // Acta Materialia. – 2013. – Vol. 61. – P. 782–817. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2013.09.002.

## **О дислокационных процессах, контролирующих формирование автоволн переключения и возбуждения**

Данилов В.И., Зуев Л.Б., Горбатенко В.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Одна из проблем природы пластической деформации – это установление связи микроскопических механизмов пластического течения, основанных на теории дислокаций, с макроскопическими закономерностями, проявляющимися в виде многостадийных кривых нагружения. Ориентированная на решение этого вопроса модель автоволновой пластичности рассматривает пластическое течение как закономерную смену автоволновых мод локализованной пластичности [1]. Ранее установлено, что на упругопластическом переходе в зависимости от условий деформирования и характера исследуемого материала могут формироваться автоволны переключения [2], фазовые автоволны [3] и автоволны возбуждения [4]. В поликристаллических материалах с упругопластическим переходом ассоциированы автоволны переключения или автоволны возбуждения.

В настоящей работе исследовался характер деформации АРМКО-железа в интервале скоростей деформирования  $0.02 \leq V_{mach} \leq 10$  мм/мин. и температур испытания  $296 \leq T \leq 503$  К. Образцы для испытаний в форме «dog bone» были вырезаны лазером из горячекатаного листа толщиной 1.5 мм. Размер рабочего поля образца  $50 \times 10$  мм. При активном растяжении таких образцов на упругопластическом переходе наблюдалось движение фронтов локализованной пластичности, визуализация которых осуществлялась методами цифровой корреляции изображений и цифровой статистической спекл-фотографии.

Если температура испытания была ниже 373 К, то при любой скорости растяжения диаграмма нагружения содержала зуб и гладкую площадку текучести, которые обусловлены формированием и развитием полосы Людерса. Границы полосы, двигаясь с постоянной скоростью, однократно проходят рабочее поле образца. Они представляют собой фронты, на которых в конкретный момент времени локализована вся пластическая деформация. Прохождение фронта переводит материал образца из упруго напряженного состояния в пластически деформированное, то есть фронт представляет собой автоволну переключения [1]. Скорость фронта линейно возрастает с ростом скорости нагружения. Одновременно возрастает и напряжение, соответствующее площадке текучести. Увеличение температуры испытания понижает скорость фронта и приводит к уменьшению действующего напряжения. Установлено, что между скоростью фронта  $V_f$  и действующим напряжением  $\sigma$  при любой температуре выполняется экспоненциальная зависимость

$$V_f = A \exp\left(\frac{\sigma}{C}\right). \quad (1)$$

Если учесть, что вся деформация протекает только на фронте, то, как показано в [5], скорость деформации  $\dot{\epsilon}$  в этом температурно-скоростном интервале также экспоненциально зависит от напряжения.

Выше температуры 373 К появляются диаграммы нагружения с повторяющимся зубом текучести, то есть на площадке текучести появляются пульсации напряжения. Сначала это проявляется в экспериментах с минимальной скоростью растяжения, но по мере роста температуры испытания скачкообразность реализуется при все более высоких скоростях. При достижении температуры 463 К диаграммы с повторяющимся зубом текучести наблюдаются во всем интервале исследованных скоростей растяжения. При скачкообразном развитии деформации деформационные фронты движутся дискретно. Установлено, что фронт движется только в процессе спада напряжения, причем с уменьшающейся скоростью, и останавливается. В фазе возрастания напряжения до начала следующего сброса фронт неподвижен. Сам фронт имеет сложную структуру и представляет собой узкую полосу с передней и задней границей. На передней границе полосы материал переходит из упруго напряженного состояния в пластически деформированное, а на задней восстанавливается состояние, при котором материал опять способен к пластической деформации. Данный объект представляет собой автоволну возбуждения [1]. При движении скорость такого сложного фронта уменьшается

синхронно с падением напряжения согласно зависимости

$$V_f = V_0 + \beta\sigma. \quad (2)$$

Учитывая, пропорциональность скорости деформации на фронте и скорости движения фронта [5], можно констатировать, что в данном температурно-скоростном интервале скорость деформации линейно зависит от напряжения.

Проанализируем полученные зависимости (1) и (2). Уравнение (1) с учетом пропорциональности скорости фронта и скорости деформации на фронте, очевидно, соответствует уравнению

$$\dot{\epsilon} = A' \exp\left(-\frac{U-\gamma\sigma}{kT}\right), \quad (1')$$

описывающему скорость термически активированного процесса [6]. Величины  $U$  и  $\gamma$ , соответственно, энергия активации процесса и его активационный объем,  $k$  – постоянная Больцмана. О физической природе данного процесса можно судить по численным величинам этих параметров. Определенные из экспериментальных значений констант  $A$  и  $C$ , численные величины параметров составили:  $U \approx 1.5 \pm 0.8$  эВ,  $\gamma \approx 10^{-27}$  м<sup>3</sup> и характерная длина  $g = \gamma^{1/3} \approx 10^{-9}$  м. Они характерны для термически активированного движения дислокаций на деформационном фронте, который представляет собой автоволну переключения.

Уравнение (2) также с учетом пропорциональности  $\dot{\epsilon} \sim V_f$  преобразуется в (2')

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 + \alpha\sigma, \quad (2')$$

которое согласно [7] описывает надбарьерное движение дислокаций. При этом  $\alpha = \rho_m b^2 / B$ , где  $\rho_m$  – плотность подвижных дислокаций,  $b$  – вектор Бюргерса дислокаций в  $\alpha$ -Fe, а  $B$  – константа вязкого торможения дислокаций. Зная экспериментально определенное значение коэффициента  $\alpha$ , можно грубо оценить плотность подвижных дислокаций

$$\rho_m = \frac{B\alpha}{b^2}. \quad (3)$$

Оценка возможна, так как при температуре выше дебаевской  $T \geq T_D$  почти для всех исследованных металлов константа  $B \approx (1,5-3) \cdot 10^{-5}$  Па·с. Это относится и к железу, для которого  $T_D^{(Fe)} \approx 420$  К. Расчет плотности подвижных дислокаций по уравнению (3) для таких условий дает  $3 \cdot 10^7 \leq \rho_m \leq 6 \cdot 10^8$  м<sup>-2</sup>, что не противоречит общепринятым представлениям [7, 8]. Следовательно, генерация и распространение автоволн возбуждения контролируется набарьерным движением дислокаций на фронте локализованной деформации.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2021-0011.*

1. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Горбатенко В.В. Физика неоднородного пластического течения. – М.: Физматлит, 2024. – 320 с.
2. Zuev L.B., Danilov V.I. Autowave model of an elastic-plastic transition in a deformable medium // Phys. Solid State. – 2022. – Vol. 64. – No. 8. – P. 1010-1015.
3. Zuev L.B., Danilov V.I., Barannikova S.A. Pattern formation in the work hardening process of single alloyed  $\gamma$ -Fe crystals // Int. J. Plasticity. – 2001. – Vol. 17. – P. 47-63.
4. Данилов В.И., Горбатенко В.В., Данилова Л.В., Орлова Д.В. Особенности автоволн переключения локализованной пластичности в ГЦК сплаве // Изв. ВУЗов. Физика. – 2021. – Т. 3. – С. 27-32.
5. Danilov V.I., Orlova D.V., Gorbatenko V.V., Danilova L.V. Effect of temperature on the kinetics of localized plasticity autowaves in Lüders deformation // Metals. – 2023. – Vol. 13. – No.4. – P. 773.
6. Caillard D., Martin J.L. Thermally Activated Mechanisms in Crystal Plasticity. – Oxford: Elsevier, 2003.
7. Al'shits V.I., Indenbom V.L. Mechanism of dislocation drag // Dislocations in Crystals. V. 7. – Amsterdam: North-Holland, 1986. – P. 43-111.
8. Messerschmidt U. Dislocation dynamics during plastic deformation. – Berlin: Springer: 2010.

## **Влияние повторяющихся импульсов тока высокой плотности на пластическую деформацию проволок при ступенчатом повышении нагрузки**

<sup>1</sup>Дмитриев С.В., <sup>1</sup>Моркина А.Ю., <sup>1</sup>Таров Д.В., <sup>2</sup>Татаринов П.С., <sup>2</sup>Татаринов В.П.,  
<sup>2</sup>Бебихов Ю.В., <sup>2</sup>Семенов А.С.

<sup>1</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа

<sup>2</sup>Политехнический институт (филиал) в г. Мирный, Северо-Восточный федеральный университет, Мирный, Республика Саха (Якутия)

Импульсы электрического тока высокой плотности повышают пластичность и снижают предел текучести металлов при незначительном выделении тепла. Этот эффект имеет большой потенциал для развития энергосберегающих технологий обработки труднодеформируемых металлических материалов. Несмотря на долгую историю изучения электропластичности, до сих пор нет единого мнения о физической природе этого эффекта. В данной работе с помощью экспериментальной установки, созданной авторами (см. рис. 1), исследовано влияние повторяющихся импульсов, приложенных при одинаковом или постепенно возрастающем растягивающем напряжении, на пластическую деформацию медной и алюминиевой проволоки.

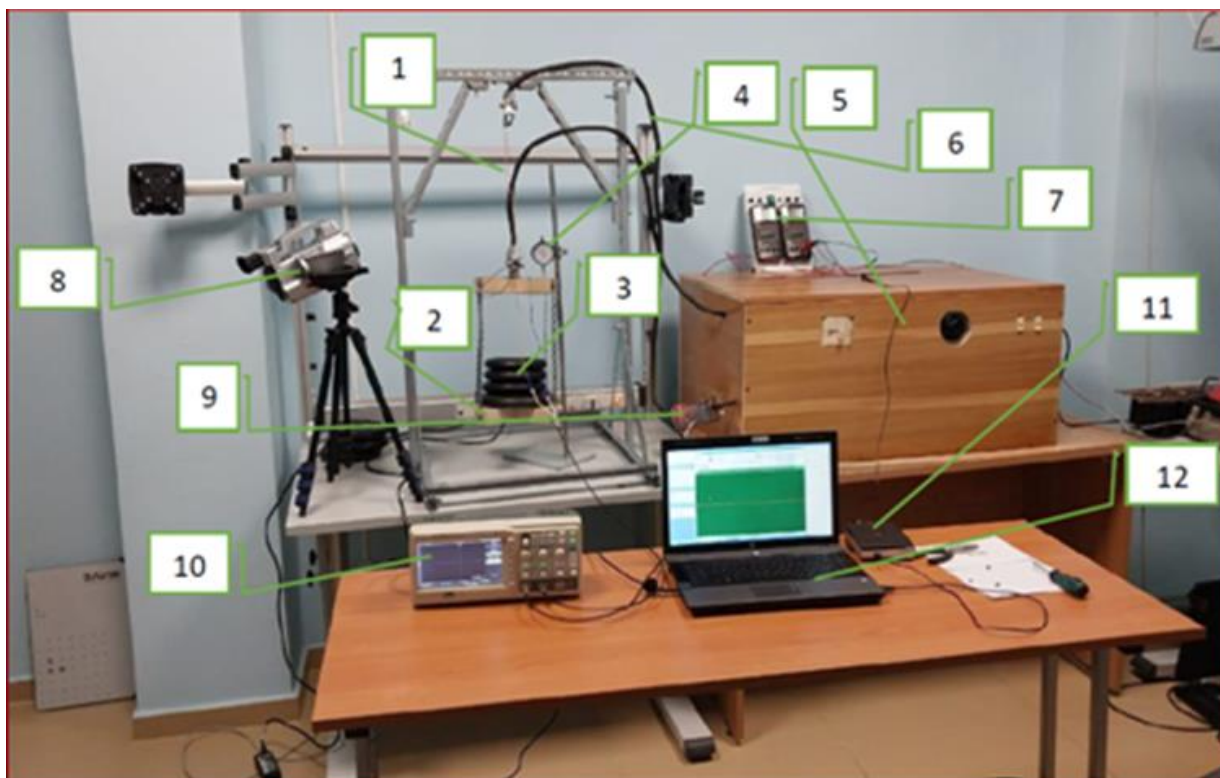


Рис. 1. Фотография экспериментальной установки для исследования электропластичности

Проведено сравнение электропластичности медных и алюминиевых проволок в состоянии поставки и после отжига. Показано, что при постоянном растягивающем напряжении приращение пластической деформации проволоки уменьшается с каждым последующим импульсом, см. рис. 2.

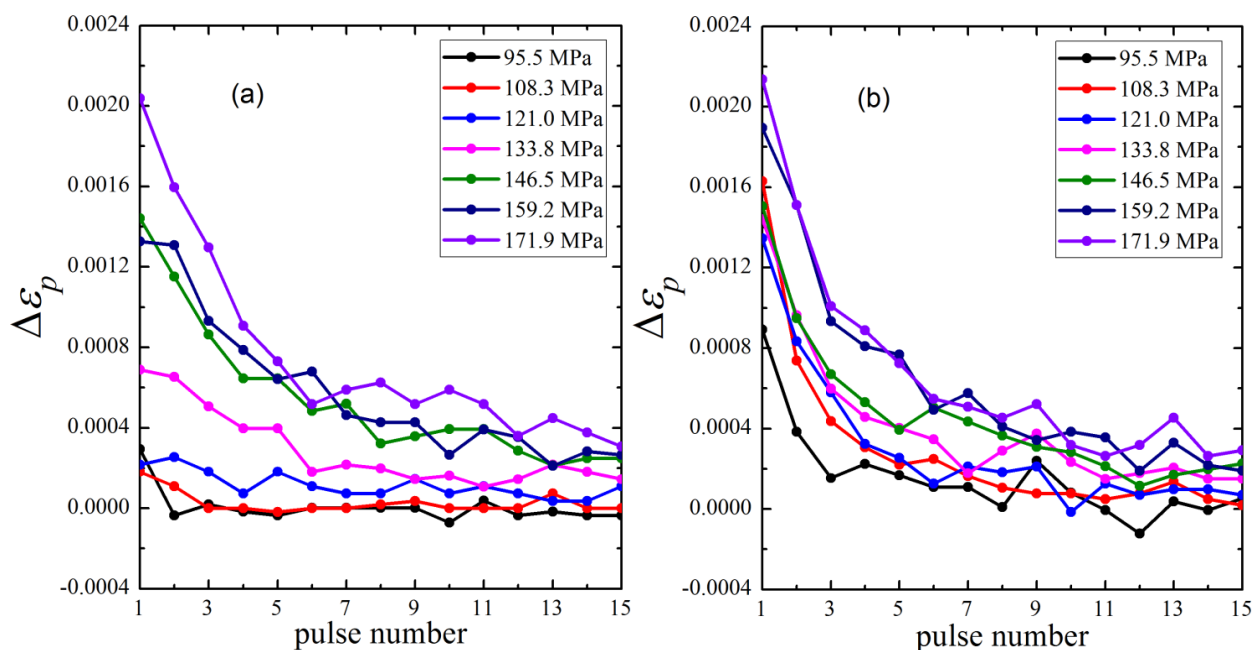


Рис. 2. Прирост пластической деформации медной проволоки в зависимости от номера электрического импульса при семи значениях фиксированного растягивающего напряжения, как указано в легендах. При фиксированном растягивающем напряжении подается пятнадцать импульсов тока, а затем нагрузка увеличивается. Результаты для (a) образца в исходном состоянии и (b) отожженного образца

Этот эффект сильнее проявляется для отожженной проволоки, поскольку она имеет меньшую плотность дислокаций и, следовательно, меньший ресурс пластичности. Оценивается выделение джоулева тепла в образце и нагрев за счет пластической деформации. Полученные результаты будут использованы для подгонки параметров атомистической модели, разрабатываемой для описания взаимодействия потока электронов с дислокациями.

## **Микроструктурные изменения при сварке трением с перемешиванием в низколегированной стали, подвергнутой темпформингу**

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

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

Для обработки углеродистых сталей с целью улучшения их механических свойств была предложена многообещающая деформационно-термическая обработка, состоящая из отпуска с последующей деформации при температуре отпуска прокаткой до больших степеней [1]. Эту обработку называли темпформингом [2]. Исследования в этой области были спровоцированы относительно высокой температурой хрупко-вязкого перехода углеродистых сталей в закаленном состоянии. Смена механизма разрушения с пластичного на хрупкий при понижении температуры делает стали хрупкими при температурах чуть ниже комнатной и ограничивает применение высокопрочных углеродистых сталей при пониженной температуре. Предлагаемый подход предполагает управление поведением разрушения посредством микроструктурной и текстурной анизотропии, возникающей вследствие тепловой прокатки до больших деформаций [2]. Темпформинг обеспечивает уникальное сочетание высокой прочности и ударной вязкости [3,4], которая неожиданно увеличивается при снижении температуры испытания [2], что привело к выдающейся ударной вязкости при пониженных температурах [3,4]. Теплая прокатка при относительно низких температурах приводит к формированию слоистой микроструктуры, вытянутой вдоль направления прокатки (RD), а также текстур волокон  $\langle 001 \rangle$  и  $\langle 111 \rangle$  вдоль нормального направления (ND) [5,6]. Механизм, лежащий в основе выдающейся ударной вязкости, заключается в расслоении микроструктуры пластинчатого типа вдоль ультрамелкозернистых зерен.

Стали после темпформинга предназначены для изготовления ответственных деталей различных конструкций, включая элементы крепления [1,2]. Для сложных конструктивных элементов в качестве альтернативы некоторым разъемным соединениям может потребоваться сварное соединение. Типичная микроструктура после темпформинга состоит из ультрамелких зерен с поперечным размером значительно меньше 1 мкм. [4] Таким образом, традиционные методы сварки, включающие плавление и кристаллизацию металла, должны полностью изменить сформированные микроструктуры. Кроме того, в зоне термического влияния может произойти значительное укрупнение зерен, что приведет к снижению прочности. Трудности соединения сталей после темпформинга можно преодолеть, используя передовую технику сварки трением с перемешиванием (СТП) [7]. Шов СТП характеризуется ультрамелкозернистой микроструктурой, зависящей от фрикционного/деформационного нагрева, возникающего в процессе сварки. [8] Эта особенность СТП представляется полезной для соединения сталей и сплавов с исходной ультрамелкозернистой микроструктурой. Скорость вращения инструмента и скорость сварки являются основными параметрами СТП, обеспечивающими прочность, близкую к прочности основного материала [9]. Начиная с алюминиевых сплавов, СТП применяется для соединения магниевых, никелевых, медных сплавов и т. д. [9]. В последнее время СТП успешно применяется для различных высокопрочных сталей с мартенситной и двухфазной микроструктурой [10–13]. Сформировавшиеся микроструктуры в зоне перемешивания претерпевают фазовые превращения при различных пиковых температурах во время СТП, что приводит к некоторой микроструктурной неоднородности [11]. Однако применимость СТП для соединения сталей, подвергнутых темпформингу, не изучалась. Поэтому целью работы является выяснение микроструктуры и прочности соединения СТП высокопрочной низколегированной стали после темпформинга.

В работе исследовалась возможность сварки трением с перемешиванием высокопрочной низколегированной стали, подвергнутой темпформингу. В качестве материала исследования была выбрана сталь 10ХГМТ (0,15С-1,32Мn-1,42Cr-0,45Mo-0,42Cu-0,17Ti-0,007S-0,008P). Микроструктура, полученная после отпуска при температуре 600°C в течение 1 ч, а затем подвергнутая тепловой прокатке при этой же температуре до полной деформации 1,5,

характеризуется формированием слоистой ультрамелкозернистой микроструктуры, состоящей из вытянутых зерен с поперечным размером 560 нм и имеет предел прочности 1020 МПа. Сварка трением с перемешиванием сопровождается нагревом зоны перемешивания свариваемого образца значительно выше температуры  $A_{c1}$ . Таким образом, в сварочном шве происходит формирования аустенита с последующим мартенситным превращением. Микроструктура, сформировавшаяся в зоне перемешивания, состоит из практически равноосных зерен со средним размером 1,3 мкм. Зона перемешивания обладает повышенной твердостью около 350 HV по сравнению с 290 HV в основном материале после темпформинга. При испытании сварного соединения на растяжение локализация деформации с последующим разрушением происходит в зоне термического влияния вблизи зоны перемешивания. Предел прочности при растяжении 970 МПа получен для сварного соединения, что достаточно близкого к значению предела прочности основного материала после темпформинга.

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

1. Toughening of a 1500 MPa class steel through formation of an ultrafine fibrous grain structure / Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, O. Sitdikov, K. Tsuzaki // *Scr. mater.* – 2007. – Vol. 57. – №. 6. – P. 465-468.
2. Inverse temperature dependence of toughness in an ultrafine grain-structure steel / Y. Kimura, T. Inoue, F. Yin, K. Tsuzaki // *Science.* – 2008. – Vol. 320. – №. 5879. – P. 1057-1060.
3. High strength-toughness combination of a low-carbon medium-manganese steel plate with laminated microstructure and retained austenite / Y. Zou, Y. B. Xu, Z. P. Hu, S. Q. Chen, D. T. Han, R. D. K. Misra, G. Z. Wang // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2017. – Vol. 707. – P. 270-279.
4. Dolzhenko A., Kaibyshev R., Belyakov A.. Tempforming as an advanced processing method for carbon steels // *Metals.* – 2020. – Vol. 10. – №. 12. – P. 1566.
5. Microstructure and strengthening mechanisms in an hsla steel subjected to tempforming / A. Dolzhenko, A. Pydrin, S. Gaidar, R. Kaibyshev, A. Belyakov. // *Metals.* – 2021. – Vol. 12. – №. 1. – P. 48.
6. Dolzhenko A., Kaibyshev R., Belyakov A. Tempforming Strengthening of a Low-Alloy Steel // *Materials.* – 2022. – Vol. 15. – №. 15. – P. 5241.
7. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution / A. Heidarzadeh, S. Mironov, R. Kaibyshev, G. Çam, A. Simar, A. Gerlich, F. Khodabakhshi, A. Mostafaei, D. P. Field, J. D. Robson, A. Deschamps, P. J. Withers // *Prog. Mater. Sci.* – 2021. – Vol. 117. – P. 100752.
8. On friction stir welding of a medium manganese austenitic steel / V. Torganchuk, I. Vysotskiy, S. Malopheyev, A. Belyakov, R. Kaibyshev // *Philos. Mag.* – 2021. – Vol. 101. – №. 5. – P. 576-597.
9. Al-Sabur R. Tensile strength prediction of aluminium alloys welded by FSW using response surface methodology – Comparative review // *Mater. Today: Proc.* – 2021. – Vol. 45. – P. 4504-4510.
10. Effect of contamination on microstructure in friction stir spot welded DP590 steel / R. Ohashi, M. Fujimoto, S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa // *Sci. Technol. Weld. Join.* – 2009. – Vol. 14. – №. 3. – P. 221-227.
11. Microstructural characterization of high-strength steel lap joint produced by friction spot joining / R. Ohashi, M. Fujimoto, S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa // *Metall. Mater. Trans. A.* – 2009. – Vol. 40. – P. 2033-2035.
12. Microstructure and properties in friction stir weld of 12Cr steel / P. Hua, S. Mironov, C. Z. Nie, Y. S. Sato, H. Kokawa, S. H. C. Park, S. Hirano // *Sci. Technol. Weld. Join.* – 2014. – Vol. 19. – №. 1. – P. 76-81.
13. Crystallography of martensite in friction-stir-welded 12Cr heat-resistant steel / P. Hua, S. Mironov, Y. S. Sato, H. Kokawa, S. H. C. Park, S. Hirano // *Metall. Mater. Trans. A.* – 2019. – Vol. 50. – P. 3158-3163.



## **Микроструктурные изменения в 10% Cr стали после длительного старения и испытания на малоцикловую усталость**

Дудова Н.Р., Мишнев Р.В.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

Сопротивление усталости является важной требуемой характеристикой для теплотехнических сталей, применяемых в конструкциях турбин теплоэлектростанций и работающих в условиях долговременной (срок службы около 20 лет) ползучести и циклических нагрузок при повышенных температурах. Известно, что циклические изменения напряжения приводят к существенным изменениям в структуре высокохромистых сталей, из которых изготавливается большинство компонентов энергетических блоков. Типичная иерархическая структура мартенсита отпуска, в которой мартенситные рейки содержат дислокации высокой плотности (порядка  $10^{14} \text{ м}^{-2}$ ) и имеют поперечный размер около 400 нм, трансформируется в субзеренную структуру с пониженной плотностью дислокаций. Это приводит к разупрочнению сталей. С другой стороны, длительное воздействие повышенных температур (до  $650^\circ\text{C}$ ) приводит к изменениям в реечной структуре и в распределении частиц вторых фаз, в частности, выделение и укрупнение частиц фазы Лавеса ( $\text{Fe}_2\text{W}$ ), которые могут повлиять на сопротивление циклическим нагрузкам.

Для высокохромистых сталей нового поколения с повышенным содержанием бора и пониженным содержанием азота являются актуальными исследования влияния длительного старения на малоцикловую усталость (МЦУ). На примере экспериментальной 10%Cr стали в предыдущих исследованиях было показано, что длительное старение в течение нескольких десятков тысяч часов не приводит к снижению циклической долговечности, однако уменьшает уровень напряжений, увеличивает скорость циклического разупрочнения при испытаниях на МЦУ и увеличивает долю пластической деформации в общей амплитуде деформации.

В данной работе было проведено исследование микроструктурных изменений в 10%Cr стали после длительного старения при температуре  $650^\circ\text{C}$  в течение 5000-10000 ч и испытания на МЦУ при  $650^\circ\text{C}$ . Испытания проводились по схеме «растяжение – сжатие» при двух характерных амплитудах деформации  $\pm 0,2\%$  и  $\pm 0,6\%$  (с превалированием упругой и пластической амплитудой деформации соответственно) в условиях жесткого нагружения при симметричном цикле с постоянной частотой 0,5 Гц. Микроструктура исследовалась методами сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, а также методом анализа картин дифракции обратно отраженных электронов (EBSD анализа).

Длительное старение до 10000 ч при  $650^\circ\text{C}$  не приводит к существенным изменениям реечной структуры, размер реек незначительно увеличивается и плотность дислокаций уменьшается благодаря стабильным, устойчивым к росту карбидам  $\text{M}_{23}\text{C}_6$ , расположенным по границам исходных аустенитных зерен, пакетов, блоков и реек. Выделение же частиц фазы Лавеса по границам в процессе старения приводит к обеднению ферритной матрицы вольфрамом и молибденом, что снижает твердорастворное упрочнение. С другой стороны, особенностью стали вследствие низкого содержания азота является отсутствие обогащенной ванадием и азотом фазы MX после отпуска. Очень мелкие (порядка 10 нм) частицы VX выделяются при длительной выдержке до 10000 ч при  $650^\circ\text{C}$  преимущественно внутри реек. Их появление вносит дополнительное дисперсионное упрочнение.

После испытания на МЦУ с низкой ( $\pm 0,2\%$ ) и высокой ( $\pm 0,6\%$ ) амплитудами деформации при температуре  $650^\circ\text{C}$  стали, подвергнутой длительному старению в течение 5000-10 000 ч, обнаружены следующие изменения микроструктуры:

- сохраняется иерархическая структура, состоящая из исходных аустенитных зерен, пакетов и блоков, в то время как реечная структура внутри блоков частично трансформирована в субзеренную;

- средняя ширина реек увеличивается примерно в 2 и в 3 раза после МЦУ с амплитудами деформации  $\pm 0,2\%$  и  $\pm 0,6\%$  соответственно после старения как 5000 ч, так и 10 000 ч, что согласуется с выявленным с помощью EBSD-анализа уменьшением плотности малоугловых

границ на ~60% и ~80%;

- плотность решеточных дислокаций внутри реек и субзерен уменьшается в 3 и в 4 раза после старения 5 000 ч и МЦУ и в 4 и в 10 раз после старения 10 000 ч и МЦУ с амплитудами деформации  $\pm 0,2\%$  и  $\pm 0,6\%$  соответственно. Это согласуется с уменьшением среднего угла разориентировки ядра (Kernel average misorientation (КАМ)), отражающего уровень внутренних микронапряжений, на ~30-40%;

В распределении частиц вторых фаз выявлены следующие изменения:

- крупные субзерна преимущественно свободны от частиц или содержат отдельные округлые частицы;

- карбиды  $M_{23}C_6$  укрупняются до примерно 100 и 160 нм по границам реек и исходных аустенитных зерен соответственно, а частицы фазы Лавеса до 220–300 и 200–240 нм соответственно с увеличением времени старения от 5000 до 10 000 ч после МЦУ с амплитудами  $\pm 0,2\%$  и  $\pm 0,6\%$ ;

- гистограммы распределения частиц по размерам свидетельствуют о том, что к большему росту карбидов приводит большая амплитуда и соответственно, большее напряжение циклической деформации, в то время как частицы фазы Лавеса интенсивнее укрупняются при более длительных испытаниях на МЦУ с малой амплитудой деформации и меньшим напряжением;

- карбиды после старения и циклической деформации расположены на границах реек и субзерен, а также в виде строчечных выделений вдоль бывших границ реек. Отдельные карбиды внутри реек постепенно сфероидизируют и растворяются;

- частицы фазы Лавеса после старения и циклической деформации расположены преимущественно вблизи границ всех типов и способствуют образованию субграниц;

- частицы карбонитридов МХ внутри реек и субзерен преимущественно окружены скоплениями дислокаций, препятствуют движению дислокаций. Средний размер частиц МХ после старения 5000 ч и МЦУ составляет 25 нм (15-55 нм). Обнаружено закрепление дислокационных линий очень мелкими (размером 5-10 нм) частицами после более длительного старения 10 000 ч и МЦУ.

Сравнение интенсивности микроструктурных изменений в процессе испытаний на МЦУ стали с исходной структурой после отпуска и после длительного старения показало, что большее на 25-30% значение скорости циклического разупрочнения подвергнутой старению стали связано с более интенсивным снижением плотности дислокаций и увеличением ширины реек. Это обусловлено более интенсивной аннигиляцией дислокаций и малоугловых границ реек при циклической деформации, в то время как интенсивность укрупнения частиц вторых фаз примерно одинакова. Мелкие частицы VХ вносят вклад в прочность стали, подвергнутой старению в течение 10 000 ч, однако не компенсируют облегченную перестройку дислокаций в обедненной вольфрамом и молибденом ферритной матрице.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00961, <https://rscf.ru/project/23-29-00961/>.*

## Влияние ионно- и электронно-пучковых обработок на механические и неупругие свойства никелида титана при испытаниях на трёхточечный изгиб

Дьяченко Ф.А., Мейснер Л.Л., Чепелев Д.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сплавы на основе никелида титана (сплавы TiNi) с эффектами памяти формы и сверхэластичности (ЭПФ-СЭ) широко используются для изготовления миниатюрных изделий медицинского и немедицинского назначения (хирургический инструментарий, имплантаты, актуаторы, датчики температуры и др.) [1]. Известно [2, 3], что поверхностное легирование сплавов TiNi способствует повышению их физико-механических свойств. Так, модифицировать поверхность сплавов TiNi, без критического влияния на интегральные физико-механические характеристики, можно с использованием ионно- и электронно-пучковых обработок. Тем не менее, не установлено, какое влияние оказывает модифицированный поверхностный слой на деформационное поведение сплава TiNi при механических испытаниях на трёхточечный изгиб. Цель работы - исследовать влияние ионно- и электронно-пучковых обработок на деформационное поведение сплава TiNi при квазистатическом нагружении трёхточечным изгибом.

В работе исследованы TiNi-образцы в виде прямоугольных пластин (120×10×1,3 мм) (ТН-1, Ti (баланс)-55.75 Ni-0.035 O-0.02 C-0.003 N-0.001 H (вес. %)), которые были вырезаны методом электроэрозионной резки из горячекатаного листового проката. Подготовку поверхности TiNi-образцов проводили на виброгалтовке SP-A12 (Carlo De Giorgi, Италия) в течение ~100 часов. Наполнитель – фарфоровые цилиндры ZSP 3/5 (OTEC, Германия). Образцы и наполнитель промывали через ~50 часов в ацетоне, затем в воде. Очистку поверхностей образцов проводили в ультразвуковой ванне с дистиллированной водой при  $T \approx 298$  К, в течение  $t = 30$  мин. Далее TiNi-образцы подвергали электролитической полировке (состав и концентрация кислот в пропорциях 3 ч. уксусной  $\text{CH}_3\text{COOH}$  + 1 ч. хлорной  $\text{HClO}_4$ , время полировки  $t$  от ~5 до ~10 с., при значениях силы тока и напряжения  $I \approx 1$  А,  $U$  от ~15 до ~20 В, температура водно-ледяной смеси  $T \approx 278$  К). Затем промывали в ультразвуковой ванне при  $T \approx 373$  К, в течение  $t = 30$  мин (TiNi-образцы, приготовленные таким способом обозначены как образцы TiNi-исходный). Далее проведены односторонние и двухсторонние обработки поверхности образцов следующим образом:

1) Электронно-пучковую обработку низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком (НСЭП) проводили на модернизированной установке «РИТМ-СП» (ООО «Микросплав», Россия) [4] в следующем режиме: плотность энергии пучка  $E_s = 3,8$  Дж/см<sup>2</sup>, число импульсов  $n = 10$  (далее – образцы TiNi-НСЭП).

2) Ионно-пучковую обработку выполняли с применением источника ионов на основе вакуумного дугового разряда «Mevva 5.Ru» [5] и катода из тантала марки ТВЧ чистотой 99,7 масс.% (ООО «Гирмет», Россия) при дозе облучения  $D = 5,0 \cdot 10^{16}$  см<sup>-2</sup> и ускоряющем напряжении  $U = 30$  кэВ (далее образцы TiNi-Ta<sup>+</sup>).

3) Поверхностный сплав на основе Ti-Ni-Ta синтезировали на установке «РИТМ-СП» [4] путем чередования операций напыления пленки на TiNi подложку и последующего импульсного плавления и жидкофазного перемешивания системы пленка-подложка. На поверхность TiNi-образцов магнетронным методом осаждали пленку химического состава Ti<sub>60</sub>Ta<sub>40</sub> (ат. %) толщиной ~100 нм. Жидкофазное перемешивание выполняли с помощью НСЭП ( $E_s = 2$  Дж/см<sup>2</sup>,  $n = 10$ ). Число  $N$  циклов синтеза (осаждения-плавления) повторяли 2 раза. Таким образом, ожидаемая эффективная толщина синтезированного ПС составляла ~200 нм. (далее – образцы TiNi-[TiNi-Ta<sub>40</sub>]ПС).

Испытания на трёхточечный изгиб проводили на машине серии «GP 30 DLC-0,5» («Devotrans», Турция) при температуре  $298 \pm 1$  К, скорости нагружения ~0,5 мм/мин, до величины максимального перемещения траверсы равной ~8 и ~18 мм. Накапливаемую и возвращаемую деформацию фиксировали в виде кривых «нагрузка  $F$  – перемещение траверсы  $w$ », которые далее перестраивали в зависимости «напряжение  $\sigma$  – деформация  $\epsilon$ ». На каждый

тип обработки к испытаниям на трёхточечный изгиб подвергали по 3 образца.

По экспериментальным данным (диаграммам  $\sigma$ – $\varepsilon$ , рис. 1а и 1б) определяли напряжения начала накопления мартенситной деформации  $\sigma_M$ , максимальные напряжения  $\sigma_{max}$ , соответствующие максимальному перемещению траверсы до ~8 и 18 мм, а также величину пластической деформации  $\varepsilon_{plast}$ , накапливаемой в ходе испытаний. Видно, что в образцах TiNi с односторонними и двухсторонними ионно- и электронно-пучковыми обработками одинаковая величина накопленной деформации достигается при меньших (в среднем на ~30 МПа) приложенных напряжениях.

Электронно-микроскопический анализ поверхностей сплава TiNi в исходном состоянии и после односторонних ионно- и электронно-пучковых обработок проведен на кромках образцов в тех областях, которые подвергались максимальной деформации изгибом (рис. 1(в-д)). Полученные результаты показали сохранение сплошности модифицированных слоёв.

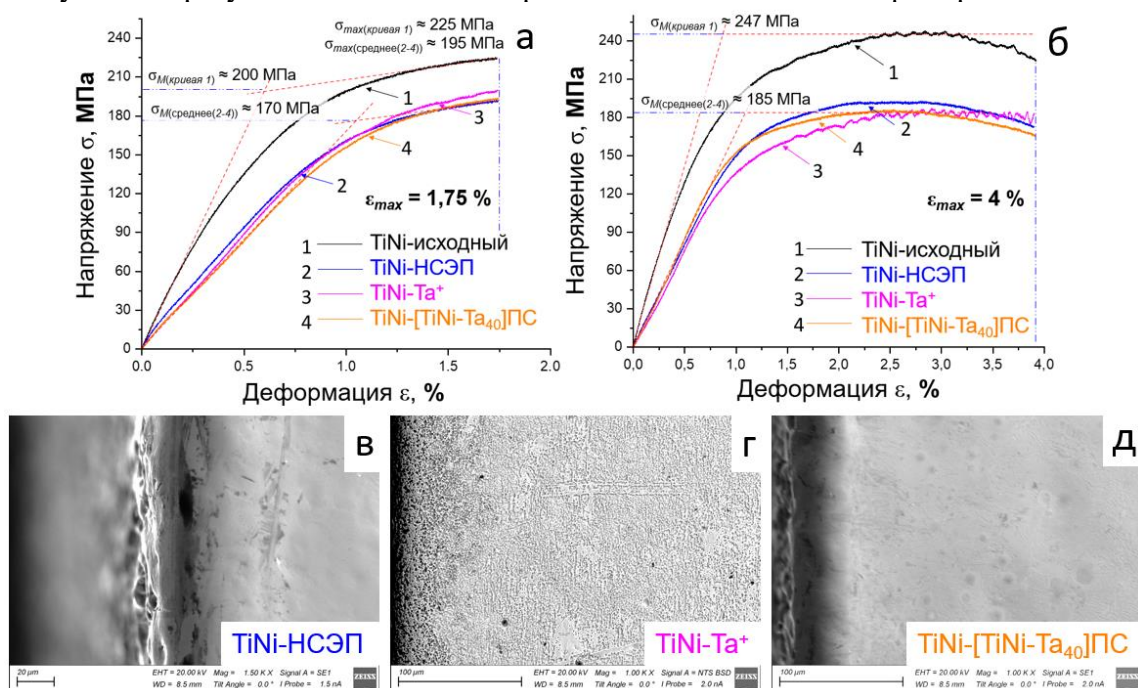


Рис. 1. Диаграммы  $\sigma$ – $\varepsilon$ , полученные при нагружении изгибом TiNi-образцов до и после односторонней (а) и двухсторонней (б) модификации поверхности. Электронно-микроскопические изображения TiNi-образцов после испытаний на изгиб (при  $\varepsilon_{max}=1,75\%$ )

В результате исследований обнаружено, что односторонние и двухсторонние ионно- и электронно-пучковые обработки поверхности сплава TiNi приводят к понижению напряжений начала накопления мартенситной деформации  $\tau_M$  на ~30 МПа. Электронно-микроскопический анализ показал сохранение сплошности модифицированных слоёв при квазистатическом нагружении изгибом.

*Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.*

1. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities / J.J. Mohd, M. Leary, A. Subic, M.A. Gibson // Mater. Des. – 2014. – Vol. 56. – P. 1078–1113. – DOI:10.1016/j.matdes.2013.11.084
2. Mehrpoury M., Bidsorkhi H.C. MEMS applications of NiTi based shape memory alloys: a review // Micro Nanosyst. – 2016. – Vol. 8. – P. 79–91. – DOI:10.2174/1876402908666161102151453
3. Мейснер Л.Л. Механические и физико-химические свойства сплавов на основе никелида титана с тонкими поверхностными слоями, модифицированными потоками заряженных частиц // Физическая мезомеханика. – 2004. – № 7. – С. 169–172.
4. Установка РИТМ-СП для формирования поверхностных сплавов / А.Б. Марков, А.В. Миков, Г.Е. Озур, А.Г. Падей // Приборы и техника эксперимента. – 2011. – № 6. – С. 122–126.
5. Upgraded vacuum arc ion source for metal ion implantation / A.G. Nikolaev, E.M. Oks, K.P. Savkin, G.Yu. Yushkov, G. Brown // Rev. Sci. Instrum. – 2012. – Vol. 83. – P. 02A501(1–3). – DOI:10.1063/1.3655529

## **Влияние ультразвука на разупрочнение соединения сваркой трением с перемешиванием из сплава Д16**

Елисеев А.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Совершенствование методов сварки позволяет повышать качество конструкций и снижать их вес. Особо остро это касается различных видов транспорта, где предъявляются высокие требования к надежности и массе. В авиакосмической промышленности на настоящий момент актуально использование термически упрочняемых алюминиевых сплавов. Данные сплавы плохо свариваются плавящими видами сварки, но хорошо свариваются сваркой трением с перемешиванием (СТП). Одним из способов усовершенствования СТП является применение ультразвука в процессе сварки. Обнаружено, что ультразвуковое воздействие интенсифицирует перемешивание материала и приводит к минимизации дефектов. Интенсификация перемешивания связывается с акустопластическим эффектом, который в данном контексте означает дополнительную пластификацию материала в результате ультразвуковых колебаний без существенного нагрева. Также обнаружено, что наиболее разупрочненной областью соединения является зона термомеханического воздействия, что обусловлено перераспределением частиц вторичных фаз в процессе сварки. Поскольку соединения, полученные с ультразвуком, обычно более пластичные в целом, важно выяснить, каким образом ультразвук влияет на расположение и структуру разупрочненной области.

Соединения из листового проката сплава Д16 толщиной производились методом СТП при одном технологическом режиме с ультразвуком и без: скорость вращения инструмента – 400 об/мин, скорость подачи – 300 мм/мин, аксиальная нагрузка на инструмент – 2650 кгс. Мощность ультразвукового воздействия составляла 1 кВт. Исследования структуры проводились методами металлографии при помощи оптического светового микроскопа Альтами МЕТ1-С, растрового электронного микроскопа Apreo S LoVac и просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100. Микротвердость измерялась по методу Виккерса измерялась при нагрузке 50 г с шагом 0,5 мм, время выдержки индентора составило 10 с. Измерения проводились на полированной поверхности образцов при помощи микротвердомера Duramin 5. Для оценки уровня остаточных напряжений проводился рентгеноструктурный анализ методом рентгеновской дифрактометрии. Исследования осуществлялись на рентгеновском дифрактометре ДРОН-7.

Измерение микротвердости по всей площади поперечного сечения соединений показало, что область наименьшей микротвердости располагается в зоне термомеханического воздействия на отступающей стороне близко к корню шва. В данной области присутствуют частично рекристаллизованные деформированные зерна. Приложение ультразвука привело к незначительному уменьшению размера зерна, что можно связать с интенсификацией деформации. Объемная доля частиц некогерентных вторичных фаз в этой области под термическим воздействием увеличилась в 1,5 раза по сравнению с основным металлом. Этим можно объяснить разупрочнение ЗТМВ. Ультразвуковое воздействие не привело к изменению объемной доли данных частиц, но привело к их коагуляции, из-за чего увеличился размер частиц в 1,5 раз, и уменьшилась дисперсность. Исследование полукогерентных частиц S-фазы в данной области показало, что их объемная доля чуть меньше, чем в зоне перемешивания, а размер значительно меньше. Приложение ультразвукового воздействия не повлияло на данные частицы в данной области. Рентгеноструктурные исследования показали, что приложение ультразвукового воздействия привело к уменьшению остаточных напряжений в шве в 5 раз.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0006. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения РАН.*



# Структура и механические свойства литого алюминиевого сплава Al-5% Mg-Sc-Zr подвергнутого криогенной деформации

Загитов Р.Р., Ситдигов О.Ш., Автократова Е.В., Крымский С.В., Латыпова О.Э.,  
Маркушев М.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов Российской академии наук, Уфа*

Исследовали влияние степени изотермической прокатки при температуре жидкого азота на микроструктуру и механические свойства слитка промышленного сложнолегированного термонеупрочняемого алюминиевого сплава 1570С (Al-5,0Mg-0,18Mn-0,2Sc-0,08Zr-0,01Fe-0,01Si (вес. %)).

Установлено, что гомогенизированный слиток сплава с размером зерна ( $D$ ) около 25 мкм и объемной долей избыточных фаз около 0,5% может быть прокатан без разрушения в условиях криогенных температур с суммарными обжатиями  $\varepsilon$  до 75%.

Показано, что структурные изменения сплава, происходившие при криопробатке, главным образом связаны с развитием дислокационной/ячеистой структуры в сильно деформированной матрице (рис. 1). При этом формирование структуры контролировалось низкой скоростью диффузии и высокой плотностью наноразмерных когерентных алюминидов переходных металлов  $Al_3(Sc,Zr)$ , препятствовавших перестройке решеточных дислокаций и способствовавших их накоплению. Основным механизмом трансформации структуры матрицы была фрагментация зерен образующимися малоугловыми границами. В результате даже после максимальных обжатий сплав имел слабоориентированную структуру со средним углом разориентировки междолинитных границ ( $\Theta_{cp}$ ) и долей высокоугловых границ ( $f_{вуг}$ ) 9° и 12% соответственно при размере субзерна ( $d$ ) ~ 0,2 мкм. При этом при четырехкратном увеличении микродеформации решетки ( $\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ ) до  $0,119 \pm 0,002\%$ , плотность дислокаций ( $\rho$ ) достигала  $10^{15} \text{ м}^{-2}$ , а размер областей когерентного рассеяния (ОКР) уменьшался почти в 50 раз до ~25 нм (табл.1).

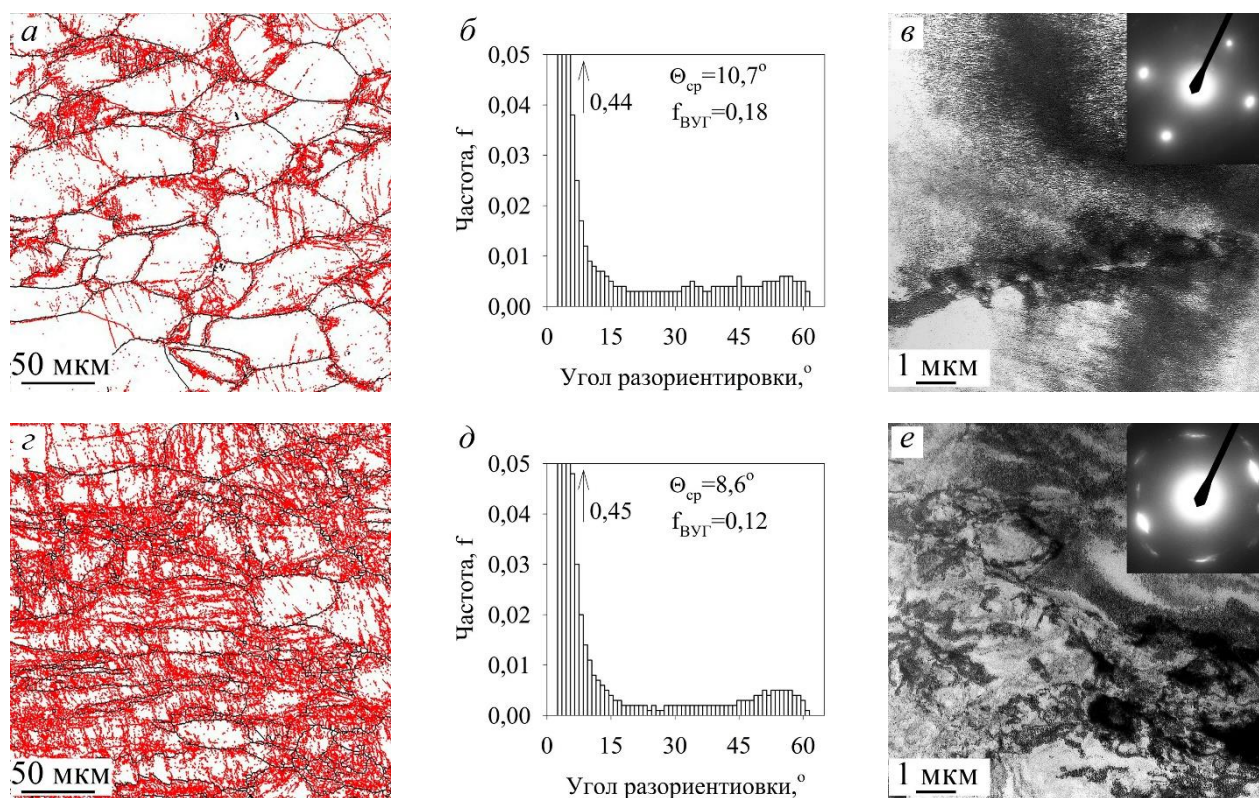


Рис. 1. Структура сплава 1570С после криогенной прокатки до (а-в) 30% и (г-е) 75%: (а,б,г,д) растровая электронная микроскопия (EBSD), (в,е) просвечивающая электронная микроскопия; на (а,г) красными линиями показаны малоугловые границы ( $2 \leq \Theta < 15^\circ$ ), черными – высокоугловые границы (ВУГ) ( $\Theta \geq 15^\circ$ )

Таблица 1. Параметры структуры сплава 1570С

Состояние	ОКР, нм	$\langle \varepsilon^2 \rangle^{1/2}$ , %	$\rho$ , м <sup>-2</sup>	D, мкм	d, мкм
Гомогенизированный слиток	1116±100	0,035±0,001	$5,0 \times 10^{12}$	25	-
Криопрокатка при температуре -196°С, $\varepsilon=30\%$	28±2	0,128±0,002	$5,5 \times 10^{14}$	6	0,2
Криопрокатка при температуре -196°С, $\varepsilon=75\%$	24±2	0,119±0,002	$5,9 \times 10^{14}$	4	0,2

Образование при прокатке наноразмерных субструктур с чрезвычайно высокой плотностью дислокаций привело к увеличению прочностных параметров сплава в 1,5-2 раза (табл. 2). При этом упрочнение сопровождалось значительным снижением его пластичности. Однако, принимая во внимание абсолютные значения относительного удлинения ( $\delta$ ), можно утверждать, что пластичность оставалась на относительно высоком уровне для таких сильно нагартованных состояний. В результате листы, полученные криогенной прокаткой, имели баланс механических свойств при растяжении при комнатной температуре, сравнимый с наблюдаемым для высокопрочных термоупрочняемых алюминиевых сплавов после старения на максимальную твердость (состояние T1) (табл. 2): пределы текучести и прочности ( $\sigma_{0,2}$  и  $\sigma_B$ ) и твердость HV составили 565 МПа, 590 МПа и 165 HV соответственно при удлинении около 6 %.

Таблица 2. Механические свойства сплава 1570С

Состояние	HV	$\delta$ , %	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	Источник
Гомогенизированный слиток 1570С	105±10	26 ±2	245 ±10	355 ±10	-
Криопрокатанная до $\varepsilon=30\%$ полоса 1570С	155±15	10,4 ±1	495 ±10	537 ±10	-
Криопрокатанная до $\varepsilon=75\%$ полоса 1570С	163±10	6,0 ±0,5	565 ±10	592 ±15	-
Лист 7075 T1	-	11	505	570	[1]

Обсуждается природа выявленных зависимостей между параметрами структуры и механическими свойствами сплава, а также факторы, контролирующие прокатываемость крупнозернистого слитка при криогенных температурах.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00702 <https://rscf.ru/project/23-19-00702>. Работы проводились на базе Центра коллективного пользования ИМСП РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».*

1. Katgerman L, Eskin D. Hardening, annealing, and aging In Handbook of aluminum. Volume 1 Physical metallurgy and processes [M]. New York: Marcel Dekker, Inc., 2003. – 1296 pp.



## **Влияние ИПД на микроструктуру и свойства сплава ВТ20 для аддитивных технологий**

<sup>1</sup>Зайнуллина Л.И., <sup>2</sup>Дун Ю., <sup>2</sup>Ж.-Г. Сун, <sup>1</sup>Александров И.В.

<sup>1</sup>ФГБОУ ВО Уфимский университет науки и технологий, Уфа

<sup>2</sup>Нанкинский технический университет, Нанкин

К одному из новых методов аддитивной печати относится метод осаждения трением с перемешиванием (Additive Friction Stir Deposition), позволяющий быстро и в широких масштабах производить детали из промышленных сплавов и композитов [1]. Данный процесс заключается в послойном соединении осаждаемого материала за счет повышения температуры на границах раздела инструмент/материал и материал/подложка и динамического контактного трения. Максимальная температура обычно составляет от 60 до 90% от температуры плавления [2]. Низкая поперечная скорость или очень высокая частота вращения инструмента могут привести к адиабатическому нагреву во время осаждения и, следовательно, к локальному плавлению. В связи с этим для предотвращения подобных явлений и контроля за процессом формирования микроструктуры важен правильный выбор параметров обработки [3].

В целом детали, напечатанные с использованием осаждения трением с перемешиванием в твердофазном состоянии, демонстрируют изотропные механические свойства благодаря динамической рекристаллизации и измельчению зерен, отсутствию загрязнений и пористости. Метод осаждения трением с перемешиванием возможно применять для обработки несвариваемых в обычных условиях сплавов и формирования деформационной микроструктуры [4]. Данный метод был успешно применен для различных материалов, в том числе: Nb/Cu и Ta/Cu, сплавов Al-Mo, Al-W и Al-SiC. При проведении испытаний на изгиб и приложении высокого напряжения сдвига на границе раздела не наблюдалось межфазного расслоения [5]. Титановые сплавы, широко используемые в авиационной, космической и других отраслях промышленности за счет высокой прочности и низкого удельного веса, также представляют большой интерес для получения изделий методом осаждения трением с перемешиванием.

Сплав ВТ20 (ТА15) принадлежит к сплавам системы Ti-Al-Zr-Mo-V и категории псевдо-α сплавов. Сплав является сплавом общего назначения и производится в виде листов, плит, профилей, поковок и штамповок. В листовом варианте сплав ВТ20 является наиболее жаропрочным среди всех серийных листовых сплавов. Он также обладает хорошей свариваемостью и сопротивлением ползучести при высоких температурах вплоть до 550°C [6]. Однако титановый сплав ВТ20 чувствителен к температуре и скорости деформации в процессе формирования микроструктуры, поскольку контролировать условия производства сложно, что приводит к некоторым отличиям в исходной структуре и механических свойствах.

С другой стороны, применение метода интенсивной пластической деформации (ИПД) приводит к измельчению микроструктуры, вплоть до формирования наноструктурных состояний, и значительному повышению механических свойств различных металлических материалов, в частности титановых сплавов [7]. Наличие наноструктуры в титановых сплавах и определенный температурно-скоростной режим способствуют проявлению эффекта сверхпластичности [8]. Таким образом, появляется возможность контроля и упорядоченного течения материала в ходе реализации осаждения трением с перемешиванием.

В результате исследование характеристик сформированной микроструктуры и механических свойств для дальнейшего изучения поведения сплава ВТ20 с различной микроструктурой при осаждении трением с перемешиванием является актуальным вопросом.

Для проведения ИПД в данной работе сплав ВТ20 в виде квадратных прутков сечением 12×12 мм закаляли в воду с предварительной выдержкой при температуре 990°C в течение 30 мин и последующим старением при температуре 780°C в течение 1 часа. Интенсивную пластическую деформацию кручением (ИПДК) проводили при комнатной температуре с числом оборотов пять под приложенным давлением 6 ГПа. Равноканальное угловое прессование (РКУП) проводили при температуре 700°C с числом проходов, равным 2, по

маршруту С.

Для установления особенностей изменения микроструктуры в ходе реализации ИПД использовали современные методики металлографического и просвечивающего электронного микроскопа (ПЭМ), рентгеноструктурного анализа. Эволюцию микроструктуры исследовали на ПЭМ JEM-2100. Рентгеновскую съемку проводили при ускоряющем напряжении 40 кВ, токе 40 мА при комнатной температуре с использованием рентгеновского дифрактометра Bruker D2 Phaser. Съемку проводили в пределах углов дифракции  $2\theta$  от  $10^\circ$  до  $145^\circ$  с шагом  $0.02^\circ$  и временем экспозиции на точку 10 с. Механические характеристики определяли путем измерения микротвердости на микротвердомере Emco-Test DuraScan 50 и проведения испытаний на одноосное растяжение на установке Instron 8801.

В данной работе были исследованы особенности структурных превращений в сплаве ВТ20, подвергнутом ИПДК и РКУП. Исходная микроструктура, состоящая из дисперсных пластин  $\alpha$ - и  $\beta$ -фаз оказывает существенное влияние на микроструктурные изменения в ходе ИПД. Дисперсная микроструктура, формирующаяся при закалке, является неравновесной и благодаря этому быстрее и легче трансформируется в равноосную, приводя к однородности микроструктурных преобразований в объеме деформируемых заготовок. Также было обнаружено, что повышение плотности дислокаций, уменьшение размеров кристаллитов и внутренних упругих микроискажений кристаллической решетки способствуют увеличению прочности сплава по сравнению с исходным состоянием.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-43-00041, <https://rscf.ru/project/23-43-00041/>.*

1. Vaezi M., Drescher P., Seitz H. Metal additive manufacturing // Mater. – 2020. – Vol. 13. – P. 922. – doi:10.3390/ma13040922.
2. A review of friction stir welding of steels: Tool, material flow, microstructure, and properties / F.C. Liu, Y. Hovanski, M.P. Miles, C.D. Sorensen, T.W. Nelson // J. Mater. Sci. Technol. – 2018. – Vol. 34. – P. 39–57.
3. Solid-state additive manufacturing and repairing by cold spraying: A review / W. Li, K. Yang, S. Yin, X. Yang, Y. Xu, R. Lupoi // J. Mater. Sci. Technol. – 2018. – Vol. 34. – P. 440–457.
4. Influence of friction stir processing tool design on microstructure and superplastic behavior of Al-Mg alloys / M.A. García-Bernal, R.S. Mishra, R. Verma, D. Hernández-Silva // Mater. Sci. Eng. A. – 2016. – Vol. 670. – P. 9–16.
5. Palanivel S., Mishra R.S. Building without melting: A short review of friction-based additive manufacturing techniques // Int. J. Addit. Subtractive Mater. Manuf. – 2017. – Vol. 1. – P. 82–103.
6. Constitutive equation and hot processing map of TA15 titanium alloy / H. Ji, Zh. Peng, W. Pei, L. Xin, Zh. Ma, Y. Lu // Mater. Res. Express. – 2020. – Vol. 7. – 046508.
7. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
8. Kaibyshev O.A., Utyashev F.Z. Superplasticity: Microstructural Refinement and Superplastic Roll Forming. – Futurepast, Inc., Arlington, 2005.

## **Ионно-плазменное травление как способ приготовления образцов для исследования методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов**

Иванов К.В., Акимов К.О.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Одним из мощных методов исследования структуры материалов является метод анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ, в англоязычной литературе electron back-scattered diffraction, EBSD). Метод ДОРЭ основан на регистрации картин дифракции электронов, рассеянных на кристаллических плоскостях в приповерхностном слое образца. Эти картины затем обрабатываются с помощью специального программного обеспечения, которое позволяет определять ориентацию кристаллической решетки в каждой точке сканируемого участка.

Исследование методом EBSD анализа требует особой подготовки поверхности образцов для исследований, обеспечивающей сохранение структуры материала в тонком приповерхностном слое. Чаще всего образцы готовят методом механической полировки в течение длительного времени с использованием очень дисперсных абразивов, помещенных в среду, способную химически подтравливать образец. Этот метод позволяет с высокой вероятностью получать образцы требуемого качества, однако требует много сил, времени и высокой квалификации сотрудника. Время подготовки образцов значительно сокращается при использовании метода электролитической полировки, однако его не всегда удается успешно применять для многофазных и непроводящих материалов. Известно применение ионной полировки методом сфокусированного ионного пучка. Вместе с тем последний способ не получил широкого распространения из-за малой распространенности систем со сфокусированным ионным пучком. Таким образом, поиск нового быстрого, надежного и универсального способа приготовления образцов для анализа картин ДОРЭ остается актуальной научной задачей. В связи с вышеизложенным целью работы было выяснение вопроса о возможности использования метода ионно-плазменного травления для простого и быстрого приготовления образцов для исследования методом ДОРЭ.

Для исследования использовали образцы меди марки М1 в отожженном состоянии. Перед ионно-плазменным воздействием образцы механически шлифовали на наждачной бумаге с постепенным уменьшением зернистости до 2500. Часть образцов дополнительно полировали на алмазной пасте с размером абразива 1 мкм, из них некоторые подвергали финишной полировке на водной суспензии оксида алюминия с размером абразива 0,3 мкм по стандартной методики приготовления металлографических образцов. Ионно-плазменную обработку проводили в установке «Грань-М», разработанной и изготовленной в ИСЭ СО РАН. Образцы с различным качеством механической полировки обрабатывали в нескольких режимах, варьируя время воздействия и величину потенциала смещения, подаваемого на образец.

Характеристики качества подготовки поверхности (качество Кикучи-картин, индекс достоверности и угловое отклонение линий Кикучи от теоретически рассчитанной картины) определяли на приставке Velocity Super к растровому электронному микроскопу с катодом с полевой эмиссией Arpeo 2 при ускоряющем напряжении 30 кВ с использованием программного пакета OIM Data Analysis.

Исследования показали, что ионно-плазменная обработка в использованных режимах не позволяет обеспечить формирование Кикучи-картин на образцах после механической шлифовки, однако Кикучи-картины формируются на образцах после финишной полировки на оксидной суспензии и даже после полировки только на алмазной пасте. Наилучший результат получается при использовании длительного времени обработки и максимального потенциала смещения. Однако и при двухкратном сокращении времени ионного воздействия и при двухкратном снижении потенциала смещения для снижения температуры нагрева образца при обработке результаты анализа картин ДОРЭ оказались удовлетворительными.

Таким образом, показано, что воздействие ионами аргона в плазме является удобным

способом подготовки поверхности проводящих материалов для исследования структуры методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов. Способ обеспечивает получение достоверных результатов на образцах, предварительно механически отполированных по стандартной методике получения металлографических шлифов.

Самая высокая точность данных исследования структуры методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов достигается при максимальных исследованных времени воздействия и потенциале смещения, а также при минимальной зернистости абразива, использованного для финишной полировки. Однако указанные параметры могут быть снижены без существенного влияния на достоверность получаемых результатов для снижения температуры нагрева образцов в процессе обработки.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2021-0003.*

## О связи микроструктуры и прочности в соединениях, полученных сваркой трением с перемешиванием

Калиненко А.А., Малофеев С.С., Миронов С.Ю.

*Белгородский национальный исследовательский университет, Белгород*

Сварка трением с перемешиванием (СТП) представляет собой относительно новую технологию получения неразъемных соединений из металлических материалов [1-3]. В силу своего твердофазного характера, СТП позволяет избежать множество проблем, связанных с кристаллизацией металла из расплава и, таким образом, обеспечивает получение высокопрочных соединений даже в материалах, которые традиционно считаются ограниченно свариваемыми (прежде всего, в алюминиевых сплавах). Как следствие, данная технология имеет огромный промышленный потенциал, прежде всего, для транспортной индустрии.

Служебные свойства СТП соединений в значительной мере определяются микроструктурой сварного шва. Для эффективного управления процессом её формирования необходимо понимание физических механизмов, лежащих в основе структурообразования в ходе СТП. В рамках данной работы авторы позволили себе порассуждать как о самих этих механизмах, так и о связи между микроструктурой и прочностью СТП швов на примере ряда простых модельных материалов.

Характерной особенностью СТП является сочетание высоких температур (как правило,  $>0,5 T_{пл}$ ) и очень больших пластических деформаций ( $\epsilon \sim 50$ ) (рис. 1). С точки зрения физики прочности и пластичности, комбинация этих условий практически неизбежно должна вести к протеканию в металлических материалах динамической рекристаллизации.

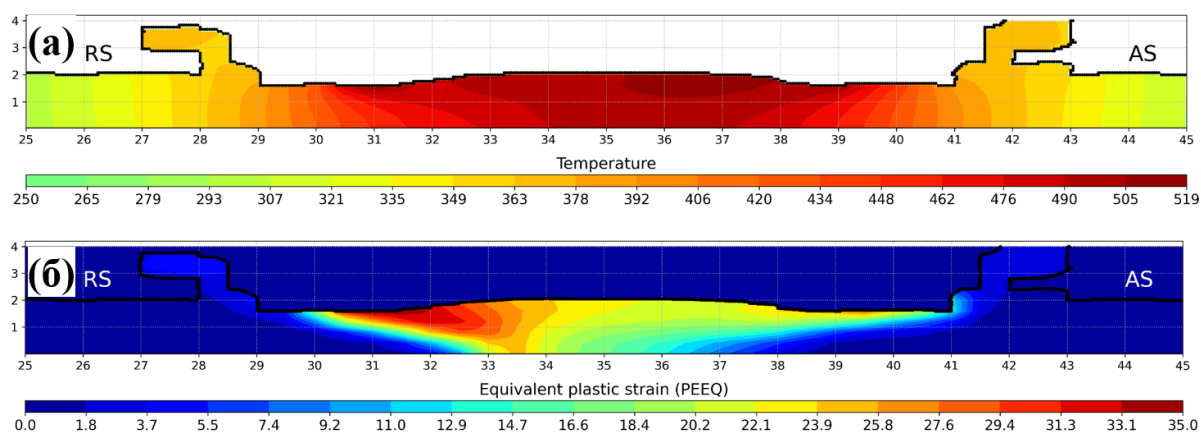


Рис. 1. Типичное распределение температур (а) и деформаций (б) в поперечном сечении СТП-соединений из алюминиевых сплавов

В свою очередь, данное явление ведет к ряду микроструктурных последствий. Во-первых, как правило, имеет место измельчение зеренной структуры. Данный процесс должен способствовать повышению прочности материала в соответствии с известным законом Холла-Петча. Во-вторых, имеет место снижение плотности дислокации (т.е. устранение эффекта наклепа) и сопутствующее снижение прочности. В-третьих, в дисперсионно-твердеющих материалах рекристаллизация может приводить к огрублению или даже растворению частиц вторичных фаз, что также способствует разупрочнению. Таким образом, СТП может вести как к упрочнению, так и разупрочнению материала сварного шва. Финальная прочность СТП соединений будет определяться конкуренцией между этими двумя процессами.

В однофазных материалах в полностью рекристаллизованном состоянии, эволюция микроструктуры в ходе СТП сводится в основном только к измельчению зёрненной структуры. Это способствует повышению прочности материала в зоне сварного шва (рис. 2а), и, как следствие, СТП соединения обычно разрушаются в зоне исходного материала. Таким образом, предел текучести таких сварных швов является примерно эквивалентным прочности исходного металла, т.е. они являются равнопрочными.

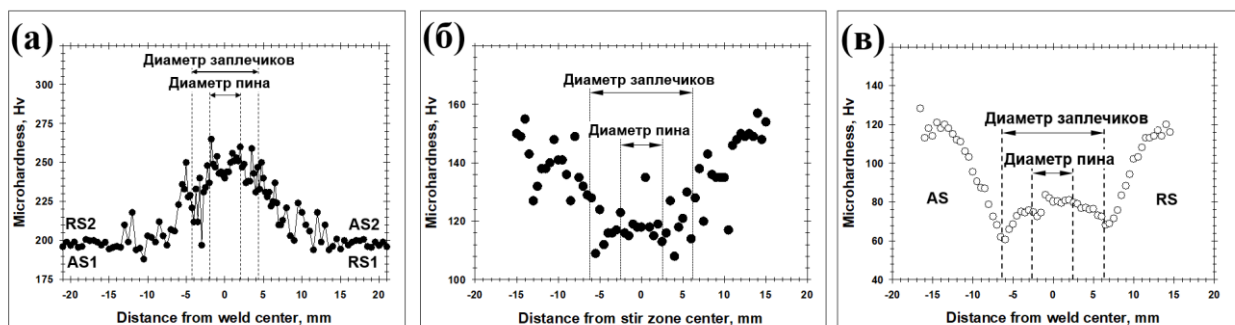


Рис. 2. Типичные профили микротвердости СТП-соединений из материалов в рекристаллизованном состоянии (а), нагартованном состоянии (б) и дисперсионно-упрочненном состоянии (в)

В ходе СТП материалов в нагартованном состоянии, микроструктурные изменения будут включать в себя не только уменьшение среднего размера зерен, но и снижение плотности дислокаций. Как следует из практического опыта, величина зернограницного упрочнения в сильно наклепанных металлах практически всегда уступает вкладу дислокационного твердения. Данный эффект, вероятно, связан с тем, что среднее расстояние между дислокациями на несколько порядков меньше, чем средний размер зерен, и поэтому дислокации в ходе своего скольжения в основном взаимодействуют друг с другом, нежели с межзеренными границами. Иными словами, эффект разупрочнения, связанный с устранением наклепа в ходе СТП нагартованных металлов, будет превалировать над упрочнением, обусловленным измельчением микроструктуры. Таким образом, сварка подобных материалов обычно ведет к значительному снижению прочности в зоне сварного шва (рис. 2б). Как следствие, подобные СТП соединения обычно разрушаются в зоне перемешивания.

Прочность дисперсионно-твердеющих материалов, как известно, в значительной мере определяется частицами вторичных фаз. Соответственно, огрубление или даже растворение этих частиц, которое обычно имеет место в ходе СТП, как правило не может быть компенсировано измельчением зеренной структуры. Поэтому СТП металлов в дисперсионно-упрочненном состоянии обычно также способствует существенному разупрочнению в зоне сварного шва (Рис. 2в).

Таким образом, можно заключить, что прочность СТП соединений в значительной мере зависит от исходного микроструктурного состояния свариваемых металлов. В случае исходного материала с полностью рекристаллизованной микроструктурой, СТП обычно сопровождается повышением прочности в зоне перемешивания. Данный эффект обусловлен измельчением микроструктуры. Как следствие, СТП соединения являются равнопрочными. В случае нагартованного или дисперсионно-упрочненного исходного материала СТП обычно ведет к разупрочнению материала в зоне сварного шва. Данный эффект обусловлен снижением плотности дислокаций или огрублением/растворением частиц вторичных фаз. Как следствие, прочность СТП соединений является относительно низкой, а разрушение происходит в зоне сварного шва.

*Работа выполнена в рамках РНФ проекта № 22-49-04401.*

1. Mishra R.S., Ma Z.Y. Friction stir welding and processing // Mater. Sci. Eng. R. – 2005. – Vol. 50. – P. 1-78. - <https://doi.org/10.1016/j.mser.2005.07.001>
2. Friction stir welding of aluminum alloys / P.L. Threadgill, A.J. Leonard, H.R. Shercliff, P.J. Withers // Int. Mater. Rev. – 2009. – Vol. 54. – P. 49-93. - doi:10.1179/174328009X411136
3. Friction stir welding/processing of metals and alloys: A comprehensive review on microstructural evolution / A. Heidarzadeh, S. Mironov, R. Kaibyshev, G. Cam, A. Simar, A. Gerlich, F. Khodabakhshi, A. Mostafaei, D.P. Field, J.D. Robson, A. Deschamps, P.J. Withers // Progr. Mater. Sci. – 2021. – Vol. 117. – 100752. - <https://doi.org/10.1016/j.pmatsci.2020.100752>

## **Анализ прочности космических объектов в плотных слоях атмосферы**

Картвелишвили Т.А., Юмашев М.В.

*МГУ им. М.В. Ломоносова, Москва*

Объектом исследования данной работы являются космические объекты, сгорающие в плотных слоях атмосферы. Как известно, последствия входа метеороида в атмосферу Земли могут варьироваться от полного сгорания без существенных последствий до падения осколков разных размеров, вызывая существенные разрушения.

При влете метеороида в атмосферу происходит его взаимодействия с набегающим потоком воздуха, результатом которого является крупномасштабная потеря им гидродинамической устойчивости. В результате этого возможно деление на несколько примерно равных частей. В дальнейшем для каждого образовавшегося куска этот процесс повторяется - наблюдается фрагментация - цепная реакция дробления метеорита с торможением фрагментов в атмосфере.

При этом метеороиды с достаточно низкой плотностью и размерами меньше критического могут долетать только до некоторой критической высоты над поверхностью Земли.

Также возможен исход, при котором плотность или размеры достаточно большие, процесс фрагментации не успевает глубоко развиваться.

Пример Луны в сравнении с Землей наглядно демонстрирует количество тел, регулярно встречающихся с планетой, и масштаб возможных разрушений при падении метеороида на поверхность планеты. Эти факты делают задачу моделирования разрушения космического тела в плотных слоях атмосферы актуальной.

Особое внимание в работе уделено решению температурной задачи, связанной с процессом сгорания метеороида, что имеет большое значение для понимания физических процессов, происходящих во время взаимодействия метеороида с атмосферой, а также для моделирования сопутствующих тепловых процессов.

Полученные результаты могут быть полезны для понимания процессов, происходящих при сгорании космических объектов, а также для улучшения способов обнаружения, оценки и прогнозирования движения и взаимодействия космических объектов с атмосферой Земли.

Для проведения анализа тепловых полей и моделирования процессов теплопередачи и взаимодействия метеороида с атмосферой использовано компьютерное программное обеспечение ANSYS Fluent.

К основным выводам работы можно отнести следующее:

1. По результатам расчета видно, что у тела диаметром 0,1м и тела диаметром 1м максимум температуры ( $T \approx 2000^\circ\text{C}$ ) реализуется к 9 секунде, при этом тело диаметром 0,1м полностью расплавляется, а у тела диаметром 1м остается твердое ядро.

2. В верхних слоях атмосферы при резком торможении поверхность метеороида достигает температуры плавления, верхняя часть сгорает, при этом внутренняя еще остается холодной, возникают большие термомеханические напряжения. Они создают гидростатическое давление, но не приводят к фрагментации.

3. В низких слоях атмосферы при остывании поверхности метеороида, когда скорость тела уже относительно небольшая, внешняя поверхность быстро остывает, в то время как внутренняя часть разогрета до  $T > 1000^\circ\text{C}$ , что приводит к фрагментации.

4. Полученные результаты демонстрируют возможность применения программного комплекса ANSYS Fluent для проведения эффективного расчета процесса плавления материала в коническом метеороиде.

1. Овчинников С.В. Конвективный теплообмен. Методики инженерного расчета коэффициента конвективной теплоотдачи – Саратов: СГУ имени Н.Г. Чернышевского, 2015.
2. Карслоу Г., Егер Д. Теплопроводность твердых тел – Москва: Наука, 1964
3. Брусенцева Л.Ю., Кудряшова А.А. – Краткий справочник физико- химических величин некоторых неорганических и органических соединений – Самара: НОУ ВПО СМИ «РЕАВИЗ», 2011. – 68 с.



4. Флейшер М. – Словарь минеральных видов. М: "Мир 1990, 204 с.
5. Рожанский И.Д. Анаксагор. – Москва: Наука, 1972
6. Взрывное торможение и фрагментация метеоритов в атмосфере / Д.В.Петров, О.Н.Шубин, В.П.Елсуков, В.А.Симоненко // Международная конференция «XIII ЗАБАБАХИНСКИЕ НАУЧНЫЕ ЧТЕНИЯ». – Снежинск: ФГУП «РФЯЦ-ВНИИТФ» Российский федеральный ядерный центр - Всероссийский научно-исследовательский институт технической физики им. академ. Е.И. Забабахина

# К выбору распределения дефектов в поликристаллических агрегатах (Cu-Fe, Ni-Ti) из зависимости предела текучести от размера зерен при дисперсионном упрочнении-разупрочнении

<sup>1</sup>Кашкаров Е.Б., <sup>1,2</sup>Решетняк А.А., <sup>1</sup>Шамшутдинова В.В.

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

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

В рамках статистического подхода в наших работах в 2016-2023 [1-3] предложено теоретическое обоснование и описана физика закона Холла-Петча (ХП)  $\sigma_y(d) = \sigma_0 + kd^{-1/2}$  и аналитической связи напряжения течения  $\sigma = \sigma(\varepsilon, d)$  при ИПД для поликристаллических (ПК) материалов с равновесной дефектной структурой (РДС). А именно, представлены 2 базисные функции распределения дефектов в зависимости от размеров зерен  $d$  для основного дислокационного ансамбля с вектором Бюргерса  $b$ , модулем сдвига  $G$ , температурой  $T$  в одномодальном ПК материале:

$$\frac{d\bar{n}}{\bar{n}} = f_N^{MB}(b, x^{-2}, T)dx = 4\pi \left(\frac{Mb}{\pi}\right)^{3/2} x^2 e^{-Mbx^2} dx, \quad x = d^{-1/2}, \quad M = \frac{Gb^3}{2kT}, \quad (1)$$

$$\frac{d\bar{n}}{\bar{n}} = f_N^{BE}(b, x^{-2}, T)dx = \left(\frac{3\sqrt{\pi}}{8} \zeta\left(\frac{5}{2}\right) (Mb)^{-5/2}\right)^{-1} x^4 (e^{Mbx^2} - 1)^{-1} dx. \quad (2)$$

Здесь  $\bar{n}$  концентрация дефектов,  $k$  – постоянная Больцмана,  $M$  – энергетический масштаб,  $\zeta\left(\frac{5}{2}\right) = 1,34149$ .

Распределение дефектов по типу Максвелла-Больцмана (МВ) (1) и по типу Бозе-Эйнштейну (БЕ) (2) приводят к соответствующим напряжениям течения:

$$\sigma_{MB} \sim \sqrt{\varepsilon} \frac{b}{d} g(M) e^{-\frac{M(\varepsilon)b}{2d}}, \quad \sigma_{BE} \sim \sqrt{\varepsilon} \frac{b}{d} f(M) \cdot \left(e^{\frac{Mb}{d}} - 1\right)^{-\frac{1}{2}}$$

при деформации  $\varepsilon$  с вполне определенными функциями  $g(M)$  и  $f(M)$ .

Для дисперсионно упрочненного ПК агрегата (например, Cu с частицами  $\alpha$ -Fe с весом  $0 < U_{dis} < 1$  и размерами зерен  $d, d_{dis}$ ) напряжение течения (в частности, предел текучести при  $\varepsilon = 0,002$ ) с учетом межзеренных границ (с нанопорами размерами  $d_p \leq 2$  нм) и распределением дефектов по БЕ

$$\sigma_{\Sigma dis}(d, d_{dis}, d_p, \varepsilon) = (1 - U_{dis}) \left\{ f_1 \sigma^{BE}(d) - f_2 \sigma^{BE}(d) \Big|_{d=d_p} \right\} + U_{dis} \sigma_{dis} \Big|_{d=d_{dis}} \quad (3)$$

(аналогично для МВ) с весами  $f_1 = (1 + (d_p/d))^{-3}$ ,  $f_2 = 1 - f_1$  - твердой фазы основного материала (Cu) и зернограничной области (нанопоры).

Для однофазной ( $f_1 = 1, U_{dis} = 0$ ) одномодальной модели ПК агрегата с РДС, максимум предела текучести достигается при  $d_{max}^{BE} = 0,6275 Mb = 0,6275 d_{max}^{MB}$  (со значениями  $\sigma_{MB}(d_{max}^{MB}) < \sigma_{BE}(d_{max}^{BE})$ ) и уменьшается при учете межзеренных границ.

При неизменном размере дисперсионных частиц оба распределения описывают экспериментально наблюдаемый процесс упрочнения-разупрочнения. Актуален вопрос: какая из функций распределения дефектов более точно описывает закон Холла-Петча (3)? Требуется экспериментальная проверка альтернатив:

## гипотеза 1 (справедливость распределения дефектов по Бозе-Эйнштейну (2))

При дисперсионном упрочнении меди железом частицами  $d_{Fe} = (300 \div 350)$  нм точка перехода “упрочнение-разупрочнение” (УР) наблюдается только для распределения БЕ в диапазоне  $d_{Cu} = (40 \div 50)$  нм при  $\sigma_{\Sigma dis} = (1,10 \div 1,15)$  ГПа. Разупрочнения Cu для распределения МВ не наблюдается;

## гипотеза 2 (справедливость МВ распределения (1))

Точка УР для распределения (1) появляется при размере  $d_{Fe} = (450 \div 500)$  нм и  $\sigma = (0,85 \div 0,95)$  ГПа в диапазоне  $d_{Cu} = (45 \div 75)$  нм.

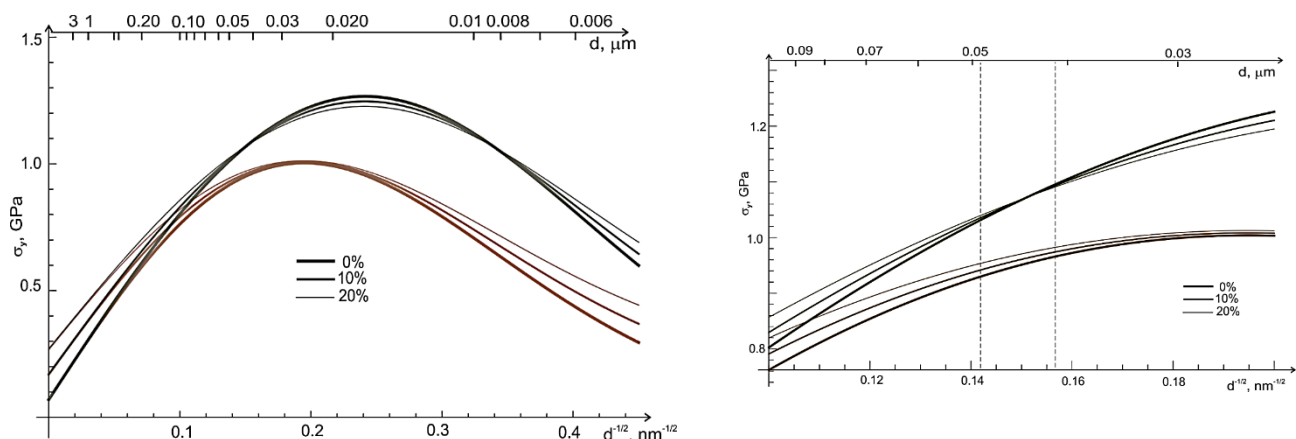


Рис. 1. Гипотеза 1. Законы Холла-Петча для Cu-Fe по распределениям ВЕ (сверху) и МВ (снизу) для  $U_{dis}=0;10;20\%$

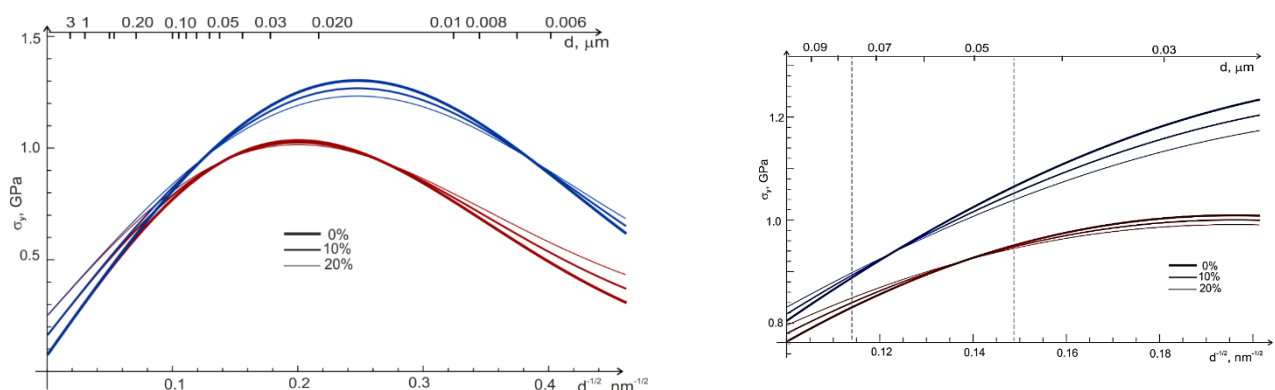


Рис. 2. Гипотеза 2. Законы Холла-Петча для Cu-Fe по распределениям ВЕ (сверху) и МВ (снизу) для  $U_{dis}=0;10;20\%$

Для ПК агрегата Ni- $\alpha$ -Ti:

**гипотеза 1 (справедливость распределения дефектов по Бозе-Эйнштейну (2))**

При дисперсионном упрочнении Ni частицами  $\alpha$ -Ti с  $d_{Ti} = (150 \div 200)$  нм точка перехода УР наблюдается только для распределения ВЕ в диапазоне  $d_{Ni} = (60 \div 80)$  нм при  $\sigma_{\Sigma dis} = (0,9 \div 1,0)$  ГПа. Разупрочнения Ni для распределения МВ не наблюдается;

**гипотеза 2 (справедливость МВ распределения)**

Точка УР для распределения (1) появляется при размере  $d_{Ti} = (190 \div 210)$  нм и  $\sigma = (0,8 \div 0,9)$  ГПа в диапазоне  $d_{Ni} = (50 \div 75)$  нм.

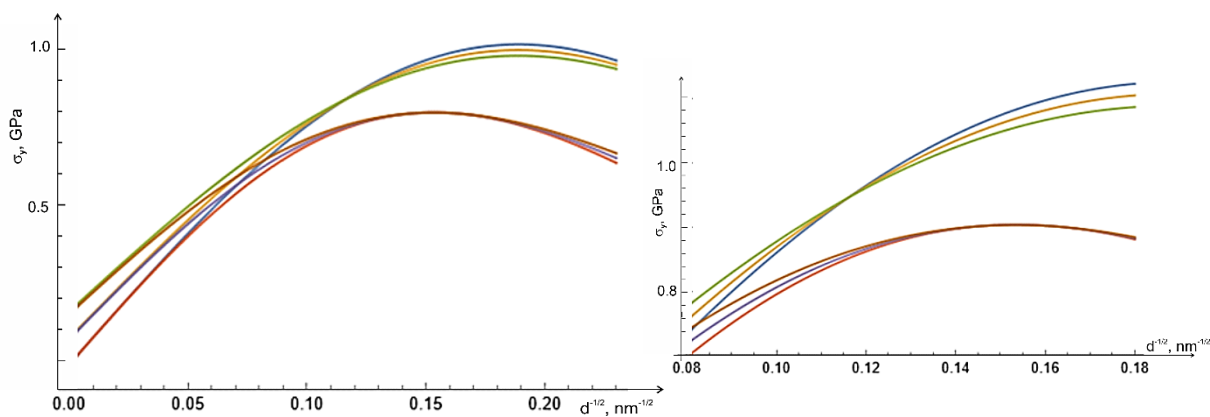


Рис. 3. Гипотеза 1. Законы Холла-Петча для Ni-Ti по распределениям ВЕ для  $U_{dis}=0;10;20\%$

*Работа выполнена как часть инициативного проекта ТППУ и ТПУ.*

1. Reshetnyak A. Statistical approach to flow stress and Hall-Petch law, arXiv:1803.08247[cond-mat.mtr-sci]
2. Cevizovic D., Reshetnyak A.A., Sharkeev Yu.P. AIP Conference Proceedings.—2019. — Vol. 2167. — 020047
3. Reshetnyak A.A., Shamshutdinova V.V. AIP Conference Proceedings.—2023. — Vol. 2899. — 020122

## Влияние холодной прокатки на микроструктуру и механические свойства высокоазотистой аустенитной стали ВНС-53-Ш-М

<sup>1,2</sup>Ким А.В., <sup>2</sup>Полехина Н.А., <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

В работе исследована высокоазотистая аустенитная сталь ВНС-53-Ш-М (07Х20Г11АН6) после прокатки на  $\sim 20$  и  $\sim 60\%$  при комнатной температуре. Исходное состояние получено в результате закалки в воду при  $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  в течение 1 ч. Микроструктуру стали после ТМО исследовали методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии с использованием дифракции обратно-рассеянных электронов. Механические испытания осуществляли при комнатной температуре методом активного растяжения с использованием образцов в форме двойных лопаток с размерами рабочей части  $13 \times 2 \times 1$  мм.

В результате холодной деформации прокаткой на  $\sim 20\%$  в стали ВНС-53-Ш-М происходит измельчение зеренной структуры стали и образование большого количества микродвойников. На рис. 1а показана ориентационная карта, с отмеченными высокоугловыми границами зерна. Видно, что размеры и форма зерен претерпели значительные изменения, зерна вытягиваются в направлении прокатки. Распределение ориентации внутри зерна неоднородно. В результате термомеханической обработки средний размер зерна уменьшается до  $\sim 10.7$  мкм, что примерно в  $\sim 3$  раз меньше, чем в исходном состоянии. Гистограмма распределения зерен по размерам показывает, что большая часть (около 80 %) зерен имеют диаметр до 15 мкм, отдельные зерна при этом имеют размеры в несколько сотен микрон (рис. 1б).

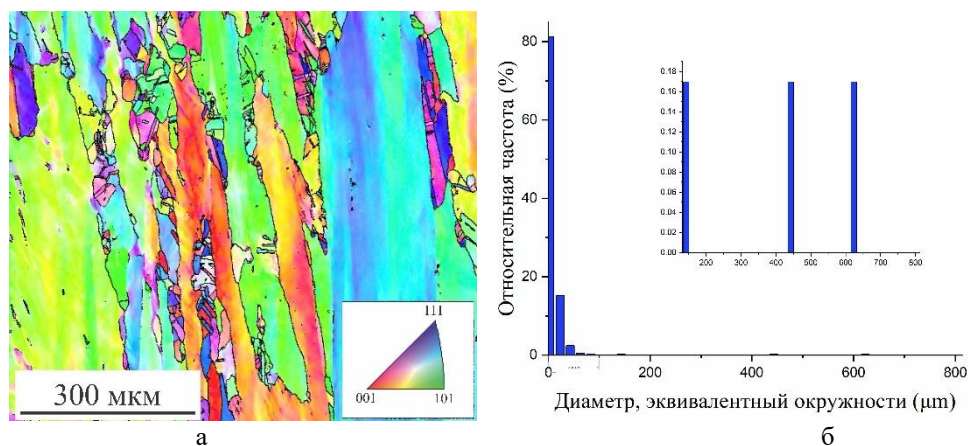


Рис. 1. Ориентационная карта стали ВНС-53-Ш-М (а) и гистограмма распределения зерен по диаметру (б)

Электронно-микроскопические исследования после деформации на 60% показывают, что микроструктура стали преимущественно представлена микро и нанодвойниками, средний размер которых составляет  $\sim 60$  нм. Двойники наблюдаются по нескольким системам двойникования. Пакеты микродвойников пересекают полосы локализации деформации типа полос сдвига (shear band). Распространение таких полос в микродвойниковой структуре приводит к фрагментации зерен с формированием фрагментов субмикро- и нанокристаллического масштаба с мало- и высокоугловыми границами разориентации.

Сформированные в результате пластической деформации особенности микроструктуры стали ВНС-53-Ш-М обеспечивают повышение относительно исходного состояния предела текучести в  $\sim 1,5$  раз и в  $\sim 1,8$  раз при степенях деформации прокаткой 20 и 60 %, соответственно. При этом относительное удлинение с увеличением степени деформации уменьшается с  $\sim 37,5\%$  в исходном состоянии до  $\sim 12,7\%$  и  $\sim 7,4\%$ .

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

# Влияние деформации прокаткой на разрушение атомного дальнего порядка в упорядочивающихся сплавах $\text{Cu}_3\text{Pd}$ и $\text{Ni}_3\text{Al}$ со сверхструктурами $\text{L}_{12}(\text{M})$ и $\text{L}_{12}$

Клопотов А.А., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Открытие Курнаковым Н.С. в 1914 году упорядочивания в сплаве  $\text{Cu}_3\text{Au}$  положило основу для открытия огромного класса сплавов – упорядочивающихся работ [1]. С тех пор исследования влияния деформационного воздействия на процессы разупорядочивания в упорядочивающихся сплавах и интерметаллических соединениях в зависимости от степени упорядоченности в литературе посвящено много работ [2,3]. Несмотря на большое количество исследований, из-за сложности физических процессов, происходящих при деформации в упорядочивающихся сплавах, механизмы деформационных процессов до конца не изучены. Следует отметить, что в основном эти исследования проведены в условиях статического растяжения или сжатия [4-6]. В связи с этим необходимы исследования разрушения атомного дальнего порядка и образования новых структурно-фазовых состояний в упорядочивающихся сплавах при других способах деформации. В этом аспекте большой интерес представляют исследования поведения упорядочивающихся сплавов при деформации прокаткой. Можно отметить, что при деформации упорядочивающихся сплавов происходит разрушение атомного дальнего, которое сопровождается интенсивным образованием большого количества дефектов различного масштаба – от точечных дефектов, антифазных границ (АФГ) до границ зерен.

В данной работе представлены результаты исследований, проведенных методом рентгеноструктурного анализа, по влиянию пластической деформации на дальний атомный порядок в упорядочивающихся сплавах  $\text{Cu}_3\text{Pd}$  и  $\text{Ni}_3\text{Al}$  на основе сверхструктуры  $\text{L}_{12}$ .

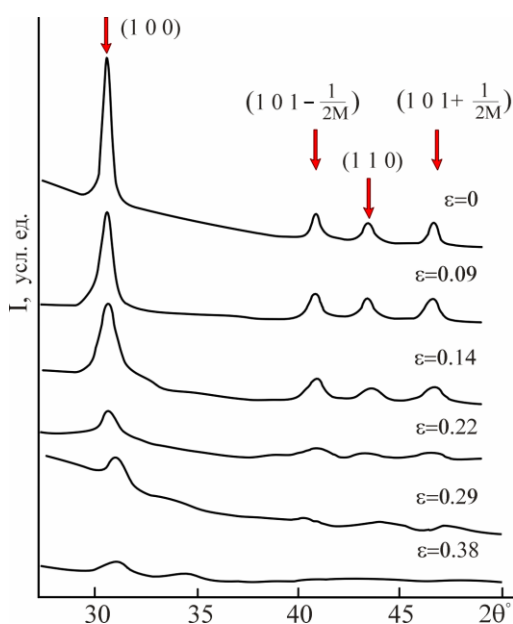


Рис. 1. Участок дифракционной картины сплава  $\text{Cu}_3\text{Pd}$  со сверхструктурой  $\text{L}_{12}(\text{M})$  в области сверхструктурных рефлексов (100) и (110) после разных степеней деформации

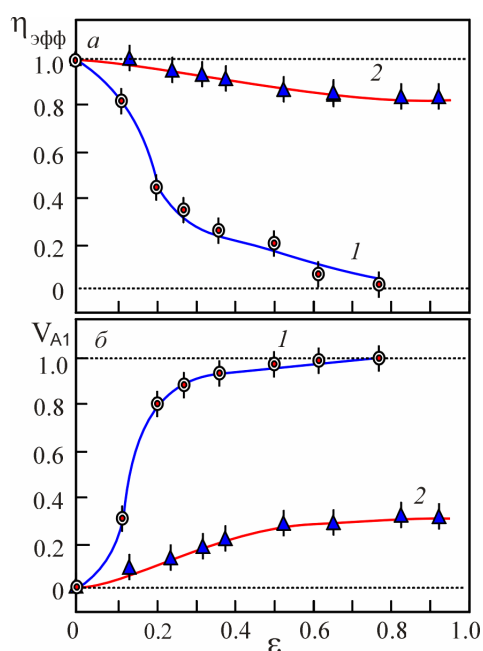


Рис. 2. Зависимость значений эффективного параметра дальнего порядка  $\eta_{\text{эфф}}$  (а) и объемной доли разупорядоченной фазы  $V_{\text{A1}}$  (б) от степени деформации  $\epsilon$  в упорядочивающихся сплавах  $\text{Cu}_3\text{Pd}$  (кривые 1) и  $\text{Ni}_3\text{Al}$  (кривые 2)

Индукционным способом в атмосфере аргона были выплавлены слитки сплавов  $\text{Cu}_3\text{Pd}$  и  $\text{Ni}_3\text{Al}$  из которых приготовлены пластинки. Упорядоченное состояние образцов достигалось при помощи ступенчатых отжигов с понижением температуры с шагом  $10^\circ\text{C}$  от температуры Курнакова до  $100^\circ\text{C}$ . Деформацию образцов проводили холодной прокаткой до разных степеней деформаций. Рентгеноструктурные съемки проводили при комнатной температуре

на дифрактометрах ДРОН-1.5 и ДРОН-3 с использованием  $\text{Fe}_{K\alpha}$  и  $\text{Cu}_{K\alpha}$  излучений. Параметр дальнего порядка  $\eta$  определяли по отношению интегральных интенсивностей сверхструктурных рефлексов  $I_{\text{сск}}$  интенсивностям основных рефлексов  $I_{\text{осн}}$  с учетом структурных факторов  $F$ , фактора повторяемости  $P$ , углового множителя  $\Phi$  [7].

Установлено, что при деформации сплавов  $\text{Cu}_3\text{Pd}$  и  $\text{Ni}_3\text{Al}$  в упорядоченном состоянии на дифрактограммах наблюдается уширение сверхструктурных рефлексов с последующим превращением их в широкие диффузионные максимумы после деформаций порядка 0.3 (рис. 1).

На основе измерений отношений интенсивностей сверхструктурных рефлексов к интенсивности основных рефлексов на дифрактограммах было получена зависимость параметра атомного дальнего порядка  $\eta$  от пластической деформации прокаткой в исследуемых сплавах (рис. 2). Видно, что при больших деформациях в сплаве  $\text{Ni}_3\text{Al}$  наблюдаются более высокие значения параметра порядка по сравнению со сплавом  $\text{Cu}_3\text{Pd}$ . При этом установлено, что в сплаве  $\text{Cu}_3\text{Pd}$  с длиннопериодической сверхструктурой  $L1_2(\text{M})$  процесс деформационного разупорядочения сплава происходит гетерофазно по схеме:  $L1_2(\text{M}) \rightarrow L1_2(\text{M}) + \text{A1} \rightarrow \text{A1}$  ( $\text{A1}$  – разупорядоченная структура с ГЦК решеткой). Деформация прокаткой полностью разрушает дальний порядок в сплаве  $\text{Cu}_3\text{Pd}$  и в результате объемная доля разупорядоченной фазы  $\text{A1}$  достигает значений до 100% (рис. 2 б, кривая 1). В сплаве  $\text{Ni}_3\text{Al}$  интенсивная пластическая деформация приводит к образованию до 30% разупорядоченной фазы  $\text{A1}$  (рис. 2 б, кривая 2). В сплаве  $\text{Ni}_3\text{Al}$  со сверхструктурой  $L1_2$  процесс деформационного разупорядочения сплава происходит гетерофазно по схеме:  $L1_2 \rightarrow L1_2 + \text{A1}$ .

Приведенные исследования показывают, что изменение структурно-фазового состояния упорядоченных сплавов подтверждает предположение о важной роли энергии дефектов упаковки и энергии упорядочения при деформационном разупорядочении. Действительно, наблюдаемый разный характер зависимостей  $\eta(\epsilon)$  и интенсивностей уменьшения степени дальнего порядка отражают разные значения энергии упорядочения и АФГ и приводят к разным механизмам разрушения дальнего порядка при деформации. Как показано в [3], возможные механизмы разрушения атомного дальнего порядка при пластической деформации вызваны повышением дефектности в сплавах. Одними из основных вкладов в понижение атомного дальнего порядка обусловлено образованием деформационных АФГ и влиянием полей упругих напряжений, создаваемых скоплением дислокаций.

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

1. Курнаков Н.С., Жемчужный С.Ф., Заседателев М.И. Превращения в сплавах золото–медь//Известия СПб. Политехнического Института. –1914. – Т.22.–С. 487-492.
2. Попов Л.Е., Козлов Э.В. Механические свойства упорядоченных твердых растворов. –М.: Металлургия. 1970. –216с.
3. Старенченко В.А., Соловьева Ю.В., Старенченко С.В., Ковалевская Т. А. Термическое и деформационное упрочнение монокристаллов сплавов со сверхструктурой  $L1_2$ . –Томск: НТЛ. 2006. –292 с.
4. Лапскер И.А., Зудилов В.В. Исследование неоднородности пластической деформации поликристаллического сплава  $\text{Cu}_3\text{Au}$ . Сб. статей. Дислокационная и доменная структура и деформационное упрочнение сплавов. –Томск: ТГУ. –1984. –С. 60-65.
5. Trishkina L. I., Potekaev I. A., Klopotov A. A. Evolution of dislocation substructure in deformed ordered and disordered  $\text{Pd}_3\text{Fe}$  alloys in low stability state. Russian Physics Journal. – 2021.– Vol. 64. – P.104-111.
6. Буйнова Л. И., Сюткина В. И., Шишков О. Д. Деформация сплавов с периодической антифазной доменной структурой. ФММ. – 1972. – Т.34. – С.561-572.
7. Горелик С.С., Расторгуев Л.Н., Скаков Ю.А. Рентгенографический и электронно-оптический анализ. –М.: Металлургия. 1970. –368 с.

## Температурные эффекты локализации деформации медно-никелевого сплава

Колосов С.В., Баранникова С.А., Исакова П.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Технический прогресс вовлекает в сферу промышленного применения конструкционные материалы, работающие в широких диапазонах температур и скоростей деформаций. В связи с этим возрастает необходимость развития расчетных и экспериментальных методов оценки несущей способности материалов при отрицательных температурах. Базой для таких расчетов должны явиться сведения о деформационном поведении материалов при изменении внешних и внутренних факторов. Основное представление о природе пластичности состоит в учете того обстоятельства, что явления пластического течения реализуются в деформируемой среде в первую очередь в местах локализации пластических деформаций, сопровождающих процесс пластического течения от зарождения пластичности до разрушения [1]. Наблюдаемые картины распределений локализованной деформации содержат важную информацию о характере пластического течения. В рамках автоволнового подхода локализация пластичности рассматривается как неотъемлемый признак пластического течения, возникающий в результате упорядочения деформационной (дефектной) структуры среды. Поэтому актуальны вопросы детализации исследований в отношении температурной зависимости автоволновых характеристик локализации деформации.

Настоящая работа посвящена исследованию эволюции очагов локализованной пластической деформации в поликристаллическом медно-никелевом сплаве МНМц40-1,5 в температурном интервале 173 – 297 К. В настоящее время медно-никелевые сплавы используются в различных отраслях промышленности в силу того, что обладают высокими антикоррозионными свойствами и имеют хорошую пластичность [2].

Образцы для механических испытаний в форме двусторонней лопатки штамповались из прокатанных листов и подвергались рекристаллизационному отжигу в течение 1,5 часов при  $T = 950$  °С с последующим охлаждением в печи. Материал в рекристаллизованном состоянии представляет собой однофазный ГЦК сплав со средним размером зерна  $115 \pm 19$  мкм. Для выявления характера локализованной пластичности в CuNi образцах методом двухэкспозиционной спекл-фотографии исследовали пространственно-временные распределения локальных деформаций непосредственно в процессе растяжения через каждые 0,2 % общей деформации [1].

Диаграммы растяжения в исследуемом температурном интервале относятся к диаграммам параболического типа [3]. Показано, что температурные зависимости механических свойств свидетельствуют о высоком уровне прочности и пластичности отожженного сплава при сравнительно низких температурах. Установлено, что на площадке текучести, стадиях линейного и параболического деформационного упрочнения, а также на стадии предразрушения, наблюдаемые картины локализации деформации имеют автоволновой характер. Анализ характеристик таких процессов позволил измерить скорость их распространения и длину волны. Выявлено изменение пространственного периода и скорости автоволн локализации пластической деформации при понижении температуры.

*Исследование выполнено в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0011.*

1. Зуев Л.Б., Баранникова С.А., Лунев А.Г. От макро к микро. Масштабы пластической деформации. – Новосибирск: Наука, 2018. – 132 с.
2. Смирягин Л.П., Смирягина Н.Л., Белов А.В. Промышленные цветные металлы и сплавы. – М.: Металлургия, 1974. – 364 с.
3. Pelleg J. Mechanical Properties of Materials. – Dordrecht: Springer, 2013. – 634 p.



## **Микромеханизмы деформации в пористых образцах аустенитной стали 316L, полученных с помощью лазерного 3D-принтера**

Коэмец Ю.Н.

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

Аддитивные технологии имеют огромный потенциал для развития производства, улучшения качества изготавливаемой продукции и сокращения времени и затрат на производственный процесс. Возможность создать изделия сложной геометрической формой и использования различных материалов - является главным преимуществом метода селективного лазерного сплавления на лазерном 3D-принтере, в отличие от традиционных производств. Недостатком аддитивного метода является пористость готового изделия, которая снижает пластичность и вызывает хрупкое разрушение. Однако не всегда пористость готового изделия является недостатком, например, в медицине контролируя степень пористости можно получить материал, свойства которого при физиологической нагрузке будут схожи с живыми тканями организма.

В данной работе приведены и следование влияние различных дефектов на процесс деформации и разрушения образцов стали 316L (русский аналог 03X17H14M3), полученных методом селективного спекания (СЛС) на лазерном металлическом 3D-принтере, а также исследование изменения механических и конструкционных свойств в процессе деформации при комнатной температуре с разными скоростями. Для исследования были напечатаны образцы с определённой степенью пористости, путем изменения параметров печати. Пористость исследованных образцов составила 8%. При комнатной температуре проведены испытания на сжатие и растяжение. Деформация происходила при разных скоростях на СЛС образцах в соответствии с ГОСТом. Проведен микроструктурный, магнитно-структурный и текстурный анализ деформированных пористых образцов стали 316L.

В исходных пористых СЛС - образцах присутствуют небольшое количество газовых пор округлой формы и неопределенной формы непроплавы заполненные нерасплавленными порошинками (размер пор 20 мкм...200 мкм). Исследование микроструктуры после деформации показало, что разрушение происходит по технологическим непроплавам. Острые и неопределенные края проплавов являются концентрации напряжений и источником зарождения развития трещин при деформации.

При увеличении скорости деформации в пористом СЛС образце, зафиксировано увеличение как пластических, так и прочностных свойств, что не характерно для данного материала, изготовленного традиционным способом. Что связано со сменой микромеханизмов деформации и разрушения. Установлена скоростная зависимость механических свойств пористых СЛС образцов связанная с нестабильностью пластического течения при комнатной температуре после деформации с разной скоростью как сжатием, так и растяжением. В микроструктуре наблюдается процесс развития двойников деформации, раскрытие пор и образование новых.

*Работа выполнена в рамках государственного задания по теме «Аддитивность» № 1211029000-1*

1. Narayan R. Biomedical Materials / ed. R. Narayan – Springer, 2009. — 569p.

## **Влияние криопрокатки на структурные и фазовые факторы межкристаллитной коррозии высокопрочного алюминиевого сплава**

Крымский С.В., Автократова Е.В., Терешкин В.В., Ситдилов О.Ш., Маркушев М.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

Исследовали влияние низкотемпературной термомеханической обработки, включавшей криогенную прокатку, на параметры и электрохимические потенциалы межкристаллитной коррозии (МКК) промышленного алюминиевого сплава 1965 стандартного химического состава. Для этого гомогенизированный крупнозернистый слиток и мелкозернистую поковку с 25 и 8 микронными зёрнами, соответственно, закаливали в воду с 460°C, прокатывали в изотермических условиях при температуре жидкого азота до суммарных степеней деформации в интервале  $\epsilon \sim 0,3-1,2$ , и подвергали естественному старению (состояние Т) при комнатной температуре в течение 6 суток.

Характеристики МКК сплава оценивали двумя взаимодополняющими методами, имевшими основное отличие в наличии/отсутствии внешнего тока, вызывающего направленный поток ионов. Для корректной оценки эффекта криопрокатки испытаниям подвергали образцы обоих состояний сплава до и после прокатки. Качественную и количественную оценку сопротивления сплава коррозии при длительных испытаниях без поляризации внешним током проводили с учетом требований ГОСТ 9.021-74. Пластины с размерами 30 × 10 × 1 мм перед испытаниями покрывали коррозионно-стойким лаком со всех сторон, кроме одной торцевой, предназначенной для контакта с агрессивной средой. Образцы выдерживали при комнатной температуре в течение 24 часов в 3% водном растворе хлорида натрия (NaCl) + 1% соляной кислоты (HCl). С помощью оптического и сканирующего электронного микроскопов оценивали вид, форму и глубину очагов коррозионного поражения, а также ее интенсивность вдоль контактной поверхности. Параметры электрохимической коррозии (испытания с поляризацией) определяли на образцах с размерами рабочей части 7 × 7 × 0,7 мм с использованием потенциостата-гальваностата Р-2Х «Элинс» в режиме линейной развертки потенциала от –500 до 600 мВ со скоростью 10 мВ/с, в электрохимической ячейке с тем же раствором, и разделением рабочего электрода и электрода сравнения электролитическим ключом. С помощью экстраполяции Тафеля по поляризационным кривым определяли потенциал и ток коррозии. В качестве электрода сравнения использовали хлорсеребряный электрод ЭСр-10101, вспомогательного – графитовый прут. Время испытания составляло 2 минуты.

Обнаружено, что коррозия без поляризации обоих состояний сплава, не подвергавшихся прокатке, имела явно выраженный межкристаллитный характер со стопроцентной интенсивностью (табл. 1). При этом общая глубина поражения слитка, с учетом его локализованной части, была на треть больше, чем поковки, что подтверждало общеизвестную тенденцию уменьшения склонности к коррозии сплавов при измельчении зерен. Коррозионные испытания с внешним током показали, что потенциодинамические кривые для слитка и поковки в том же состоянии не имели существенных различий, кроме сдвига коррозионного потенциала кованого сплава к положительным значениям относительно литого, что свидетельствовало о меньшей движущей силе коррозионного процесса. Основным эффектом на смещение потенциала коррозии оказал структурный фактор в виде измельченного в процессековки зерна. Считается, что одна из причин такого поведения заключается в том, что более частые выходы как мало-, так и высокоугловых границ на контактную поверхность приводят к формированию более толстой и устойчивой оксидной пленки. Кроме того, плотность тока коррозии в образце из поковки была зафиксирована почти втрое меньше, чем в образце из слитка. Вероятно, этот параметр контролировался фазовым фактором, вызванным трансформацией приграничных путей коррозии. А именно, в результатековки сплава происходило нарушение непрерывных коррозионных путей в виде цепочек избыточных фаз вдоль высокоугловых границ, а также непрерывный каркас из зон, свободных от выделений (ЗСВ), сформированного при гомогенизации слитка.

Таблица 1. Параметры коррозионного поражения алюминиевого сплава 1965

Состояние	Степень прокатки, $\epsilon$	Интенсивность поражения, %	Глубина равномерного поражения, мкм	Глубина суммарного поражения, мкм	Потенциал коррозии, мВ	Плотность тока коррозии, мкА/см <sup>2</sup>
Слиток	-	100	840±100	1200±200	-739	229
Поковка	-	100	790±70	900±150	-736	80
Слиток КП	0,36	100	720±85	1150±200	-745	71
	1,2	100	340±45	800±90	-733	138
Поковка КП	0,36	100	390±45	550±70	-743	5
	1,2	100	400±45	500±70	-758	52

Криогенная прокатка слитка до  $\epsilon \sim 0,36$  существенно не изменила вид очагов и параметры сопротивления МКК, за исключением незначительного уменьшения глубины его равномерного поражения. А после прокатки с  $\epsilon \sim 1,2$  оба регистрируемых показателя (равномерная и локальная глубины поражения) уменьшились. При этом очаги повторяли форму и размер зерен, что свидетельствовало об их межзеренном характере. Потенциал же коррозии после  $\epsilon \sim 0,36$  сместился в сторону отрицательных значений, а плотность тока уменьшилась в три раза. С увеличением степени деформации потенциал также незначительно смещался, но в противоположном направлении, а плотность тока увеличивалась до значения, несколько меньшего, чем в недеформированном состоянии (табл. 1). Основная причина такого поведения слитка была связана с действием структурного фактора - формированием сильно деформированной, крайне неравновесной дислокационно-ячеистой структуры матрицы. Высокая плотность границ кристаллитов (преимущественно с малоугловой разориентировкой) привела к значительной пассивации поверхности сплава и изменению потенциала коррозии. А снижение плотности тока коррозии было связано с тем, что при прокатке, как и при ковке, происходило измельчение приграничных избыточных фаз, а также разрушение сплошной сетки зон, свободных от выделений. Влияние степени деформации при прокатке было обусловлено образованием новых коррозионных путей за счет выстраивания разрушенных частиц в строчки, которые преимущественно контактировали с новыми границами, вдоль которых, в свою очередь, ЗСВ отсутствовали. Криопробатка поковки, независимо от общего обжата, почти вдвое уменьшила оба параметра глубины поражения, причем при сохранении его 100% интенсивности. Примечательно, что межкристаллитный характер очагов поражения практически не выявлялся даже после прокатки до минимальной исследуемой степени деформации. Криопробатка поковки со степенью  $\epsilon \sim 0,36$ , как и слитка, сдвигала потенциал коррозии в область отрицательных значений, а после  $\epsilon \sim 1,2$  - в область положительных значений, но при этом сильнее, чем в слитке. Плотность коррозионного тока в поковке, криокатанной до  $\epsilon \sim 0,36$ , уменьшилась сильнее всего среди исследованных состояний, а именно на порядок. С увеличением степени прокатки плотность тока увеличивалась, как и в слитке, однако значения не достигали тех, что наблюдались в поковке. Различия в коррозионном поведении криопробатанных слитка и поковки объясняются следующим. Прокатка поковки, как и слитка, привела к формированию однотипной сильно деформированной структуры, что усилило пассивацию поверхности. Однако при этом в ковковом сплаве после всех степеней деформации формировалась более однородная сетка границ. В сочетании с фазовым фактором, выразившемся в большей степени трансформации структуры вторых фаз в форме их более однородного распределения по размерам и объему, это обусловило большую стойкость сплава к МКК. А увеличение его склонности к коррозии с ростом степени прокатки было вызвано тем, что измельченные частицы формировали новые непрерывные коррозионные пути вдоль формирующихся при прокатке строчек.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00702 <https://rscf.ru/project/23-19-00702/>. Работы проводились на базе Центра коллективного пользования ИПСМ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».*

## **Влияние геометрии ячеек на механическое поведение пористых скаффолдов**

Кудряшова Е.С., Абрамова М.М., Еникеев Н.А.  
*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

Скаффолды - это металлические пористые структуры, которые используются для создания и поддержания трехмерной архитектуры тканей в организме. Они могут быть различных форм, размеров и состава, но их основное назначение - служить временной структурой, на которой клетки могут прикрепляться, распространяться и расти, образуя новую ткань. Одним из требований, предъявляемых к врастанию кости в пористый каркас или пористое покрытие ортопедического имплантата, является то, что он должен соответствовать механическим свойствам окружающей костной ткани. Чем ниже жесткость пористого каркаса по отношению к кости, которую он заменяет, тем сильнее будет происходить врастание кости. Таким образом, задача состоит в том, чтобы гарантировать, что пористые материалы сохраняют достаточную механическую прочность при низкой жесткости, и знать свойства заменяемой кости.

Металлические пористые структуры активно изучаются и применяются в медицине [1]. Технологические возможности 3D-печати значительно упростили процесс изготовления сложных пористых структур [2]. Для ортопедических имплантатов чаще всего используются титан или титановые сплавы. Титан обладает отличными свойствами по биосовместимости, коррозионной стойкости, прочности и модуля упругости, однако его механические характеристики сильно отличаются от костных [3-6]. Для решения этой проблемы предлагается использовать ячеистые решетчатые структуры в конструкции имплантатов, что приблизит их механические свойства к костным и позволит имитировать уникальные свойства кости. Также поры можно заполнить биоактивными компонентами и клетками для ускорения регенерации тканей после операции.

Для достижения оптимальных механических характеристик можно изменять размер пор и процент пористости. В данной работе исследовано влияние соотношения «толщина стенки –объем ячейки» для определенной геометрии поры при одинаковом количестве ячеек с разными размерами пор (модели разработаны в [7]). Сравнены модельные структуры с полученными при 3D –печати, изучено механическое поведение полученных структур.

*Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 23-69-10003).*

1. A state-of-the-art review on types, design, optimization, and additive manufacturing of cellular structures / Amer Nazir, K.M. Abate, A.Kumar, J-Y. Jeng // Int. J. Adv. Manuf. Technol.– 2019 – Vol. 104. – P. 3489–3510.
2. Additive manufacturing : scientific and technological challenges, market uptake and opportunities / S.A.M. Tofail, E.P. Koumoulos, A. Bandyopadhyay, S. Bose, L.O. Donoghue, C. Charitidis // Mater. Today. – 2018 – Vol. 21. – P. 22-37.
3. Antimicrobial and Osseointegration Properties of Nanostructured Titanium Orthopaedic Implants / M. Jäger, H. Jennissen, F. Dittrich, A. Fischer, H. Köhling // Materials (Basel). – 2017– Vol.10 (11) – P. 1302
4. Analysis of factors influencing bone ingrowth into three-dimensional printed porous metal scaffolds: A review / Z. Wang, C. Wang, C. Li, Y. Qin, L. Zhong, B. Chen, Z. Li, H.e. Liu, F. Chang, J. Wang // J. Alloys Compd. – 2017 – Vol 717 – P. 271-285
5. Ultrahigh-strength titanium gyroid scaffolds manufactured by selective laser melting (SLM) for bone implant applications / A. Ataee, Y. Li, M. Brandt, C. Wen // Acta Mater. – 2018 – Vol. 158 – P. 354-368
6. Kaur M., Singh K. Review on titanium and titanium based alloys as biomaterials for orthopaedic applications // Mater. Sci. Eng. C. – 2019 – Vol. 102 – P. 844-862
7. Design and mechanical performance of additively manufactured porous structures to develop bioactive titanium scaffolds / A. Enikeev, M.M. Abramova , A.V. Kapustin, V.V. Polyakova, A.A. Ryzhkin, E.S. Kudryashova, N.Yu. Anisimova, M.V. Kiselevskiy // Letters on materials. – 2024 – Vol 14 – P. 3-8

## **Сдвоенный критерий упругопластического разрушения для материалов с анизотропией пластических свойств**

Кургузов В.Д.

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

Рассматривается инициация наклонной краевой трещины смешанного типа (I+II моды разрушения) в тонкой полосе из листовой стали под действием растягивающих нагрузок. В процессе прокатки первоначально изотропный листовой металл как правило приобретает значительную анизотропию, характеризующуюся различием пластических свойств в направлении прокатки и поперечном направлении. Для описания пластической анизотропии используется квадратичный критерий пластичности Хилла. Процесс разрушения таких материалов описан с помощью модифицированной модели Леонова–Панасюка–Дагдейла.

Для получения критических параметров разрушения полосы с наклонной краевой трещиной используется двухпараметрический (сдвоенный) критерий прочности: деформационный критерий разрушения формулируется в вершине исходной трещины, а силовой критерий для нормальных и касательных напряжений с учетом осреднения – перед вершиной фиктивной трещины. С использованием силового (интегрального) критерия Нейбера – Новожилова сначала определяется угол излома траектории трещины (направление распространения). В асимптотических представлениях компонент напряжений в окрестности вершины трещины учитываются несингулярные слагаемые (Т-напряжения).

В модели Леонова–Панасюка–Дагдейла исходная прямолинейная трещина заменяется фиктивной трещиной–разрезом длиной, которая больше исходной на длину зоны предразрушения. Пластическая зона моделируется прямоугольной зоной предразрушения. Длина зоны предразрушения определяется при решении задачи о разрушении, а поперечник этой зоны отыскивается из решения упругопластической задачи. Проведен анализ параметров, входящих в полученную аналитическую модель. Получены критические параметры разрушения (длина зоны предразрушения и нагрузка). Построены диаграммы квазихрупкого разрушения. Для квазивязкого и вязкого типов разрушения предельные нагрузки найдены численно. Методом конечных элементов проведено компьютерное моделирование распространения зон пластичности из вершины трещины смешанного типа. Получена оценка размеров пластической зоны в окрестности ее вершины. Показано, что реальные формы пластических зон существенно отличаются от модельных представлений. Отличие численной модели от аналитической состоит в том, что на ее основе исследованы такие материалы, характеристики которых соответствуют режимам деформирования при полномасштабной текучести.

В основу предлагаемого подхода к решению задачи упругопластического разрушения положены представления о том, что зарождению и росту трещины предшествуют следующие состояния материала: упругое деформирование, переход в пластическое состояние, развитие пластических деформаций, исчерпание ресурса пластичности и собственно разрушение. Полученные в работе результаты дают возможность оценивать несущую способность конструкций с трещинами в более широком диапазоне условий нагружения, чем это позволяют однопараметрические критерии механики разрушения.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект 23-19-00514).*

## Влияние продолжительности отжига на микроструктуру и термоупругие мартенситные превращения в сплавах NiFeGa(B)

Курлевская И.Д., Янушоните Э.И., Тохметова А.Б., Скосырский А. Б., Панченко Е.Ю.,  
Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Монокристаллы сплавов NiFeGa демонстрируют эластокалорический эффект величиной до 13 К [1]. Однако для практического применения более выгодными являются поликристаллы, испытывающие хрупкое разрушение по границам зерен. Одним из способов повышения пластичности является микролегирование бором, приводящее к измельчению зерна и упрочнению границ зёрен. На сплавах Гейслера NiMnIn была показана эффективность микролегирования бором 0,3 ат. % [2], тогда как на сплавах NiFeGa исследований влияния микролегирования бором и термообработок на структуру и параметры L2<sub>1</sub>(B2)-10M/14M-L1<sub>0</sub> мартенситных превращений (МП) не проводилось. Поэтому целью работы является исследование влияния метода введения 0,3 ат. % бора на структуру и характеристики термоупругих МП при термических обработках поликристаллов сплава Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>.

Для исследований выбраны поликристаллы сплавов Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> (NFG) и (Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>)<sub>99,7</sub>B<sub>0,3</sub>, где бор был введён: 1) через лигатуру NiB, полученную путем компактирования и спекания порошков Ni и B с последующей переплавкой (NFGB\_1); 2) в виде аморфного порошка бора, завернутого в фольгу никеля (NFGB\_2). При температуре T = 823 К, соответствующей пику выделения тепла при формировании γ-фазы, проведены отжики длительностью 0,5, 1, 5 и 10 часов с последующей закалкой в воду.

В исходном состоянии сплав NFG имеет структуру L2<sub>1</sub>(B2)-аустенита. Проведение отжигов приводит к выделению γ-фазы: при увеличении времени отжига растёт толщина прослойки γ-фазы по границам зерен и объемная доля частиц в теле зерна. Исследования микроструктуры в сплавах (Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub>)<sub>99,7</sub>B<sub>0,3</sub> показали, что в результате микролегирования бором формируются частицы вторичных фаз (γ-фаза и τ-бориды) в исходном состоянии. Структура сплава NFGB\_2 существенно не меняется в результате проведения отжигов, тогда как в сплаве NFGB\_1 после отжига в течение 0,5 часа выделяются частицы внутри зерна, и увеличение времени отжига к дальнейшему изменению структуры не приводит.

Изучено влияние продолжительности отжигов при T = 823 К и микролегирования бором на характеристики МП. После отжига в течение 0,5 часа во всех сплавах происходит повышение характеристических температур МП на 23–48 К. При этом в NFG отжиг в течение 0,5 ч приводит к сужению термического гистерезиса ΔT с 10 до 3 К, который с увеличением времени отжига возрастает до 14 К. В сплавах, легированных бором, ΔT при проведении отжигов остается практически неизменным. С увеличением времени отжига до 10 ч. температуры МП снижаются: в NFG M<sub>s</sub> снижается на 114 К, в NFGB\_1 – на 8 К, в NFGB\_2 – на 23 К по сравнению с температурами после отжига в течение 0,5 ч.

Таким образом, установлено что при увеличении времени отжига при T = 823 К микролегирование бором сплава Ni<sub>54</sub>Fe<sub>19</sub>Ga<sub>27</sub> путем введения бора через лигатуру NiB способствует большей стабильности структуры и температур МП, чем в исходном сплаве и при введении бора в виде аморфного порошка.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00150, <https://rscf.ru/project/23-19-00150/>.*

1. 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. – Vol. 135. – P. 158–176. – DOI: 10.1016/j.actamat.2017.06.012.
2. Enhanced cyclability of elastocaloric effect in boron-microalloyed NiMn-In magnetic shape memory alloys / Z. Yang, D.Y. Cong, X.M. Sun, Z.H. Nie, Y.D. Wang // Acta Mater. – 2017. – Vol. 127, № 217. – P. 33–42. – DOI: 10.1016/j.actamat.2017.01.025.

## Стадийность деформационных и температурных кривых при квазистатическом растяжении сплава Ti-42Nb-7Zr с ультрамелкозернистой структурой

<sup>1</sup>Легостаева Е.В., <sup>1</sup>Ерошенко А.Ю., <sup>2</sup>Вавилов В.П., <sup>3</sup>Скрипняк В.А., <sup>1</sup>Уваркин П.В.,  
<sup>1</sup>Толмачев А.И., <sup>4</sup>Батаев В.А., <sup>2</sup>Чулков А.О., <sup>3</sup>Козулин А.А., <sup>3</sup>Скрипняк В.В. <sup>1,2</sup>Шаркеев Ю.П.

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

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

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

<sup>4</sup>Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Разработка металлических материалов медицинского назначения, обладающих высокими механическими свойствами, биосовместимостью и низким модулем упругости, является актуальной задачей [1]. Интерес к низкомодульным сплавам находит свое отражение в научных работах, выполненных для сплавов тройных систем на основе титана, ниобия и циркония [2]. В тоже время, их широкое применение ограничено недостаточно высокими прочностными свойствами (пределы текучести и прочности, усталостной выносливости и др.). Формирование ультрамелкозернистой (УМЗ) структуры в  $\beta$ -титановых сплавах методами интенсивной пластической деформации (ИПД) позволяет обеспечить значительное повышение вышеуказанных прочностных свойств.

Для практического использования сплавов необходимо понимание процессов пластической деформации и разрушения. Одним из перспективных методов анализа процесса достижения предельного состояния материала является метод инфракрасной (ИК) термографии, который позволяет исследовать процессы теплообразования, обусловленные диссипацией энергии в процессе деформирования. Данная методология была использована многими исследователями для оценки процессов диссипации и накопления энергии при пластической деформации сталей, алюминиевых и титановых сплавов и др., в крупнокристаллическом (КК) состоянии. Публикаций, в которых исследуются процессы деформационного теплообразования в УМЗ металлах, относительно не много.

**Целью исследования** являлось выявление влияния УМЗ состояния на процессы теплообразования, деформации, разрушения, диссипации и накопления энергии в условиях статического нагружения  $\beta$ -сплава на основе титана и ниобия Ti-42Nb-7Zr, сформированного комбинированным методом ИПД.

В качестве материала исследования использовался сплав Ti-42Nb-7Zr (мас.%) (Ti $\leq$ 50,3; Nb $\leq$ 42,3; Zr $\leq$ 7,4). Экспериментальные заготовки из сплава Ti-42Nb-7Zr были изготовлены из чистых йодидных титана, циркония и чистого ниобия методом дуговой плавки в защитной атмосфере аргона с использованием неплавящегося вольфрамового электрода в печи *Buhler* (Россия, г. Новосибирск) [3]. УМЗ состояние формировали комбинированным методом ИПД, который включал свободное *abc*-прессование и многоходовую прокатку с последующим дорекристаллизационным отжигом.

Механические испытания выполнялись на универсальном сервогидравлическом испытательном стенде Instron ("INSTRON", Великобритания). Эксперименты по одноосному растяжению плоских образцов проводили с постоянной скоростью деформации 0,01 с<sup>-1</sup>. Измерительная тепловизионная система FLIR SC 7700M была использована для измерения температурного поля на поверхности образцов в процессе деформирования.

Для сплава Ti-42Nb-7Zr в КК состоянии на кривых  $\sigma_{true}(\epsilon_{true})$  в области образования «шейки» имеет место незначительный рост истинного напряжения течения. Для сплава в УМЗ состоянии деформация и разрушение образца идет без образования «шейки». На кривых  $\sigma_{true}=f(\epsilon_{true})$  и  $\theta=f(\epsilon_{true})$  для сплава Ti-42Nb-7Zr в КК состоянии можно выделить практически все известные стадии деформации, согласно классификации [4]. На начальной стадии I  $\epsilon_{true}<0.01$  наблюдается уменьшение  $\theta$ , она является переходной. Стадия II ( $0.01<\epsilon_{true}<0.02$ ) с постоянным  $\theta$  является линейной. За ней следует стадия III ( $0.02<\epsilon_{true}<0.04$ ) на которой  $\theta$  уменьшается, а зависимость  $\sigma=f(\epsilon)$  носит параболический характер. Следующая стадия IV ( $0.04<\epsilon_{true}<0.065$ ) является практически линейной. На параболической V стадии



( $0.065 < \varepsilon_{true} < 0.085$ ) коэффициент деформационного упрочнения резко падает практически до нуля. И на стадиях VI ( $0.085 < \varepsilon_{true} < 0.1$ ), VII ( $0.1 < \varepsilon_{true} < 0.105$ ) и VIII ( $0.105 < \varepsilon_{true} < 0.115$ ) наблюдается резкое падение  $\theta$  до  $(-15)$  ГПа и происходит разрушение сплава.

Подобная закономерности четко прослеживается и на температурных кривых  $\Delta T(\varepsilon_{true})$   $dT/d\varepsilon_{true}(\varepsilon_{true})$ . Скорость роста температуры  $dT/d\varepsilon_{true}$  позволяют выделить стадии, границы которых совпадают стадиями пластической деформации. Однако, на начальном этапе до  $\varepsilon_{true} \sim 0.04$ , практически не происходит изменения  $\Delta T$ , что свидетельствует о способности сплава эффективно поглощать термопластическую энергию на начальном этапе деформирования. Далее, на зависимостях  $dT/d\varepsilon_{true}(\varepsilon_{true})$  наблюдается увеличение  $\Delta T$ , а перед самым разрушением на стадии VIII ( $0.105 < \varepsilon_{true} < 0.115$ ) в зоне образования «шейки» происходит резкий подъем температуры до  $\Delta T \sim 40^\circ\text{C}$ .

Другая картина наблюдается при пластической деформации сплава Ti-42Nb-7Zr с УМЗ структурой. Изменяется количество стадий и их продолжительность на деформационной и температурной кривых. На кривых  $\sigma_{true}(\varepsilon_{true})$  и  $\theta(\varepsilon_{true})$  для сплава Ti-42Nb-7Zr в УМЗ состоянии наблюдаются следующие стадии деформации: переходная стадия (II) с возрастающим  $\theta$  до  $\varepsilon_{true} < 0.005$ , параболическая стадия III с уменьшающимся  $\theta$  ( $0.005 < \varepsilon_{true} < 0.03$ ), линейная стадия IV с почти постоянным  $\theta$  ( $0.03 < \varepsilon_{true} < 0.05$ ), параболическая стадия V с уменьшающимся до нуля  $\theta$  ( $0.05 < \varepsilon_{true} < 0.07$ ), и стадии VII ( $0.7 < \varepsilon_{true} < 0.8$ ) и VIII ( $0.8 < \varepsilon_{true} < 0.85$ ) с отрицательным  $\theta$ . Коэффициент деформационного упрочнения  $\theta$  перед разрушением сплава в УМЗ состоянии имеет отрицательные значения, как и в случае КК состояния, и равен  $-(15)$  ГПа, что говорит о разупрочнении материала перед его разрушением.

На температурной зависимости для сплава Ti-42Nb-7Zr в УМЗ состоянии, продолжительность участка кривой с отрицательной температурой (стадии III-V на деформационных кривых), увеличивается до  $\varepsilon_{true} \sim 0.07$ . Затем на стадии VII ( $0.7 < \varepsilon_{true} < 0.8$ ) наблюдается увеличение  $\Delta T$  на  $\sim 20^\circ\text{C}$ , а на стадии VIII ( $0.8 < \varepsilon_{true} < 0.85$ ) происходит мгновенный скачек  $\Delta T$  до  $\sim 45^\circ\text{C}$ .

Таким образом, сформированная УМЗ структура в сплаве Ti-42Nb-7Zr оказывает влияние на стадийность деформационных и температурных кривых при статическом растяжении сплава Ti-42Nb-7Zr.

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

1. Niinomi M. Recent metallic materials for biomedical applications // Mater. Trans. A. – 2002. – Vol. 33. – P. 477–486. – DOI:10.1007/s11661-002-0109-2.
2. Development of a new  $\beta$  Ti alloy with low modulus and favorable plasticity for implant material / Liang S.X., Feng X.J., Yin L.X. Liu X.Y., Ma M.Z., Liu R.P. // Mater. Sci. Eng. C. – 2016. – Vol. 61. – P 338–343. – DOI:10.1016/j.msec.2015.12.076.
3. Influence of deformation treatment on microstructure and mechanical properties of Ti-42Nb-7Zr alloy / Eroshenko A.Yu., Legostaeva E.V., Ghluhov I.A., Uvarin P.V., Tolmachev A.I., Luginin N.A., Bataev V.A., Ivanov I.V., Sharkeev Y.P. // Obrabotka metallov - Metal Working and Material Science. – 2022. – Vol. 24, Issue 4. – P.206–218. DOI:10.17212/1994-6309-2022-24.4-206-218.
4. Plastic Deformation of Nanostructured Materials // Glezer A.M., Kozlov E.V., Koneva N.A. et al. Boca Raton, FL, USA: CRC Press, 2017. – 334p.

## **Влияние горячей пластической деформации на зеренную структуру, микроструктуру и механические свойства высокоазотистой аустенитной стали**

<sup>1,2</sup>Литовченко И.Ю., <sup>1,2</sup>Ким А.В., <sup>1</sup>Полехина Н.А., <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*

Высокоазотистые аустенитные стали имеют ряд преимуществ по сравнению с хромоникелевыми аустенитными сталями. Они обладают повышенными прочностными свойствами, фазовой стабильностью при экономном легировании никелем, коррозионной стойкостью. Термомеханические обработки позволяют управлять микроструктурой и механическими свойствами сталей. Для высокоазотистых сталей использование таких обработок открывает возможности дополнительного повышения прочностных свойств за счет измельчения зеренной структуры и выделения дисперсных частиц.

В настоящей работе исследована высокоазотистая аустенитная сталь ВНС-53-Ш (08X21Г11АН6) после горячей деформации прокаткой при 1100 °С. Исходное состояние получено в результате закалки от 1100 °С с выдержкой 1 ч. Микроструктуру стали после высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО) исследовали методами растровой электронной микроскопии с использованием дифракции обратно-рассеянных электронов и просвечивающей электронной микроскопии. Механические испытания на растяжение осуществляли при температурах -70, 20 и 275 °С.

Показано, что в результате ВТМО зерна вытягиваются в направлении прокатки, зеренная структура фрагментируется с формированием большого количества мало- и высокоугловых границ разориентации. По данным дифракции обратно рассеянных электронов, вблизи высокоугловых границ формируется большое количество дислокационных субструктур, возрастает плотность геометрически необходимых дислокаций. Деформационное двойникование в условиях горячей деформации подавлено, что связано с увеличением энергии дефектов упаковки при повышенных температурах деформации. Формируются новые мелкие равноосные зерен размерами в несколько микрон, преимущественно вдоль высокоугловых границ, что свидетельствует об участии динамической рекристаллизации в процессе высокотемпературной деформации. Из распределения зерен по размерам следует, что около 80 % зерен имеют размеры менее 10 мкм, при этом сохраняются отдельные зерна размерами более 50 мкм. Средний размер зерна составляет  $\approx 7$  мкм, что в 6 раз меньше исходного значения ( $\approx 42$  мкм). Методами просвечивающей электронной микроскопии в локальных участках обнаружено формирование фрагментов субмикроструктурного масштаба с мало- и высокоугловыми разориентировками.

ВТМО за счет измельчения зеренной структуры обеспечивает повышение значений предела текучести и предела прочности при 20 °С до 895 и 1079 МПа, по сравнению с исходными значениями 523 и 837 МПа, соответственно. Относительное удлинение при этом уменьшается с 39 до 24 %. При 275 °С значения предела прочности и предела текучести ниже на  $\sim 300$  МПа (по сравнению с 20 °С), при этом удлинение до разрушения составляет 12 %. При -70 °С в результате ВТМО предел прочности возрастает в  $\sim 1,3$  раза по сравнению с закаленным состоянием. Относительное удлинение при пониженной температуре испытаний после ВТМО имеет высокие значения (23 %), что связано с активизацией деформационного двойникования при снижении температуры растяжения.

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

## Достижения в исследовании микроструктуры и свойств сплавов на основе никелида титана под воздействием интенсивной пластической деформации

Лотков А.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сплавы на основе никелида титана являются яркими представителями интеллектуальных материалов, проявляющих эффекты памяти формы и сверхэластичности. В основе этих эффектов лежат термоупругие мартенситные превращения (МП). Известно, что измельчение зёрно-субзёрной структуры металлов и сплавов методами интенсивной (мегапластической) деформации (ИПД) может существенно улучшать их физико-механические свойства. В результате ряда исследований изменения микроструктуры этих сплавов после ИПД методами равноканально-углового прессования (РКУП) иковки с переменной осью деформирования (abc прессования) при различных температурах деформирования установлены закономерности и особенности формирования в них зёрно-субзёрной структуры. Исследования методами оптической, просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа, в том числе с использованием высокотемпературной камеры, аннигиляционной спектроскопии времени жизни позитронов с учётом литературных данных позволяют развить представления о процессах, которые происходят в этих сплавах при ИПД. С увеличением *abc*-деформации на разных масштабных уровнях наблюдается уменьшение зёрен-субзёрен сплава: уменьшается максимальный размер крупных зёрен, увеличивается доля субмикро- и нанокристаллической фракций. Установлено, что при *abc* прессовании при  $T \leq 673$  К уже после заданной образцам истинной деформации  $\epsilon \cong 1.0$  наблюдается резкое (на порядок) уменьшение среднего размера зёрен-субзёрен. При этом также на порядок увеличивается плотность дислокаций и на несколько порядков возрастает концентрация вакансий (при определённых условиях формируются комплексы из дивакансий). При дальнейшем увеличении *abc* деформации до  $\epsilon = 9 \div 10$  процесс измельчения зёрен-субзёрен продолжается, но более медленно, плотность дислокаций почти не меняется. Средняя величина зёрен-субзёрен после *abc* прессования даже при 573 К составляет около 130 нм, а их минимальная величина достигает 20 нм. То же самое показывает и анализ результатов по измельчению зёрен-субзёрен в двойных сплавах на основе никелида титана, которые получены нами и другими исследователями методом РКУП под углами  $90^\circ$  и  $110^\circ$ . Проанализированы механизмы измельчения зёрен-субзёрен под воздействием ИПД в сплавах на основе никелида титана. Нами обнаружено, что РКУ и *abc* прессование при  $T \geq 723$  К не влияет на температуры МП, что связывается с активными процессами возврата. Установлено также, что задание *abc* деформации образцам сплава  $\text{Ti}_{49,8}\text{Ni}_{50,2}$  (ат.%)  $\epsilon = 1.0 \div 2.0$  приводит к резкому понижению температуры начала МП при их охлаждении ( $M_s$ ) и при дальнейшем увеличении  $\epsilon$   $M_s$  изменяется слабо. Проанализированы закономерности и особенности изменения пределов текучести и прочности образцов, а также неупругих свойств (эффектов памяти формы и сверхэластичности) сплавов на основе никелида титана в зависимости от средней величины зёрен-субзёрен. Отмечены трудности в определении величины реального (условного) предела текучести в этом классе материалов и показаны пути их преодоления.

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

## **Изучение анизотропии механических свойств ультрамелкозернистого $\beta$ титанового сплава ВТ35, полученного комбинированной прокаткой с последующим старением**

<sup>1</sup>Манишева А.И., <sup>1</sup>Мишин И.П., <sup>2,3</sup>Зайцев Д. В., <sup>3</sup>Панфилов П.Е., <sup>1</sup>Найденкин Е.В.,  
<sup>1</sup>Забудченко О.В., <sup>2,3</sup>Куклина А.А., <sup>2</sup>Перескокова К.И.

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

<sup>2</sup>*Уральский государственный горный университет, Екатеринбург*

<sup>3</sup>*Уральский федеральный университет, Екатеринбург*

В настоящее время использование изделий и полуфабрикатов из перспективных ультрамелкозернистых сплавов на основе титана во многом связано с тем, что они удачно сочетают различные свойства - большую ударную вязкость, коррозионную стойкость, высокие удельную прочность и сопротивление усталостному разрушению. Наиболее перспективным из предложенных в последние годы подходов к получению таких материалов представляется деформационно-термическая обработка промышленных полуфабрикатов, включающая воздействие интенсивной пластической деформацией и последующие термообработки (старение) [1-4].

Настоящая работа посвящена изучению влияния старения на структуру и механические свойства в продольном и поперечном сечении  $\beta$  титанового сплава ВТ35, полученного комбинированной прокаткой (КП). Комбинированная прокатка включала в себя радиально-сдвиговую прокатку, которую проводили на министане «14-40» в интервале температур 800 – 850 °С. После радиально-сдвиговой прокатки прутки закаливали в воду, затем проводили прокатку на ручьевых валках при комнатной температуре. Для исследования влияния старения на структуру и механические свойства сплава, проводили отжиги при температуре 500 °С в течение 5 часов в печи на воздухе, контролируя температуру с точностью  $\pm 1$  градус. Механические свойства изучались путем испытаний на растяжение в двух взаимно перпендикулярных направлениях (вдоль и поперек направления прокатки).

Показано, что в результате такой обработки в сплаве ВТ35 происходит удлинение исходных крупных зерен сплава вдоль направления прокатки с формированием внутри них полосовой фрагментированной субструктуры с толщиной полос в несколько сотен нанометров. Старение при температуре 500 °С, 5 часов приводит к образованию в объеме субзерен деформированной  $\beta$  фазы пластинчатых выделений  $\alpha''$ -фазы с толщиной пластин 10-20 нм. Формирование такой структуры приводит к значительному повышению прочностных характеристик сплава. При этом, механические свойства в продольном и поперечном сечении немного различаются. Так если после КП прочностные свойства сплава в поперечном сечении выше, чем в продольном, то последующее старение, наоборот, приводит к их снижению. В тоже время, во всех состояниях наблюдается снижение пластичности сплава в поперечном сечении по сравнению с продольным. Максимальные свойства при испытаниях на растяжении наблюдаются у образцов в продольном сечении после старения при температуре 500 °С в течение 5 часов и составляют  $\sigma_B = 1380$  МПа,  $\sigma_{0.2} = 1320$  и  $\delta = 13$  %.

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

1. Валиев Р.З., Александров И.В. Объемные наноструктурные металлические материалы. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2007. – 398 с.
2. Kolobov Yu.R., Valiev R.Z., Grabovetskaya G.P., Zhilyaev A.P., Dudarev E.F., Ivanov K.V., Ivanov M.B., Kashin O.A., Naydenkin E.V. Grain boundary diffusion and properties of nanostructured materials. Cambridge Int Sci Publ. – 2007.
3. Meyers M.A., Mishra A., Benson D.J. // Progress in materials science. – 2006. – Vol. 51. – P. 427-556.
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..

## **Структурные аспекты статической прочности криокатаных полос из изотермически кованого слитка высокопрочного алюминиевого сплава**

Маркушев М.В., Автокротова Е.В., Крымский С.В., Ситдилов О.Ш., Терешкин В.В.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

С использованием набора современных методов просвечивающей и растровой электронной микроскопии, рентгеноструктурного анализа и механических испытаний, качественно и количественно характеризовали структуру матрицы и вторых фаз, а также статическую прочность при комнатной температуре промышленного высокопрочного алюминиевого сплава 1965 (Al-8,1Zn-2,2Mg-2,3Cu-0,27Sc-0,10Zr-0,10Mn, вес.%) на основных этапах получения криокатаных полос. Заготовку с размерами 100×100×220 мм, вырезанную из слитка, полученного полунепрерывным методом, подвергли термомеханической обработке (ТМО), включавшей гомогенизацию по стандартным режимам, горячую всестороннюю изотермическую ковку (ВИК) до суммарной степени деформации  $\epsilon \sim 12$  на гидравлическом прессе, и изотермическую криогенную прокатку (КП) до  $\epsilon \sim 90\%$  на шестивалковом стане при температуре жидкого азота, совмещенную с упрочняющей термической обработкой (закалкой и старением).

Установлено, что при ВИК слитка имело место диспергирование основных фазовых составляющих сплава, выразившееся в измельчении зерен с 25 до 8 мкм за счет развития динамической рекристаллизации, а также в механическом дроблении расположенных вдоль границ зерен избыточных фаз с 1.5 до 0.7 мкм без изменения их объемной доли. Одновременно уменьшилась гомогенность зеренной структуры из-за незавершенности рекристаллизации, но кардинально повысилась однородность распределения в объеме заготовки и зерен всех вторых фаз, включая вторичные наноразмерные алюминиды переходных металлов (дисперсоиды), формирование которых при гомогенизации слитка сопровождалось образованием непрерывной межзеренной прослойки из двусторонних приграничных зон, свободных от выделений (ЗСВ). В результате, сплав перед прокаткой имел преимущественно рекристаллизованную мелкозернистую структуру матрицы с бимодальным распределением зерен по размерам, дискретными и преимущественно односторонними ЗСВ, и новой сеткой границ (суб)зерен. При этом новые высокоугловые границы отличались от «старых» не только меньшей протяженностью, но и тем, что вдоль большинства из них отсутствовали ЗСВ и крупные частицы избыточных фаз. Формирование такой структуры было прежде всего вызвано действием деформационно-индуцированных процессов динамической рекристаллизации и фрагментации литых зерен. При этом часто отмечали активную миграцию старых границ зерен, о чем свидетельствовала фиксация цепочек частиц грубых избыточных фаз не вдоль границ, как в слитке, а внутри тел фрагментов старых зерен. Кроме того, при ВИК, вследствие больших и разнонаправленных деформаций заготовки, происходило разрушение исходно непрерывной приграничной сетки ЗСВ путем ее фрагментации за счет образования поперечных «надрывов»/границ, а также трансформации приграничных участков с двусторонними зонами в цепочки новых ультрамелких зерен непрерывной динамической рекристаллизацией.

Как результат (табл.), ВИК одновременно повысила показатели прочности и пластичности сплава после его упрочняющей термообработки на максимальную прочность (Т1) (после закалки и искусственного старения). При этом, несмотря на сильное измельчение зерен, прочность сплава увеличилась незначительно. Причина такого поведения была связана с тем, что структурное упрочнение (эффект размера зерна) было скомпенсировано разупрочнением, вызванным потерей доли дисперсионного твердения из-за коагуляции (увеличения размера и уменьшения количества) дисперсоидов вследствие длительного высокотемпературного деформационного воздействия на сплав при ВИК.

При криопроблатке перекаленного сплава со степенями более 30% равновесная мелкозернистая структура матрицы замещалась однотипной сильнодеформированной структурой. Последняя характеризовалась высокой (до  $10^{15} \text{ м}^{-2}$ ) плотностью дислокаций и

сильной микродеформацией решетки, а также в десятки раз меньшим размером областей когерентного рассеяния (от 15 нм), что свидетельствовало о ее крайне высокой неравновесности. Даже после КП до 90% структура матрицы оставалась по сути (ультра)мелкозернистой нагартованной, и при этом исходные зерна приобретали форму блина и лишь начинали фрагментироваться. Таким образом, при КП близкая к равновесной мелкозернистая структура сплава трансформировалась в развитую наноячеистую, содержащую деформационные полосы и области с высокой плотностью дислокаций. Формирование такой структуры сопровождалось существенным изменением спектра межкристаллитных границ, в котором доля высокоугловых границ резко уменьшалась на начальной стадии прокатки, а затем, с ростом ее степени, снижалась менее интенсивно. Важной особенностью КП структуры матрицы, наряду с высокой степенью неравновесности, была ее высокая степень гомогенности.

В процессе криопрокатки значительные изменения также претерпевали вторые фазы. Как и следовало ожидать, более "жесткие" условия деформирования, чем при ВИК, обеспечили продолжение измельчения избыточных фаз путем их растрескивания. Однако этот процесс протекал не столь активно, как при ковке, исчерпав свой ресурс на предыдущей стадии ТМО. Одновременно избыточные фазы, формировавшие при ВИК компактные скопления из их фрагментов, выстраивались вдоль направления прокатки и образовывали строчки. А фрагменты сетки из ЗСВ, приобретая подобно зернам форму блина, продолжали фрагментироваться и способствовать повышению однородности пространственного распределения дисперсоидов.

Таблица. Механические свойства сплава 1965 при комнатной температуре

Состояние	$\varepsilon_{\text{кп}},$ %	$\sigma_{0,2},$ МПа	$\sigma_{\text{в}},$ МПа	$\delta,$ %	HV
Слиток Т1	-	585	615	3,2	185
Поковка Т1	-	610	635	4,3	195
Криокатаная полоса Т	33	580	630	11,3	185
	54	665	700	10,6	195
	70	640	685	10,3	205
	91	625	715	6,8	200

В результате, отмеченные преобразования структуры кованого сплава при криопрокатке, включая превращение равновесной мелкозернистой матрицы в неравновесную наноячеистую с однородным распределением наноразмерных алюминидов переходных металлов и строчечным расположением грубых избыточных фаз, привели к сильной и равномерной нагартовке полосы с проявлением криокатаным сплавом в естественно состаренном состоянии (Т) уникального баланса свойств: при пределе прочности около 700 МПа и твердости 200 HV относительное удлинение составило 10%. Снижение прочностных характеристик сплава с ростом степени прокатки выше 50%, очевидно, было вызвано увеличением дефектности заготовки (плотности микротрещин), что одновременно проявилось и в снижении относительного удлинения.

Обсуждена роль морфологии и пространственного расположения вторых фаз на структурно-механическое поведение сплава.

Сделан вывод о высокой эффективности ТМО, основанной на сочетании ВИК и КП, для производства высокопрочных алюминиевых листов.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00702 <https://rscf.ru/project/23-19-00702>. Работы проводились на базе Центра коллективного пользования ИМСИ РАН «Структурные и физико-механические исследования материалов».*

## **Исследование структуры и механических свойств ультрамелкозернистого титанового сплава BT35 полученного комбинированной прокаткой с последующими отжигами**

Мишин И.П., Найденкин Е.В., Манишева А.И., Забудченко О.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящее время благодаря высокой удельной прочности и коррозионной стойкости титановые сплавы широко используются в авиакосмической и авиационной технике. Однако существующие сплавы достигли предела своих механических характеристик, и дальнейшее расширение направлений их использования требует качественного скачка в их свойствах и технологии производства. Поэтому, исследования и разработка титановых сплавов с улучшенными эксплуатационными свойствами, позволяющими решать указанные проблемы, представляется актуальной областью поисковых научных исследований. Известно, что повысить эксплуатационные и технологические свойства титановых сплавов можно путем формирования в них ультрамелкозернистой структуры методами интенсивной пластической деформации. Вместе с тем, к настоящему времени большинство таких работ проведено на примере  $\alpha + \beta$  титановых сплавов, тогда как легированные сплавы псевдо  $\beta$  или переходного класса практически не использовались для проведения этих исследований. Решение этой задачи путем формирования ультрамелкозернистой структуры в титановых сплавах псевдо  $\beta$  класса и переходного класса, позволит выработать общие подходы к комплексному повышению технических характеристик широко используемых конструкционных материалов.

В работе проведены исследования структурно-фазового состояния и микротвердости псевдо  $\beta$  титанового сплава Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr-1Mo-1Zr (BT35) подвергнутого механо-термической обработке методом радиально-сдвиговой и последующими ручьевой и плоской прокатками. Радиально-сдвиговая прокатка при температуре 850°C приводит к разбиению исходной крупнозернистой зеренной структуры с 400 мкм до 30 мкм в поперечном сечении, при этом сохраняется фазовый состав (100%  $\beta$  фазы). В результате такой обработки становится возможной последующая прокатка сплава до больших степеней деформации (99,7 %) при комнатной температуре. Показано, что прокатка прутков сплава с достижением такой высокой степени деформации приводит к измельчению зеренно-субзеренной структуры сплава.

В результате такой прокатки микротвердость увеличивается в 1,3 раза по сравнению с исходным состоянием (с 2,7 ГПа до 3,7 ГПа). Последующее старение сплава в интервале температур 400–570 °С в течение 5 часов приводит к распаду пересыщенного твердого раствора  $\beta$  фазы с образованием пластинчатых выделений  $\alpha$ -фазы толщиной несколько нанометров, что существенно повышает прочностные свойства сплава по сравнению с исходным состоянием. Так, после указанной механо-термической обработки и старения при температуре 450 °С в течение 5 часов значение микротвердости достигает 5,6 ГПа. Полученные результаты создают хорошие предпосылки для разработки сплавов переходного класса с высокими эксплуатационными и технологическими характеристиками.

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



## Псевдопластичность армированных углепластиков с укладкой $[\pm 45^\circ]_{NS}$ при изгибе

Мороков Е.С.

*Институт биохимической физики им. Н.М.Эмануэля РАН, Москва.*

Процессы разрушения в углепластиках существенно зависят от архитектуры армирования ламинатов. Для углепластиков с укладкой  $[\pm 45^\circ]$  механические нагрузки сопровождаются псевдопластичностью, данный механизм характеризуется нелинейным деформационно-напряженным поведением при однонаправленных нагрузках. Механизм основан на накоплении повреждений и сдвиговых деформациях матрицы, происходящих при деформации, меньшей деформации разрушения. Эффект активно исследуется как экспериментально, так и численно при одноосных нагрузках. Наиболее интересной и не до конца изученной является псевдопластичность ламинатов при изгибе.

В работе представлены результаты экспериментального исследования развития изгибных повреждений в объеме ламината с укладкой  $[\pm 45^\circ]_4S$ . Развитие повреждений при нагружении образцов визуализировали с помощью высокочастотной акустической микроскопии. Послойная ультразвуковая визуализация выявила локализацию мест зарождения микротрещин, их рост и объединение с образованием отслоений. На рис.1 представлен пример отображения повреждений в объеме углепластика в зоне растяжения.

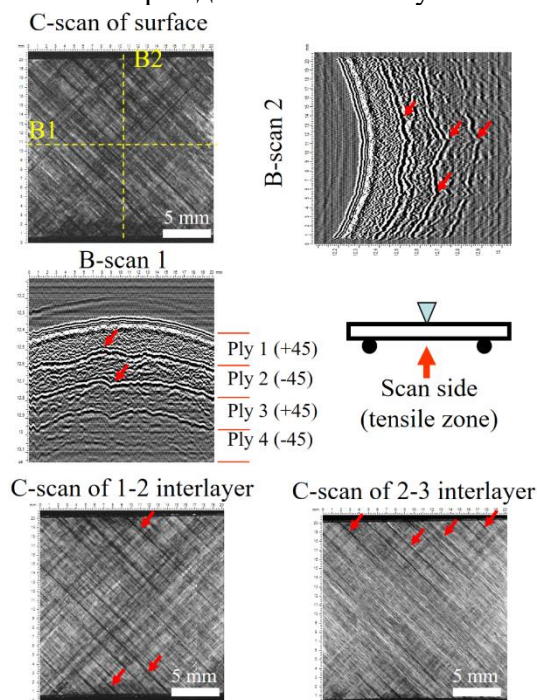


Рис. 1. Ультразвуковые изображения повреждений в объеме углепластика при изгибе в зоне растяжения.

Вдоль волокон наблюдаются вертикальные трещины. Вблизи трещин матрицы на краях образца появляются небольшие расслоения. Рабочая частота 100МГц

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ № 24-72-10067.*

## Связь автоволновых и акустических характеристик в алюминиевых сплавах

Надежкин М.В., Баранникова С.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Многочисленные исследования деформационного поведения на широком классе металлических моно- и поликристаллических материалов показали существование макроскопической локализации пластического течения, не зависящей от типа кристаллической решетки и подчиняющейся закону деформационного упрочнения [1].

Вместе с тем, наряду с разрушающими методами контроля материалов, находящихся под нагрузкой, существует большой класс ультразвуковых методов исследований, которые оказываются чувствительными к структурным изменениям, происходящим в материалах в процессе активного нагружения. Одним из таких методов является измерение акустических параметров поверхностной волны Рэлея, проходящей через деформируемый материал. Для сопоставления результатов разрушающей и неразрушающей методик, одновременно с измерением акустических параметров для наблюдения за локальными распределениями очагов макроскопической локализации пластического течения был использован метод корреляции цифровых изображений, который основан на статистическом анализе кинетики спеклов в ходе изменения поверхности нагружаемого объекта освещенного монохроматическим лазерным светом с длиной волны 635 нм [1]. Образцы для механических испытаний на одноосное растяжение при комнатной температуре были выполнены в форме двусторонней лопатки с размерами рабочей области 50x10x2 мм<sup>3</sup>.

В качестве материалов исследований были выбраны широко используемые в производстве алюминиевые сплавы А5М, АМг5М и ВД1АМ. Исследование стадийности пластического течения показало, что в данных сплавах существуют стадии параболического деформационного упрочнения, на которой наблюдаются стационарная картина паттерна локализованной пластичности с постоянным периодом локализации и стадия предразрушения, на которой происходит формирование высокоамплитудной области накопления локальных удлинений  $\epsilon_{xx}$  и формируется шейка разрушения.

Накопление повреждений в материале в процессе его пластического формоизменения характеризуется величиной поврежденности  $\Psi$ , где для исходного неповрежденного материала  $\Psi = 0$ , а разрушению соответствует  $\Psi = 1$  [2]. Функция поврежденности определяется через изменение плотности материала  $\Delta\rho$ , которая, в свою очередь, меняется при накоплении микроповреждений. Изменение плотности среды приводит к изменению упругих модулей, которые влияют на скорость распространения упругих волн в среде  $V$ , а параметр поврежденности можно выразить как

$$\Psi = 1 - \frac{V}{V_0} \quad (1)$$

Установлено, что зависимость накопленной деформации в зоне разрушения от эффективного напряжения имеет линейный вид на параболической стадии деформационного упрочнения в логарифмических координатах. Таким образом, через параметр поврежденности, выраженный через характеристики изменения распространения скорости ультразвука в деформируемой среде в процессе растяжения алюминиевых сплавов, было установлено соответствие накопления деформации в очаге разрушения от стадийности пластического течения.

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

1. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Горбатенко В.В. Физика неоднородного пластического течения – Москва: Физматлит, 2024. – 320 с.
2. Хлыбов А.А., Углов А.Л. Экспериментальное исследование закономерностей накопления усталостных повреждений в стали 08X18H10T при малоцикловом блочном нагружении с использованием акустического метода // Физическая мезомеханика. —2015. – Т. 18, № 6. Р. – С. 111–115.

# Автоволновая кинетика локализации пластической деформации высокоэнтропийного сплава системы CoCrFeMnNi

Надежкин М.В., Баранникова С.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Современные методы производства позволяют расширять номенклатуру производимых сплавов за счет создания мультикомпонентных составов. Такие сплавы с пятью и более исходных элементов в эквимоллярных или околоэквимоллярных соотношениях принято называть высокоэнтропийными сплавами (ВЭС). Твердые растворы большого количества элементов обладают высокой стабильностью из-за их большой энтропии смешения. На практике к ВЭС относятся сплавы с содержанием основных компонентов концентрацией каждого элемента от 5 до 35 ат. % [1]. В данной работе исследования были проведены на составе  $\text{Co}_{15}\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{25}\text{Mn}_{25}\text{Ni}_{20}$  в литом состоянии.

Исследования пластического течения на большом количестве металлических моно- и поликристаллических материалах различного состава показали, что начиная с момента упругопластического перехода до разрушения деформирование протекает локализованно. Форма локализации формирует паттерны строго скоррелированные со стадийностью деформационной кривой [2].

Образцы для механических испытаний на одноосное растяжение при комнатной температуре были выполнены в форме двусторонней лопатки с размерами рабочей области  $17 \times 8,8 \text{ мм}^2$  и толщиной 2,7 мм. Исследование распределений паттернов макроскопической локализации пластического течения осуществляли методом корреляции цифровых изображений, основанным на статистическом анализе кинетики спеклов в ходе изменения поверхности деформируемого объекта при освещении лазером с длиной волны 635 нм [3]. Методика позволяет восстанавливать поле векторов смещений и вычислять компоненты тензора пластической дисторсии.

Общая деформация материала достигает практически 70% (см. таблица 1).

Таблица 1 Механические характеристики ВЭС

$\sigma_T$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
$175 \pm 3$	$442 \pm 5$	$66,9 \pm 0,4$

В процессе деформирования происходит разбиение образца на области в которых локализуется пластическая деформация и на области, в которых деформация практически не растет. Накопление локальных удлинений  $\epsilon_{xx}$  в определенных областях по длине образца происходит на всем протяжении эксперимента, притом область ответственная за разрушение формируется уже при общей деформации 10 % (рис. 1).

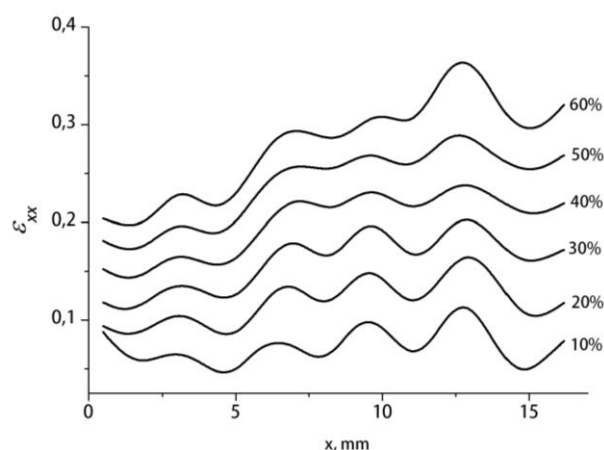


Рис. 1. Зависимость накопления локальных удлинений  $\epsilon_{xx}$  на средней линии образца в зависимости от общей деформации

Таким образом, для ВЭС состава  $\text{Co}_{15}\text{Cr}_{15}\text{Fe}_{25}\text{Mn}_{25}\text{Ni}_{20}$  наблюдается сильная локализация пластической деформации, которая формирует очаг локализованной деформации ответственный за разрушение образца практически с самого начала пластического течения при достаточно высокой общей пластичности в 70%. Несмотря на то, что ход деформационной кривой соответствует линейной стадии деформационного упрочнения, в материале формируется периодическая система из 4-х очагов пластической деформации с периодом 3,2 мм. Со временем к общей деформации 50% один из очагов остается активным, который формирует шейку разрушения в районе координаты  $x=13$  мм.

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

1. Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes / J. Yeh, S. Chen, S. Lin, J. Gan, T. Chin, T. Shun, Ch. Tsau, Sh. Chang // Adv. Eng. Mater. – 2004. – Vol. 6, № 5. – P. 299–303. – DOI:10.1002/adem.200300567.
2. Зуев Л.Б., Хон Ю.А., Горбатенко В.В. Физика неоднородного пластического течения – Москва: Физматлит, 2024. – 320 с.
3. Zuev L.B., Gorbatenko V.V., Pavlichev K.V. Elaboration of speckle photography techniques for plastic flow analyses // Meas. Sci. Technol. – 2010. – Vol. 21, № 5. – P. 054014. – DOI:10.1088/0957-0233/21/5/054014.

# **Кинетика стока дислокаций в неравновесных границах зерен: роль в сверхпластической деформации металлов и ультразвуковая стимуляция**

Назаров А.А.

*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

В деформационном поведении металлов и сплавов важнейшую роль играют процессы, происходящие в границах зерен. При низких температурах границы являются барьерами для скольжения дислокаций и местами их накопления, что приводит к формированию неравновесной структуры границ зерен. При высоких температурах, напротив, уменьшение размера зерен и, соответственно, увеличение удельной площади границ, приводят к повышению скорости деформации и / или снижению напряжения течения материалов. Любое внешнее воздействие, дополнительное к деформирующей нагрузке, влияющее на неравновесное состояние границ зерен, приводит к изменению характеристик пластической деформации поликристалла. Например, приложение знакопеременных напряжений путем воздействия ультразвуком в процессе квазистатической деформации приводит к снижению напряжения течения или повышению скорости деформации – явление, известное как акустопластический эффект [1]. Известно также, что приложение ультразвука в течение всего времени испытаний на сверхпластичность снижает напряжение течения и увеличивает деформацию до разрушения [2].

В данной работе рассмотрены модели стока дислокаций в границах зерен деформированных поликристаллов, проведен анализ кинетики стока. На основании предположения о балансе процессов накопления и стока дислокаций рассчитана скорость деформации, осуществляемой при высокой температуре механизмами внутризеренного дислокационного скольжения и зернограницного проскальзывания. На основании полученных данных критически проанализированы модели сверхпластической деформации металлов, дано объяснение наблюдаемым закономерностям сверхпластической деформации.

Создана атомистическая компьютерная модель деформированного нанокристалла, границы которого содержат внесенные зернограницные дислокации (ВЗГД). С помощью метода молекулярной динамики проведено исследование перестроек атомной структуры такого нанокристалла под влиянием синусоидальных знакопеременных напряжений, моделирующих воздействие ультразвуковой волны. Установлено, что в процессе этого воздействия происходит асимметричный процесс релаксации структуры неравновесных границ зерен, связанный с генерацией ими решеточных дислокаций и приводящий к снижению создаваемых границами дальнodelствующиx упругих напряжений и соответствующей избыточной энергии.

За счет стимулированного знакопеременными напряжениями испускания дислокаций неравновесными границами, воздействие ультразвука при высокотемпературной деформации может нарушить баланс процессов накопления и стока ВЗГД в пользу механизма стока, что должно привести к снижению напряжения течения. Кроме того, постоянное устранение источников концентрации напряжений, связанных с накапливающимися дислокациями, должно приводить к увеличению ресурса сверхпластической деформации, то есть, деформации до разрушения. Оба вывода согласуются с наблюдаемым в эксперименте.

*Работа выполнена в рамках госзадания ИПСМ РАН (Рег. № 124022900006-2).*

1. Blaha F., Langenecker B. Dehnung von Zink-Kristallen unter Ultraschalleinwirkung // Naturwissenschaften. – 1955. – Vol. 42. – P. 556. – DOI: 10.1007/BF00623773.
2. Изменение характеристик сверхпластической деформации алюминий-литиевого сплава под действием ультразвуковых колебаний / М.М. Мышляев, В.В. Шпейзман, В.В. Клубович, М.М. Кулак, Г. Лю // ФТТ. – 2015. – Т. 57. - С. 1986-1991.
3. Nazarov A.A. Review: Nonequilibrium grain boundaries in bulk nanostructured metals and their recovery under the influences of heating and cyclic deformation // Lett. Mater. - 2018. - Vol. 8. - P. 372-381. - DOI: 10.22226/2410-3535-2018-3-372-381.

## **Влияние малых концентраций водорода на хрупкое разрушение листовой низколегированной реакторной стали**

<sup>1</sup>Нечаева А.В., <sup>1</sup>Шалагаев В.В., <sup>2</sup>Полянский В.А.

<sup>1</sup>АО «Научно-диагностический центр «Научно-производственная фирма «Русская лаборатория», Санкт-Петербург

<sup>2</sup>Институт Проблем Машиноведения РАН, Санкт-Петербург

В настоящей работе для исследования выбрана низколегированная сталь 09Г2С, используемая для изготовления корпусов реакторов в нефтехимии, эксплуатируемых в климатических условиях Тюменского региона в водородсодержащей среде. Учитывая климатические параметры региона использования, наиболее показательной характеристикой эксплуатационной надежности металла оборудования является ударная вязкость, определённая на образцах с V-образным концентратором (KCV) при -40°C, 0°C и +20°C.

Было проведено исследование влияния искусственного насыщения водородом образцов стального проката и насыщения стенок реактора при его эксплуатации на ударную вязкость при различных температурах с учетом малой концентрации накопленного водорода ( $\approx 0,3$  ppm) при различном времени вылежки образцов на воздухе после искусственного насыщения водородом.

Маркировка «реальный» присвоена образцам из стенок реактора, которые исследовались после наработки порядка 100 тыс. ч в водородсодержащей среде, «искусственный» - листам в состоянии заводской поставки после стандартного наводороживания методом катодной поляризации и «новый» - образцам, вырезанным из нового металла, не бывшего в эксплуатации, изготовленным по тем же требованиям, что и образцы, вырезанные из стенок эксплуатируемого реактора. Время вылеживания искусственно наводороженных образцов на воздухе в условиях лаборатории - от 0 до 24 ч.

Концентрация водорода была определена прямым измерением методом вакуум-нагрева. Сопоставление результатов, полученных на образцах с искусственным и эксплуатационным насыщением водородом, позволяет оценить возможность переноса результатов лабораторных испытаний на длительно эксплуатируемое оборудование и сравнить степень водородной поврежденности при искусственном и эксплуатационном насыщении водородом.

Установлено, что в области исследуемых температур поведение «искусственных» и «реальных» образцов, изготовленных из стали 09Г2С, значительно отличалось, несмотря на одинаковую среднюю по рабочей части образцов концентрацию водорода. Были получены существенно различающиеся типы изломов. Искусственное наводороживание привело также к значительному повышению ударной вязкости при всех температурах испытаний по сравнению с «новым» образцом. Зафиксированное увеличение ударной вязкости достигает 4 раз при исследуемых температурах и временах вылеживания. Напротив, накопленный при эксплуатации водород повышает ударную вязкость в значительно меньшей степени и только при температурах выше 0°C. При -40°C значение ударной вязкости «реального» и «нового» образца фактически одинаковые.

Важно отметить, что искусственное насыщение водородом стальных образцов использовано при получении 99% опубликованных в мировой научной литературе результатов исследований. Полученные нами данные позволяют сделать вывод о том, что использование этих результатов может привести к ошибочным заключениям о природе эксплуатационных разрушений при анализе аварий, технологическом контроле и продлении ресурса работы оборудования. Поэтому, следует соблюдать осторожность при использовании общеизвестных признаков водородной хрупкости и индуцированного водородом разрушения для интерпретации разрушений и поврежденности, возникших в процессе эксплуатации стальных конструкций.

## Морфология деформационного рельефа в сплавах на основе железа и марганца при скретч-тестировании

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

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

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

Известно, что фундаментальные исследования природы деформационного поведения материалов обычно проводят на монокристаллах. Между тем, конструкционные материалы производят и используют в виде поликристаллов. В большинстве случаев нарастающие напряжение и деформация вызывают повреждения, которые приводят к разрушению образца или необратимому изменению структуры. В связи с этим актуальной задачей является изучение морфологических особенностей рельефа, образованного при повреждении материала, которые несут информацию о его пластичности и трещиностойкости.

Целью работы являлось выявления особенностей формирования деформационного рельефа на поверхности ГЦК сплавов на основе Fe и Mn при скретч-тестировании.

В качестве объектов исследования были выбраны Fe-Mn сплавы: сталь Гадфильда, TWIP- сталь (Fe22Mn0,6C) и сплав Кантора. Для реализации поставленной цели были проведены опыты на скретч-тестирование на приборе Revetest-RST с алмазным индентором, имеющего радиус кривизны 200 мкм. Нагрузка линейно возрастала от 0,5 до 100 Н, скорость перемещения индентора была 10 мм/мин. Исследования деформационного рельефа выполняли при помощи лазерного конфокального микроскопа Olympus LEXT OLS4100. Измерения микротвердости проводили на твердомере TBM 5215A (по методу Виккерса) индентором массой 50 г, время выдержки 10 с.

На основе экспериментально полученных данных, было выявлено, что при заданных нагрузках в исследуемых материалах образуется развитый деформационный рельеф с образованием навалов по краям царапин. При анализе полученных профилей царапины в трех разных областях, было выявлено, что значения высоты навалов на краях царапины для стали Гадфильда, стали Fe22Mn0,6C и сплава Кантора различаются. Значения глубины царапины ( $d$ ) и высоты навалов ( $h$ ), полученных в результате скретч-тестирования представлены в таблице.

Таблица. Значения глубины царапины ( $d$ ) и высоты навалов ( $h$ ) для исследуемых материалов

Материал	1 область		2 область		3 область	
	$d$ , мкм	$h$ , мкм	$d$ , мкм	$h$ , мкм	$d$ , мкм	$h$ , мкм
Сталь Гадфильда	$5 \pm 0,2$	$4 \pm 0,2$	$17 \pm 0,2$	$13 \pm 0,2$	$25 \pm 0,2$	$13 \pm 0,2$
Fe22Mn0,6C	$7 \pm 0,2$	$3 \pm 0,2$	$27 \pm 0,2$	$7 \pm 0,2$	$40 \pm 0,2$	$21 \pm 0,2$
Сплав Кантора	$6 \pm 0,2$	$3 \pm 0,2$	$31 \pm 0,2$	$22 \pm 0,2$	$44 \pm 0,2$	$31 \pm 0,2$

При анализе поведения материала в трех разных областях, посредством сравнения значения глубины царапины и высоты навалов, для стали Fe22Mn0,6C и сплава Кантора диагностировано увеличение высоты навалов с ростом глубины царапины. В случае со сталью Гадфильда данная закономерность не наблюдалась, что свидетельствует о более интенсивном упрочнении материала. На основании полученных результатов установлено различие в морфологии трещин, образующихся внутри царапин для исследуемых материалов. Это обусловлено тем, что ресурс пластичности и трещиностойкость стали Гадфильда меньше, чем у стали Fe22Mn0,6C и сплава Кантора.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0006.

## **Оценка надежности титанового сплава ВТ-8 при комбинированном динамическом и последующем гигацикловом нагружении**

Оборин В.А., Банников М.В., Соковиков М.А., Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред УрО РАН, Пермь*

В работе проведено исследование кинетики роста усталостных трещин в титановом сплаве ВТ-8 в режиме гигацикловой усталости при предварительном динамическом деформировании. Актуальность постановки определяется важными приложениями – оценкой ресурса материалов и элементов конструкций авиационных газотурбинных двигателей в условиях полетного цикла при случайных динамических воздействиях.

Предварительное нагружение образцов из сплава титана ВТ-8 осуществлялось динамическим растяжением на разрезном стержне Гопкинсона-Кольского при скоростях деформации до  $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$ , после чего образцы подвергались циклическим нагрузкам на испытательной машине резонансного типа Shimadzu USF-2000 при принудительном воздушном охлаждении сжатым воздухом с последующим изучением фрактографии изломов разрушенных образцов.

Усталостное нагружение проводилось на ультразвуковой испытательной машине резонансного типа при уровнях напряжений 200-500 МПа. Ультразвуковая испытательная машина позволяет испытывать материалы на базе  $10^9$  -  $10^{10}$  циклов с амплитудой от 1-го и до нескольких десятков микрон с частотой 20 кГц, что сокращает время испытания до нескольких дней в отличие от классических усталостных установок, на которых такое число циклов достигается за годы испытаний.

Циклическое нагружение при указанных режимах показало значительное снижение усталостной долговечности с  $2,23 \cdot 10^9$  критического количества циклов в исходном (недеформированном) состоянии до  $6,38 \cdot 10^3$  предварительно нагруженного сплава ВТ-8 при уровне напряжений 585 МПа.

Проведено исследование стадийности усталостного разрушения по методу анализа нелинейных колебаний свободного торца, которое позволило разделить стадии зарождения и роста внутренней усталостной трещины. Наблюдается монотонное снижение относительного значения коэффициента нелинейности в процессе всего усталостного испытания и резкий пик в конце эксперимента, связанный с выходом трещины на поверхность. Отрицательное значение коэффициента нелинейности можно связать с постепенной релаксацией внутренних напряжений, вызванных предварительным деформированием и «подготовкой» материала к образованию усталостной трещины.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФИ (грант № 21-79-30041), <https://rscf.ru/en/project/21-79-30041/>.*



## **Особенности структуры, локализации деформации и разрушения металлокомпозита углеродистая сталь – нержавеющая сталь, полученного электродуговой наплавкой**

Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Шляхова Г.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящее время все больше внимания уделяется созданию двухслойных металлических структур из углеродистой стали с нанесенным защитным покрытием из нержавеющей стали. Весьма перспективна в этом плане технология электродуговой наплавки с помощью сплошных или порошковых плавящихся электродов, которая позволяет наносить слои металла с нужными физико-механическими свойствами и геометрическими параметрами. Однако остаются проблемы, связанные с остаточными напряжениями, анизотропией и образованием пор. Кроме того, важно для разработки технологии изготовления и использования композитов иметь представление о развитии локализации пластической деформации соединения двух и более материалов. В настоящей работе исследовали распределение компонент полей деформации вдоль границы раздела между наплавленным слоем из нержавеющей стали и подложки из низкоуглеродистой стали в соединении, полученном электродуговой наплавкой.

В качестве материала для исследования использовали биметаллическое соединение, состоящее из низкоуглеродистой стали толщиной 4 мм, используемой в качестве подложки на которую методом электродуговой наплавки в защитном газе за несколько проходов был нанесен слой металла, наплавленного проволокой системы легирования Fe-C-Cr-Ni-Si-Mo. Образцы для испытаний в форме двусторонней лопатки с рабочей длиной 40 мм, шириной 8 мм, толщиной 2 мм изготавливались таким образом, чтобы на рабочей части образца была возможность наблюдать за процессом деформации сразу во всех слоях биметалла.

Подготовленные образцы испытывались на одноосное растяжение при комнатной температуре на универсальной испытательной машине LFM 125 со скоростью деформирования  $8.33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ . Испытания были проведены на серии образцов, а именно: исходное состояние – без термообработки, отжиг при температуре 680°C выдержкой в вакуумной печи 3 ч, соответственно. Для выявления зон локализованной деформации проводилась последовательная запись цифровых изображений деформируемого образца. Апостериорная обработка последовательности изображений осуществлялась методами корреляции цифровых изображений (DIC). DIC позволяет производить измерения значений смещения поля, компонент деформации и скорости деформации.

Металлографические исследования показали (Рис.1), что наплавленный слой имеет литую структуру из аустенитных дендритов. Размеры дендритов увеличиваются по мере перехода от внешней поверхности к линии сплавления с основным металлом. В образцах в исходном состоянии и после термической обработки со стороны углеродистой стали наблюдается обезуглероженный слой шириной 180 и 580 мкм, соответственно, а со стороны нержавеющей стали белая узкая зона повышенной твердости. Глубина не травящейся прослойки в исходном образце составила 27 мкм, а в после отжига она увеличилась почти в два раза и составила уже 50 мкм. Микротвердость в этой области достигает 4600 МПа в исходном состоянии и 4900 МПа в образце после термической обработки, что нехарактерно для аустенитной стали.

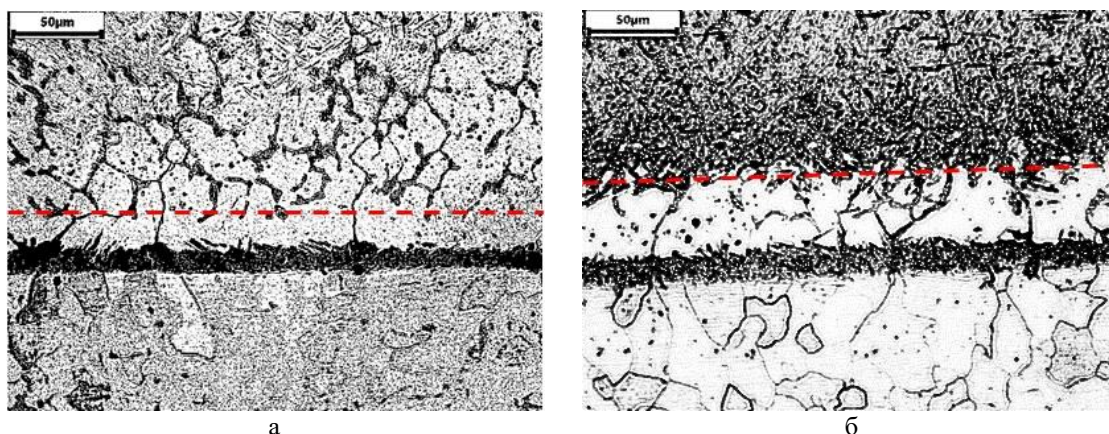


Рис. 1. Микроструктура границы сплавления исходный образец(а); после отжига при 680 С, 3 ч. (б)

Установлено, что при растяжении биметаллического соединения в исходном состоянии происходит хрупкое разрушение, путем образования трещины в наплавленном слое. При этом основной металл не разрушается, а продолжает пластически деформироваться. В области трещины возникает шейка разрушения. Термическая обработка способствует увеличению прочности композита. Хотя трещина возникает по-прежнему в наплавленном слое, но происходит это при  $\sigma = 601$  МПа и деформации  $\delta = 4.6$  %, в то время как в исходном материале соответствующие параметры  $\sigma = 553$  МПа и  $\delta = 3.6$  % (Рис.2а).

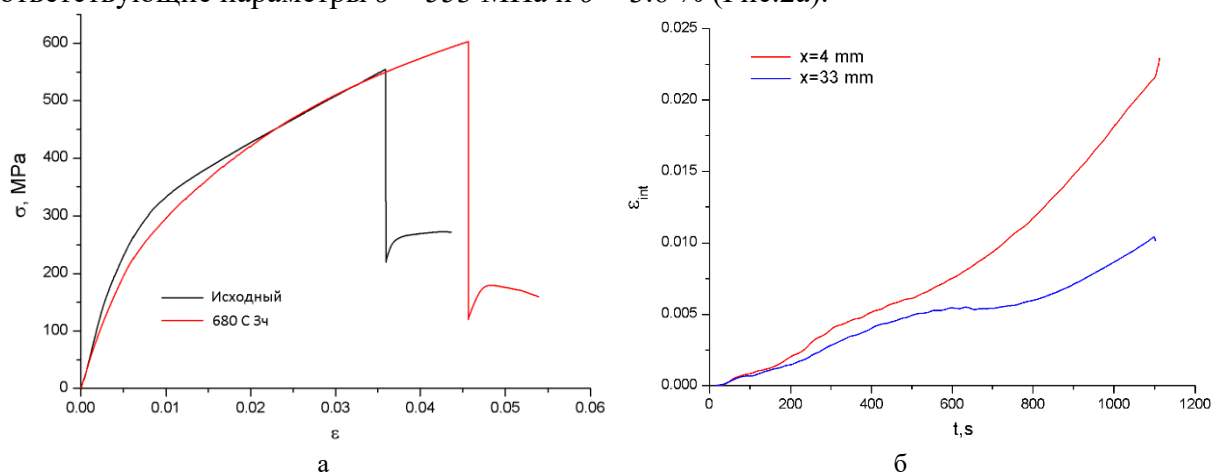


Рис. 2. Деформационные кривые биметаллического соединения (а), накопление деформации в выделенных областях наплавленного слоя по линии сплавления (б)

Методом DIC было обнаружено, что накопление пластической деформации в нагружаемом образце биметалла происходит неоднородно. На рис. 2 б показано накопление локальных удлинений  $\varepsilon_{xx}$  в двух сечениях наплавленного слоя с координатами  $x = 4$  и  $33$  мм от неподвижного захвата. По наклону кривых видно, что в области с координатой  $4$  мм, начиная с момента времени  $t = 150$  с, рост локальной деформации происходит с большей и постоянно увеличивающейся скоростью. По-видимому, это и приводит к зарождению трещины и разрушению наплавленного слоя композита.

*Работа выполнена в соответствии с государственным заданием на ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.*

## Особенности локализации деформации и разрушения биметаллического соединения из углеродистой и аустенитной стали

Орлова Д.В., Надежкин М.В., Шляхова Г.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В работе исследовали характер макролокализованной пластической деформации и разрушения при растяжении соединения из низкоуглеродистой и нержавеющей стали, полученном аддитивным методом электронно-лучевой наплавки в исходном состоянии и после термической обработки.

В качестве материала для исследования использовали биметаллическое соединение, состоящее из низкоуглеродистой стали толщиной 4 мм, используемой в качестве подложки на которую методом электронно-лучевой наплавки в вакууме за несколько проходов был нанесен слой аустенитной стали толщиной 6 мм. Образцы для испытаний в форме двусторонней лопатки с рабочей длиной 40 мм, шириной 10 мм, толщиной 2 мм изготавливались таким образом, чтобы на рабочей части образца была возможность наблюдать за процессом деформации сразу во всех слоях биметалла.

Подготовленные образцы испытывались на одноосное растяжение при комнатной температуре на универсальной испытательной машине LFM 125 со скоростью деформирования  $8.33 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$ . Испытания были проведены на серии образцов, а именно: исходное состояние – без термообработки, отжиг при температуре  $950^\circ\text{C}$  и  $680^\circ\text{C}$  выдержкой в вакуумной печи 1 ч и 3 ч, соответственно. Для выявления зон локализованной деформации проводилась последовательная запись цифровых изображений деформируемого образца. Апостериорная обработка последовательности изображений осуществлялась методами корреляции цифровых изображений (DIC) [1]. DIC позволяет производить измерения значений смещения поля, компонент деформации и скорости деформации.

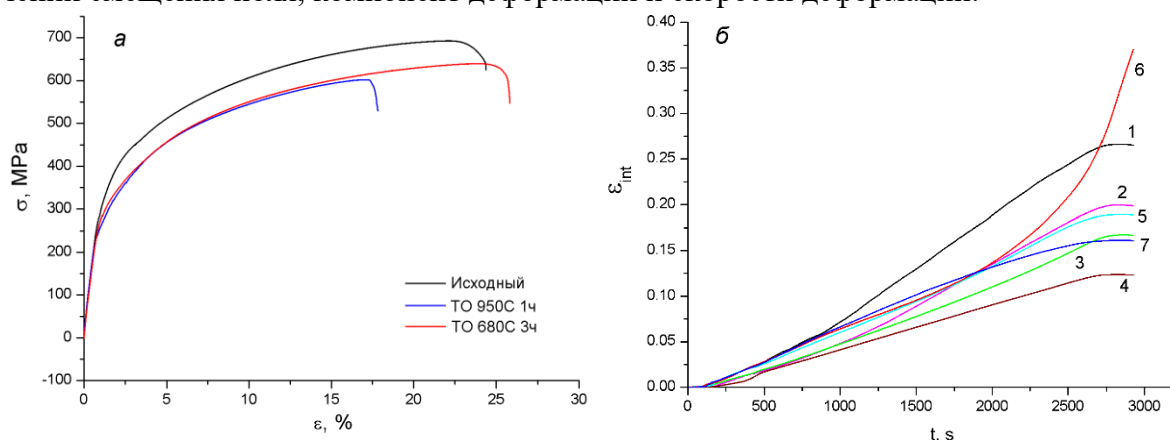


Рис. 1. Деформационные кривые биметаллического соединения (а), накопление деформации в областях по линии сплавления, обозначенных цифрами 1-7 (б)

Согласно механическим испытаниям все деформационные кривые аддитивно изготовленного биметалла можно отнести к диаграммам общего типа, которые принято описывать параболической функцией вида  $\sigma = \sigma_0 + K\varepsilon^n$ , где  $K$  – коэффициент деформационного упрочнения;  $n \leq 1$  – показатель деформационного упрочнения. Термическая обработка при  $950^\circ\text{C}$  уменьшает пластичность и прочность биметаллического соединения.

Кроме того, диаграммы образцов не содержат площадку текучести, несмотря на значительное содержание низкоуглеродистой стали. Деформация Чернова-Людерса, присущая этой стадии, в виде перемещающегося локализованного фронта также не наблюдается. При этом в образцах во всех состояниях наблюдается продолжительная стадия параболического упрочнения. На всем протяжении стадии параболического упрочнения  $n = 0.5$  в каждом слое формируются стационарные периодические распределения зон локализации  $\varepsilon_{\text{лх}}(x)$ , подобно наблюдаемым в однородных образцах. В рамках автоволновой модели пластичности система эквидистантных неподвижных очагов локализованной пластичности на

стадии параболического деформационного упрочнения интерпретируется как устойчивая диссипативная структура [2].

Установлено, что при растяжении биметаллического соединения в исходном состоянии и после ТО 680°C сильнее деформируется наплавленный слой. В процессе нагружения со стороны границы сплавления в наплавленном слое формируются области с выраженной локальной деформацией. На образце в исходном состоянии по линии границы сплавления были выделены области локальной деформации, обозначенные цифрами 1-7. Скорость накопления локальной деформации  $\varepsilon_{xx}$  в этих областях показана на рис. 1 б. По наклону кривых видно, что в областях 1 - 6 скорость накопления локальной деформации больше, чем в других областях. Причем в области 1 деформации идет интенсивнее всего, но в момент времени  $t = 1910$  с ( $\varepsilon = 16\%$ ) в области 6 происходит резкий рост локальной деформации  $\varepsilon_{xx}$ , а координата  $x = 37.5$  мм соответствует месту разрушения образца. Разрушение образцов во всех состояниях реализуется путем прорастания трещины в наплавленный слой.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-29-00580, <https://rscf.ru/project/24-29-00580/>).*

1. Sutton M.A., Ortu J.-J., Schreier H.W. Image Correlation for Shape, Motion and Deformation Measurements—Basic Concepts, Theory and Applications. Berlin: Springer, 2009. – 317 p. – <https://doi.org/10.1007/978-0-387-78747-3>.
2. Plasticity: from crystal lattice to macroscopic phenomena / L.B. Zuev, S.A. Barannikova, V.I. Danilov, V.V. Gorbatenko // Prog. Phys. Met. – 2021. – Vol. 22. – P. 3–57. – DOI:10.15407/ufm.22.01.003.

## Микроструктура ферритно-мартенситной стали ЭК-181 после термомеханической обработки с пластической деформацией при 900 °С

<sup>1,2</sup>Осипова В.В., <sup>1,2</sup>Литовченко И.Ю., <sup>1</sup>Полехина Н.А.

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

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

Малоактивируемая 12 % хромистая сталь ЭК-181 является перспективным представителем российских реакторных ферритно-мартенситных сталей. В настоящее время стали ферритно-мартенситного класса хорошо исследованы после традиционной термической обработки, которая включает в себя нормализацию и высокотемпературный отпуск [1-3]. В последние годы уделяется большое внимание исследованию влияния термомеханических обработок (ТМО) на структуру и механические свойства сталей этого класса. Показано, что такие обработки являются эффективным способом модификации структурно-фазового состояния, а также повышения жаропрочности ферритно-мартенситных сталей [1-3]. На стали ЭК-181 ранее исследовались варианты высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО), включающие в себя пластическую деформацию прокаткой в аустенитной области без контроля температуры прокатки [1]. Однако температура и степень пластической деформации могут оказывать существенное влияние на параметры микроструктуры и, соответственно, на прочностные свойства сталей.

В настоящей работе исследованы особенности микроструктуры 12 % хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 после контролируемой термомеханической обработки, проведенной по следующему режиму: нагрев до 1100 °С с выдержкой 1 ч., охлаждение до 1000 °С (30 мин.), охлаждение до 900 °С с выдержкой 30 мин., и последующая пластическая деформация при 900 °С на 50%. Часть образцов после ТМО подвергалась дополнительному отпуску при 720 °С, 1 ч.

После проведенной термомеханической обработки микроструктура стали ЭК-181 представлена фрагментированными мартенситными ламелями (средняя ширина 150 нм), грубодисперсными карбидами  $M_{23}C_6$  (средние размеры 50 нм), мелкодисперсными частицами типа МХ, а также отдельными зернами не превращенного аустенита.

После дополнительного отпуска аустенит обнаружен не был. Средняя ширина мартенситных ламелей составляет 200 нм. Показано, что высокотемпературный отпуск привел к выделению большого количества дисперсных частиц  $M_{23}C_6$  и увеличению их средних размеров до 75 нм.

Параметры микроструктуры стали после термомеханической обработки и высокотемпературного отпуска сравнивались с таковыми после традиционной термической обработки. Выбранный режим ТМО с деформацией при 900 °С обеспечил уменьшение средних размеров мартенситных ламелей в 3 раза, а дисперсных частиц  $M_{23}C_6$  – в 2 раза.

Микротвердость стали ЭК-181 после проведенной ТМО с деформацией при 900 °С без отпуска составляет 5.8 ГПа, с отпуском – 2.8 ГПа. После традиционной термообработки значения микротвердости составляют 2.6 ГПа.

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

1. The Microstructure, Tensile and Impact Properties of Low-Activation Ferritic-Martensitic Steel EK-181 after High-Temperature Thermomechanical Treatment / N. Polekhina, V. Linnik, I. Litovchenko, K. Almaeva, S. Akkuzin, E. Moskvichev, V. Chernov, M. Leontyeva-Smirnova, N. Degtyarev, K. Moroz // *Metals*. – 2022. – Vol. 12. – Iss. 11. – Art. 1928. – DOI: 10.3390/met12111928
2. Effect of thermomechanical treatment on 9Cr ferritic–martensitic steels / L. Tan, J.T. Busby, P.J. Maziasz, Y. Yamamoto // *J. Nucl. Mater.* – 2013. – Vol. 441. – P. 713 – 717. – DOI: /10.1016/j.jnucmat.2013.01.323
3. Microstructure modification and mechanical property improvement of reduced activation ferritic/martensitic steel by severe plastic deformation / Xiaojie Jina, Shenghu Chena, Lijian Rong // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2018. – Vol. 712. – P. 97 – 107. – DOI: 10.1016/j.msea.2017.11.095

## **Особенности разрушения чистого ванадия и дисперсно-упрочненного сплава на его основе в условиях знакопеременного симметричного изгиба при комнатной температуре**

<sup>1,2</sup>Пинжин Ю.П., <sup>1,2</sup>Гриняев К.В., <sup>1</sup>Гоморова Ю.Ф., <sup>1,2</sup>Дитенберг И.А.

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

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

Усталостные характеристики, наряду с прочностными свойствами, являются важными параметрами конструкционных металлических материалов и определяют эксплуатационный ресурс изделий и конструкций. В связи с тем, что методы испытаний на усталость и циклическую трещиностойкость чувствительны к структурному состоянию материала [1], актуальными являются вопросы выявления механизмов структурной трансформации и разрушения на разных масштабных уровнях, а также основных факторов, определяющих их реализацию. Особый интерес такие исследования представляют на гетерофазных системах, в которых наличие твердых растворов или выделений частиц вторых фаз способствует трансформации структурно-фазового состояния с качественным изменением характеристик материала.

В настоящей работе проведено сравнительное исследование особенностей усталостного разрушения чистого ванадия и дисперсно-упрочненного сплава на его основе в зависимости от уровня циклического напряжения в условиях знакопеременного симметричного изгиба при комнатной температуре.

Для каждого материала определены основные участки циклического деформирования на кривой усталости. Установлено, что при высоком уровне циклических напряжений чистый ванадий разрушается быстрее, по сравнению с дисперсно-упрочненным сплавом.

Снижение уровня циклических напряжений, вследствие уменьшения амплитуды колебаний при сохранении частоты, как в случае чистого ванадия, так и дисперсно-упрочненного сплава на его основе, сопровождается переходом от условно малоциклового усталости к многоциклового усталости.

Выявлены интервалы проявления физического предела выносливости в чистом ванадии и дисперсно-упрочненном сплаве.

Методом сканирующей электронной микроскопии изучены характерные особенности фрактограмм изломов изучаемых материалов после различных режимов циклического деформирования.

С применением методик анализа дифракции обратно рассеянных электронов построены карты ориентации зеренной структуры и определены основные параметры структурных состояний (морфология, размеры зерен, характер разориентировок) на различных расстояниях от изломов.

Особенности упрочнения материалов в условиях знакопеременного изгиба изучены путем измерения микротвердости на различных расстояниях от области формирования изломов.

Обсуждается влияние структурно-фазового состояния, характеризуемого соответствующими механизмами упрочнения, на усталостное поведение и особенности разрушения чистого ванадия и дисперсно-упрочненного сплава на его основе.

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

## Коррозионная стойкость и биосовместимость ультрамелкозернистых Zn-1%Li-2%Mg и Zn-1,0% Mg-1,0%Fe сплавов, полученных интенсивной пластической деформацией

<sup>1,2</sup> Поленок М.В., <sup>1,2</sup> Хафизова Э.Д., <sup>2,3</sup> Ситдииков В.Д., <sup>2</sup> Абдрахманова Э.Д.

<sup>1</sup> Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа

<sup>2</sup> Уфимский университет науки и технологий, Уфа

<sup>3</sup> ООО «РН-БашНИПИнефть», Уфа

В последнее время цинк и его сплавы, благодаря высоким показателям биосовместимости и коррозионной стойкости [1-3], рассматриваются для применения в качестве медицинских имплантатов. Немаловажным фактором, определяющим возможность применения данных сплавов в медицинских целях, является их физико-механические свойства, также определяющие критерии соответствия имплантам. В данной работе проведены исследования, направленные на изучение коррозионной стойкости и биосовместимости ультрамелкозернистых (УМЗ) высокопрочных Zn-1%Li-2%Mg и Zn-1%Mg-1%Fe цинковых сплавов, полученных методом интенсивной пластической деформации (ИПД).

В результате проведенных исследований установлено, что скорость коррозии Zn-1%Li-2%Mg сплава в УМЗ состоянии равна 89,1 мкм/год, а в крупнокристаллическом (КК) состоянии - 76,9 мкм/год. Измерение скорости коррозии в УМЗ Zn-1%Mg-1%Fe сплаве также показало ее рост (71 мкм/год для УМЗ сплава, 45 мкм/год для КК сплава). Анализ показал, что процессы коррозионного разрушения наиболее интенсивно протекают на периферии дискообразных УМЗ образцов, которые характеризуется большей степенью накопленной деформации, сильным измельчением структурных элементов, интенсивными фазовыми переходами и полнотой протекания динамического старения. Повышение скорости коррозии в УМЗ Zn-1%Li-2%Mg сплаве по сравнению с его КК аналогом объясняется образованием  $Mg_2Zn_{11}$  фазы, понижением доли фазы  $\sim LiZn_3$ , ростом доли легированной фазы Zn в котором выпадают частицы  $Mg_2Zn_{11}$ . Рост скорости коррозии в УМЗ Zn-1%Mg-1%Fe сплаве объясняется повышением легированной элементами Mg и Fe фазы Zn, фазовым переходом  $FeZn_{13} \rightarrow FeZn_{10.98}$  и выпадением преципитатов в фазах Zn и  $Mg_2Zn_{11}$ .

Результаты метаболического теста Alamar Blue продемонстрировали биосовместимость клеток MG 63 в течение 1 суток (более 50%) и пролиферативную способность в течение 7 суток (более 30%) при инкубировании с 12,5% экстрактами образцов УМЗ Zn-1%Mg-1%Fe и Zn-1%Li-2%Mg сплавов. Проанализированы причины гибели клеток MG-63 при повышении содержания экстракта образцов цинковых сплавов. В результате полученных сведений о биосовместимости и коррозионной стойкости УМЗ Zn-1%Li-2%Mg и УМЗ Zn-1%Mg-1%Fe сплавов, сделано заключение о пригодности этих материалов для изготовления ортопедических имплантов для внутренней фиксации костей.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00667, <https://rscf.ru/project/23-29-00667>.*

1. Zhuo X., Wu Y., Ju J., Liu H., Jiang J., Hu Z., Bai J., Xue F. Recent progress of novel biodegradable zinc alloys: from the perspective of strengthening and toughening // Journal of Materials Research and Technology. – 2022. – Vol. 17. – P. 244-269. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.01.004
2. Chen S., Du T., Zhang H., Qi J., Zhang Y., Mu Y., Qiao A. Methods for improving the properties of zinc for the application of biodegradable vascular stents // Biomaterials Advances. – 2024. – Vol. 156. – Article number 213693. – DOI: 10.1016/j.bioadv.2023.213693
3. Chen K., Gu X., Zheng Y. Feasibility, challenges and future prospects of biodegradable zinc alloys as orthopedic internal fixation implants // Smart Materials in Manufacturing – 2024. – Vol. 2. – Article number 100042. – DOI: 10.1016/j.smmf.2023.100042.

## Структурные особенности 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 после высокотемпературной термомеханической обработки

<sup>1</sup>Полехина Н.А., <sup>1</sup>Спиридонова К.В., <sup>1</sup>Осипова В.В., <sup>1</sup>Литовченко И.Ю.,  
<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

Проведены структурные исследования реакторной малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 после традиционной термической обработки (ТТО) и перспективной высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО). ТТО стали включает в себя закалку от 1100 °С (выдержка 1 ч) и отпуск при  $T = 720$  °С (выдержка 3 ч). ВТМО состоит из нагрева до  $T = 1100$  °С (с выдержкой в течение 1 ч), горячей пластической деформации прокаткой в аустенитной фазе до величины  $\epsilon \approx 50$  %, закалки в воду и отпуска при 720 °С (выдержка 1 ч).

Ранее показано [1], что после ВТМО формируется характерная для горячекатаных материалов микроструктура, состоящая из вытянутых вдоль направления прокатки и сплюснутых в направлении нормали к плоскости прокатки (так называемая «блинчатая» структура) зерен исходного аустенита, в отличие от состояния после ТТО, где исходные аустенитные зерна имеют практически равноосную форму (их диаметр  $\approx 78$ –100 мкм). При этом происходит существенное (в несколько раз) уменьшение поперечных размеров зерен бывшего аустенита (до  $\approx 15$ –16 мкм). ВТМО приводит также к уменьшению, по сравнению с ТТО, средних размеров блоков, реек мартенсита и зерен феррита. Другими важными отличиями микроструктуры стали после ВТМО являются увеличение плотности дислокаций и наноразмерных частиц типа МХ, а также уменьшение размеров и объемной доли карбидов  $M_{23}C_6$ .

Полученная в результате ВТМО высокодефектная мелкозернистая микроструктура с высокой плотностью наноразмерных частиц приводит одновременно к повышению (на  $\approx 20$  %), относительно ТТО, предела текучести стали ЭК-181 в широком интервале температур от -196 до 800 °С и снижению температуры вязко-хрупкого перехода ( $T_{\text{хв}}^{\text{ТТО}} \approx -7$  °С до  $T_{\text{хв}}^{\text{ВТМО}} \approx -15$  °С) [1].

Текстурные исследования стали ЭК-181 методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) с применением метода дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОРЭ) показали (рис. 1а, в), что после ТТО ее текстура является многокомпонентной с заметным рассеянием. Преобладает текстурная компонента  $\{111\}<110>$ , характерная для процесса рекристаллизации ОЦК материалов, и компонента  $\{100\}<011>$  с заметно меньшей интенсивностью. Наличие превалирующих ориентировок, по-видимому, свидетельствует о том, что сталь частично наследует текстуру предшествующей обработки (холодной прокатки).

После ВТМО происходит существенное изменение текстуры стали, относительно ТТО; преобладает суперпозиция компонентов  $<111>/\text{НП}$  и  $<110>/\text{ПН}$  (рисунок 1а, в). Появление преимущественных ориентировок в горячекатанном аустените способствует неравнозначности в выборе мартенситных вариантов при мартенситном превращении (образование некоторых вариантов мартенсита становится более энергетически выгодно). Развитие текстуры мартенсита в основном обусловлено текстурой деформации исходного аустенита и выбором определенных вариантов при закалке.

Наличие кристаллографической текстуры может оказывать влияние на ударную вязкость стали за счет изменения плотности плоскостей скола  $\{001\}$ , параллельных поверхности излома ударных образцов. Кроме того, некоторые авторы [2, 3] также связывают появление в горячекатаных образцах расщеплений в плоскостях, параллельных



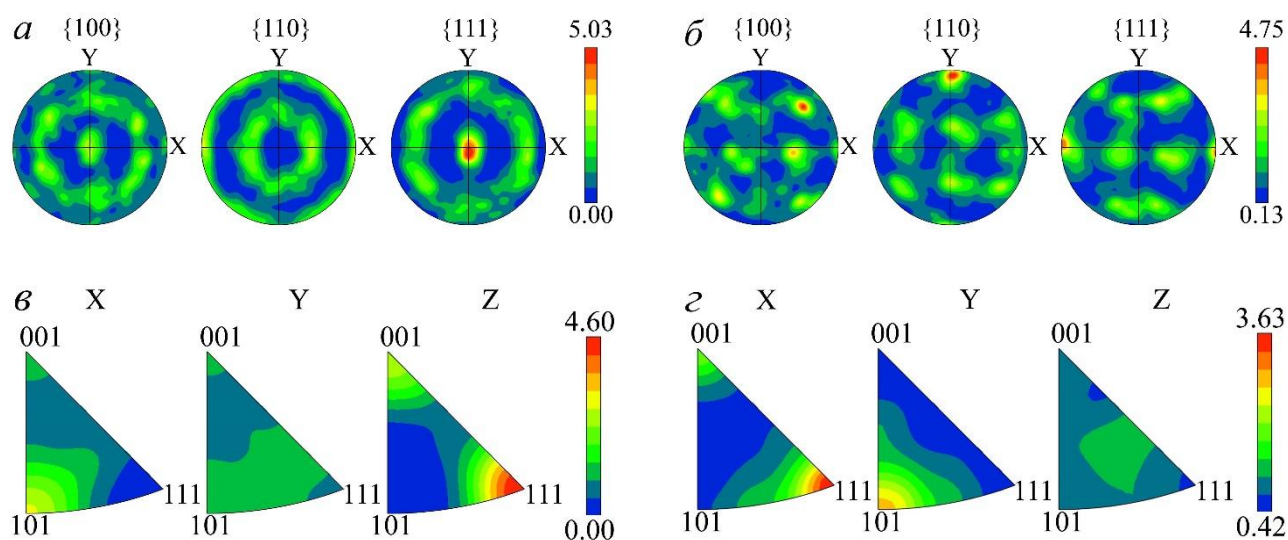


Рис. 1. Результаты РЭМ ДОРЭ исследований микроструктуры стали после ТТО (а, в) и после ВТМО в плоскости, параллельной плоскости прокатки (б, г): прямые полюсные фигуры (а, б), обратные полюсные фигуры (в, г). Ось X || направлению прокатки (НП), ось Y || поперечному направлению (ПН), ось Z || направлению нормали к плоскости прокатки (НН)

плоскости прокатки, при ударных испытаниях с наличием текстуры в материале. Согласно [4], наиболее благоприятным по отношению к величине ударной вязкости в горячекатаных ферритно-мартенситных сталях является наличие текстурного компонента типа  $\{332\}\langle 113 \rangle$ .

Таким образом, закономерности формирования текстуры ферритно-мартенситной стали ЭК-181 довольно сложны. Тип формирующейся текстуры сталей такого класса определяется многими факторами – «предыстория» материала, температура аустенизации, температура и степень пластической деформации в аустенитной области, скорость закалки и так далее.

Наиболее важными факторами повышения ударной вязкости стали ЭК-181 после ВТМО, на наш взгляд, являются уменьшение ее эффективного размера зерна (размеров зерен исходного аустенита и, соответственно, сформированных при закалке блоков мартенсита) и возникновение расщеплений в плоскостях, параллельных плоскости прокатки в интервале вязко-хрупкого перехода. Кроме того, кристаллографическая текстура и ориентация ударных образцов по отношению к направлению и плоскости горячей прокатки могут изменять плотность плоскостей скола  $\{100\}$ , параллельных поверхности разрушения, а также тип (ориентацию) трещин расщеплений и соответственно, изменять величину ударной вязкости.

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

1. The microstructure, tensile and impact properties of low-activation ferritic-martensitic steel EK-181 after high-temperature thermomechanical treatment / N. Polekhina, V. Linnik, I. Litovchenko, K. Almaeva, S. Akkuzin, E. Moskvichev, V. Chernov, M. Leontyeva-Smirnova, N. Degtyarev, K. Moroz // *Metals*. – 2022. – Vol. 12. – P. 1928. – DOI:10.3390/met12111928.
2. Kimura Y., Inoue T. Influence of warm tempforming on microstructure and mechanical properties in an ultrahigh-strength medium-carbon low-alloy steel // *Metall. Mater. Trans. A*. – 2013. – Vol. 44. – P. 560-576. – DOI:10.1007/s11661-012-1391-2.
3. Effect of local crystallographic texture on the fissure formation during charpy impact testing of low-carbon steel / A. Ghosh, S. Patra, A. Chatterjee, D. Chakrabarti // *Metall. Mater. Trans. A*. – 2016. – Vol. 47. – P. 2755. – DOI:10.1007/s11661-016-3458-y.
4. Relationships among crystallographic texture, fracture behavior and Charpy impact toughness in API X100 pipeline steel / X.L. Yang, Y.B. Xu, X.D. Tan, D. Wu // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2015. – Vol. 641. – P. 96-106. – DOI:10.1016/j.msea.2015.06.029.

**Влияние низкотемпературных отжигов на структурно-фазовое состояние и механические свойства титанового сплава ВТ22 после обработки в режиме низкотемпературной сверхпластичности**

Раточка И.В., Найденкин Е.В., Лыкова О.Н., Мишин И.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Титановые сплавы широко используются во многих областях машино- и авиастроения благодаря уникальному комплексу физико-механических свойств. Однако титановые сплавы относятся к труднодеформируемым материалам, что приводит к высокой стоимости производства получаемых изделий из указанных сплавов. Одним из путей при создании экономически привлекательных технологий обработки титановых сплавов может быть реализация сверхпластической деформации при обработке заготовок. Однако при такой обработке в них может происходить релаксация внутренних напряжений, возврат деформационных дефектов и падение механических свойств, несмотря на сохранение ультрамелкозернистой структуры. В тоже время известно, что в ряде случаев для ультрамелкозернистых металлов и сплавов можно подобрать такие режимы дополнительной термообработки, которые приводят к росту их механических свойств даже по сравнению с соответствующими после интенсивной пластической деформации. В тоже время физическая сущность процессов, протекающих при таких отжигах и определяющих свойства этих материалов, не до конца раскрыта. Последнее существенно усложняет разработку и оптимизацию режимов термомеханической обработки металлов и сплавов в ультрамелкозернистом состоянии. В связи с этим целью настоящей работы является исследование закономерностей эволюции структурно-фазового состояния и его взаимосвязь с механическими свойствами ультрамелкозернистого титанового сплава ВТ22 при различных термических воздействиях после его обработки в режиме низкотемпературной сверхпластичности.

В связи с изложенным выше, в настоящей работе проведено исследование влияния низкотемпературных отжигов в интервале 723-773 К на структурно-фазовое состояние и механические свойства ультрамелкозернистого титанового сплава ВТ22, предварительно обработанного в режиме низкотемпературной сверхпластичности при температуре 823 К и скоростях деформации порядка  $10^{-2}$ - $10^{-3}$  с<sup>-1</sup>. Показано, что такие отжиги практически не влияют на величину среднего размера элементов зеренно-субзеренной структуры. Однако в ряде случаев после таких отжигов в исследуемом сплаве может наблюдаться изменение его фазового состояния, а также изменение характера гистограммы распределения элементов зеренно-субзеренной структуры по размерам. Отмечается, что указанные процессы могут быть следствием зарождения новых зерен размерами менее 0,1 мкм и некоторым ростом старых. Предполагается, что следствием таких изменений структурно-фазового состояния может быть наблюдаемый экспериментально рост механических свойств сплава ВТ22 после дополнительных отжигов. Полученные результаты создают хорошие предпосылки для возможности получения титановых изделий сложной формы в режиме сверхпластической формовки.

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

## Исследование влияния трибокоррозионного воздействия на повреждаемость и циклическую долговечность композитов

Русинов П.О., Русинова А.А., Курапов Г.В., Семадени М.Д.

Кубанский государственный технологический университет, Краснодар

В последние годы трибокоррозионные исследования, привлекают к себе повышенное внимание, что обусловлено возросшим спросом на износостойкие и коррозионностойкие материалы в атомной энергетике, передовом производстве, нефтегазовой, авиационной и морской промышленности. Среди различных конструкционных материалов пассивные металлы, такие как алюминиевые сплавы, наиболее уязвимы при трибокоррозионном воздействии из-за коррозии материала, ускоренной воздействием износа, в результате удаления пассивной пленки [1-3].

**Цель работы** заключается в оценке напряженного состояния и повреждаемости слоистых композитов AA7075 - NiCrCoWfNbTiAlZrCB, при циклическом трибокоррозионном воздействии.

В качестве агрессивной среды, для оценки коррозионных и трибокоррозионных свойств материалов, нами выбран 3% раствор NaCl. Этот раствор достаточно хорошо имитирует воздействие на материалы различных агрессивных сред (вода, морская вода, кислоты).

В результате проведенных исследований установлено, что процесс воздействия агрессивных (коррозионных) сред на нагруженный (деформируемый) металл, сопровождается образованием множественных дефектов и разрушений (трещины и т.д.).

Для количественного описания процесса коррозионного растрескивания или коррозионной усталости, можно воспользоваться линейной или нелинейной механикой разрушения. Когда коэффициент интенсивности напряжения (или вязкость разрушения) для материалов с трещинами в коррозионных средах ниже значения  $K_{Ic}$ , развитие трещины происходит вследствие коррозии под напряжением. Однако существует предельное значение этого коэффициента, ниже которого рост трещин определяется только коррозионным процессом и не зависит от действующих напряжений. Так, например, рост трещины может происходить в результате аэрационной или межкристаллитной коррозии и не быть связанным с действующими напряжениями.

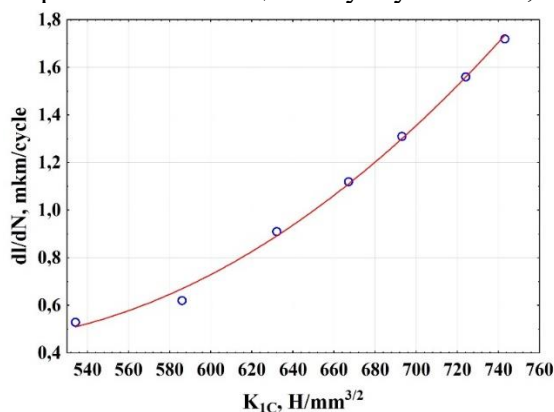
Напряжения ( $\sigma$ ) в материале, могут быть определены по следующей формуле (1):

$$\sigma = K_{Ic} \cdot (\pi l)^{-1/2}, \quad (1)$$

где  $K_{Ic}$  - коэффициент интенсивности напряжений, Н/мм<sup>3/2</sup>;

$l$  – длина роста трещины, мм.

Зависимость скорости роста трещины материала (сплав AA7075) от коэффициента интенсивности напряжений (после коррозионного воздействия, среда «искусственный конденсат»), представлены на рис.1,а. На рис.1,б, представлено оборудование для проведения испытаний материалов на малоцикловую усталость, с характерным изломом образца.



а



б

Рис. 1. Зависимость скорости роста трещины материала (сплав AA7075) от коэффициента интенсивности напряжений (после коррозионного воздействия, среда «искусственный конденсат») (а); фото оборудования для проведения механических испытаний материалов на малоцикловую усталость (с изломом образца) (б)

*Работа выполнена в рамках гранта Российского Научного Фонда, проект №23-23-00074.*

1. Tribocorrosion behavior of TiZrHfNb-based refractory high-entropy alloys / J. Xiao, G. Xu, J. Chen, P. Rusinov, C. Zhang // Wear. – 2024. - № 205158. – P. 536-537. - DOI: 10.1016/j.wear.2023.205158.
2. Effect of Ni-coated- $\text{Al}_2\text{O}_3$  addition on slurry erosion behavior of AlCoCrFeNi high-entropy alloy coatings prepared by laser cladding / X. Wei, F. Dai, A. Ban., L. Liu., N. Li, C. Zhang // J. Therm. Spray Technol. – 2023. – № 32. – P. 2123-2132. - DOI: 10.1007/s11666-023-01625-y
3. Effects of silicon and titanium addition on the corrosion and wear behavior of plasma-sprayed  $\text{Al}_{0.4}\text{CoCu}_{0.6}\text{Ni}$ -based high-entropy alloy coatings / J. Xiao, T. Li, J. Chen, C. Zhang // J. Therm. Spray Technol. – 2023. - № 32. – P. 82-95. - DOI: 10.1007/s11666-022-01463-4

## **Развитие концептуальных подходов к повышению надежности и хладостойкости технических систем ответственного назначения, работающих в экстремальных условиях Севера\***

Сараев Ю.Н., Голиков Н.И., Сидоров М.М.

*Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, Якутск*

В соответствии с принятой стратегией научно-технологического развития Российской Федерации, которая направлена на реализацию задач и национальных приоритетов в обеспечении способности страны эффективно отвечать на большие вызовы [1], направление, связанное с повышением эффективности отечественного промышленного производства, неразрывно связано с развитием сварки, родственных процессов и технологий, как основополагающих технологий получения высокопрочных неразъемных соединений при производстве и ремонте быстроизнашивающихся изделий и конструкций ответственного назначения [2].

Актуальность проводимых научных исследований в рамках, вышеназванной научной темы, определяется особенностями экстремальных температурных условий эксплуатации технических систем в условиях Севера, когда сложные горно-геологические условия ведения промышленных и строительных работ предполагают значительное снижение работоспособности технических систем ответственного назначения [3].

Для решения данной проблемы предлагается проведение исследований по нескольким направлениям.

Во-первых, выполнение исследований по использованию поликомпонентного рудного сырья Якутии для создания литых высокопрочных, хладостойких сплавов и наплавленных покрытий.

Во-вторых, требуется разработка научных основ создания износостойких, коррозионностойких покрытий и упрочненных поверхностных слоев путем комплексного управления их структурой и свойствами методами: импульсно-дуговой наплавки, модификации наплавочных материалов и способа ударно-волнового воздействия при поверхностном пластическом деформировании, обеспечивающих продление срока службы и долговечности горнодобывающей техники и сварных конструкций Севера и Арктики.

В-третьих, необходимо выполнение исследований по изучению влияния редкоземельных элементов на структурно-фазовые и механические характеристики сварного соединения, рассматриваемого как комплексная система, состоящая из самого шва, участка сплавления, характеризующегося частичным расплавлением границ зерен основного металла, и зоны термического влияния при создании сварочных материалов нового поколения.

Данные исследования важны с точки зрения повышения надежности и хладостойкости технических систем, изделий ответственного назначения при освоении и добыче полезных ископаемых в Северных и Арктических регионах России.

Реализация перечисленных слагаемых в концепции повышения надежности технических систем Севера связана с выполнением фундаментальных и поисковых исследований, а также теоретическим обоснованием методик получения новых материалов, анализом составов используемых материалов, составлением рецептур шихты на основе скрапа из изношенных деталей тяжелой горной техники, исследованием структур и свойств сварных соединений из высокопрочных сталей, легированных химическими элементами из природного концентрата месторождений республики Саха Якутия, на основе сварочных материалов типа Э50А и Э70 [4].

Исследования структуры и определение механических свойств сварных соединений, полученных модифицированными сварочными материалами различного типа, на основе их физико-механических свойств и физических моделей формирования оптимальной микроструктуры конструкционных материалов с заданным комплексом свойств. Исследование износостойкости, структурно-фазового состояния и свойств покрытий, наносимых различными методами наплавки, выполнялись вариацией энергетических

параметров режима, и применения различных по составу и свойствам отечественных наплавочных материалов нового поколения. На основании выполненных исследований были сформулированы и обоснованы физические принципы инженерии покрытий и поверхностных слоев за счет использования перспективных технологий наплавки, отечественных наплавочных материалов и способа ударно-механической обработки с целью упрочнения, и сохранения целостности объектов машиностроения и сварных конструкций, эксплуатируемых в условиях низких климатических температур. Кроме того, в результате выполнения исследований, определены закономерности влияния природного модификатора с редкоземельными элементами на структурно-фазовые и механические характеристики сварных соединений для высокопрочных сталей, полученных с применением новых сварочных материалов.

Полученные результаты будут способствовать формированию концептуального подхода к повышению надежности и живучести технических систем ответственного назначения, работающих при сложных условиях нагружения (аномально низкие температуры) в машиностроительной, судостроительной, энергетической, нефтяной и газовой промышленности применяемых в регионах Севера и Арктической зоны РФ, за счет применения отечественных технологий создания новых материалов и получения износостойких упрочненных поверхностных слоев, разработки новых сварочно-наплавочных материалов необходимых для создания функциональных изделий технических систем ответственного назначения эксплуатирующихся при сложных условиях нагружения Крайнего Севера.

*\*Работа выполняется в соответствии программой Российской академии наук по проектам научных тем на 2024–2026 гг., шифр FWRS-2024-0034, номер государственной регистрации 1023031300029-4-2.3.1.*

1. Стратегия научно-технологического развития Российской Федерации, утверждена Указом Президента Российской Федерации от 28 февраля 2024 г. № 145.
2. Ларионов В.П. Новые подходы к разработке современных технологий сварки и нанесения покрытий для обеспечения эксплуатационной надежности металлоконструкций и изделий, эксплуатируемых в условиях Сибири и Крайнего Севера / Ларионов В.П., Слепцов О.И., Сараев Ю.Н., Безбородов В.П. // В сборнике: Труды IV Евразийского симпозиума по проблемам прочности материалов и машин для регионов холодного климата. Пленарные доклады. Якутск. – 2008. – С. 26-30.
3. Поисковые исследования повышения надежности металлоконструкций ответственного назначения, работающих в условиях экстремальных нагрузок и низких климатических температур / Сараев Ю.Н., Гладковский С.В., Голиков Н.И. и др. // В книге: Научные технологии в проектах РНФ. Сибирь. – Томск, 2017. – С. 134-202.
4. Исследование возможности применения покрытых электродов УОНИ 13/МОРОЗ при сварке в условиях отрицательных температур окружающего воздуха // Сварка и диагностика. – 2024. – № 3. – С. 33 – 36.

## **Физико-механические основы упрочнения сварных соединений конструкций Севера методом ударно-механической обработки**

Сидоров М.М., Голиков Н.И., Сараев Ю.Н.

*Институт физико-технических проблем Севера им. В.П. Ларионова СО РАН, Якутск*

Обеспечение надёжности металлоконструкций, эксплуатирующихся в условиях низких климатических температур, до сих пор остается важной научно-технической проблемой. Производство сварных конструкций из разных марок стали и сплавов показывает, что полученные сварные соединения зачастую обладают иными прочностными характеристиками, чем основной металл. Исследования, проведённые учеными и специалистами ИФТПС СО РАН, показали, что большинство проблем с хрупкими трещинами в сварных соединениях возникает именно при отрицательных температурах. Разрушения, происходящие при положительных температурах, часто являются результатом накопления повреждений, полученных ранее при минусовых температурах [1, 2]. Это связано, в первую очередь, с остаточными сварочными напряжениями, структурной неоднородностью материала в области сварного шва [3, 4], а также появлением технологических дефектов в ходе сварки [5]. Поэтому для успешного освоения Северного и Арктического регионов России необходимо пересмотреть подходы к обеспечению надёжности сварных конструкций и специализированной техники, работающей в условиях экстремально низких климатических температур.

Одним из способов достижения требуемой надёжности сварных конструкций и техники – использование технологических методов послесварочной обработки, направленных преимущественно на улучшение физико-механических свойств. Эти методы основаны на изменении структуры, уменьшении или перераспределении остаточных сварочных напряжений в зонах сварных соединений. Существуют различные виды послесварочной обработки: термическая, вибрационная, дробеструйная, взрывная и ультразвуковая. Среди них перспективным представляется ударно-механическая обработка (УМО). В металлообработке эта технология относится к способам холодной обработки металлов и классифицируется как способ упрочнения ударным поверхностным пластическим деформированием. Было установлено и доказано, что наилучшим образом она выполняется виброинструментом (ударными бойками) с источником механической энергии в виде резонатора упругих колебаний ультразвуковой частоты [6]. В связи с этим в научной и технической литературе этот метод чаще упоминается как ультразвуковая ударная обработка.

В работе изучалась возможность управления уровнем остаточных сварочных напряжений методом ультразвуковой ударной обработки (УМО), её влияние на структуру и свойства сварных соединений низколегированных конструкционных сталей, используемых при строительстве металлоконструкций, работающих в условиях низких температур. Исследования проводились с применением научного оборудования Центра коллективного пользования ФИЦ ЯНЦ СО РАН.

Результаты исследования позволили определить рациональные параметры обработки для эффективного применения технологии. Разработаны научные подходы для улучшения физико-механических свойств сварных соединений низколегированных сталей. В сравнении с другими методами УМО обладает преимуществами, такими как низкие энергетические затраты, мобильность, экологическая безопасность и удобство в использовании. Однако в настоящее время УМО не используется при строительстве и ремонте техники и сварных конструкций в северных и арктических регионах. Это обусловлено отсутствием чётких рекомендаций по применению УМО в условиях низких температур в существующих нормативных документах.

Эти исследования являются большим вкладом и продолжением многолетних трудов Института физико-технических проблем Севера имени В. П. Ларионова СО РАН по фундаментальным и прикладным разработкам института в области повышения эксплуатационной прочности и хладостойкости сварных конструкций в условиях Крайнего

Севера [7, 8].

Таким образом, развитие фундаментальных исследований в области разработки и совершенствования технологических методов послесварочной обработки для контроля уровня остаточных сварочных напряжений и упрочнения поверхностей зон сварных соединений металлоконструкций, работающих в условиях низких климатических температур, представляет собой актуальное направление с большими перспективами внедрения в производство.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФТПС СО РАН, шифр проекта FRWS-2024-0034, номер государственной регистрации 1023031300029-4-2.3.1*

1. Семенов Ян. С., Ларионов В.П. Выявление механизмов замедленного разрушения низколегированных высокопрочных сталей // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. – 2001. – Т. 67. – № 10. – С. 43-47.
2. Ларионов В.П., Аммосов А.П., Попов В.В. О разрушении сварного шва // Эксплуатационная прочность сварных соединений и конструкций Севера: сборник статей доктора технических наук, профессора А.П. Аммосова, посвященный 80-летию. РФФИ. Якутск, 2017. – С. 23-26.
3. Сидоров М.М., Голиков Н.И., Сараев Ю.Н., Тихонов Р.П. Управление уровнем остаточных сварочных напряжений в стыковых соединениях труб из низколегированных сталей ударно-механической обработкой // Тяжелое машиностроение. – 2023. – № 10. – С. 23-28.
4. Голиков, Н.И., Сидоров М.М., Степанова К.В. Влияние способов сварки на структуру и механические свойства сварных соединений винтовых свай // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2016. – № 7(733). – С. 60-64.
5. Захаров М.Н., Насонов В.А. Оценка влияния дефектов сварных соединений на прочностную надежность стальных сосудов и аппаратов // Известия высших учебных заведений. Машиностроение. – 2013. – № 4. – С. 68-72.
6. Шестаков С.Д. Ультразвуковое поверхностное деформирование для упрочнения и пассивации наклепом: теория, технологические процессы и оборудование // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2013. – №7. – С.3-15
7. Сидоров М.М., Голиков Н.И., Сараев Ю.Н., Слепцов О.И. Развитие технологических способов послесварочной обработки сварных соединений конструкций Севера и Арктики // EURASTRENCOLD-2023 : Сборник трудов XI Евразийского симпозиума по проблемам прочности и ресурса в условиях климатически низких температур, посвященного 85-летию со дня рождения академика В.П. Ларионова, Якутск, 11–15 сентября 2023 года. – Киров: Межрегиональный центр инновационных технологий в образовании, 2023. – С. 548-552
8. Сараев Ю.Н., Голиков Н.И., Слепцов Г.Н., Сидоров М.М., Семёнов С.В. Разработка концепции создания и функционирования региональных Центров производства, восстановительного ремонта и упрочняющей обработки ресурсопределяющих деталей и изделий техники, работающей в условиях Крайнего Севера и Арктики // EURASTRENCOLD-2023 : Сборник трудов XI Евразийского симпозиума по проблемам прочности и ресурса в условиях климатически низких температур, посвященного 85-летию со дня рождения академика В.П. Ларионова, Якутск, 11–15 сентября 2023 года. – Киров: Межрегиональный центр инновационных технологий в образовании, 2023. – С. 531-537.



## **Влияние пластической деформации в условиях кручения на наковальнях бриджмена на особенности трансформации текстуры сплава V-W-Cr-Zr**

Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Толстихин В.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Одной из фундаментальных задач материаловедения является выявление механизмов трансформации микроструктуры в условиях интенсивных пластических деформаций. Метод кручения под высоким давлением является одним из таких методов, особенностью которого является получение субмикrokристаллических и нанокристаллических состояний, характеризующихся наличием неоднородности и анизотропии [1]. Изучение таких структур требует комплексного подхода с применением не только исследования морфологии зеренной и дефектной структуры, но и анализ текстурных компонент. Важно заметить, что в настоящее время нет единой теории объясняющей формирование всех наблюдаемых особенностей текстуры при таком деформационном воздействии. В тоже время анализ текстур необходим для выявления тонких особенностей механизмов трансформации микроструктуры и формирования соответствующих представлений.

В связи с этим целью данной работы является выявление особенностей изменения микроструктуры, текстуры и микротвердости сплава V-Cr-W-Zr в условиях деформации кручением под высоким давлением.

Установлено что характерной особенностью микроструктуры сплава при значениях истинной логарифмической деформации ( $\epsilon$ ) от 0.4 до 1.8 является трансформация внутренней структуры исходных крупных зерен и формирование в них текстуры с радиальной симметрией, представленной компонентами  $(110)\langle 100 \rangle$  и  $(110)\langle 110 \rangle$ . Формирование анизотропной субмикrokристаллической (СМК) структуры начинается при достижении  $\epsilon \approx 2$ , и характеризуется формированием текстурного волокна  $\langle 110 \rangle(110) - (112)\langle 111 \rangle$ . Весь объем материала представлен СМК состоянием при  $\epsilon \approx 2.8$ . При этом текстурное волокно в основном представлено рассеянной компонентой  $(112)\langle 111 \rangle$  на фоне формирования двухуровневого наноструктурного состояния внутри СМК зерен. Последующее увеличение  $\epsilon$  до  $\approx 3$  способствует незначительному измельчению СМК состояния. При этом изменений текстурных компонент не обнаружено.

Трансформация микроструктуры V-Cr-W-Zr сопровождается изменением микротвердости, значения которой достигают насыщения по мере формирования двухуровневого наноструктурного состояния.

Предполагается, что радиальная симметрия текстуры, также как и анизотропия зеренной структуры являются следствием радиальной симметрии полей смещений и поворотов при кручении под высоким давлением на наковальнях Бриджмена. Трансформация текстуры, являясь неотъемлемой характеристикой микроструктуры, отображает особенности реализации различных механизмов пластической деформации. Выявлено, что даже при достижении «предельных» параметров зеренной структуры, в изучаемом сплаве сохраняются текстурные компоненты.

*Авторы выражают благодарность д.ф.-м.н., профессору Чернову В.М. и Потапенко М.М. (ОАО «ВНИИНМ им. Бочвара», Москва) за предоставленный сплав. Исследования проведены с использованием оборудования ТРЦКП НИ ТГУ и ЦКП ИФПМ СО РАН «НАНОТЕХ». Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-01096, <https://rscf.ru/project/23-79-01096/>.*

1. Валиев Р.З. Объемные наноструктурные металлические материалы: получение, структура и свойства / Р.З. Валиев, И.В. Александров. – М.: ИКЦ Академкнига, 2007. – 398 с.

## **Влияние концентрации легирующих элементов на эффективность дисперсного упрочнения и термическую стабильность ванадиевых сплавов системы V–Ta–Cr–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>Осипов Д.А., <sup>2</sup>Гомоля Б.В.,  
<sup>1,2</sup>Тюменцев А.Н., <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*

Одним из способов повышения жаропрочности и жаростойкости сплавов на основе тугоплавких металлов является увеличение эффективности их дисперсного упрочнения, которое определяется объемной долей, дисперсностью и характером распределения неметаллических частиц вторых фаз (карбидов, оксидов, оксикарбонитридов и т.д.) на основе элементов внедрения (O, C, N). Кроме того, существенную роль в обеспечении высокотемпературных свойств играет термическая стабильность самих частиц вторых фаз. Данная проблема особенно актуальна для сплавов на основе ванадия, характеризуемого низкой температурой плавления относительно основных представителей данного класса, а также низкой термической стабильностью карбидов на его основе.

В настоящей работе проведено исследование влияния концентрации легирующих элементов на эффективность дисперсного упрочнения и термическую стабильность ванадиевых сплавов системы V–Ta–Cr–Zr.

Установлено, что при повышении прочностных свойств материала путем увеличения объемной доли частиц второй фазы, результативность дисперсного упрочнения и связанных с ним эффектов обеспечивается наиболее мелкими наноразмерными частицами, доля которых представляет лишь незначительную часть от общего объема выделений. Диспергирование и формирование однородного по объему распределения выделяемых в процессе термомеханической обработки по режиму ТМО-II [1] стабильных наночастиц на основе ZrC обеспечивают реализацию совместного дисперсного плюс субструктурного упрочнения. Такая трансформация структурно-фазового состояния способствует повышению прочности сплава при сохранении высокого уровня пластичности материала как при комнатной, так и при повышенных температурах. Помимо этого, за счет закрепления стабильными наночастицами на основе ZrC элементов дефектной субструктуры, объема и границ зерен, обеспечивается повышение термической стабильности материала.

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

1. The Influence of the Regimes of Thermomechanical Treatments on the Features of Heterophase and Grain Structure of a V–Cr–Zr–Ta Alloy / I.A. Ditenberg, I.V. Smirnov, A.N. Tyumentsev, K.V. Grinyaev, A.S. Tsverova, V.M. Chernov, M.M. Potapenko // Russian Physics Journal. – 2018. – Vol. 61. – №. 5. – P. 936-941. – DOI: 10.1007/s11182-018-1480-9.

## Механизм разрушения клеевого эпоксидного слоя при испытаниях по схеме «сжатие + сдвиг» при температуре $-50^{\circ}\text{C}$

<sup>1</sup>Смирнов С.В., <sup>1</sup>Веретенникова И.А., <sup>1</sup>Вичужанин Д.И., <sup>2</sup>Пестов А.В., <sup>1</sup>Роговая С.А.

<sup>1</sup>Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Институт органического синтеза им. И.Я. Постовского УрО РАН, Екатеринбург

Выявление закономерностей влияния деформации на разрушение металлополимерных соединений в различных условиях внешнего нагружения представляет собой актуальную задачу, решение которой будет способствовать получению конструкционных материалов с повышенными физико-механическими и эксплуатационными свойствами, разработке эффективных технологических процессов производства изделий из них. В работе проведено исследование разрушения эпоксидного слоя модифицированных образцов “Brazil-nut-sandwich”, представляющих две склеенные половинки цилиндра, предварительно разрезанных вдоль образующей и подвергаемых радиальному сжатию. Преимущество таких испытаний (помимо относительно простой экспериментальной процедуры) заключается в том, что любая комбинация напряжений сжатие/сдвиг может быть достигнута с помощью соответствующего выбора угла  $\alpha$  между направлением сжатия и плоскостью клеевого соединения. В работе рассматривали как влияет угол  $\alpha$  на характер разрушения клеевого эпоксидного слоя.

Образцы изготавливались из горячепрессованного прутка алюминиевого сплава АМг5 диаметром 20 мм. Испытывали образцы с тремя составами клеевых композиций, синтезированных на основе эпоксидной диановой смолы ЭД-20 с использованием отвердителей полиэтиленполиамин (ПЭПА), полиаминопотамид (ПАПА) и диэтилентриамин (ДЭТА). Толщина клеевого слоя в каждом соединении составляла  $0,2 \pm 0,02$  мм. При установке образцов между плоскими бойками испытательной машины угол  $\alpha$  между направлением сжатия и плоскостью клеевого соединения варьировали в диапазоне от 0 до 20 градусов. Испытания образцов проводили на универсальной испытательной машине Instron 8801 в климатической камере при температуре  $-50^{\circ}\text{C}$ . После проведения испытаний поверхности образцов фотографировали и анализировали для определения характера разрушения. Исследование топографии поверхностей разрушения проводили на оптическом профилометре Optical profiling system Veeco WYKO NT1100. Дополнительно поверхность образцов подвергали инструментальному индентированию, чтобы подтвердить отсутствие остаточного клеевого слоя на поверхности разрушения при адгезионном характере разрушения или его наличие при когезионном разрушении.

Анализ характера разрушения соединений при разных углах между направлением сжатия и плоскостью клеевого соединения выявил, что механизм когезионного разрушения было доминирующим только при угле  $\alpha = 0$  градусов для всех эпоксидных композиций. При этом разрушающая трещина проходила приблизительно по середине толщины клеевого слоя. Увеличение угла  $\alpha$  вызывает изменение механизма разрушения на адгезионно-когезионный при котором трещина развивается ступенчатым образом, то есть проходя часть пути по границе соединения (адгезионная составляющая разрушения), затем меняет направление развития на  $90^{\circ}$ , пересекая клевой слой (когезионная составляющая), и вновь распространяется, но уже по другой границе соединения до следующего на противоположную поверхность. При больших углах наклона  $\alpha$  на поверхности отслоившегося эпоксидного слоя наблюдаются отдельные участки со следами пластического сдвига. Усилие, затраченное на разрушение образцов в испытании, зависит от состава отвердителя. Отвердитель ДЭТА приводит к значительному его росту при увеличении  $\alpha$ , то есть увеличении доли сжимающих напряжений. При использовании отвердителей ПЭПА и ПАПА такого эффекта не наблюдается.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФ (проект № 24-29-00528).*

## Результаты испытаний на ударный изгиб 12% хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823

<sup>1</sup>Спиридонова К.В., <sup>1</sup>Литовченко И.Ю., <sup>1</sup>Полехина Н.А., <sup>1</sup>Осипова В.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

Ферритно-мартенситные стали с 12% содержанием хрома рекомендуются в качестве основных конструкционных материалов, применяемых в активных зонах и оболочках тепловыделяющих элементов ядерных/термоядерных реакторов 4 поколения на быстрых нейтронах [1]. Стали данного класса, как материалы с ОЦК решеткой, склонны к низкотемпературному охрупчиванию, которое характеризуется значительным снижением пластических свойств при достижении определенной температуры ( $T_{хв}$  – температура вязкохрупкого перехода). С целью исследования данного процесса были проведены ударные испытания на 12% хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823 в структурных состояниях после традиционной термической (ТТО) и высокотемпературной термомеханической обработки (ВТМО).

ТТО стали состояла из закалки от  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1 ч) и отпуска при  $T = 720\text{ }^{\circ}\text{C}$  (3 ч), ВТМО – из нагрева до  $T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1 ч), горячей пластической деформации прокаткой в аустенитной фазе до величины  $\epsilon \approx 50\%$ , отпуска при  $T = 720\text{ }^{\circ}\text{C}$  (1 ч). Испытания на ударный изгиб проводили на испытательной машине Instron 450MPX в температурном интервале от  $-196$  до  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ . Для низкотемпературных испытаний образцы предварительно охлаждали в жидком азоте, для высокотемпературных – нагревали в печи. Ударную вязкость определяли как отношение работы, затраченной на деформацию и разрушение образца при ударном изгибе к площади поперечного сечения образца в месте надреза. Образцы в состоянии после ВТМО вырезали вдоль направления прокатки, в то время как направление удара маятника было перпендикулярно поперечному направлению, аналогичное направление удара маятника имели образцы в состоянии после ТТО.

В таблице 1 и на рисунке 1 представлены значения и температурные зависимости ударной вязкости стали ЭП-823 в структурных состояниях после ТТО и ВТМО в температурном интервале от  $-196$  до  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

Таблица 1. Значения ударной вязкости стали ЭП-823 после двух обработок в температурном интервале от  $-196$  до  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$

Обработка	Температура испытаний, $^{\circ}\text{C}$							
	-196	-70	-50	-25	0	25	50	100
ТТО	7,7	30	35	44	52	61	64	65,5
ВТМО	7,7	27	30	37	44	51,7	57	63,5

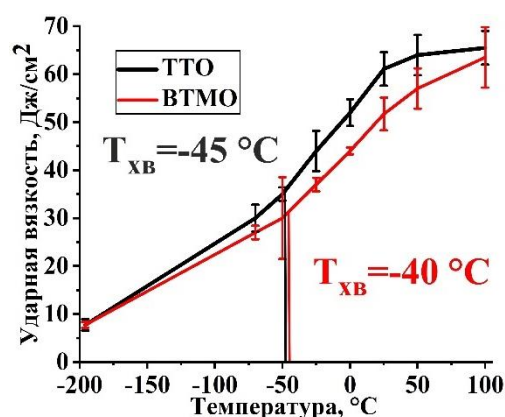


Рис. 1. Температурные зависимости ударной вязкости стали ЭП-823 после ТТО и ВТМО в интервале температур от  $-196$  до  $100\text{ }^{\circ}\text{C}$

Из таблицы 1 и рисунка 1 следует, что максимальные значения ударной вязкости для стали ЭП-823 наблюдаются при повышенных температурах после двух обработок. Так энергия верхней полки (при  $T=50-100\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) после ТТО  $\approx 65\text{ Дж/см}^2$ , после ВТМО –  $\approx 60\text{ Дж/см}^2$ . С понижением исследуемой температуры происходит снижение ударной вязкости, в области криогенных температур ( $T= -196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) ее значения после двух обработок составляют  $\approx 7,7\text{ Дж/см}^2$ . При этом значения KCV стали после ТТО практически во всем исследуемом интервале температур (за исключением  $T=-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ ) выше соответствующих значений после ВТМО. Снижение значений ударной вязкости после ВТМО связано с тем, что образцы после данной обработки вырезали вдоль направления прокатки, а направление удара маятника было перпендикулярно поперечному направлению. Это связано со структурными особенностями данной стали после ВТМО, а именно в формировании вытянутых вдоль направления прокатки и сплюснутых в направлении нормали к плоскости прокатки зерен аустенита [1].

Определена температура вязко-хрупкого перехода, которая считалась как среднее положение между нижней и верхней полками на кривой KCV, стали ЭП-823 после двух обработок. Температура вязко-хрупкого перехода после ТТО составила  $-45\text{ }^{\circ}\text{C}$ , после ВТМО –  $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$ , при этом значения KCV после ТТО и ВТМО составили  $\approx 36$  и  $32\text{ Дж/см}^2$ , соответственно.

Фрактографические исследования стали во всем температурном интервале после двух обработок, которые были проведены на образцах после разрушения с помощью растровой электронной микроскопии, показали преимущественно хрупкий характер разрушения при более низкой температуре для обеих обработок, тогда как смешанный характер разрушения наблюдался при комнатной температуре и выше.

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

1. The Microstructure and Mechanical Properties of Ferritic-Martensitic Steel EP-823 after High-Temperature Thermomechanical Treatment / I. Litovchenko, K. Almaeva, N. Polekhina, S. Akkuzin, V. Linnik, E. Moskvichev, V. Chernov, M. Leontyeva-Smirnova // Metals. – 2022. – Vol. 12. – P. 79. DOI: 10.3390/met1210079.

## **Исследование микроструктуры и механических свойств твердофазных соединений из сплавов ЭК61 и ЭП975**

Степухов Е.М., Галиева Э.В., Классман Е.Ю., Валитов В.А.  
*Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа*

Жаропрочные никелевые сплавы, которые за рубежом называют суперсплавы, являются одними из ведущих высокотемпературных сплавов, работающих при высоких температурах в газовых турбинах. Они используются при изготовлении сопловых лопаток, дисков роторов турбин и компонентов камер сгорания [1]. В настоящее время актуальными для авиационной промышленности являются исследования, связанные с получением неразъемных соединений в твердом состоянии при изготовлении биметаллических деталей. Для получения твердофазных соединений из жаропрочных никелевых сплавов перспективным является использование процесса сварки давлением (СД) в условиях сверхпластичности соединяемых материалов.

Целью данной работы является исследование влияния температуры сварки давлением на микроструктуру и прочность сварных соединений в сочетании сплавов ЭК61 и ЭП975.

Материалами для исследований были выбраны деформируемые жаропрочные никелевые сплавы ЭК61 и ЭП975. Сплав ЭК61 в исходном состоянии имел ультрамелкозернистую микроструктуру, а сплав ЭП975 мелкозернистую.

Сварка давлением проводилась по схеме одноосного сжатия на установке фирмы Schenck Trebel при температурах 850°C, 900°C, 925°C и начальной скорости деформации  $10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Механические испытания на одноосное растяжение плоских образцов с размерами рабочей части 2 мм x 3 мм x 6 мм проводили при комнатной температуре на испытательной машине Instron 5982.

По результатам исследований установлено, что в результате воздействия температуры и деформации между соединяемыми сплавами формируется диффузионная зона, ширина которой увеличивается с 3 до 8 мкм с повышением температур сварки. Микроструктурный анализ зоны твердофазного соединения, показал, что с увеличением температуры сварки ультрамелкозернистая структура сплава ЭК61 трансформируется в мелкозернистую, а микроструктура сплава ЭП975 термически стабильна.

Прочность сварных образцов ЭК61//ЭП975 при комнатной температуре достигает 0,6-0,8 от прочности сплава ЭК61.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Стипендии Президента РФ молодым ученым и аспирантам СП-4002.2022.1.*

1. Логунов А. В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин // Рыбинск: Издательский дом «Газотурбинные технологии». –2017. – 854 с.

## Исследование развития повреждённости в композитной лопатке спрямляющего аппарата

<sup>1</sup>Уваров С.В., <sup>1</sup>Банников М.А., <sup>2</sup>Шипунов Г.С.

<sup>1</sup>ИМСС УрО РАН, Пермь

<sup>2</sup>ПНИПУ, Пермь

С применением метода акустической эмиссии и ультразвуковой дефектоскопии исследовано развитие повреждённости в лопатке спрямляющего аппарата, выполненной из слоистого углепластика. Нагружение выполнялось в специальной оснастке на сервоэлектрической испытательной машине Shimadzu AGX+. Акустическая эмиссия регистрировалась при помощи стандартных датчиков акустической эмиссии, а также при помощи оригинального распределённого оптоволоконного датчика. Нагружение производилось ступенями. В начале и конце каждой ступени производилась оценка эффективной скорости распространения ультразвуковых волн. По изменению этой скорости производилась оценка деградации материала лопатки вследствие накопления повреждённости. После каждого этапа производилась ультразвуковая дефектоскопия.

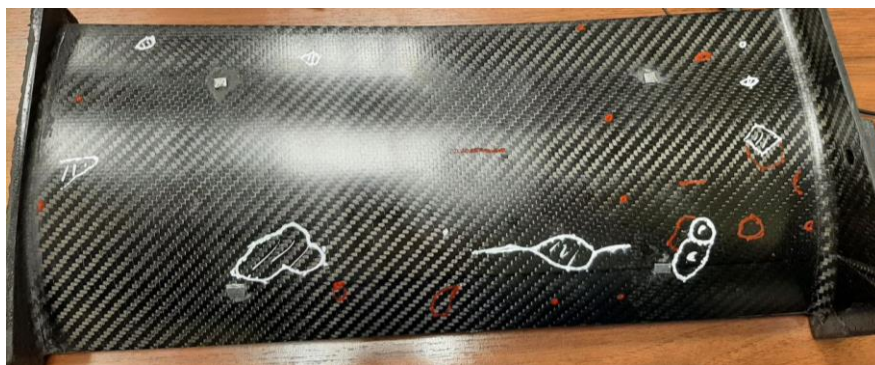


Рис. 1. Лопатка спрямляющего аппарата после двух этапов нагружения. Белым обозначены дефекты, обнаруженные после первого нагружения, красным новые дефекты после второго нагружения

Было установлено, что эффективная скорость распространения ультразвука, измеренная по времени между генерацией и приёмом акустического импульса средствами системы регистрации акустической эмиссии AMSY-6, уменьшается по мере развития повреждённости и может и может служить мерой деградации свойств материала [1,2].

Было также произведено сравнение сигналов с пьезокерамических (традиционных) датчиков акустической эмиссии и оптоволоконного датчика. Сигнал с оптоволоконного датчика сильнее зашумлён (Рис 2а) (вероятно, это связано с недостаточной стабильностью применённого лазера), но спектр шума лежит значительно ниже, чем полезный сигнал и легко отфильтровывается. Но благодаря тому, что датчик является распределённым, он позволяет детектировать переход к критической стадии накопления повреждений во всём объёме образца. Для сравнимого покрытия необходимо применять 4-6 обычных датчиков акустической эмиссии.

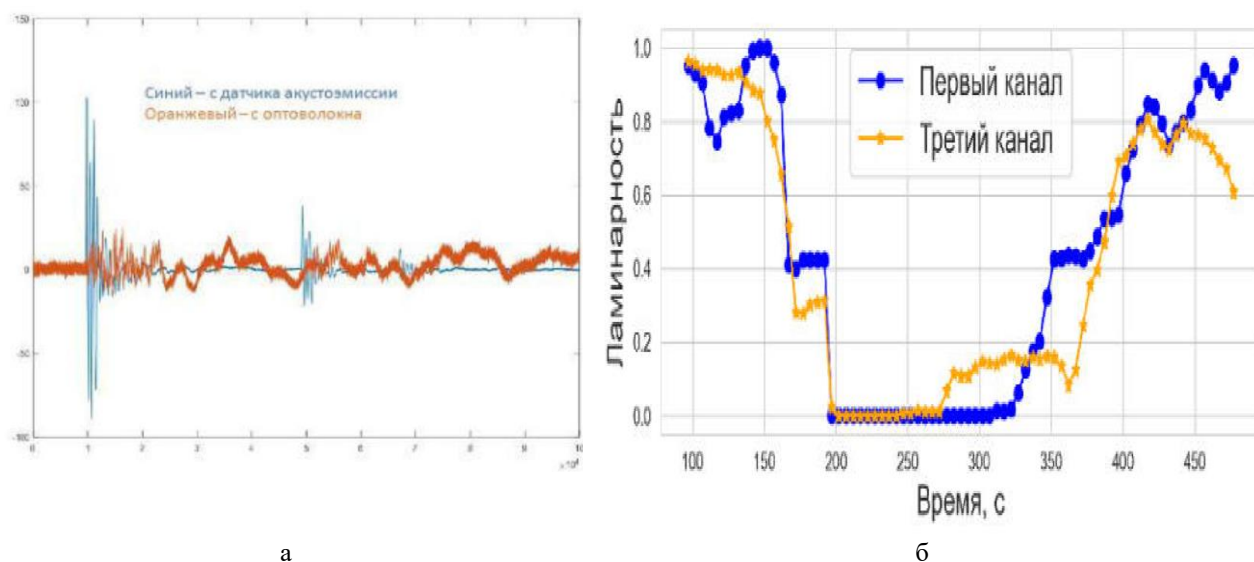


Рис. 2. Форма сигнала с пьезоэлектрического и оптоволоконного датчика АЭ (а) и сопоставление параметра ламинарности с оптоволоконного (канал 3) и пьезокерамического (канал 1) датчика АЭ (б)

Сигналы с датчиков были проанализированы с помощью метода количественного рекуррентного анализа (RQA) и было установлено, что параметр ламинарности, определяемый этим методом, коррелирует с деградацией свойств материала и переходом к критической стадии разрушения (Рис 2б)

*Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 21-79-30041.*

1. Модель накопления повреждений в ортотропном композиционном материале / Ю. В. Баяндин, М. С. Головин, М. В. Банников, С. В. Уваров // Вычислительная механика сплошных сред. – 2024. – Т. 17. – № 1. – С. 44-59. – DOI:10.7242/1999-6691/2024.17.1.5
2. Пространственно-временные закономерности развития поврежденности при деформировании стекловолоконного тканого ламината по данным акустической эмиссии / И.А. Пантелеев, Ю.В. Баяндин, О.Б. Наймарк // Физическая мезомеханика. – 2016. – Т. 19, – № 4. – С. 64–73. – DOI:10.24411/1683-805X-2016-00008.



## **Повышение сопротивления ударным нагрузкам высокохромистых сталей с низким содержанием азота при помощи термомеханической обработки**

Федосеева А.Э.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

12% Cr-3% Co стали с низким содержанием азота и высоким содержанием бора могут быть использованы в качестве материала изготовления лопаток и роторов паровых турбин для тепловых электростанций, работающих на суперсверхкритических параметрах (ССКП) пара ( $T = 600-620^{\circ}\text{C}$ ,  $P = 250-300$  атмосфер). Основными требованиями, предъявляемыми к современным материалам для лопаток паровых турбин, работающих на ССКП пара, является предел длительной прочности при температуре  $650^{\circ}\text{C}$  не менее 100 МПа, ударная вязкость при комнатной температуре не менее 59 Дж  $\text{см}^{-2}$ , предел текучести и предел прочности при комнатной температуре не менее 550 МПа и 700 МПа соответственно. Прочностные свойства 12% Cr-3% Co сталей достигаются за счет формирования неравновесной структуры троостита отпуска, стабилизированной карбидами  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  и карбонитридами МХ. Однако ударная вязкость такой структуры очень низкая, при комнатной температуре всего 30 Дж  $\text{см}^{-2}$ , что не соответствует предъявляемым требованиям. Низкая величина ударной вязкости 12% Cr сталей вызвана высоким содержанием дельта-феррита, границы которого декорированы непрерывной сеткой крупных частиц.

Для повышения сопротивления ударным нагрузкам были разработаны термомеханические обработки, направленные на снижение содержания доли дельта-феррита и крупных частиц, включающие в себя промежуточные чередующиеся операцииковки с большими степенями деформации и длительных отжигов при  $1050^{\circ}\text{C}$ . Было обнаружено, что термомеханические обработки обеспечивают существенное снижение объемной доли дельта-феррита до 1-2%, снижение численной плотности карбидов  $\text{M}_{23}\text{C}_6$  вдоль границ мартенситной структуры, а также выделение большого числа обогащенных ванадием карбонитридов МХ по сравнению со стандартной термической обработкой. Термомеханические обработки повышают всю кривую температурной зависимости ударной вязкости на 30-50 Дж  $\text{см}^{-2}$ , включая нижний и верхний шельф энергии, при этом температура хрупко-вязкого перехода, определенная как среднее арифметическое значение между величинами энергии верхнего и нижнего шельфа и по внешнему виду разрушения, уменьшается с 70-65 до  $40-45^{\circ}\text{C}$  по сравнению со стандартной термической обработкой. Величина ударной вязкости сталей, подвергнутых термомеханической обработке, при комнатной температуре превышает 100 Дж  $\text{см}^{-2}$ . При низких температурах испытания (от  $-40^{\circ}\text{C}$  до  $25^{\circ}\text{C}$ ) ударная вязкость 12% Cr сталей, подвергнутых термомеханической обработке, составляет более 40 Дж  $\text{см}^{-2}$ . Приrost сопротивления ударным нагрузкам при всех температурах вызван появлением высокой доли вязкой составляющей, которая соответствует зоне стабильного распространения трещин.

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

## Анализ изменения механических свойств пленок поли(а-капролактона) после модификации в плазме

<sup>1,2</sup>Филиппова Е.О., <sup>1</sup>Мерзликин Б.С.

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

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

Поли(а-капролактон) – один из биосовместимых и биоразлагаемых синтетических алифатических полиэфиров, который является наиболее важным для биомедицинских и фармацевтических применений. В настоящее время полимолочная кислота, несомненно, наиболее часто используемый полиэфир для таких применений, поскольку ее свойства можно легко модифицировать, играя на ее хиральности. Хотя поли(а-капролактон) далек от универсальности полимолочной кислоты из-за отсутствия хиральности в его цепи, каждый год публикуется более 2000 статей с упоминанием различных применений данного полимера (по данным Web of Science). Согласно литературным данным, из поли(а-капролактона) изготавливают системы доставки лекарств с пролонгированным высвобождением. В качестве биоматериала в литературе такие упоминаются примеры создания шовного материала, повязок и противозачаточных средств в виде каркасов, пленок, волокон, мицелл, микро- и наночастиц. Также известно, что поли(а-капролактон) подвергается микробной и ферментативной деградации во внешних условиях, что имеет важное значение для окружающей среды. Деградация данного полимера в организме человека до сих пор остается темой для различных дискуссий, поскольку он очень гидрофобен и кристалличен, медленно разлагается как *in vitro* в отсутствие ферментов, так и *in vivo*. Учитывая кристалличность поли(а-капролактона) стоит обращать внимание при создании различного рода и формы медицинских изделий механические свойства материала.

Цель работы – исследование механических свойств пленок поли(а-капролактона) и анализ их изменения в результате модификации в плазме.

Исходные образцы пленок получали из 1%-го раствора поликапролактона с молекулярным весом,  $M_w=80000$  г/моль (Sigma-Aldrich, Англия) в хлороформе ( $\text{CHCl}_3$ ). Модификацию поверхности полученных пленок проводили с использованием экспериментальной установки низкотемпературной плазмы атмосферного давления. Время воздействия плазмой составило 30 с. Исследования прочностных и механических характеристик были выполнены согласно ГОСТ 14236–81 и ГОСТ 11262–50 на испытательной установке Instron 3300 (ASTM D882). Построение математической модели процессов растяжения и разрыва пленок поликапролактона было основано на использовании мультилинейной модели пластичности. Конечно-элементное моделирование процессов деформации проводилось в программном комплексе COMSOL Multiphysics в модуле структурная механика.

Согласно полученным данным, воздействие плазмы способствовало уменьшению удлинения при разрыве на 20,5%, модуля Юнга на 34,5%, напряжения при растяжении на 30,8% по сравнению с исходным образцом ( $p>0,05$ ). Подобные изменения механических свойств пленок после плазмы связаны с увеличением степени кристалличности, которая была методом дифференциальной сканирующей калориметрии на совмещенном ТГА/ДСКА анализаторе SDT Q600. Степень кристалличности исходного образца составила 38,4%, после воздействия плазмы – 43,4%.

## Исследование трибологических свойств пленок поликапролактона

<sup>1,2</sup>Филиппова Е.О., <sup>2</sup>Филиппов А.В., <sup>1</sup>Мерзликин Б.С.

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

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

Благодаря своей многообещающей биосовместимости и низкой скорости биоразложения поли(а-капролактон) является одним из наиболее широко применяемых синтетических полимеров в биомедицине

Поли(а-капролактон) представляет собой гидрофобный полукристаллический полимер (кристалличность варьируется в зависимости от его молекулярной массы). Данный полимер растворяется в различных растворителях и легко плавится при низких и умеренных температурах (59–64°C). Более того, его можно правильно смешивать со многими полимерами и биополимерами, что позволяет использовать его для различных биомедицинских применений. Такие особенности Поли(а-капролактона) и его производных (смесей, композитов и сополимеров) привели к их широкому внедрению в системах доставки лекарств в 1970-х и 1980-х годах. По сравнению с другими доступными биоразлагаемыми полимерами PCL может предложить явные преимущества, превосходя тем самым других кандидатов для биомедицинских применений. Поли(а-капролактон) представляет собой биосовместимый и биорезорбируемый синтетический полимер, который применяется в имплантатах для контролируемой офтальмологической доставки лекарств. Имплантируемый материал должен выдерживать механическое воздействие хирургических инструментов, поэтому полезно знать о трибологических характеристиках полимерных имплантатов.

Цель работы – исследование трибологических свойств пленок поли(а-капролактона).

Исходные образцы пленок получали из 1%-го раствора поликапролактона с молекулярным весом,  $M_w=80000$  г/моль (Sigma-Aldrich, Англия) в хлороформе ( $\text{CHCl}_3$ ). Модификацию поверхности полученных пленок проводили с использованием экспериментальной установки низкотемпературной плазмы атмосферного давления. Время воздействия плазмой составило 30с. Исследования трения и износа проводились по схеме палец – диск в условиях сухого трения скольжения на машине TRIBO technik при варьировании длительности испытания (в диапазоне 0,13 м – 0,5 м), скорости скольжения (в диапазоне (1,5 – 5) мм/с). Керамический шарик (диаметр = 6 мм) выступал в качестве контртела. Для анализа топографии износа материала использовался лазерный сканирующий микроскоп Olympus LEXT OLS4100. Полученные результаты статистически обрабатывались с использованием IBM SPSS Statistics 20.

Моделирование процессов трения и износа пленок поликапролактона проводилось в программе Comsol. Моделирование процессов трения и износа пленок поликапролактона проводилось в программе Comsol в модуле структурная механика. Для моделирования процесса износа использовалось стационарное уравнение Арчарда, расширенное до режима приработки с использованием кривой коэффициента подшипника, представляющей исходную топографию поверхности.

Согласно полученным данным, диапазон коэффициента трения исходных пленок составлял 0,127-0,394 (1,5 мм/с), 0,124-0,329 (3 мм/с), 0,126-0,37 (5 мм/с). Диапазон коэффициента трения пленок после плазменной обработки составлял 0,125-0,244 (1,5 мм/с), 0,125-0,491 (3 мм/с), 0,125-0,399 (5 мм/с).

Увеличение скорости и продолжительности испытания на скольжение не изменило коэффициент трения исходных образцов и пленок после воздействия плазмы.

## Влияние прокатки на структуру и механические свойства сплава Zn-0.8Li

<sup>1</sup>Хасанова А.Р., <sup>1</sup>Сиразеева А.Р., <sup>1,2</sup>Аксенов Д.А., <sup>1</sup>Большаков Б.О., <sup>1,2</sup>Асфандияров Р.Н.,  
<sup>1</sup>Кулясова О.Б.

<sup>1</sup>Уфимский университет науки и технологий, Уфа

<sup>2</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа

Разработка экологичных материалов для медицинского применения, обладающих заданными комплексами физико-механических характеристик и не оказывающих токсичного влияния на организм человека, является одной из главных задач современной науки. В последнее время наблюдается рост интереса к цинковым сплавам в медицинской сфере, что обусловлено их способностью к биodeградации и важным участием цинка в биологических процессах [1,2]. Наибольший интерес составляет система Zn-Li, т.к. прочность чистого цинка не высока, а легирование литием не только безопасно для человеческого организма, но и повышает прочностные характеристики этих сплавов. Также известно, что повышение прочностных характеристик возможно за счет измельчения зеренной структуры. Вследствие этого целью настоящей работы является исследование возможности повышения механических свойств биорастворимого сплава Zn-0,8Li (вес.%) путем измельчения структуры методом прокатки.

Литые образцы сплава Zn-0,8Li сначала гомогенизировали при температуре 300 °С в течение 72 часов с охлаждением в воду. Затем осуществляли прокатку при температуре 300 °С на степень деформации 70% за 8 проходов. Исследования структуры проводили на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6390. Испытания на растяжение проводили на испытательной машине Instron 5982 при комнатной температуре с начальной скоростью деформации  $10^{-3}\text{с}^{-1}$ . Размер рабочей части образцов составил  $0,6\times1\times4\text{ мм}^3$ .

После гомогенизации наблюдаются дендриты  $\beta\text{-LiZn}_4$ , между которыми наблюдается эвтектика, состоящая  $\text{Zn}+\beta\text{-LiZn}_4$  (рис. 1 а). В процессе кристаллизации при охлаждении из первичной  $\beta\text{-LiZn}_4$  выделяется пластинчатый Zn, что приводит к образованию пластинчатой структуры  $\beta\text{-LiZn}_4$  (рис. 1 б). Эвтектика состоит из твердого раствора Li в Zn (светлосерая фаза) и  $\beta\text{-LiZn}_4$  в виде ламелей, средняя ширина которых составляет  $0,5\pm0,1\text{ мкм}$  (рис. 1 б).

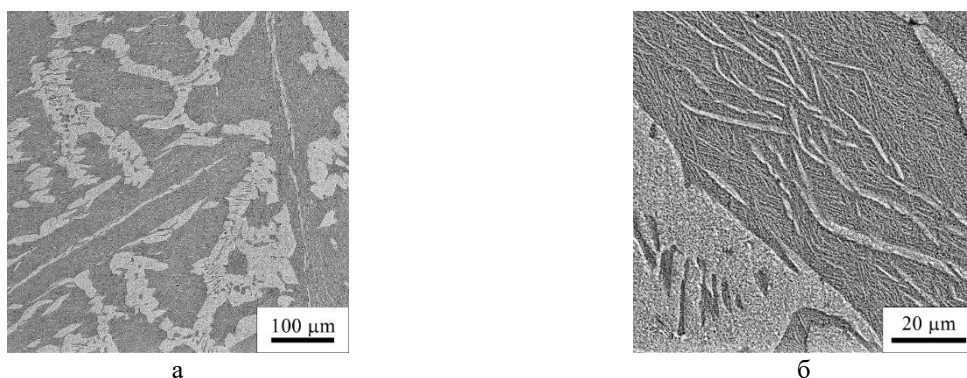


Рис. 1. Изображение структуры сплава системы Zn-0,8Li после гомогенизации: Диаграмма нагружения биметалла (а) и структура материала (б)

Горячая прокатка привела к трансформации структуры. У первичной фазы  $\beta\text{-LiZn}_4$  сформировались границы (рис. 2 а, б), тем самым образуя области, вытянутые вдоль направления прокатки, их размеры достигают 100 мкм в поперечном сечении и 300-500 мкм в продольном (рис. 2 а). Эвтектика в результате прокатки трансформировалась в зеренную структуру со средним размером  $4,6\pm1,8\text{ мкм}$ . Ламели  $\beta\text{-LiZn}_4$  приобрели округлую форму размером до 1 мкм. Можно предположить, что данные включения являются результатом действия сдвиговой деформации, действующей вдоль направления прокатки на исходные ламели цинка и приводящие к их фрагментации. Об этом свидетельствует ступенчатый вид цинковых включений, расположенных поперек действующих напряжений (рис. 2 б).

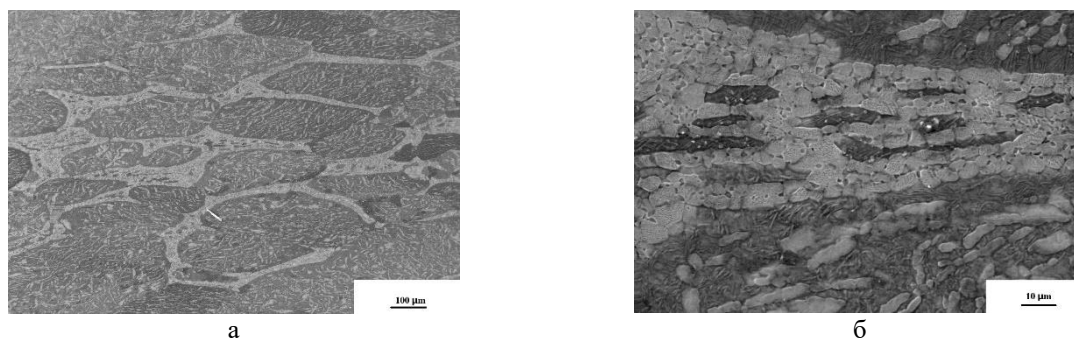


Рис. 2. Изображение структуры сплава системы Zn-0,8Li после горячей прокатки: (а) и структура материала (б)

Механические испытания на растяжение при комнатной температуре показали, что в исходном гомогенизированном состоянии сплав Zn-0,8%Li не пластичен, что не позволило определить характеристики прочности и пластичности. Наличие дендритной структуры и химической неоднородности в литом состоянии наряду с ограниченным количеством систем скольжения ГПУ-решетки Zn препятствуют движению дислокаций. Вследствие чего увеличение прикладываемого усилия практически сразу приводит к развитию магистральной трещины. Однако, в работе [3] было установлено, что предел прочности сплава Zn-0,8%Li составляет 213 МПа и относительное удлинение 0,4%.

После прокатки, вследствие трансформации дендритной структуры в зеренную, наблюдается повышение пластичности до 4%. При этом значение прочности составило 541 МПа, что выше аналогичных показателей этого сплава более чем в 2 раза по сравнению с литературными данными [3]. Следует отдельно отметить, что повышение пластичности до 4 % недостаточно для применения материала в конструкциях имплантатов, однако проведенные исследования показывают перспективность данного подхода. Дальнейшее увеличение пластичности сплавов системы Zn-Li возможно за счет применения схем интенсивных пластических деформаций.

Таким образом, исследования показали, что образцы, подвергнутые горячей прокатке при 300°C, продемонстрировали повышение предела прочности и текучести до 540 МПа и 485 МПа соответственно, а также увеличение пластичности до 4%.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №24-43-00154). Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Нанотех» (Уфимский университет науки и технологий).*

1. Bhowmik D., Chiranjib K.P. Sampath Kumar // Int. J. Pharm. Biomed. Sci. – 2010. – Vol. 1. – P. 05–11
2. Tian K., Bilal M. In: Abatement of Environmental Pollutants: Trends and Strategies, P. Singh, A. Kumar, A. Borthakur, Eds., Elsevier, Amsterdam. – 2019. – P. 313–330. – DOI:10.1016/C2018-0-03174-6.
3. High-performance hot-warm rolled Zn-0.8Li alloy with nano-sized metastable precipitates and sub-micron grains for biodegradable stents / Z. Li, Z.-Z. Shi, Y. Hao, et al. // J. Mater. Sci. Technol. – 2019. – Vol. 35. – P. 2618–2624. – DOI:10.1016/j.jmst.2019.06.009.

## Электропластический эффект в металлах: проблемы и решения

Хон Ю.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Явление резкого снижения сопротивления металла деформированию при пропускании импульсов электрического тока, обнаруженное в 1960-х годах, получило название электропластического эффекта (ЭПЭ) [1]. Под действием одиночного импульса электрического тока с амплитудой  $j_c \approx (10^8 - 10^9) \text{ Ам}^{-2}$  и длительностью  $\Delta t = 10^{-4} \text{ с}$  на кривой зависимости деформирующего напряжения  $\sigma$  от деформации  $\varepsilon$  образца, деформируемого с постоянной скоростью  $\dot{\varepsilon}_m \approx 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ , наблюдается резкое падение напряжения. При пропускании серии импульсов формируется характерная скачкообразная деформация. При указанных значениях  $j_c$  и  $\Delta t$  повышение температуры  $\Delta T \approx 10 \text{ К}$ . Дрейфовая скорость электронов не превышает 1 м/с. Деформация в магнитном поле (пинч-эффект) не влияет на протекание пластической деформации. Действие электрического тока прослеживается на всех стадиях пластической деформации при различных температурах деформирования. Максимальное действие электрического тока проявляется на пределе текучести кристаллов. Величина деформационного скачка возрастает с увеличением  $j_c$  и уменьшается с увеличением  $\dot{\varepsilon}_m$ . ЭПЭ наблюдается при плотности тока, превышающей пороговое значение. Надежно установлена дислокационная природа ЭПЭ. Например, на площадке текучести сплава NiTi, который деформируется фазовым превращением аустенита в мартенсит, под действием импульса электрического тока деформирующее напряжение не падает, а растет. Но на стадии деформационного упрочнения (при дислокационном скольжении) – падает.

К настоящему времени ЭПЭ подробно изучен экспериментально и широко используется в технологических процессах обработки металлов. Вместе с тем, вопрос о механизме ЭПЭ до сих пор остается дискуссионным. Существующие механизмы ЭПЭ не могут объяснить наблюдаемые особенности ЭПЭ.

В докладе рассматривается механизм электропластического эффекта в металлах, определяемый атермическими смещениями закрепленных дислокаций при неадиабатических переходах атомов Ландау-Зинера в открытой системе ядер и электронов. Показано, что кратковременный нагрев образца при прохождении импульса электрического тока увеличивает вероятность атермических смещений атомов, повышает скорость деформации, что приводит к падению деформирующего напряжения. В предложенной модели дается объяснение наблюдаемым экспериментально закономерностям электропластической деформации.

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

1. Троицкий О.А. // Письма в ЖЭТФ. – 1969. – Т. 10. – С. 18.

## **Модельное исследование формирования и эволюции деформационных субструктур ГЦК-металлов**

<sup>1,2</sup>Черепанов Д.Н.

<sup>1</sup>*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*

<sup>2</sup>*Томский университет систем управления и радиоэлектроники, Томск*

Деформационные субструктуры, изменяющиеся под деформирующими воздействиями на всех стадиях изготовления и применения продукции металлургии и определяющие эксплуатационные и технологические свойства металлических материалов, тщательно классифицированы в процессе их теоретического и экспериментального исследования. Однако пока имеются затруднения в использовании этих знаний для направленного поиска необходимых деформационных воздействий, приводящих к желаемым особенностям субструктур, с точки зрения практического применения металлов и сплавов. Эти затруднения связаны как с невозможностью проведения экспериментов со всевозможными комбинациями деформационных воздействий, а также с трудностями экспериментального определения параметров математических моделей, так и недостатком теоретических представлений об особенностях формирования и эволюции субструктур, экспериментальное исследование которых невозможно на данном этапе по разным причинам.

Так, например, потоками точечных дефектов можно объяснить такие процессы, как аннигиляция краевых дислокационных сегментов и аккомодация напряжений от дислокационных скоплений, образующихся на границах зон сдвига при активации дислокационных источников, но сами потоки не наблюдаемы, а теоретические об этих потоках в форме математических выражений содержат параметры, варьирующиеся в широких пределах. То же самое можно сказать о таких процессах, как формирование границ разориентации и динамическая рекристаллизация.

По этим причинам, теоретические исследования поведения металлических материалов под влиянием отдельных и комбинированных деформационных воздействий является наиболее эффективными как для проверки гипотез в процессах планирования экспериментов, так и для получения числовых характеристик субструктур для сравнения с экспериментальными данными. Детально разработанные математические модели пластической деформации, упрочнения и релаксации, могут служить инструментом направленного поиска с целью создания новых металлических материалов.

В работах [1 – 5] предложена математическая модель пластической деформации и упрочнения чистых ГЦК-металлов с высокой энергией дефекта упаковки, которая может служить основой дальнейших исследований. Модель основана на концепции упрочнения и отдыха, использует все достижения теоретической мысли относительно взаимодействия дефектов кристаллического строения и их самоорганизации в деформационные субструктуры, она качественно и до некоторой степени количественно позволяет воспроизвести известные экспериментальные данные, полученные многими исследователями для характеристик дефектов и субструктур, включая стадии фрагментации и формирования зёрен, как субструктур из малоугловых и большеугловых границ разориентации постепенно заполняющих весь объём деформируемого материала.

В представленных работах приведены основные принципы построения модели, уравнения модели, результаты моделирования и интерпретация результатов с уклоном в изучение влияния точечных дефектов процессы на формирование и эволюции деформационных субструктур, каждая из которых формируется в определённое время, достигает вершины своей эволюции, фиксируется экспериментально, а затем становится малозаметной на фоне следующей формирующейся субструктуры.

Для интерпретации результатов используются экспериментальные данные для наиболее изученных экспериментально чистых ГЦК-металлов: монокристаллов с максимально симметричной ориентацией, деформация которых начинается со второй стадии деформирования и поликристаллов с крупным зерном со схожими кривыми деформации.

Для зависимостей концентраций точечных дефектов от степени деформации характерен быстрый рост концентраций до некоторых максимальных значений, а затем вследствие интенсификации процессов взаимодействия с краевыми дислокационными сегментами, интенсивность накопления точечных дефектов снижается и в дальнейшем зависит от эволюции плотности сдвигообразующих дислокаций, выпускаемых дислокационными источниками в виде дислокационных петель, определённые части которых имеет краевую ориентацию.

Плотности дислокаций в динамических дипольных конфигурациях на начальном этапе деформирования сопоставимы с плотностью сдвигообразующих дислокаций и совместно с ними формируют границы неразориентированных ячеек, однако интенсификация аннигиляции диполей приводит к тому, что неразориентированная ячеистая субструктура с почти постоянной плотностью дислокаций в границах ячеек становится всё менее заметной на фоне повышения плотности малоугловых границ разориентации.

Дислокации в дислокационных обрывках, образующиеся при огибании барьеров с размерами значительно меньшими, чем свободные сегменты дислокационных петель, таких как короткие дислокационные соединения, совместно с дислокациями в дипольных конфигурациях, могут интерпретироваться как элементы клубковой субструктуры.

Малоугловые границы в формирующиеся перестроением дислокационных скоплений под воздействием потоков точечных дефектов присутствуют и во время наблюдения хаотической дислокационной структуры, и во время наблюдения неразориентированной субструктуры, однако их плотность становится заметной позднее и является подавляющей в процессе формирования фрагментированной структуры, являясь строительным материалом для границ фрагментов. При пересечении малоугловых стенок с винтовыми скоплениями образуются сетки, которые могут интерпретироваться как элементы сетчатой субструктуры.

Влияние точечных дефектов, образующихся при волочении элементарных порогов винтовыми сегментами дислокационных петель, на формирование зёрненной субструктуры является опосредованным, однако малоизученный процесс формирования большеугловых границ разориентировки перестроением скоплений малоугловых стенок наклона, по-видимому, также сопровождается самодиффузией. Процесс формирования зёрненной субструктуры представляется заполнением объёма материала большеугловыми границами разориентации, появляющимися на фоне фрагментированной субструктуры.

Таким образом, с точки зрения идей, служащих мотивацией создания представленной математической модели, точечные дефекты так или иначе оказывают решающее или опосредованное влияние на формирование и эволюцию деформационных субструктур.

Исследования по выявлению механизмов формирования и эволюции деформационных субструктур являются актуальными, а предложенный подход к построению математической модели формирования зёрненной субструктуры является новым.

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

1. Starenchenko V.A., Cherepanov D.N., Selivanikova O.V. Modeling of plastic deformation of crystalline materials on the basis of the concept of hardening and recovery // Russian Physics Journal. - 2014. – Vol. 57, Issue 2. – P. 139-151.
2. Starenchenko V.A., Cherepanov D.N., Solov'eva Y.V., Popov L.E. Generation and accumulation of point defects in FCC single crystals upon plastic strain // Russian Physics Journal. – 2009. – Vol. 52, № 4. – P. 398-410.
3. Черепанов Д.Н., Старенченко В.А., Селиваникова О.В. Генерация межузельных атомов в монокристаллах с ГЦК - структурой // Изв. ВУЗов. Физика. – 2015. – Т. 58, № 4. – С. 16-23.
4. Черепанов Д.Н., Вовнова И.Г., Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А. Моделирование субструктур, формирующихся при умеренных и мегапластических деформациях в ГЦК-монокристаллах // Известия вузов. Физика. – 2023. – Т. 66. № 8 (789). – С. 31-40.
5. Черепанов Д.Н., Соловьёва Ю.В., Старенченко В.А. Механизмы формирования и накопления разориентаций в деформируемых металлах и сплавах // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2024. – № 1. – С. 90–101.

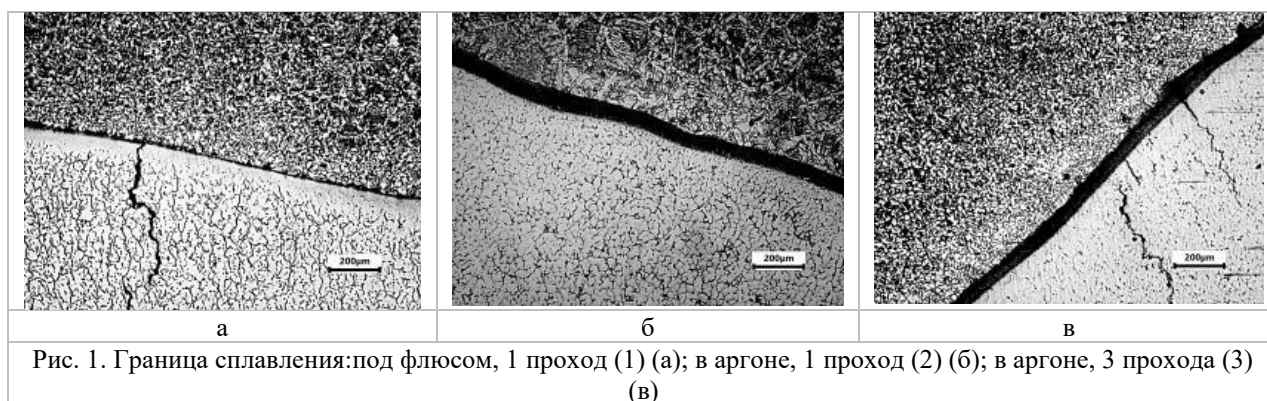


## Исследование структуры и свойств биметаллического соединения, полученного электродуговой наплавкой

Шляхова Г.В., Данилов В.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

При наплавке на низкоуглеродистую сталь (0,2% С), в зависимости от состава наплавляемого металла, в зоне сплавления могут получаться структуры с преобладающим количеством мартенсита или аустенита в зависимости от содержания углерода. На свойства металла наплавки и на образующуюся структуру наплавленного слоя большое влияние оказывает перемешивание основного и присадочного металлов. Обычно стремятся к небольшому перемешиванию наплавленного металла с основным. При наплавке нержавеющей стали на нелегированную сталь образуется резко выраженная переходная зона между наплавленным и основным металлом достаточно большой ширины. В данной работе исследовалось влияние различных способов электродуговой наплавки на качество биметаллического соединения. Наплавка осуществлялась на образцы размером 45x20x10 из низкоуглеродистой стали (сталь 20) плавящимися электродами из порошковой нержавеющей проволоки сплошного сечения диаметром 1,5 мм по трем вариантам: (1) – под флюсом в один проход; (2) – в аргоне, один проход; (3) – в аргоне, два прохода.



Установлено, что структура наплавленного металла, полученная по второму режиму более однородная, чем у образца по режиму (1). Сама граница раздела (сильно травящаяся область) имеет толщину  $\approx 70$  мкм и твердость почти в полтора раза выше, чем в среднем по наплавленному металлу, однако существенно ниже, чем в образце наплавленного по варианту (1) (сравн.  $(H\mu)_1 = 6420$  МПа и  $(H\mu)_2 = 4200$  МПа). Фазовый состав наплавленного металла – аустенит, мелкодисперсные карбиды и игольчатая составляющая в виде мелкодисперсного мартенсита. Выявлено, что наибольшее количество макро- и микропор образовалось в образце наплавленного по варианту (1). Вблизи границы раздела выявлены единичные микротрещины (рис. 1 а).

Показано, что соединение, выполненное по варианту (3), имеет неплохую однородную микроструктуру, по своей морфологии близка к варианту (2), но в наплавленном металле вблизи границы сплавления образовались крупные (макроскопические) трещины (рис. 1 в). Микротвердость в основной части наплавки (более 80 %) существенно не меняется по глубине. На оставшихся 20 % толщины наплавки она возрастает на  $\approx 15$  % и достигает максимума в приграничной области  $(H\mu)_3 = 4600$  МПа).

В целом соединение, выполненное по второму варианту, является наиболее совершенным (рис. 1 б). В нем нет дефектов типа трещин в наплавленном металле в границе сплавления.

*Работа выполнена в соответствии с государственным заданием на ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0011.*

## Вейвлет-преобразование сигналов PDV при баллистическом низкоскоростном нагружении

Юрина А.Д., Уваров С.В., Балахнин А.Н., Наймарк О.Б.

*Институт механики сплошных сред Уральского отделения РАН, Пермь*

Испытания материалов при низкоскоростном нагружении играют ключевую роль в научных исследованиях и инженерных разработках. Такие испытания позволяют глубже понять поведение материалов в условиях, которые более точно отражают реальные эксплуатационные сценарии, где нагрузки действуют постепенно и в течение длительного времени. Низкоскоростное нагружение позволяет анализировать процессы деформации и разрушения, что важно для материалов с комбинированными свойствами, такими как композиты, керамика и металлические сплавы. Эти испытания помогают выяснить, как материалы поглощают и распределяют энергию, формируют трещины и дефекты, и как эти процессы влияют на их прочность и долговечность. Такие испытания необходимы для разработки и валидации моделей прочности материалов, что важно для создания безопасных и надежных конструкций.

Используя цифровую обработку сигналов фотонной доплеровской велосиметрии (PDV) [1], исследование направлено на то, чтобы зафиксировать и проанализировать динамическую реакцию этих материалов на такие воздействия [2].

Испытания проводились на баллистической установке (рис. 1). Испытывались образцы силицированного графита и титанового сплава ВТ-6 с помощью сферического снаряда, выпускаемого из газобаллонного пистолета. Диаметр снаряда 4,5 мм, скорость снаряда около 110 м/с.

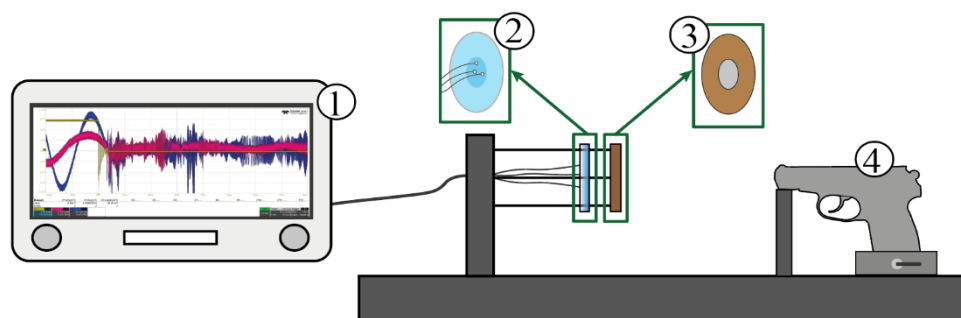


Рис. 1. Вид экспериментальной установки. 1 – осциллограф, 2 – коллиматоры, 3 – образец, 4 – газобаллонный пистолет

Результатом работы являются скорости образцов, полученные в результате обработки с помощью двух разных вейвлет-функций. Проведено сравнение (рис. 2) результатов обработки.

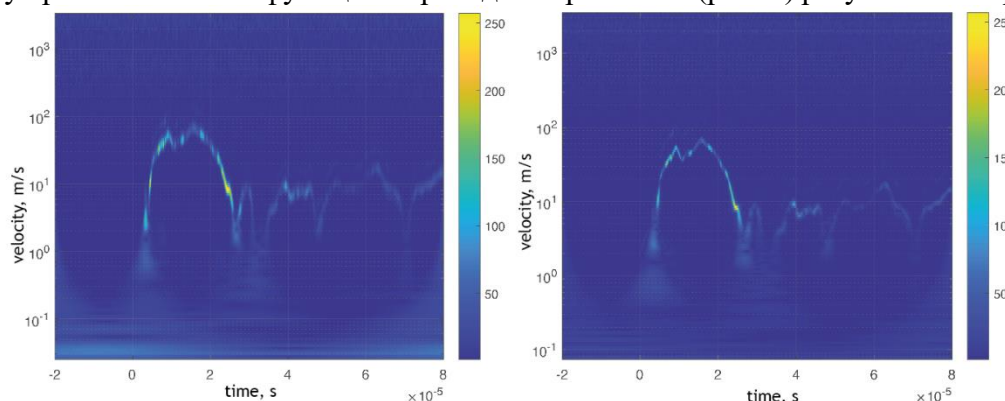


Рис. 2. Результаты обработки: с помощью функции Морле и с помощью ударной функции соответственно

Обработка с помощью ударной функции имеет меньшую зашумленность и поэтому большую точность результатов. Это связано с тем, что данная функция имеет быстро меняющуюся частоту так же, как сигнал PDV.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект 21-79-30041), <https://rscf.ru/en/project/21-79-30041/>.*

1. Dolan D. H. Extreme measurements with photonic Doppler velocimetry (PDV) // REV SCI INSTRUM – 2020. – Vol. 91. – №. 5.
2. Etemadi E., Zamani J., Jafarzadeh M. Physical constitutive equations for plastic deformation of FCC metals subjected to high strain rate loading // P I MECH ENG L-J MAT. – 2018. – Vol. 232. – №. 2. – P. 106-120.

## Investigation of hardening of cast austenitic steel 60X24AG16

Deryugin E.E., Vlasov I.V., Gomorova Yu.F.

*Institute of Strength Physics and Materials Science Siberian Branch, Russian Academy of Sciences, Tomsk*

Based on the numerical analysis of experimental deformation diagrams, the characteristics of deformation hardening of a low-plastic cast austenitic alloy 60X24AG16 under uniaxial tension and three-point bending are studied.

The material of the study was cast austenitic steel 60X24AG16 with the following composition (% by weight): 24.4 Cr; 16.4 Mn; 1.1 Si; 0.18 Ni; 0.57 C; 0.7 N; 0.017 S; the rest Fe.

Rods with a square cross section of 5x5 mm and a length of 50 mm were tested using the 3-point deflection method. The samples were placed on supports with an edge at a distance of 48 mm from each other. Flat samples with stretching heads with a cross section of 5x5 mm and a length of the working part of 48 mm were cut out of the ingot by an electro erosion method.

The samples were loaded at a rate of 0.3 mm/min. As a result, a digital recording of the deformation diagram of the material was obtained under specified boundary deformation conditions.

To determine the mechanical characteristics of the material, a special algorithm has been developed that allows, according to experimental deformation diagrams, to determine with great accuracy the dependence of the coefficient of deformation hardening on the magnitude of deformation. In addition, based on the obtained dependence, the dependence of the hardening rate on deformation was determined using a similar algorithm.

The experimental force-displacement relationship ( $P-\lambda$ ) was divided into elastic and nonlinear parts. The nonlinear part of the dependence  $P-\lambda$  was represented analytically as a polynomial of the 9th degree, using the capabilities of the standard OriginPro program. The analytical representation of the dependence  $P-\lambda$  made it possible to use the approach proposed in [1], using a minimum and constant distance between neighboring points of the polynomial record. This has allowed with high accuracy to determine the dependence of the coefficient of strain hardening  $\theta = dP/d\lambda$  and speed of strain hardening  $\eta = d^2P/d\lambda^2$  of the deformation (Fig. 1).

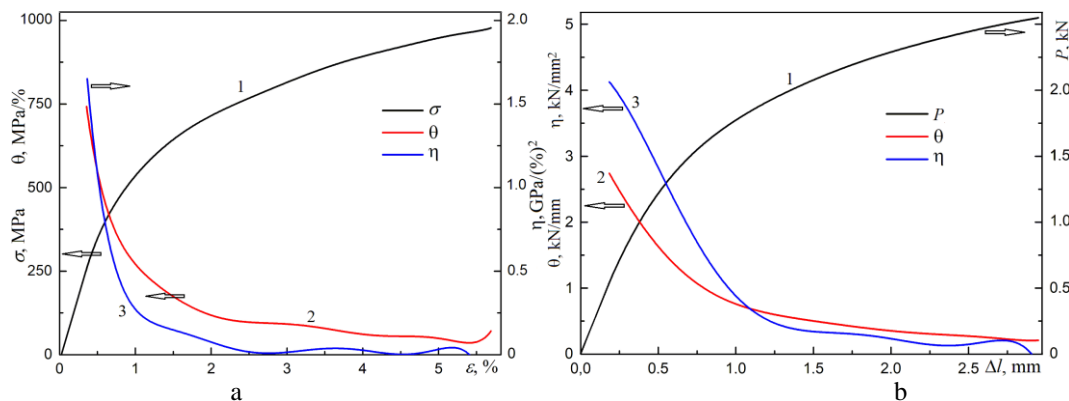


Fig. 1. Dependences of  $\sigma$ (1),  $\theta$  (2) and  $\eta$  (3) on strain in the stretching mode (a) and 3-point deflection (b)

Despite the different boundary conditions of loading, the same qualitative behaviour of these characteristics is observed.

The decrease in the rate of deformation hardening during deformation occurs in two stages (curve 2). From the maximum value of  $\theta_{\max}$ , the hardening coefficient  $\theta$  first decreases rapidly to small values, then a slight change occurs before destruction.

Similarly, starting from  $\eta_{\max}$ , the hardening rate also changes (curve 3).

The destruction of the samples is brittle. There are no signs of viscous destruction.

*This work was performed within the government statement of work for the ISPMS SB RAS (research line FWRW-2021-0009).*

# The electron beam weld microstructure in Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting technology

Perevalova O.B., Panin A.V., Kazachenok M.S., Martynov S.A.  
Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk

The microstructure, phase and elemental compositions in various zones of the welded joint obtained by electron beam welding (EBW) were studied using the methods of X-ray diffraction analysis, optical metallography and transmission electron microscopy. EBW was produced on Ti-6Al-4V alloy samples prepared using additive technology, namely selective laser melting (SLM). The microstructure in fusion zone (FZ), heat affected zone (HAZ), base metal zone (BM) of the welded joint is represented by primary  $\beta$ -grains containing  $\alpha/\alpha'$ -laths. However, the shape of the primary  $\beta$ -grains in the FZ becomes anisotropic, and their transverse dimensions increase compared to the BM zone. At the same time, the transverse dimensions of the  $\alpha/\alpha'$ -laths located inside the primary  $\beta$ -grains also increase (Fig.1). Long straight dislocations and low-angle boundaries are formed in  $\alpha/\alpha'$ -laths (Fig.2). The listed changes in the microstructure are due to the cooling rate decrease in the FZ molten pool compared to the BM cooling rate during SLM printing. The  $\alpha'$ -phase volume fraction decreases and the  $\beta$ -phase volume fraction increases due to the  $\alpha' \rightarrow \alpha'' + \beta + \alpha$  phase transformation in FZ (Table). The low-angle boundaries and dislocation structure in the  $\alpha/\alpha'$ -laths create a strengthening effect in the FZ, which leads to microhardness increase compared to the BM zone (Table).

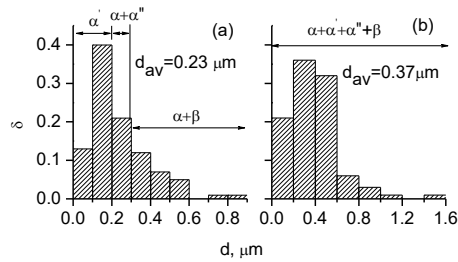


Fig. 1. Distribution of  $\alpha$ -phase laths depending on their transverse dimensions (a) in the BM zone and (b) in the FZ of the welded joint. The arrows indicate the size ranges of the laths, in which the main phase is  $\alpha$  or  $\alpha'$ , and the second phases are  $\alpha''$  or  $\beta$ -phase in the interlath layers

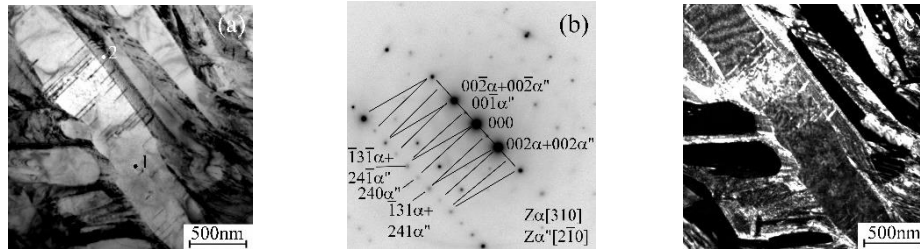


Fig. 2. The TEM (a) bright- and (c, d) dark-field images of the FZ microstructure and the (b) associated SAED pattern with indexing scheme. The TEM dark-field images are obtained (c) in the combined reflections  $00\ \bar{2}$  of the zone axis  $[310]\ \alpha$ -phase and  $002$  of the zone axis  $[2\ \bar{1}0]\ \alpha''$ -phase

Table . Microhardness  $H_\mu$ ,  $a$  and  $c$   $\alpha$ -phase crystal lattice parameters and their ratio  $c/a$ , microstrain  $\varepsilon$  of the  $\alpha$ -phase crystal lattice, elastic residual macrostresses  $\sigma_{//}$ , volume fraction  $\delta$  of the residual  $\beta$ - and  $\alpha'$ -phases in the BM zone and FZ of the welded joint sample

3D-printing	Zone	$H_\mu$ , GPa	Parameters of the crystal lattice, nm		$c/a$	$\varepsilon$	$\sigma_{//}$ , GPa	$\delta$ , %	
			$a$	$c$				$\beta$	$\alpha'$
SLM	BM	4.2	0.2911	0.4667	1.603	0.002	0.3	3	16
	FZ	5.5	0.2917	0.4683	1.605	0.001	-1.0	6	-

The work was performed according to the Government research assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2021-0010. The research was carried out using the equipment of the Nanotech Shared Use Center of ISPMS SB RAS.

### **Секция 3. Моделирование поведения материалов на различных масштабах и компьютерный дизайн**

## Численное моделирование изменения внутреннего строения керна при квазипластическом деформировании горных пород

<sup>1,2</sup>Антонов А.М., <sup>2</sup>Дубиня Н.В., <sup>1,2</sup>Вершинин А.В.

<sup>1</sup>Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва

<sup>2</sup>Институт физики Земли им. О.Ю. Шмидта РАН, Москва

В настоящее время создание геомеханических моделей стало важной и неотъемлемой частью планов разработки месторождений нефти и газа. Для проведения геомеханического моделирования необходимо задать параметры среды, такие как упругие свойства, предел прочности и угол внутреннего трения [1]. Зная механические свойства породы, можно рассчитать распределения напряжений и деформаций и совместно интерпретировать их с геологическими и геофизическими данными.

Механические процессы, происходящие в горных породах, могут влиять на их внутреннюю структуру [2]. Особенно хорошо это заметно при деформации в закритическом состоянии, когда происходит накопление необратимых (пластических) деформаций и разрушение породы [3]. Изменения во внутренней структуре породы приводят к изменению ее механических свойств, статических и динамических упругих модулей, прочностных свойств. Накопление необратимых деформаций может укрепить среду и вызвать развитие дефектов, а возникновение и распространение микротрещин могут привести к разрушению.

В исследовании [4] были получены экспериментальные данные по сжатию керна в лабораторных условиях; при этом на цилиндрический образец породы оказывалась радиальное давление и осевая нагрузка, выводящая материал в закритическое состояние с накоплением пластических деформаций. В процессе эксперимента материал циклически нагружался и разгружался несколько раз. При этом наблюдалось локальное упрочнение материала и возникновение зоны трещинообразования.

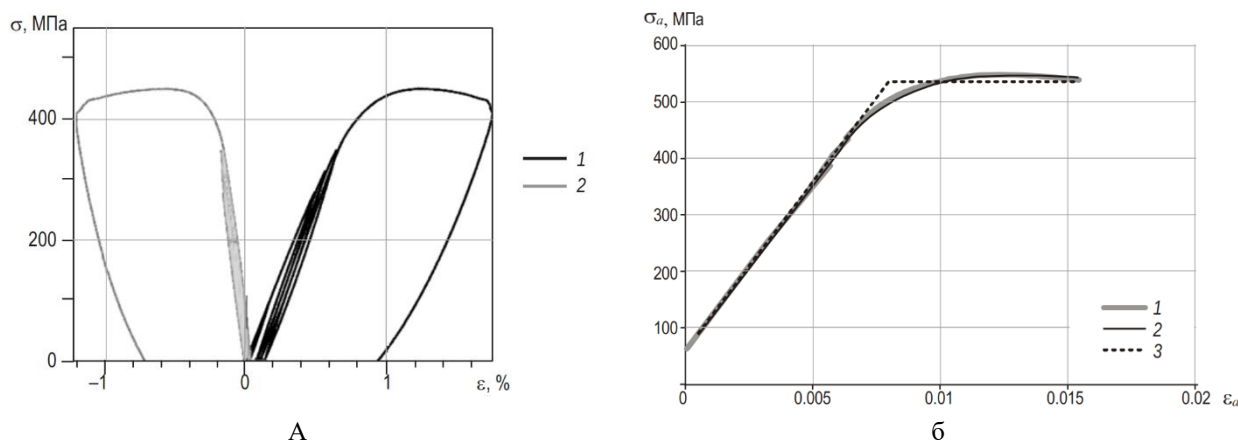


Рис. 1. Экспериментальная диаграмма трехосного испытания образца (а) экспериментальная и расчетная диаграммы демпфирования (б)

В настоящей работе проводится численное моделирование изменения внутреннего строения керна при квазипластическом деформировании. В качестве модели поведения горных пород взят закон неассоциированного пластического течения с условием текучести Друккера–Прагера, при этом величина угла внутреннего трения материала динамически корректировалась согласно теории упрочнения, представленной в работе [5]. Граничные условия на радиальное давление были взяты в соответствии с экспериментальными данными по многоэтапному нагружению [4], однако вместо осевого давления была задана осевая деформация, что точнее отразило суть эксперимента в модели.

В качестве основного численного метода был использован метод спектральных элементов с элементами, эффективность которого была отмечена при решении схожих задач [6, 9]. Для проверки численной сходимости решения были задействованы спектральные



элементы высших порядков.

Распределение материала и внутреннее строение керна было реконструировано по результатам многоуровневого ультразвукового сканирования образца [4]. По этим данным была построена радиально-симметричная конечноэлементная модель.

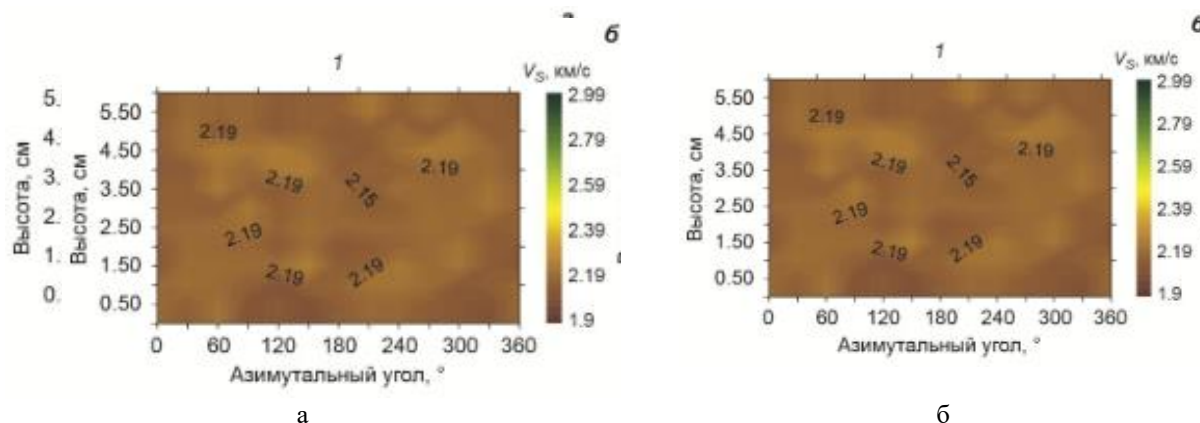


Рис. 2. Распределение скоростей продольных (а) и поперечных (б) упругих волн в модели

Основная часть вычислительной работы проведена посредством CAE Fidesys [8]. Были дополнительно проведены вычисления на GPU, что позволило уточнить вычисления в нелинейной пластической модели с использованием спектральных элементов высших порядков с более мелкой сеткой модели.

По итогам численного моделирования была получена картина концентраторов в моделируемой зоне трещинообразования, и пластическая деформация образцов керна, схожая с данными эксперимента. Была уточнена математическая модель квазипластического деформирования керна и разработаны программные инструменты, позволяющие эффективно оценивать пластические свойства горной породы.

1. Garagash I.A., Dubovskaya A.V., Bayuk I.O., Tikhotskiy S.A., Glubokovskikh S., Korneva D.A., Berezina I.A. 3D geomechanical modeling of oil field on the basis of a model of the mechanical properties for the task of wells construction // Proceedings of the SPE Russian Oil & Gas Exploration and production. Moscow, 2015. 11 p.
2. Vermeer P.A., de Borst R. Non-associated plasticity for soils, concrete and rock // Heron. – 1984. – V. 29, N 3. – P.1–64.
3. Lajtai E.Z., Scott Duncan E.J., Carter B.J. The effect of strain rate on rock strength // Rock Mech. Rock Eng. 1991. V. 24, Iss. 2. P.99–109. <https://doi.org/10.1007/BF01032501>
4. Изучение изменения внутреннего строения при квазипластическом деформировании горных пород в лабораторных условиях / Н.В. Дубиня, М.А. Краснова, Д.Е. Белобородов, А.М. Леонова, О.А. Тихоцкая // Сейсмические приборы. – 2023. – Т. 59, № 3. – С.32–57
5. Определение горных пород по данным трехосных испытаний / И.А. Гарагаш, Н.В. Дубиня, О.А. Русина, С.А. Тихоцкий, И.В. Фокин // Геофизические исследования. – 2018. – том 19, № 3. – С. 57-72.
6. В. А. Левин, К. Ю. Крапивин. Теоретический и численный анализ локализации пластических деформаций в изотропных дилатирующих неассоциативных средах в условиях плоской деформации // Чебышевский сборник. – 2022. – Том 23 №4. – С. 228-250
7. Левин В.А. Цифровое средство производства - пакет для прочностного инженерного анализа как инструмент трансфера фундаментальных научных результатов в промышленность на примере пакета Фидесис и теории многократного наложения больших деформаций // Известия Российской академии наук. Механика твердого тела. – 2023. – N2. – С.90-114
8. Полноволновое сейсмическое моделирование на основе цифровой геологической модели с использованием метода спектральных элементов. в сейсморазведке на основе цифровой геологической модели с использованием метода спектральных элементов / Ампилов Ю.П., Вершинин А.В., Левин В.А., Петровский К.А., Приезжев И.И., Токарев М.Ю., Штейн Я.И. // Цифровые технологии в добыче углеводородов: цифровая независимость. Сборник тезисов науч.-техн. конф. – Уфа, РН-БашНИПИнефть, 2023, 264 с



# **Оценка напряженно-деформированного состояния участков земной коры разного масштаба на территории Западно-Сибирской плиты на основе численного моделирования**

Ахметов А., Смолин И.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Оценка деформационных процессов и напряженного состояния в литосфере является одной из фундаментальных задач в науках о Земле. Структура земной коры и верхней мантии является очень разнообразной из-за активных геотектонических процессов, которые постепенно изменяют облик Земли. Следствием данных процессов является возникновение землетрясений, оползней, обвалов и т.д., а также возникновение месторождений полезных ископаемых в определенных регионах. Прогноз опасных геотектонических процессов с целью возможного предотвращения их разрушительных последствий, а также условий образования ловушек углеводородов с целью выявления потенциальных областей их месторождений, основан, в том числе, и на знании напряженно-деформированного состояния верхних слоев земной коры. Для решения представленной проблемы представляет интерес применение многоуровневого подхода, который позволяет детально оценить напряженно-деформированное состояние литосферы на разных масштабах.

Актуальной задачей является разработка физико-математических моделей и методов для расчета напряженно-деформированного состояния земной коры и верхней мантии. В настоящее время многие исследователи используют комбинированные термо-вязко-упруго-пластические модели [1], которые позволяют описать эволюцию литосферы Земли с учетом геолого-геофизических процессов влияния мантийного слоя на структуры земной коры.

Целью данной работы является моделирование напряженно-деформированного состояния участков литосферы разного масштаба в области потенциальных месторождений углеводородов. В качестве объекта исследования была выбрана Баженовская свита, которая содержит огромные трудноизвлекаемые запасы нефти и газа и расположена на территории Западно-Сибирской плиты [2–4].

В ходе выполнения научного исследования были созданы модели структуры разного масштаба геологических объектов Западно-Сибирской плиты на основе подробного анализа геолого-геофизических данных геологического профиля «Кварц», была модифицирована модель упругопластической среды Друкера–Прагера–Николаевского с неассоциированным законом пластического течения путем применения прочностной модели «cratonic jelly sandwich», проведено численное исследование напряженно-деформированного состояния участка литосферы и проанализированы особенности локализации пластической деформации и распределения параметров напряженного состояния в слоях литосферы в выбранном регионе, и затем сопоставлены результаты компьютерного моделирования с картой разломов земной коры и местоположениями залежей нефти и газа на территории Западно-Сибирской плиты [5, 6].

На основе полученных результатов была проведена попытка сопоставления результатов компьютерного моделирования с экспериментальными геологическими данными для предварительной оценки выявления полезных ископаемых в толще земной коры. Полученные результаты могут быть полезны в ходе добычи полезных ископаемых и ведении подземных работ.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-71-01086, <https://rscf.ru/project/23-71-01086/>.*

1. Burov E. Rheology and strength of the lithosphere // Marine and Petroleum Geology. – 2011. – Vol. 28. – P. 1402–1443. – DOI: 10.1016/j.marpetgeo.2011.05.008
2. Гурари Ф.Г. Геология и перспективы нефтегазоносности Обь-Иртышского междуречья. – Л.:Гостехиздат., 1959. – 174 с.
3. Баженовская свита - главный источник ресурсов нетрадиционной нефти в России / А. Конторович, Л.

- Бурштейн, В. Казаненков, В. Конторович, Е. Костырева, Е. Пономарева, С. Рыжкова, П. Ян // Георесурсы, Геоэнергетика, Геополитика. – 2014. – №2(10). – С. 1 – 8.
4. Распределение органического вещества в породах баженовского горизонта (Западная Сибирь) / А. Конторович, Е. Пономарева, Л. Бурштейн, В. Глинских, Н. Ким, Е. Костырева, М. Павлова, А. Родченко, П. Ян // Геология и геофизика. – 2018. – Т. 59. – № 3. – С. 357–371.
5. Ахметов А.Ж., Смолин И.Ю. Компьютерное моделирование напряженно-деформированного состояния Тунгусской синеклизы и Якутско-Вилуйской крупной изверженной провинции // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика, 2022. – № 75. – С. 52–66. – DOI: 10.17223/19988621/75/5.
6. Кочарян Г.Г., Будков А.М., Кишкина С.Б. Влияние структуры зоны скольжения разлома на скорость распространения разрыва при землетрясении // Физическая мезомеханика. – 2022. – Т. 25, № 4. – С. 84 – 93. – DOI: 10.55652/1683-805X\_2022\_25\_4\_84

## Исследование угла поворота сечений тетрахирального метаматериала при изменении параметров его структуры

Ахметшин Л.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Метаматериалы представляют собой искусственно созданные (структурированные) композиты, уникальные свойства которых обусловлены их структурой, а не химическим составом. Механические метаматериалы представляют собой подвид метаматериалов, наравне с оптическими, акустическими и многими другими, и характеризуются необычными механическими свойствами. Ячеистые метаматериалы представляют собой класс механических метаматериалов, характеризующихся повышенной пористостью. Поведение таких материалов существенно зависит от их микроструктурной геометрии и внутренней структуры [1]. В этот класс материалов входит и тетрахиральный метаматериал, необычные свойства которого проявляются при одноосном нагружении. При сжатии образца из тетрахирального метаматериала наблюдается поворот его сечений (скручивание). В предыдущих работах было показано два способа соединения ячеек в метаматериале: присоединение и внахлест. Для первого метода были изучены зависимость поворота при изменении значений параметров тетрахиральной структуры. В настоящей работе получены результаты для образца, в котором ячейки соединялись методом внахлест и варьировались площадь поперечного сечения ( $S$ ) структурных элементов метаматериала и размер кольца.

Исследование проводилось с использованием математического моделирования методом конечных элементов. Постановка краевой задачи выражается системой уравнений теории упругости для интересующих нас полей перемещений  $u_i$  и напряжений  $\sigma_{ij}$  в трехмерной постановке. Система включает уравнения равновесия, соотношения Коши для определения деформаций через перемещения и определяющие соотношения (закон Гука).

Возможность скручивания связана с наличием кольца в структуре элементарной ячейки метаматериала. Результаты получены для различных площадей поперечного сечения элементов структуры метаматериала (связок и колец), которые варьировались от 1 до 25 мм<sup>2</sup>, поведение кривых одинаково. При увеличении радиуса кольца, увеличивается угол поворота. После достижения максимального значения, наблюдалось резкое снижение значения угла поворота, что вызвано увеличением площади контакта кольца со связками в структуре метаматериала.

Величина угла поворота сечений увеличивается с уменьшением удельного объема механического метаматериала в образце. При  $S = 25$  мм<sup>2</sup> пик возникает раньше, а это означает, что чем больше площадь поперечного сечения структуры метаматериала, тем раньше образец метаматериала достигнет своего предела. Эта тенденция не сохраняется при относительно малых значениях площади поперечного сечения, так как наибольшее значение угла поворота достигается при  $S = 4$  мм<sup>2</sup>.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.*

1. Akhmetshin L.R., Smolin I.Yu. Characterization of a chiral metamaterial depending on the type of connection between unit cells // Proc. Inst. Mech. Eng., Part C: J. Mech. Eng. Sci. – 2022. – Vol. 236. – No. 19. – P. 10214–10220. – DOI: 10.1177/09544062221101832

## Разрушение железобетона электрическими импульсными разрядами: эксперимент и моделирование

<sup>1</sup>Бакеев Р.А., <sup>2</sup>Юдин А.С., <sup>2</sup>Кузнецова Н.С., <sup>2</sup>Жгун Д.В., <sup>1</sup>Стефанов Ю.П.

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

<sup>2</sup>Школа новых производственных технологий Томского политехнического университета, Томск

В настоящее время в промышленно развитых странах значительно повысился интерес к повторному использованию бетонного лома. Проблема утилизации и переработки отходов строительного производства становится все более важной, в том числе это касается некондиционных железобетонных фундаментов и конструкций, исчерпавших свой ресурс. Необходимость утилизации устаревшего жилого фонда, а также бетонного лома требуют разработки эффективных технологий разрушения с целью возможности повторного использования бетонных отходов в строительной промышленности. Одной из основных задач таких технологий является полное отделение арматуры от бетона с целью использования арматуры для переплавки, а щебня и цементного камня – для повторного использования. Извлеченная арматура может использоваться во вторичном производстве изделий либо идти на переплавку. Таким образом, переработка железобетонных отходов, создание эффективных способов их разрушения и утилизации становится перспективным и высокорентабельным производством, решающим важнейшие экологическую и экономическую задачи.

Универсальным и наиболее перспективным методом разрушения железобетонных и подобных конструкций можно считать метод электроразрядного (электроимпульсного) разрушения, основанный на «эффекте Воробьевых» [1–3]. Он заключается в формировании разрядного канала между высоковольтным электродом, расположенным на поверхности железобетонного изделия, и арматурным каркасом, размещенным в толще изделия в процессе его изготовления [4–7] или между двумя наложенными на одну поверхность электродами [8,9]. Высокое давление, развиваемое в канале (до 300–500 МПа) и температура (10–20·10<sup>3</sup> К), приводят к его расширению и возникновению волн, формирующих поле растягивающих и сжимающих механических напряжений, а также к локализации необратимой деформации и формированию сети трещин. В итоге в окрестности канала разряда происходит откол отдельных фрагментов с последующим освобождением арматурного каркаса.

В работе приведены данные физических экспериментов разрушения железобетона электрическими разрядами, представлены результаты компьютерного моделирования импульсного воздействия на железобетон от расширяющегося канала разряда. Данная модель [10–12] может быть использована для проведения оптимизационных компьютерных экспериментов с целью поиска наиболее энергетически выгодных режимов работы электроимпульсного оборудования, а также для исследования поведения различных материалов в условиях импульсных механических нагрузок.

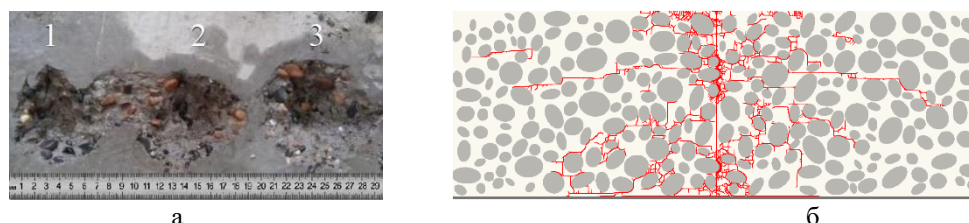


Рис. 1. Поверхность разрушенного образца бетона, 1,2,3 – каверны, сформированные в местах расположения электрода (а); результат моделирования воздействия трёхкратным разрядом, разрушение цемента (б)

Согласно результатам физических экспериментов и данным компьютерного моделирования разрушение начинается вблизи каменных включений и в месте контакта канала разряда с арматурой. При данной энергетике и конфигурации электродов, когда канал разряда ориентируется перпендикулярно к свободной поверхности, разрушение возможно

только в многоимпульсном режиме. Увеличить производительность возможно либо за счет увеличения энергии единичного импульса, либо за счёт длительности и числа импульсов.

Анализ результатов численного моделирования позволяет сформулировать следующие выводы. При однократном разряде в цементе формируются отдельные трещины, происходит отслаивание цемента от арматуры. Этого явно не достаточно для выкрашивания материала и формирования каверны. При двух- и трёхкратном разряде следующие за первым фронтом волны сжатия-разрядения проходят по уже повреждённой, ослабленной среде, и, как следствие, уровень растягивающих напряжений на концентраторах напряжений достаточен для формирования протяжённых трещин отрыва, направленных как вдоль свободной поверхности, так и параллельно фронту волны сжатия. Увеличение длительности каждого импульса приводит к дополнительному росту трещин.

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

1. Воробьев А.А. Разрушение горных пород электрическими импульсными разрядами. –Томск: ТГУ, 1961.
2. Электрический пробой и разрушение твердых диэлектриков // Воробьев А.А., Воробьев Г.А. – М.: Высш. школа, 1966.
3. Месяц Г.А. О природе „эффекта Воробьевых“ в физике импульсного пробоя твердых диэлектриков. // Письма в ЖТФ. – 2005. – Т. 31. – № 24. – С. 51-59.
4. Капишников Н.К., Лебедев В.А., Липов Г.В. Особенности электроимпульсного разрушения железобетонных конструкций с повышенной плотностью элементов арматурного каркаса // Известия ВУЗов. Физика. – 2004. – №1. – С. 1-4.
5. Narahara S, Namihira T, Nakashima K, Inoue S, Iizasa S, Maeda S, et al. Evaluation of concrete made from recycled coarse aggregates by pulsed power discharge. // Pulsed Power Conference, 2007 16th IEEE Int, Dig. Tech. Pap.. – 2007. – Vol. 1 – P. 748–751.
6. Dynamic fragmentation of concrete using electric discharge impulses // Koji Uenishi, Hiroshi Yamachi, Keisho Yamagami, Ryo Sakamoto // Constr. Build. Mater. – 2014. – Vol. 67, Part B. – P. 170-179.
7. Controlled disintegration of reinforced concrete blocks based on wave and fracture dynamics // Koji Uenishi, Naoyuki Shigeno, Shintaro Sakaguchi, Hiroshi Yamachi, Junichiro Nakamori // Procedia Struct. Integr. – 2016. – V. 2. – P. 350-357.
8. Concrete Demolition and Surface Scraping using High Voltage Pulse Discharge // Kazuo Murakami, Yasuhiro Dosho, Kensuke Uemura and Hiroshi Kimura // J. Adv. Concr. Technol.. – 2018. – Vol. 16. – No.8. – P. 358-367.
9. Резание горных пород электроимпульсным способом // Журков М.Ю., Дацкевич С.Ю., Журавлев М.В., Юдин А.С. // Известия ВУЗов. Физика. – 2022. – Т. 65. – №11. – С. 48-51.
10. Deformation and Fracture Behavior of Particle-Reinforced Metal Matrix Composites and Coatings // Balokhonov, R.R., Romanova, V.A., Buyakova, S.P., Kulkov, A.S., Bakeev, R.A., Evtushenko, E.P., and Zemlyanov, A.V. // Phys. Mesomech. – 2022. – Vol. 25. – No. 6. – P. 492–504.
11. Radchenko, P.A., Batuev, S.P., and Radchenko, A.V., Effect of Projectile Rotation on High-Velocity Impact Fracture. // Phys. Mesomech. – 2022. – Vol. 25. – No. 2. – P. 119–128.
12. Wilkins M.L. Computer Simulation of Dynamic Phenomena. – Berlin–Heidelberg–New York: Springer-Verlag, 1999.

## Первопринципный подход для оценки коэффициента диффузии кислорода в TiN

<sup>1</sup>Бакулин А.В., <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

Нитрид титана является твердым керамическим материалом, широко используемым в современной промышленности. Однако область его применения ограничена, поскольку он окисляется на воздухе при температурах выше 673 К. Известно, что при окислении титана и его сплавов возможно формирование пленок нитрида титана вследствие проникновения азота из атмосферы. В работах [1, 2] было показано, что формирование слоев TiN наблюдается на интерфейсе между оксидной пленкой (TiO<sub>2</sub>) и титановой подложкой, что, по мнению авторов, ведет к повышению коррозионной стойкости титана. Аналогично объяснялось повышение стойкости к окислению сплавов на основе Ti-Al. Несмотря на то, что с формированием пленок нитрида титана связывают замедление диффузии кислорода к области окисления, в настоящее время отсутствуют теоретические работы, в которых изучались механизмы его диффузии в данном материале.

Расчеты атомной и электронной структуры TiN проводились методом проекционных присоединенных волн [3, 4] в плоско-волновом базисе. Для оценки энергий активации диффузии необходимо знать энергии образования дефектов. Проведенные расчеты показали, что легче всего образуется дефект замещения азота кислородом, тогда как образование азотной вакансии и внедрение кислорода в междоузлие требуют большей энергии. Были рассмотрены два механизма диффузии кислорода в TiN: междоузельный (рис. 1а) и вакансионный (рис. 1б,в). Последний может быть реализован двумя разными переходами: прямым через седловую точку, расположенную в центре квадрата, образованного двумя атомами титана и двумя вакансиями азота (рис. 1б), и непрямым с седловой точкой в 8с позиции внедрения (рис. 1в). Энергия миграции для прямого перехода равна 2,55 эВ, для непрямого – 2,32 эВ. Поскольку с геометрической точки зрения оба перехода равнозначны и отличаются лишь положением седловой точки, то с большей вероятностью будет реализовываться не прямой переход с меньшей энергией миграции. В то же время для междоузельного механизма диффузии кислорода энергия миграции составляет 2,03 эВ. Поскольку оба механизма реализуются с помощью одного атомного прыжка, то коэффициент диффузии можно оценить по формуле:

$$D = fc\Gamma \frac{1}{Z} \sum_{i=1}^Z d_i^2, \quad (1)$$

где  $f$  – корреляционный фактор,  $c$  – концентрация дефектов, с помощью которых реализуется диффузия,  $\Gamma$  – частота прыжков,  $d_i$  – длина проекции  $i$ -го прыжка на выделенное направление,  $Z$  – число возможных прыжков из начальной позиции.

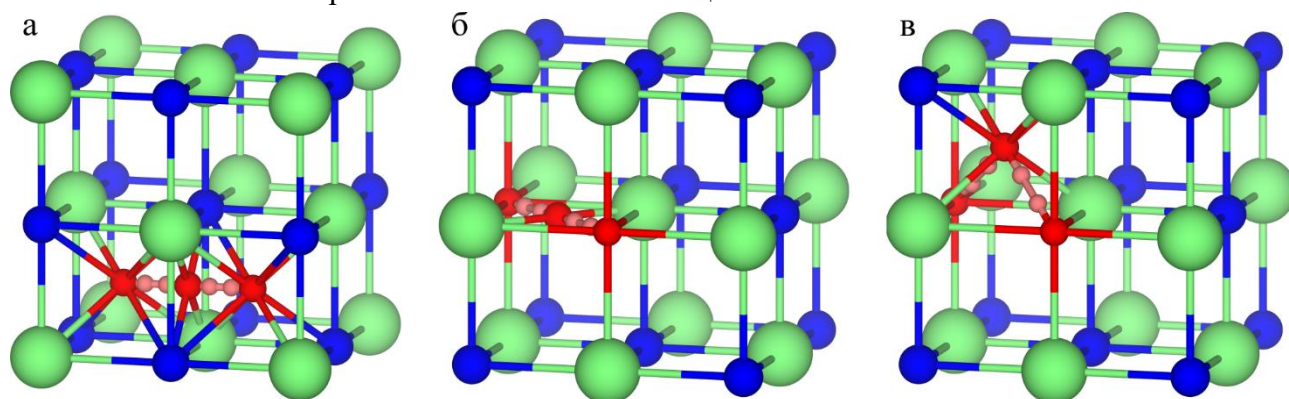


Рис. 1. Пути миграции атома кислорода в рамках междоузельного (а), прямого (б) и непрямого (в) вакансионного механизмов диффузии. Начальная, конечная и седловая позиции показаны красными шарами, промежуточные изображения – розовыми

В случае междоузельной диффузии только два из шести прыжков приводят к ненулевой проекции смещения атома кислорода направление  $\langle 100 \rangle$  и коэффициент диффузии в рамках междоузельного механизма равен:

$$D_I = 1,75 \cdot 10^{-7} \exp\left(-\frac{4,29}{k_B T}\right) \text{ м}^2/\text{с}. \quad (2)$$

В случае диффузии кислорода по N-подрешетке проекция перемещения атома отлична от нуля для восьми из двенадцати прыжков, а для коэффициента диффузии в рамках вакансионного механизма было получено следующее выражение:

$$D_S = (x + c^{\text{term}}) 2,07 \cdot 10^{-7} \exp\left(-\frac{2,32}{k_B T}\right) \text{ м}^2/\text{с}, \quad (3)$$

где  $x + c^{\text{term}}$  концентрация вакансий, при этом  $x = 0,0-0,4$  [5]. Зависимости коэффициентов диффузии от обратной температуры показаны на рис. 2а. Видно, что в случае нитрида титана стехиометрического состава ( $\text{TiN}_{1,0}$ ), коэффициент диффузии для двух механизмов отличается лишь на один–два порядка. В то же время появление нетермических вакансий ( $\text{TiN}_{0,6}$ ) приводит к существенному повышению коэффициента диффузии кислорода. На рис. 2б, в показан интервал изменения коэффициента диффузии кислорода  $D_S$  в легированном TiN при 1000 К и концентрации примеси, равной 5 ат.%. Нижний предел соответствует  $\text{TiN}_{1,0}$ , а верхний предел – случаю  $\text{TiN}_{0,6}$ . Видно, что примеси начала и конца 4d-периода (Y, Zr и Rh, Pd, Ag, Cd) снижают коэффициент диффузии, а влияние V, Cr, Nb, Mo, Tc, Ru, Ta, W выражены слабее. Примеси s,p-элементов также преимущественно снижают коэффициент диффузии кислорода, лишь Si незначительно увеличивает его, а Al практически не влияет. Установлено, что изменения коэффициента диффузии кислорода коррелируют с изменениями в миграционном барьере вблизи примеси: практически все примеси снижают коэффициент диффузии и увеличивают энергию активации.

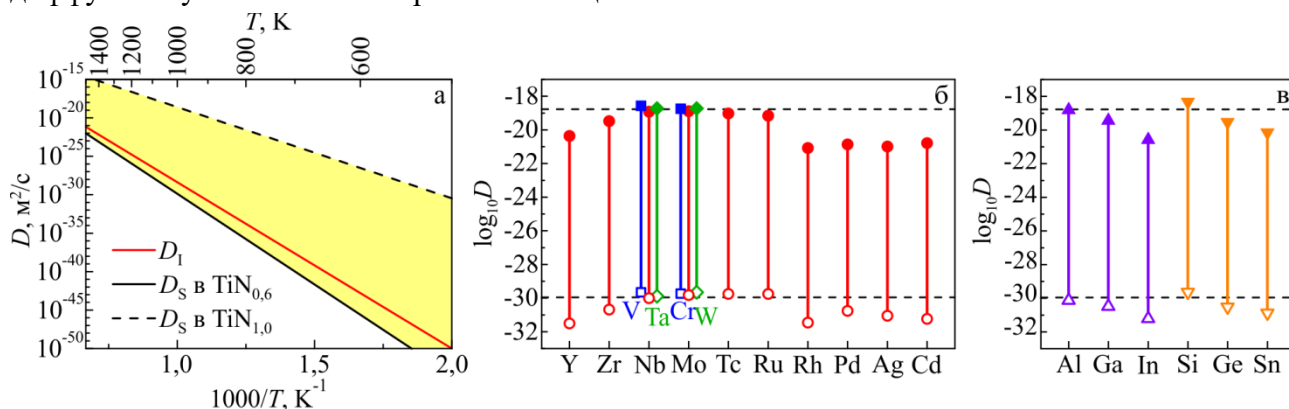


Рис. 2. Коэффициент диффузии кислорода в TiN (а) в рамках двух механизмов (заливкой показана область, в которой может лежать  $D_S$  в зависимости от концентрации азота), диапазон значений  $D$  кислорода в легированном TiN при  $T = 1000$  К и концентрации примеси 5 ат.% (б, в)

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0001. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.

1. Chaze A.M., Coddet C. Influence of silicon on the oxidation of titanium between 550 and 700°C // Oxid. Met. – 1987. – Vol. 27. – P. 1–20. – DOI:10.1007/BF00656726.
2. Influence of silicon on high-temperature cyclic oxidation behaviour of titanium / D. Vojtěch, H. Čížová, K. Jurek, J. Maixner // J. Alloys Compd. – 2005. – Vol. 394. – P. 240–249. – DOI:10.1016/j.jallcom.2004.11.019.
3. Blochl P.E. Projector augmented-wave method // Phys. Rev. B. – 1994. – Vol. 50. – P.17953–17979. – DOI:10.1103/PhysRevB.50.17953.
4. Kresse G., Joubert D. From ultrasoft pseudopotentials to the projector augmented-wave method // Phys. Rev. B. – 1999. – Vol. 59. – P. 1758–1775. – DOI:10.1103/PhysRevB.59.1758.
5. Хидиров И. Уточнение фазовой диаграммы системы Ti–N по данным дифракции нейтронов // Ж. Неорг. Хим. – 2011. – Т. 56, № 2. – С. 337–342.



## КОМПОЗИТНЫМ ПОКРЫТИЕМ С УЧЕТОМ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ

<sup>1,2</sup>Балохонов Р.Р., <sup>2</sup>Марченко Е.С., <sup>1,2</sup>Балохонов В.Р., <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

Создано градиентное покрытие на подложку из никелида титана [1]. Проведены экспериментальные исследования поликристаллической структуры приповерхностного слоя образца с покрытием методами просвечивающей электронной микроскопии и EBSD анализа (рис. 1). На основе экспериментальных данных о текстуре образца построена модельная структура поликристаллического композита (рис. 2).

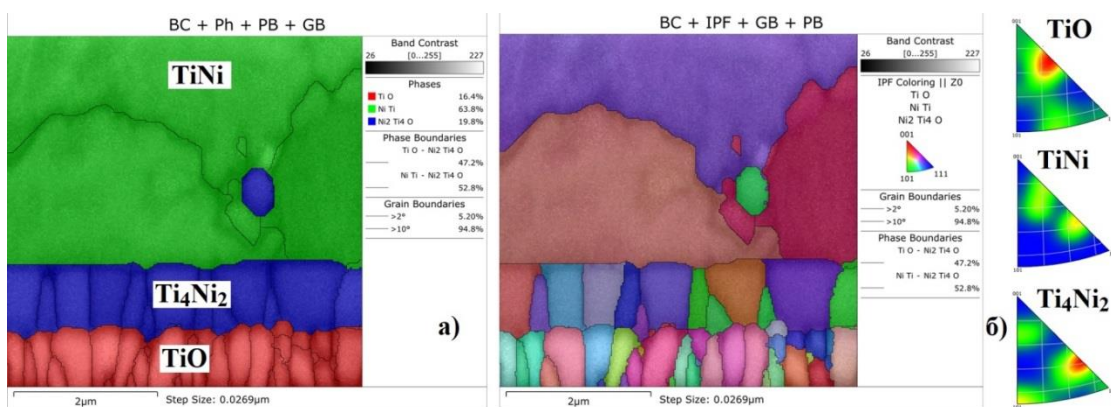


Рис. 1. EBSD анализ микроструктуры эквиатомного никелида титана с композитным покрытием. Фазовый состав (а), ориентационная карта в цветах полюсных фигур и обратные полюсные фигуры (б)

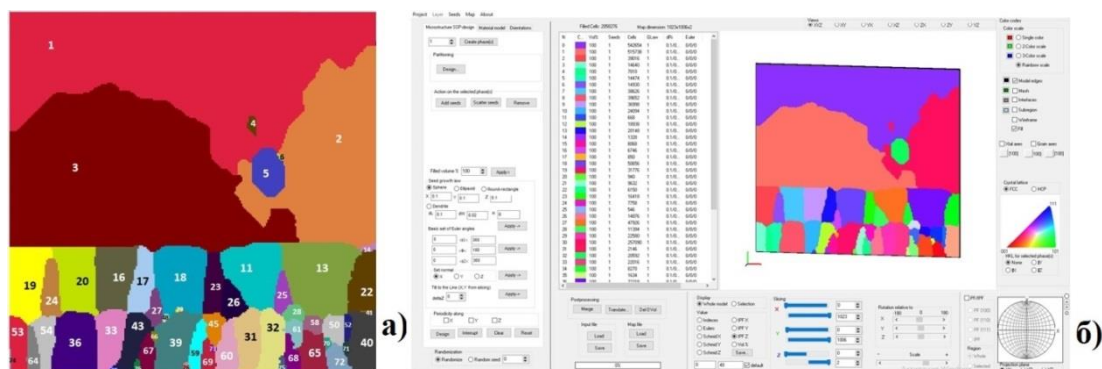


Рис. 2. Модельная структура поликристаллического композита, полученная на основе EBSD анализа (а), и объектно-ориентированная программа для создания воксельной сетки с ориентациями зерен, интегрированной со средой ABAQUS (б)

Разработана анизотропная модель упруго-пластической деформации композита с учетом кубической сингонии и систем скольжения [2]:

$\dot{\sigma}_{ij} = E_{ijkl}(\dot{\varepsilon}_{kl} - \dot{\varepsilon}_{kl}^p) \quad \dot{\varepsilon}_{ij}^p = \sum \alpha \dot{\gamma}^{(\alpha)} \theta_{ij}^{(\alpha)}$ , где тензор  $\theta_{ij}^{(\alpha)} = \frac{1}{2}(s_i^{(\alpha)} n_j^{(\alpha)} + s_j^{(\alpha)} n_i^{(\alpha)})$  задает ориентацию системы скольжения  $\alpha$ ,  $s_i^{(\alpha)}$  и  $n_i^{(\alpha)}$  – векторы направления скольжения и нормали к плоскости скольжения в кристаллографической системе координат,  $\sigma_{ij}$ ,  $\varepsilon_{kl}$  и  $\varepsilon_{kl}^p$  – компоненты тензоров напряжений полной и пластической деформации.



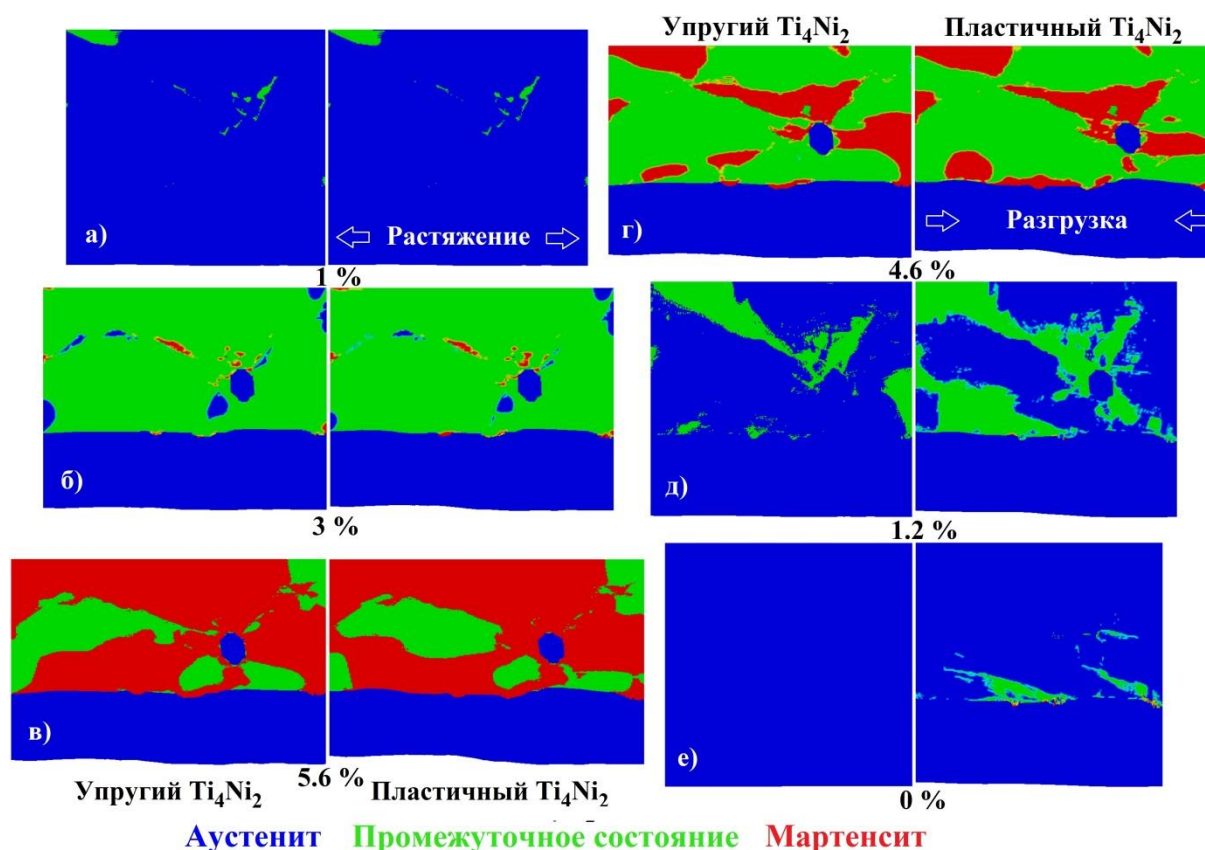


Рис. 3. Последовательные картины фазового состояния в никелиде титана после растяжения до 5.6 % и последующей разгрузки структуры, показанной на рис. 2, с учетом и без учета пластического течения в  $Ti_4Ni_2$  слое покрытия (см. рис. 1а)

Структура и анизотропная модель интегрированы в ABAQUS. Проведены расчеты растяжения и разгрузки поликристаллической структуры с учетом упругих фазовых трансформаций в никелиде титана и пластического течения в  $Ti_4Ni_2$  слое покрытия. Показано, что в результате различной ориентации зерен в поликристалле вблизи границ и тройных стыков зерен возникают концентрации напряжений, которые приводят к неоднородному НДС образца, локализованному пластическому течению в покрытии, а также зарождению и распространению упругих обратимых фазовых трансформаций в никелиде титана. Установлено, что пластическое течение  $Ti_4Ni_2$  слоя покрытия приводит к перераспределению полей напряжений и деформации в подложке из никелиде титана и влияет на характер зарождения и распространения фазовых превращений (рис. 3а-д). Остаточная пластическая деформация в  $Ti_4Ni_2$  способствует тому, что после разгрузки образца с покрытием вблизи границы раздела между слоем покрытия и подложкой наблюдается остаточный мартенсит (рис. 3е).

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

1. Microstructural characterization, wettability and cytocompatibility of gradient coatings synthesized by gas nitriding of three-layer Ti/Ni/Ti nanolaminates magnetron sputtered on the TiNi substrate / G.A. Baigonakova, E.S. Marchenko, Y.F. Yasenchuk, O.V. Kokorev, A.B. Vorozhtsov, D.E. Kulbakin // Surf. Coat. Technol. – 2022. – Vol. 436. – 128291. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2022.128291
2. Microstructure-based analysis of residual stress concentration and plastic strain localization followed by fracture in metal-matrix composites / R. Balokhonov, V. Romanova, O. Zinovieva, A. Zemlianov // Eng. Fract. Mech. – 2021. – Vol. 259. – 108138. – DOI:10.1016/j.engfracmech.2021.108138

## **Многоуровневое моделирование деформации и разрушения аддитивного эвтектического алюминиево-кремниевого сплава**

Балохонов Р.Р., Романова В.А., Землянов А.В., Гатиятуллина Д.Д., Утяганова В.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Экспериментально методами оптической, электронной и просвечивающей микроскопии исследована микроструктура эвтектического сплава Al-Si12, изготовленного аддитивным послойным электронно-лучевым плавлением проволоки. Результаты показали, что внутри каждого слоя образуются алюминиевые дендриты размером десятки микрон, окруженные эвтектическим каркасом. Эвтектика в свою очередь определяется на просвет как алюминиевая матрица с объемными равномерно распределенными частицами первичного кремния субмикронных размеров. Установлено, что между слоями в зоне термического влияния образуется прослойка из наследуемого от дендритов алюминия с агломерированными частицами кремния микронных размеров, которые распределены неравномерно и образуют ячеистую структуру. На основе экспериментальных изображений построены модельные структуры различных масштабов: дендритные структуры с учетом и без учета прослойки, а также структура композиционного материала эвтектики. Для описания механической реакции кремния и алюминия используются изотропные модели упругости и упруго-пластичности с разрушением, соответственно. Структуры и модели интегрированы в ABAQUS/Explicit. Проведены расчеты растяжения и сжатия композитных структур. Реализованы многоуровневые подходы как снизу-вверх, так и сверху-вниз. Первый подход предполагает, что упругопластические и прочностные свойства чистого алюминия и кремния известны и могут быть определены из литературных данных, либо косвенных оценок. Первоначально решается задача на микронном уровне о деформировании композита «алюминиевая матрица – частицы кремния», и путем осреднения по объему извлекаются эффективные свойства эвтектики. Затем эти свойства используются на уровне сотен микрон для исследования деформации и разрушения дендритных структур. Результаты моделирования показали, что в прослойке в области границы раздела с эвтектическим каркасом возникает высокая концентрация напряжений, которая вызывает локализацию пластического течения, раннее зарождение трещин, и понижение прочности дендритной структуры. Второй подход направлен на решение обратной задачи об определении локальных свойств материалов алюминия в дендритах и в эвтектическом каркасе на микронном и субмикронном уровнях на основе данных наноиндентирования и макроскопических экспериментов о механическом нагружении образцов.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-11-00222,  
<https://rscf.ru/project/23-11-00222/>.*

## Исследование поведения композитных пластин при высокоскоростном нагружении

Батуев С.П., Радченко П.А., Радченко А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В работе рассмотрено нормальное взаимодействие стального ударника с многослойным композитом из углепластиковых слоев в диапазоне скоростей 5-10 км/с. Численное моделирование проводилось методом конечных элементов в трехмерной постановке с использованием разработанного авторами вычислительного программного комплекса EFES [1]. При численном моделировании каждый слой композита был явно выделен в конечно-элементной сетке и потенциально мог взаимодействовать с каждым другим слоем. На границах между слоями реализовано условие совместности перемещения узлов. Поведение стального шара описывалось упругопластической моделью.

При вращении анизотропного материала в пространстве ориентация его осей анизотропии меняется, что приводит к изменению свойств материала, что необходимо учитывать. Для описания поведения материала с различными укладками и направлениями слоев был разработан модуль автоматического определения упругих и прочностных свойств анизотропных материалов при произвольном вращении в трехмерном пространстве [2].

Для отработки математической модели было исследовано нормальное взаимодействие стального ударника с многослойным композитом из углепластиковых слоев  $[45/0/-45/90]_{4S}$  с начальными скоростями 184,2 м/с и 166,6 м/с соответственно. На рисунке 1 представлены результаты численного решения задачи взаимодействия стального ударника с начальной скоростью 184,2 м/с и углепластиковой пластиной.

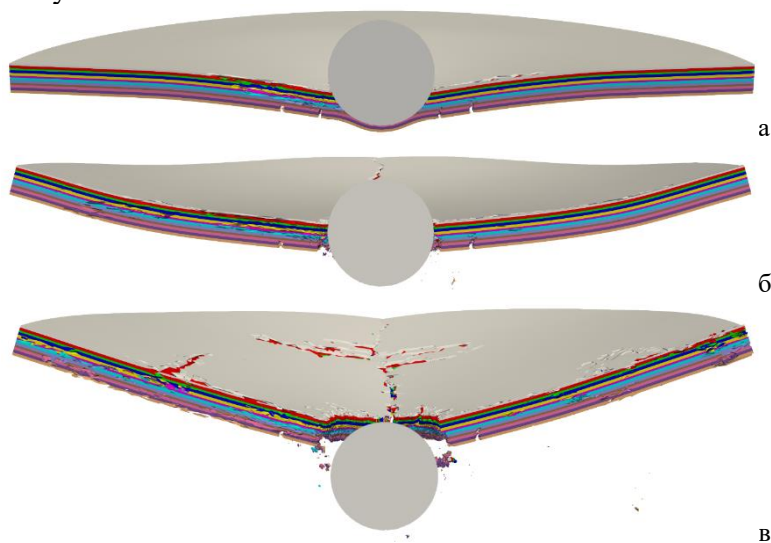


Рис. 1. Конфигурация ударника и преграды из углепластика в моменты времени: 50 мкс (а); 100 мкс (б); 200 мкс (в)

Как в эксперименте, так и в расчете происходит уверенное пробитие всех слоев преграды. Зоны повреждений в исследованных пластинах преимущественно расположены в зонах взаимодействия с ударником. Из-за воздействия ударной волны трещины возникают по всему объему композитной пластины.

*Работа выполнена при поддержке гранта РНФ №24-21-00421 <https://rscf.ru/project/24-21-00421/>.*

1. Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В. Регистрации программы для ЭВМ № 2019664836 «Трехмерное моделирование деформации и разрушения гетерогенных материалов и конструкций при динамических нагрузках (EFES 2.0)» от 14.11.2019
2. Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В. Регистрации программы для ЭВМ № 2023662479 «Модуль пересчета упругих и прочностных характеристик анизотропного материала при повороте осей симметрии» от 17.05.2023.

## **Влияние функционализации на электронные транспортные свойства низкоразмерных углеродных материалов**

Белослудцева А.А., Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е.

*Институт физики прочности и материаловедение СО РАН, Томск*

Низкоразмерные углеродные материалы, такие как графен и углеродные нанотрубки (УНТ), обладают уникальными физическими и химическими свойствами, что делает их перспективными для применения в различных областях, включая электронику, энергетику и биомедицину [1, 2]. Важным аспектом является управление их свойствами посредством функционализации, которая позволяет изменять электронные транспортные характеристики материалов [3, 4, 5]. Однако, несмотря на многочисленные экспериментальные исследования структуры и свойств наноматериалов на основе графена, теоретического объяснения обнаруженных изменений их свойств и характеристик при структурных перестройках на основе единого подхода все еще нет. Поэтому изучение взаимосвязи «структура-свойства» в низкоразмерных углеродных материалах важно как для развития фундаментальной науки, так и для дальнейших практических приложений.

Основной целью проведенного исследования являлось установление закономерностей изменения электронных транспортных свойств одно-, двухслойного и турбостратного графена (ТБГ) и многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ) со структурным и концентрационным ближним порядком. Расчеты проводились в рамках модели разупорядоченных низкоразмерных материалов с локальным ближним порядком с использованием метода температурных функций Грина. Исследовались различные методы функционализации: азотирование, кислородные группы, фторирование и гидрирование.

Проведенные исследования показали, что введение атомов азота увеличивает электронную проводимость однослойного графена, улучшая его электрокаталитические свойства. Это подтверждается увеличением плотности состояний вблизи уровня Ферми и уменьшением сопротивления. Функционализация графена и УНТ кислородными группами приводит к образованию дефектов, которые улучшают чувствительность и селективность материалов в сенсорных устройствах. Фторированные углеродные материалы обладают высокой химической и термической стабильностью, но их проводимость снижается. Это делает такие материалы подходящими для использования в агрессивных средах. Гидрирование приводит к значительным изменениям электронной структуры графена и УНТ, увеличивая щель в плотности электронных состояний, что является важным для применения этих материалов в качестве полупроводников.

Исследование турбостратного графена показало, что угловая разориентация слоев влияет на электронные свойства материала. Введение функциональных групп в такие структуры дополнительно изменяет плотность состояний и проводимость.

Полученные результаты демонстрируют, что функционализация низкоразмерных углеродных материалов является эффективным инструментом для управления их электронными транспортными свойствами. Это открывает новые возможности для применения этих материалов в различных высокотехнологичных областях.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, FWRW-2022-0002.*

1. Properties and applications of chemically functionalized graphene / M.F. Craciun, I. Khrapach, M.D. Barnes [et al.] // Journal of Physics Condensed Matter. - 2013. - Vol. 25. - P. 423201.
2. Nitrogen-doped graphene and its electrochemical applications / Y. Shao, S. Zhang, M. H. Engelhard [et al.] // Materials Chemistry. - 2010. - Vol. 20. - P. 7491.
3. Dunlap B.I. Connecting carbon tubules // Physical Review B. - 1992. - Vol. 46. - P. 1933-1936.
4. Davidov S.Y. Adsorption-induced energy gap in the density of states of single-sheet graphene // Semiconductors. - 2012. - Vol. 46. - № 2. - P. 193-198.
5. Hallmark of Perfect Graphene / E.J. Duplock, M. Scheffler, P.J.D. Lindan // Physical Review Letters. - 2004. - Vol. 92. - P. 225502.

# ТермоЭДС однослойного графена: влияние примесей и структурных дефектов

Белослудцева А.А., Сапежинская Т.А., Бобенко Н.Г.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Современные термоэлектрические материалы должны обладать высокой электропроводностью ( $\sigma$ ), термоЭДС ( $S$ ) и низкой теплопроводностью ( $\kappa$ ). В однослойном графене значения  $\sigma$ ,  $S$  и  $\kappa$  зависят от структуры образца и могут значительно варьироваться в зависимости от концентрации, типа и расположения примесных атомов [1]. При этом термоЭДС может не только отличаться на порядок, но и менять знак на противоположный [2]. На данный момент термоЭДС однослойного графена исследовано для ограниченного числа структурных дефектов, поэтому разработка теории, описывающей влияние примесей и структурных дефектов, в частности, ближнего порядка, на термоЭДС графена, важна как для фундаментальной науки, так и для практических применений.

В настоящей работе дефектность характеризуется концентрацией примеси  $c$  и параметром ближнего порядка  $\alpha$ . Считается, что для бездефектной структуры  $\alpha=0$ . В случае наличия атомов, отличных от углерода, в первой координационной сфере –  $\alpha<0$ , а в случае расположения топологических дефектов в первой координационной сфере или атомов другого сорта во второй –  $\alpha>0$ .

Расчет температурной зависимости термоЭДС  $S(T)$  был выполнен с использованием метода температурных функций Грина в приближении времени релаксации. Полученное выражение для термоЭДС имеет вид:

$$S(T) = \frac{\pi^2 k^2 T}{3e} \left( \frac{2}{\hbar(A+B\beta T) \left( \frac{1}{2\pi} + \arctg \left( \frac{2(p_0 v_F - \pi k T)}{\hbar(A+B\beta T)} \right) \right) \left( 1 + \left( \frac{2(p_0 v_F - \pi k T)}{\hbar(A+B\beta T)} \right)^2 \right)} + \frac{B\beta}{\pi k(A+B\beta T)} \right), \quad (1)$$

где  $\beta = \pi \frac{R^2 m}{\hbar^2} k$ ,  $k$  – постоянная Больцмана,  $T$  – температура,  $e$  – заряд электрона,  $p_0$  – импульс электрона на уровне Ферми,  $v_F$  – скорость электрона на уровне Ферми,  $\hbar$  – постоянная Планка,  $N$  – число атомов внутри структурной неоднородности ближнего порядка,  $R$  – модуль вектора элементарной ячейки,  $m$  – масса электрона,  $A$  и  $B$  – параметры, определяющиеся  $c_1$  и  $c_2$ ,  $\alpha_1$  и  $\alpha_2$ ,  $\tau_{imp1}$  и  $\tau_{imp2}$  – концентрацией, параметром ближнего порядка и временем релаксации электронов, рассеянных на примеси 1 и 2 типа, соответственно. При  $\alpha=0$  выражение (1) описывает только примесной вклад в  $S(T)$ . При  $\alpha<0$  или  $\alpha>0$  (1) представляет собой сумму двух компонентов: примесного вклада и вклада от рассеяния электронов на областях ближнего порядка.

Для анализа влияния структуры графена на термоЭДС с использованием выражения (1) были получены зависимости  $S(T)$  для разных структурных параметров (рисунок 1а, 1б).

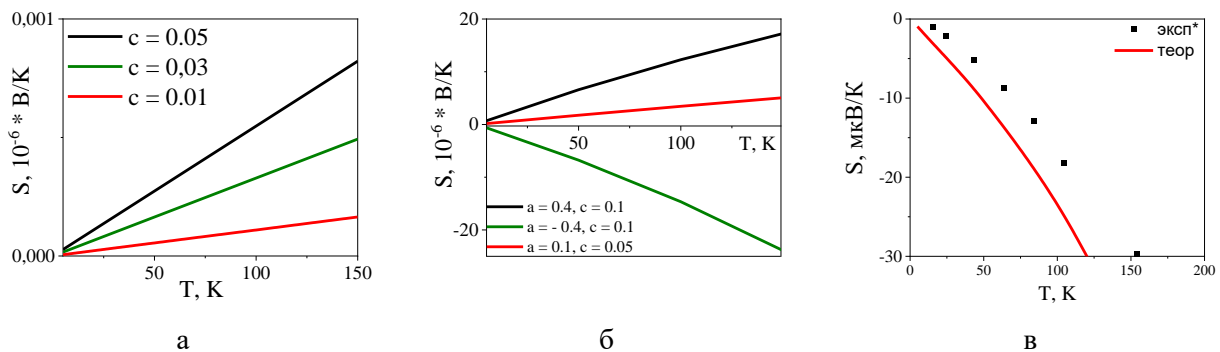


Рис. 1.  $S(T)$  графена с различной концентрацией примеси (а), с различным расположением чужеродных атомов, формирующих структурный беспорядок (б), и сравнение теоретической и экспериментальной зависимостей  $S(T)$  (в)

Примесной вклад в  $S(T)$  линейно меняется с температурой и увеличивается с ростом концентрации примеси (рисунок 1а). Наличие областей ближнего порядка определяет отклонение  $S(T)$  от линейной зависимости и ее знак: при расположении чужеродных атомов в

1 координационной сфере  $S(T) < 0$ , а во 2 координационной сфере  $S(T) > 0$  (рисунок 1б).

Для подтверждения теоретических расчетов экспериментальными данными по  $S(T)$  [2], в ПО Vesta был смоделирован однослойный графен с двумя типами структурного ближнего порядка, формирующимися на подложке  $\text{SiO}_2$  с верхними кислородными ( $\alpha = -0.4$ ,  $c = 0.1$ ) и кремниевыми ( $\alpha = 0.1$ ,  $c = 0.05$ ) слоями. Расчет электронных характеристик, входящих в (1), проводился с использованием метода функционала электронной плотности с применением открытого ПО Quantum Espresso в рамках приближения LDA. В результате расчетов была получена температурная зависимость  $S(T)$  для структуры с двумя типами ближнего порядка (рисунок 1в), которая качественно и количественно совпала с экспериментально измеренной термоЭДС графена на подложке  $\text{SiO}_2$  [2]. Полученные в данном исследовании результаты подчеркивают важность учета примесей и структурного ближнего порядка в формировании особенностей изменения термоЭДС графена и могут быть использованы для создания материалов с необходимыми для практического применения свойствами.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0002.*

1. Lee W., Lim G., Ko S.H. New Progress on Fiber-Based Thermoelectric Materials: Performance, Device Structures and Applications // Nano Energy. – 2021. – Vol.87. – № 106188. – P. 1–24.
2. Two-dimensional phonon transport in supported graphene / J. Seo, I. Jo, A. Moore [et al.] // Science. – 2010. – Vol. 328. – P. 213–216.



## Конечно-элементный расчет деформаций в ПО Bazis алюминиевой лопатки, полученной аддитивным дуговым выращиванием

<sup>1,2</sup>Берсенева К.А., <sup>1</sup>Биленко Г.А., <sup>1,2</sup>Коробов Ю.С., <sup>2</sup>Огородникова О.М.

<sup>1</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

Технологии аддитивного производства (АП) не только стремительно развиваются благодаря способности изготавливать детали сложной геометрической формы, близкой к конечной, но и предлагают различные преимущества по сравнению с традиционными процессами в области производства отдельных компонентов. В последние годы возникает интерес к изготовлению лопаток из алюминия, полученных аддитивным выращиванием, с соблюдением требуемых механических и физико-химических свойств. В качестве АП был выбран процесс прямого подвода энергии и материала (*DED, Directed Energy Deposition*) методом аддитивного дугового выращивания (*WAAM, Wire Arc Additive Manufacturing*) [1]. В перспективе данная технология может соперничать с традиционным методом изготовления лопаток литьём [2]. Необходимым является этап проведения компьютерного инженерного анализа тепловых полей, сварочных напряжений и деформаций в лопатке после аддитивного выращивания с учётом выбранной технологии изготовления [3] для комплексной оценки, анализа и оптимизации процесса.

Первым этапом компьютерного моделирования являлось задание равномерно распределённой расчётной сетки (рис. 1а). В качестве граничных условий был выбран свободный теплообмен на воздухе при температуре 20 °С. Использован полный коэффициент теплоотдачи. Для решения тепловой задачи (рис. 1) нагрев задавался группами узлов, к которым прикладывался характерный для процесса наплавки термоцикл.

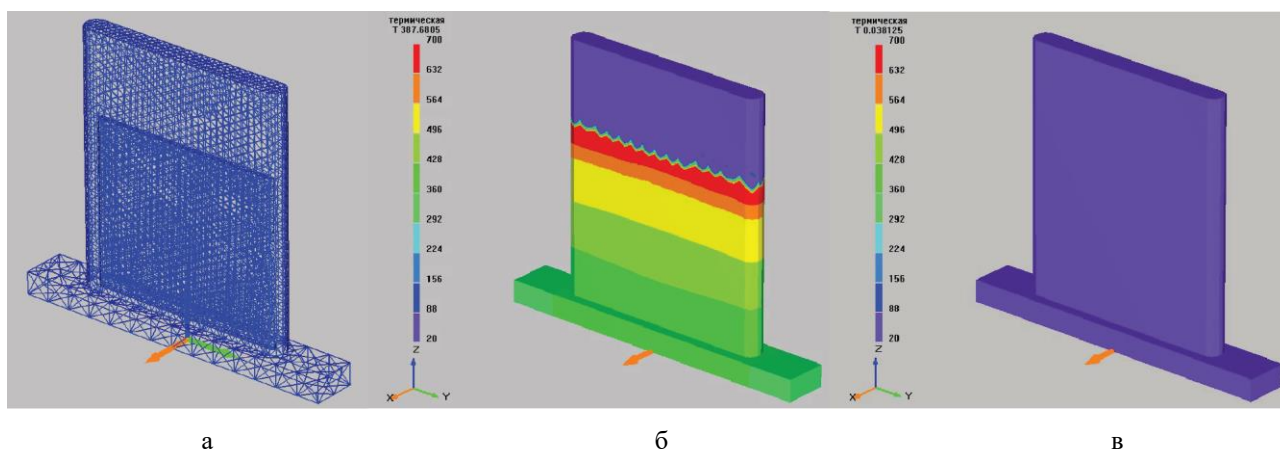


Рис. 1. Результаты решения тепловой задачи в ПО Bazis: Расчетная сетка (а), момент времени  $T=T_{\text{кон}}/2$  (б), момент времени  $T=T_{\text{кон}}$  (в)

Для решения механической задачи была выбрана расчётная сетка, выровненная в направлении выращивания. Задача была решена с использованием симметрии модели лопатки и процесса. Таким образом в моделировании рассмотрена только четверть лопатки. Для учета остальных частей использованы граничные условия, как показано на рис. 2а. Для решения задачи было использовано большое количество граничных условий в механической задаче. Была введена имитация удерживающей оснастки. Без нее стенки лопатки имели тенденцию к потере устойчивости в результате термоциклирования, что приводило к остановке расчета. Наиболее вероятно, что в реальной ситуации при повышенных режимах и большой толщине слоя (более 10 мм) будет наблюдаться похожий эффект. Был сделан вывод, что требуется или использовать дополнительную формообразующую оснастку, или вести выращивание слоями менее 10 мм. Коробления наибольшие в месте перехода из полости в сплошную часть лопатки; после всех стадий наблюдается тенденция к вытягиванию и одновременному сужению пера лопатки (рис. 3б, в).

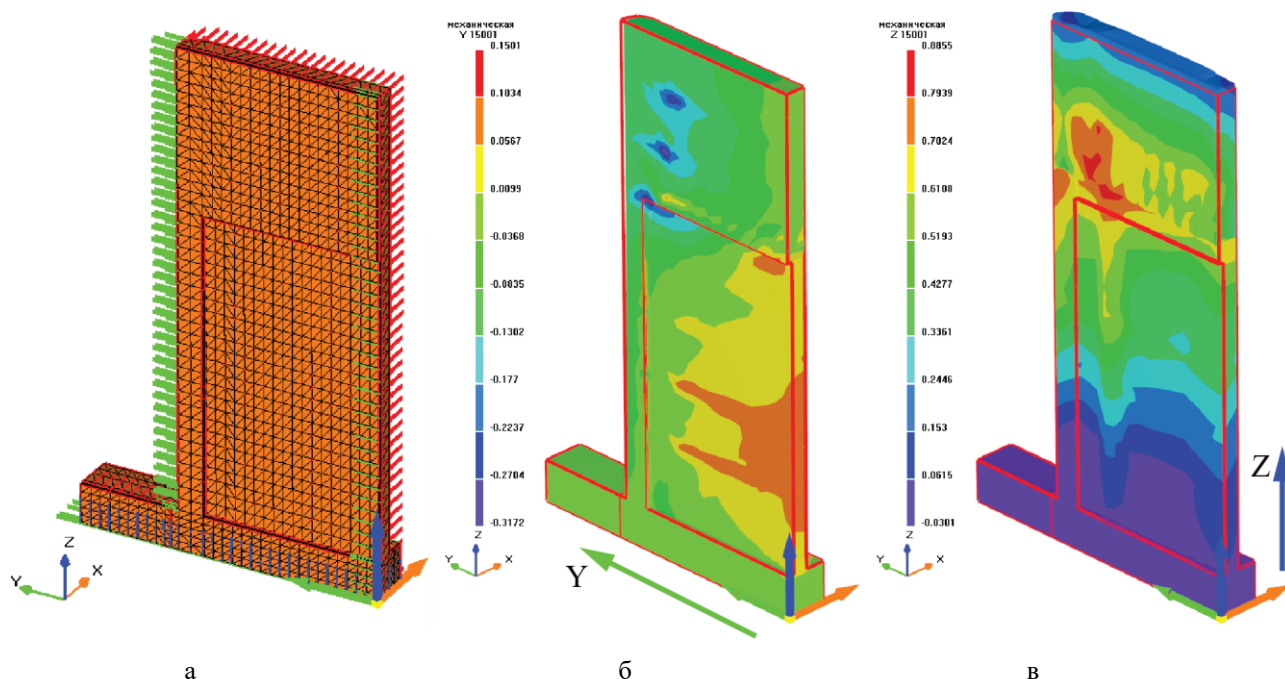


Рис. 2. Результаты решения механической задачи в ПО Bazis: четверть лопатки (а), деформации по оси Y (б), деформации по оси Z (в)

Полученные результаты расчета теплового поля и напряженно-деформированного состояния (НДС) не противоречат физической картине процесса. Хотя для аналогичных расчетов нами была показана их достоверность [4], но нужно экспериментальное исследование для оценки точности на конкретной детали. Расчеты позволяют оценить изменение в геометрии детали при варьировании технологических параметров (режимы, применение, оснастки) на этапе разработки технологии. В исследовании условно принято, что за один проход выращивается слой 50 мм. Воспроизведение реальных условий требует длительных расчетов, которые планируется выполнить в будущем.

*Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (тема «Структура» № 122021000033–2).*

1. Dugar, J. Sustainable Hybrid Manufacturing of AlSi5 Alloy Turbine Blade Prototype by Robotic Direct Energy Layered Deposition and Subsequent Milling: An Alternative to Selective Laser Melting? / J. Dugar, A. Ikram, D. Klobčar, F. Pušavec // Materials. – 2022. – Vol. 15. – № 23. – P. 8631.
2. Klötzer, C. Implementation of Innovative Manufacturing Technologies in Foundries for Large-Volume Components / C. Klötzer, M.-C. Wanner, W. Flügge, L. Greitsch // Annals of Scientific Society for Assembly, Handling and Industrial Robotics 2021. – Cham : Springer International Publishing, 2022. – Vol. C. – P. 229–240. – DOI 10.1007/978-3-030-74032-0\_19.
3. Gouge, M. Thermo-Mechanical Modeling of Additive Manufacturing. / M. Gouge, P. Michaleris. – Butterworth-Heinemann. – 2017. – 294 p. – ISBN: 978-0-12-811820-7.
4. Оценка точности расчетов напряженно-деформированного состояния конструкций после сварки и наплавки, выполненных методом конечных элементов в ПО "Bazis" / Г. А. Биленко, Р. У. Хайбрахманов, Ю. С. Коробов, Е. М. Биленко // Сварка и диагностика. – 2022. – № 6. – С. 27-31. – DOI 10.52177/2071-5234\_2022\_06\_27.



## **Нарушение кристаллической симметрии как ключевой фактор улучшения функционализации МУНТ**

<sup>1</sup>Бобенко Н.Г., <sup>2</sup>Шунаев В.В., <sup>3,4,5</sup>Корусенко П.М., <sup>1</sup>Егорушкин В.Е., <sup>2,6</sup>Глухова О.Е.

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

<sup>2</sup>Саратовский национальный исследовательский государственный университет имени Н.Г. Чернышевского, Саратов

<sup>3</sup>Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург

<sup>4</sup>Омский государственный технический университет, Омск

<sup>5</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва

<sup>6</sup>Первый Московский государственный медицинский университет им. И.М. Сеченова, Москва

Углеродные нанотрубки, функционализированные карбоксильными группами (COOH-МУНТ), уже сейчас широко применяются в различных областях: хранение энергии, сенсорики, улучшение механической стабильности, биомедицина и др. Поэтому, упрощение карбоксильной функционализации поверхности МУНТ является одной из современных научных задач.

В данном исследовании были синтезированы три типа многослойных углеродных нанотрубок: необработанные (МУНТ), легированные азотом (N-МУНТ) и облученные ионным пучком легированные азотом (irr-N-МУНТ). Характеризация структуры синтезированных МУНТ проводилась с использованием HRTEM, KPC, XPS, NEXAFS.

На основе экспериментальных данных о структуре с использованием метода SCC DFTB были построены атомные суперячейки N-МУНТ и irr-N-МУНТ (с торсионной деформацией и без нее), количественно оценены атомные перестройки, электронные структуры, перенос заряда, полные энергии, а также силы и энергетические барьеры, связанные с образованием COOH-групп. В частности, было обнаружено, что торсионные деформации irr-N-MWCNTs с углом кручения 45 градусов снижает энергетический барьер образования карбоксильных групп в 2.5 раза по сравнению с недеформированными нанотрубками. Кроме того, в присутствии торсионных деформаций присоединение гидроксильной группы к карбонильной происходит безбарьерно.

Наши результаты [1] показали, что нарушения кристаллической симметрии, индуцированные деформациями, легированием азотом, облучением ионным пучком изменяют физико-химические свойства поверхности МУНТ, тем самым создавая необходимые условия для их карбоксильной функционализации. Такие изменения поверхности углеродных нанотрубок открывают новые возможности их применения в высокотехнологичных областях. Например, торсионно деформированные irr-N-МУНТ могут быть использованы для улучшения адсорбции гидроксильных групп в системах хранения энергии, сенсорах, устройствах для повышения механической стабильности и в биомедицинских приложениях.

*Работа В.В. Шунаева и О.Е. Глухой выполненна при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания (проект № ФСНРР-2023-0008). Работа В.Е. Егорушкина и Н.Г. Бобенко выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0002. Работа П.М. Корусенко выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект FSWU-2024-0014.*

1. Broken crystal symmetry of MWCNTs as the key factor in improvement of carboxyl functionalization, Bobenko, N.G.; Shunaev, V.V.; Korusenko, P.M.; Egorushkin, V.E.; Glukhova, O.E. // Synt.Met. – 2024. – Vol. 307. – P. 117677.

## Субмонослойные пленки Pb на поверхности Ni(111): структурные и колебательные свойства

Борисова С.Д., Русина Г.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Исследованию начальной стадии роста и морфологии субмонослойных плёнок тяжелых элементов IV группы на подложках переходных металлов уделяется большое внимание [1-4]. К настоящему времени различными структурными методами установлено, что при субмонослойной адсорбции тяжелых элементов на металлическую поверхность (111) формируются двумерные поверхностные фазы [1-3]. Это может быть либо адсорбированный слой, состоящий только из адатомов, либо поверхностный сплав. Изучение взаимодействия адсорбат-подложка является критически важным для микроскопического понимания поверхностно-активных процессов, таких как адсорбция и десорбция, каталитические реакции, трение и эпитаксиальный рост. Исследование колебательных свойств является одним из возможных способов изучения взаимодействия на атомном уровне.

С использованием многочастичных потенциалов межатомного взаимодействия, полученных в ЕАМ (embedded atom method) исследованы структурные и колебательные свойства поверхностных фаз свинца ( $\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ )R30°, (3×3) и (4×4) на поверхности Ni(111) в зависимости от степени адсорбции Pb 0,33, 0,44 и 0,56 МС (монослоя), соответственно. Анализируются поверхностные релаксации и фононные моды, а также локальная плотность состояний. Выявлена роль динамики подложки в определении стабильности системы Pb/Ni(111) при субмонослойной адсорбции Pb. На рис.1 представлены локальные плотности колебательных состояний (LDOS) рассмотренных адсорбционных структур.

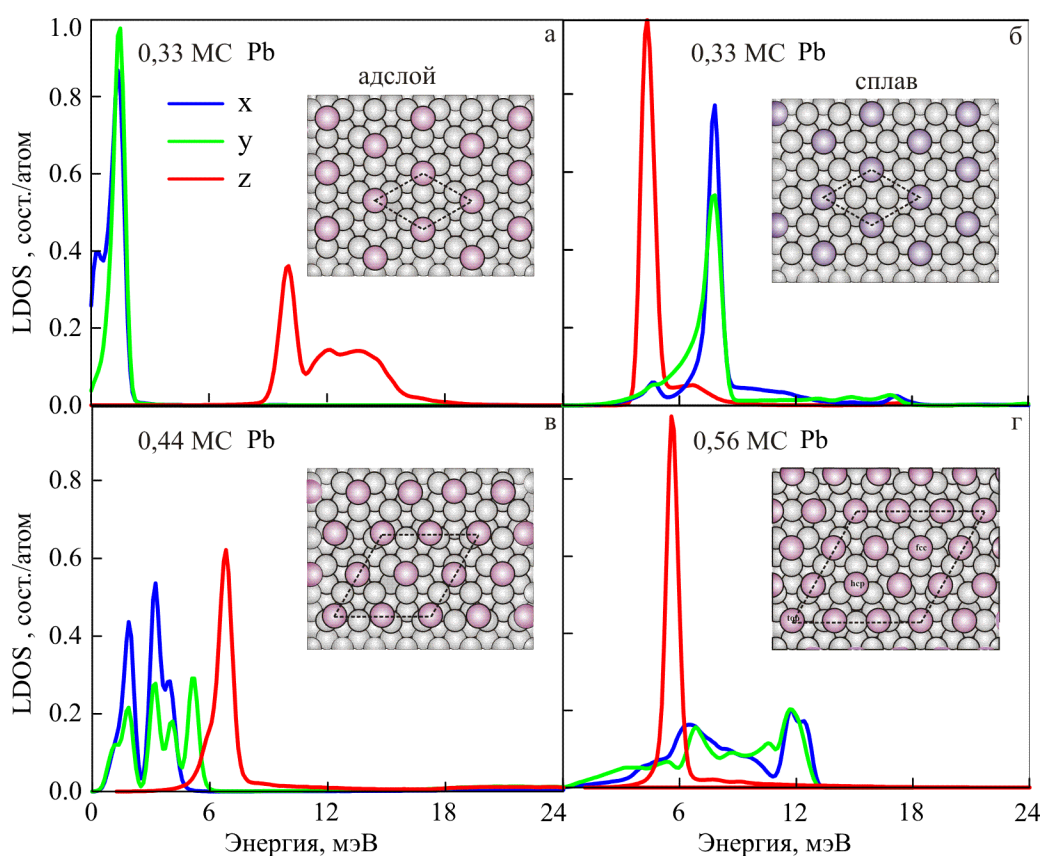


Рис. 1. LDOS и атомная структура поверхностных фаз Pb/Ni(111): адсорбционный слой и поверхностный сплав со структурой ( $\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ )R30° (а,б), структуры (3×3) и (4×4) (в,г)

На основе анализа полученных данных по релаксации и колебательным свойствам структур Pb/Ni(111), образующихся при различных покрытиях свинца от 0,33 МС до 0,56 МС сделан вывод о наибольшей динамической стабильности поверхностного сплава ( $\sqrt{3}\times\sqrt{3}$ )R30°

(рис. 1б) и насыщенного монослоя Pb со структурой  $(4\times 4)$  (рис. 1г). В случае адслоя Pb (рис. 1а) в LDOS наблюдается низкочастотная мода продольных колебаний адатомов, определяемая их трансляционными смещениями, параллельными плоскости поверхности подложки. Критически низкое значение энергии данной продольной моды определяет динамическую нестабильность адслоя со структурой  $(\sqrt{3}\times\sqrt{3})R30^\circ$ .

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0001.*

1. Structure determination of surface adsorption and surface alloy phases using medium-energy ion scattering / D.P. Woodruff, D. Braun, P.D. Quinn, T.C.Q. Noakes, P. Bailey // Nucl. Instr. And Meth. In Phys. Res B. – 2001. – Vol. 183. – P. 128–139. – DOI:10.1016/S0168-583X(01)00472-4.
2. Krupski A., Mróz S. LEED investigation of the Pb and Sb ultrathin layers deposited on the Ni(111) face at  $T = 150\ 900$  K // Surf. Rev. and Lett. – 2003. – Vol. 10. – P. 843–848. – DOI:10.1142/S0218625X03005773.
3. Tensor LEED analysis of the Ni(111)- $(\sqrt{3}\times\sqrt{3})R30^\circ$ -Pb surface / P.D.Quinn, C. Bittencourt, D.P A Woodruff // Phys. Rev. B. – 2002. – Vol. 65. – P. 233404–233408. – DOI: 10.1103/PhysRevB.65.233404
4. First-principles study of the Ni(111)- $(\sqrt{3}\times\sqrt{3})R30^\circ$ -Pb surface / D. F. Li, H. Y. Xiao, X. T. Zu, H. N. Dong A // Physica B. – 2007. – Vol. 392. – P. 217–220. – DOI: 10.1016/j.physb.2006.11.020

## Микромеханическая модель силумина, изготовленного методом селективного лазерного плавления

<sup>1,2</sup>Бородин А., <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*

Прогноз деформационного поведения аддитивных металлов и сплавов требует знаний механизмов деформации, развивающихся на различных масштабных уровнях, и их вкладов в макроскопический отклик. Экспериментальные данные свидетельствуют о ключевой роли дендритной структуры зерен в формировании деформационного отклика аддитивно изготовленных силуминов [1, 2]. Целью работы является разработка микромеханической модели упруго-пластической деформации алюминиево-кремниевого сплава, изготовленного методом селективного лазерного плавления, с явным учетом дендритной структуры и численный анализ напряженно-деформированного состояния на субзеренном уровне в условиях нагружения. Модели фрагментов дендритной структуры были построены на основе экспериментальных данных просвечивающей электронной микроскопии, растровой электронной микроскопии и элементного картирования. Деформационный отклик частиц кремния описывался в рамках изотропной упругой модели, а упруго-пластическое поведение алюминиевой матрицы описывалось в рамках модели физической теории пластичности [3]. Для исследования влияния объемной доли кремния в эвтектическом каркасе и кристаллографической ориентации зерна на локальные и эффективные характеристики НДС для разработанных моделей была выполнена серия конечно-элементных расчетов.

Проанализирована роль эвтектического каркаса в распределении нагрузки между алюминиевой и кремниевой фазой, помимо оценки эффективных свойств, выполняется анализ локальных характеристик НДС на субзеренном уровне для моделей с различным содержанием кремния. Было выявлено, что содержание кремния влияет на места концентрации напряжений.

Исследовано влияние кристаллографической ориентации алюминиевой фазы и отжига на деформационное поведение дендритных структур.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-19-00600, <https://rscf.ru/project/20-19-00600/>*

1. Micromechanical study of intragranular stress and strain partitioning in an additively manufactured AlSi10Mg alloy / V. Romanova, R. Balokhonov, A. Borodina, O. Zinovieva, E. Dymnich, S. Fortuna, A. Shugurov // *Thin-Walled Struct.* – 2024. – Vol. 196. P. 111464. – DOI: 10.1016/j.tws.2023.111464.
2. Fatigue and Fracture Behavior of AlSi10Mg Manufactured by Selective Laser Melting / Z. Jiang, J. Sun, F. Berto, X. Wang, G. Qian // *Phys. Mesomech.* – 2023. – Vol. 26, № 4. – P. 367–390. – DOI:10.1134/S102995992304001X.
3. Multi-Scale modelling of structure-property relationship in additively manufactured metallic materials / H. Tang, H. Huang, C. Liu, Z. Liu, W. Yan // *International Journal of Mechanical Sciences.* – 2021. – Vol. 194. – P. 106185. – DOI:10.1016/j.ijmecsci.2020.106185.

## **Связанная модель объемного синтеза композита на основе смеси Ni-Al**

Букрина Н.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Химические реакции в порошковых системах могут протекать в разных условиях, связанных с особенностями получения тех или иных материалов в современных технологиях. Это приводит к тому, что итоговый состав материалов из смесей одного и того же состава может отличаться разным. Одна из причин состоит в том, что в неравновесных условиях далеко не всегда корректны предсказания, основанные на равновесной химической термодинамике, а кинетика реакций в неравновесных условиях неочевидна. Другая возможная причина состоит в особенностях напряженно-деформированного состояния в разных технологиях. Для выяснения качественных физико-химических закономерностей требуется проанализировать разные факторы, что можно сделать на основе анализа редуцированных моделей.

Для иллюстрации возможного эффекта в настоящей работе анализируется связанная модель объемного синтеза композита на основе смеси Ni-Al, которая учитывает взаимовлияние тепловых, химических и механических явлений. Модель включает уравнение теплопроводности с дополнительным источником тепловыделения химической и нехимической природы. В задачу входит кинетическое уравнение для определения доли продукта синтеза.

После преобразований модель включает эквивалентные параметры реакций и эквивалентные теплофизические свойства, зависящие от механических модулей. Разработан численный алгоритм, составлена и отлажена программа, позволяющая осуществлять детальное параметрическое исследование. Уравнение теплопроводности решали с использованием неявной разностной схемы первого порядка аппроксимации по времени и второго по пространственным координатам и метода прогонки. Кинетическое уравнение для суммарной реакции решается полунеявным методом. В расчетах определяли поля температуры, долю конечного продукта в различные моменты времени во всей исследуемой области. Помимо этого, в расчетах определяли значения компонент тензоров напряжений и деформаций.

Показано, что учет связанности тепловых, химических и механических процессов приводит к изменению всех характеристик, а также величин различного рода напряжений во время объемного синтеза композита. Величина этих напряжений зависит от условий инициирования реакции и размеров реактора.

Численные значения компонент тензора напряжений в направлении по  $z$  имеют достаточно высокие значения. Для получения более реалистичных оценок требуется переходить к одному из вариантов теории пластичности.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.*

## **Математическое моделирование процессов формообразования сложнопрофильной заготовки из УМЗ титанового сплава ВТ6 с последующим осаждением ВЭС-покрытия**

<sup>1</sup>Валиев Р.Р., <sup>1</sup>Савина Я.Н., <sup>1</sup>Олейник А.В., <sup>2</sup>Асфандияров Р.Н., <sup>1</sup>Назаров А.Ю.,  
<sup>1</sup>Рамазанов К.Н.

<sup>1</sup>Уфимский университет науки и технологий, Уфа

<sup>2</sup>Институт физики молекул и кристаллов Уфимского федерального исследовательского центра Российской академии наук, Уфа

Развитие современных газотурбинных двигателей (ГТД) тесно связано с усовершенствованием существующих и созданием новых подходов к повышению эксплуатационных характеристик его деталей, работающих в экстремальных условиях (высокие динамические нагрузки, эрозионный износ). На сегодняшний день наиболее перспективным подходом является комбинированное применение ультрамелкозернистых (УМЗ) металлов и сплавов для изготовления ответственных изделий сложной геометрии и вакуумно-дуговое осаждение специальных покрытий для защиты поверхности.

Эффективным методом повышения прочностных характеристик металлов и сплавов, является формирование в их объеме УМЗ структуры методами интенсивной пластической деформации [1,2]. Однако для изготовления объемных деталей сложной формы с ультрамелкозернистой структурой необходимо также комбинирование методов интенсивной пластической деформации с традиционными методами пластической деформации. Одним из таких методов получения сложнопрофильных изделий является метод выдавливания в закрытую полость.

Еще одним подходом, позволяющим повысить эксплуатационные характеристики ответственных изделий, является применение защитных покрытий из высокоэнтروпийных сплавов (ВЭС) [3,4], которые состоят из не менее 5 основных элементов, где содержание каждого элемента варьируется от 5 до 35 ат.%. Смешивание элементов в этих соотношениях приводит к повышению механических характеристик покрытий, износостойкости, коррозионной стойкости, в виду особенностей химического состава и структуры ВЭС - высокой энтропии смешения, сильного искажения кристаллической решетки и замедленной диффузии.

В настоящей работе рассматривается двухэтапное компьютерное моделирование, включающее в себя: процесс выдавливания заготовки с приданием ей сложной формы в программном комплексе DEFORM-3D и вакуумно-дуговое осаждение защитного покрытия из ВЭС на поверхность сложнопрофильной заготовки в программном комплексе COMSOL Multiphysics. Был исследован деформационный разогрев заготовки в процессе выдавливания изделия сложного профиля в зависимости от разных температурно-скоростных условий деформирования, а также проведены расчеты температуры подложки, процентного соотношения химического состава и распределения толщины покрытия системы TiVZrCrAl, осажденного вакуумно-дуговым методом. Компьютерное моделирование этих процессов позволило определить оптимальные режимы изготовления ответственных изделий из УМЗ титановых сплавов без ухудшения их механических свойств.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10118, <https://rscf.ru/project/23-79-10118/>.*

1. Valiev R. Z., Zhilyaev A. P., Langdon T. G. Bulk nanostructured materials: fundamentals and applications. - John Wiley & Sons, 2013. - 456 pp.
2. Ultrafine Grained Titanium Based Alloys: Structure and Service Properties for Engineering Applications / I. P. Semenova, V. V. Polyakova, G. S. Dyakonov, A. V Polyakov // Adv. Eng. Mat. – 2020. – Vol. 22. – No. 1. – P. 1900651. – DOI:10.1002/adem.201900651.
3. Structure and properties of high-entropy amorphous thin films: A review / Y. Zhang, Z. Zhang, X. Wang, W. Yao, X. Liang // JOM. – 2022. – Vol. 74. – No. 3. – P. 794-807. – DOI:10.1007/s11837-021-05107-w.
4. High-entropy alloys: Properties and prospects of application as protective coatings / B.R. Gelchinski, I.A. Balyakin, A.A. Yuryev, A.A. Rempel // Russ. Chem. Rev. – 2022. – Vol. 91. – RCR50235. – DOI:10.1070/RCR5023.

## **Оптимизация структуры метаматериалов с использованием нейронных сетей и численного моделирования на основе МКЭ**

Вершинин А.В., Левин В.А., Яковлев М.Я.

*МГУ имени М. В. Ломоносова, Москва*

В докладе приведён ряд примеров применения нейронных сетей для численного решения задач нелинейной механики прочности в сочетании с применением российского пакета прочностного анализа «Фидесис»: решение прямой задачи механики деформируемого твёрдого тела, решение задачи оптимизации структуры метаматериала по заданным критериям, анализ частотной фильтрации в решетчатых структурах и их оптимизация.

Решение прямой задачи с помощью нейронных сетей аппроксимирует решение некоторого дифференциального уравнения в частных производных (PDE) используя ряд граничных и начальных условий при помощи полносвязной нейронной сети. В докладе рассмотрен случай, когда модель обучается путем построения функции потерь, которая измеряет, насколько нейросеть удовлетворяет PDE и граничным условиям. Минимизация функции потерь нейросетью фактически означает нахождение решения заданного PDE. В этом случае возможно применение самообучающихся нейронных сетей.

Далее выполняется оптимизация структуры метаматериала, отвечающего заранее заданным механическим (включая прочностные) характеристикам. Рассматривается задача об оптимизации структуры двумерного метаматериала [2] на основе спектра собственных частот с использованием технологии машинного обучения. Метаматериалы – композиционные материалы с периодической структурой, которые обладают уникальными электромагнитными или акустическими свойствами. Одним из методов создания новых метаматериалов является модульное проектирование, в котором основой периодической структуры являются «мета-атомы» – структуры, содержащие расположенные в определенном порядке включения с заданными механическими характеристиками. Особенностью задачи проектирования модульных метаматериалов является необходимость прогнозирования различных характеристик итогового образца по известным данным о структуре и материалах «мета-атомов». Существенно ускорить выбор наиболее эффективных «мета-атомов» для решаемой задачи проектирования возможно с использованием технологии машинного обучения. В данной работе рассматривается модельная система – композит [3] в виде двумерной полосы. Сама матрица, так же, как и ее включения, задается массовой плотностью, модулем Юнга и коэффициентом Пуассона. Используя численное моделирование и алгоритм оптимизации на основе нейронной сети, разработана методика нахождения такой последовательности включений, которая обеспечивает максимальную ширину запрещенной зоны в колебательном спектре. Расчет собственных частот проводится в пакете прочностного анализа «Фидесис». Для обучения нейронной сети на основе синтетических данных многократно проводился расчет эффективных свойств на ячейке периодичности метаматериала с помощью метода конечных элементов (МКЭ) [4] для некоторого подмножества комбинаций включений. Далее обученная нейронная сеть использовалась для поиска оптимальной (в указанном выше смысле) комбинации включений путем перебора всех возможных вариантов расположения включений в ячейке периодичности. Применение разработанной методики позволило реализовать оптимизацию микроструктуры метаматериала [5], не требующую значительных временных затрат и вычислительных мощностей, в сравнении с прямыми МКЭ-расчетами эффективных свойств для всех возможных вариантов ячеек периодичности.

Наконец, рассматривается задача анализа частотной фильтрации в решетчатых структурах с подбором оптимальных параметров волнистости и размеров ячеек. В рамках данной задачи было проведено моделирование механических волновых процессов [6] в решетчатых материалах с фиксированной и непрерывно изменяемой структурой. При исследовании распространения упругих волн в решетчатых структурах было установлено влияние формы решетчатой структуры на механизм распространения упругих волн: наиболее сильно отклоняет акустическую волну от основного направления распространения решетка,

образованная круговыми и четырехугольными звездчатыми ячейками периодичности. В этих случаях передающаяся энергия упругих колебаний от одного узла решетки к другому в виде волновых фронтов, благодаря волнистости, дробится и отклоняется от основной оси распространения. Также выявлен факт возможности частотной фильтрации волн. Для частотной фильтрации волн целесообразно использовать криволинейные и градиентные решетки. В зависимости от желаемого результата стоит подбирать степень волнистости и протяженность волнистой зоны градуированной решетки. Отношение максимумов норм скоростей для базовой решетки и градуированной решетки достигает 5,5 раз. Было произведено исследование метрики затухания акустических волн на расстоянии при различных параметрах волнистости, расстоянии, частоте, толщине стержней, размеру ячеек решетки, модуля Юнга, коэффициента Пуассона, плотности, направлении градиентного изменения волнистости прутьев решетки. Использование методов машинного обучения позволило построить предсказательную модель высокой точности. Построение модели было произведено при помощи кросс-валидации, где в качестве модели был выбран метаоценщик трех методов машинного обучения: градиентного бустинга, случайного леса и случайного леса повышенной рандомизации с метрикой качества R2. Построенная модель предсказывает результат точнее, чем одиночные упомянутые алгоритмы. Также была построена двухслойная нейронная сеть, обладающая высокой предсказательной способностью. В отличие от классической нейронной сети, где модель нейрона подразумевает задание весового коэффициента для входного сигнала и функции активации, в случае новой нейронной сети таких гиперпараметров больше: для каждого нейрона ищутся гиперпараметры дерева решений (или ансамбля деревьев), площадь соприкосновения каждого синопсиса  $S$ . Также вариации подлежит единое правило формирования количества нейромедиаторов. Количество переменных возрастает, что повышает риск переобучения, но в то же время, за счет использования дерева решений при описании типа нейромедиаторов и использовании концепции складывания сигнала от разных нейронов удается совместить два принципиально разных и наиболее успешных подхода к предсказанию результата. Именно нейронная сеть, основанная на новых соображениях, позволила построить модель машинного обучения наиболее высокого качества.

Во всех случаях в качестве решателя прямой задачи для формирования обучающих наборов синтетических данных использовался пакет «Фидесис» [7], дополняемый (путем интеграции с соответствующим программным обеспечением) соответствующим модулем на основе технологий нейронных сетей и позволяющий значительно ускорить построение такой обучающей выборки за счет использования метода конечных элементов.

*Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 22–11–00110 в части постановки задачи и разработки математической модели и Математического центра фундаментальной и прикладной математики (проект 075-15-2019-1621) в части разработки алгоритма численного решения и программы на его основе.*

1. Schmidt J., Marques M.R.G., Botti S., Marques M.A.L. Recent advances and applications of machine learning in solid-state materials science // npj Computational Materials. – 2019. – Vol. 5. – Article ID 83.
2. Wu L. A machine learning-based method to design modular metamaterials / L. Wu, L. Liu, Y. Wang, Z. Zhai, H. Zhuang, D. Krishnaraju, Q. Wang, H. Jiang // Extreme Mechanics Letters. – 2020. – Vol. 36. – Article ID 100657.
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.
4. Kukushkin A.V., Konovalov D.A., Vershinin A.V., Levin V.A. Numerical simulation in CAE Fidesys of bonded contact problems on non-conformal meshes // Journal of Physics: Conference Series. – 2019. – Vol. 1158. – I. 2. – Article ID 032022.
5. Вендик И.Б., Вендик О.Г. Метаматериалы и их применение в технике сверхвысоких частот // Журнал технической физики. – 2013. – Т. 83. – Вып. 1. – С. 3–28.
6. Phani A.S., Woodhouse J., Fleck N. Wave propagation in two-dimensional periodic lattices // Journal of the Acoustical Society of America. – 2006. – Vol. 119. – I. 4. – P. 1995–2005.
7. Морозов Е.М., Левин В.А., Вершинин А.В. Прочностной анализ. Фидесис в руках инженера. М.: URSS, 2015. — 408 с.



## **Многоуровневое моделирование деформирования металлических сплавов при изменяющихся температурно-скоростных условиях**

Вшивкова А.А., Швейкин А.И.

*Пермский Национальный Исследовательский Политехнический Университет, Пермь*

К настоящему моменту накоплен большой объем данных о поведении деформируемых металлов при различных температурах и скоростях деформации. Выявлены такие типичные закономерности, как уменьшение напряжения течения при повышении температуры и снижении скорости деформации [1, 2], увеличение скоростной чувствительности материала с ростом температуры [3], появление ступеньки на диаграмме нагружения в области изменения параметров процесса [4] и др. Важно отметить, что температура и скорость деформации при обработке металлического образца существенно влияют не только на напряжение течения, но и на процесс изменения структуры материала, определяющую свойства готового изделия. Таким образом, корректное определение отклика материала при различных температурно-скоростных, в особенности – изменяющихся, условиях имеет важное практическое применение. При этом актуально применение аппарата математического моделирования для замены большого числа дорогостоящих натурных экспериментов на эксперименты вычислительные.

Для моделирования указанных ранее эффектов применяются конститутивные модели материалов различных типов. Большой популярностью пользуются макрофеноменологические модели, в частности, модификации модели Джонсона-Кука [5]. Однако подобные модели предназначены, как правило, для моделирования конкретного типа нагружения (простой сдвиг, одноосное сжатие, и т.п.), используют (не всегда обоснованно) гипотезу единой кривой, не описывают эволюцию внутренней структуры материала и, соответственно, материальных свойств. В свою очередь, многоуровневые конститутивные модели на базе физических теорий пластичности [6], основанные на явном внедрении т.н. внутренних переменных, связанных со структурой материала (плотность дислокаций, ориентация кристаллитов и т.п.), и описании взаимодействующих механизмов деформирования, упрочнения и разупрочнения, позволяют описывать поведение материала и эволюцию его структуры при различных условиях нагружения (типе, характерных температурах и скоростях). В связи с развитием вычислительной техники в последние десятилетия подобные модели стали применяться для исследования поведения не только представительного объема поликристалла, но и целых конструкций (см., например, [6, 7]).

В работе исследуется поведение ГЦК-поликристаллов при различных температурно-скоростных условиях на примере сплава Al 2024-T351. Для этого после проведения анализа существующих моделей [8] с использованием дислокационно-ориентированных моделей [9, 10] предложена модификация [11] существующей двухуровневой статистической конститутивной модели [6]. При этом соотношения моделей [9, 10] были предварительно преобразованы путем исключения из общей системы уравнений плотностей дислокаций и перехода к формулировке в терминах скоростей сдвигов, что положительно сказывается на ресурсоемкости модели и ее пригодности для описания технологических процессов. В полученной модификации влияние температуры и скорости деформаций учтено в различных слагаемых эволюционного уравнения для критических напряжений. В этом уравнении учтено сопротивление скольжению дислокаций со стороны кристаллической решетки, дислокаций леса, границ зерен. Часть слагаемых указанного закона записана в скоростной, а часть – в конечной форме, что позволяет учитывать как мгновенное изменение отклика с изменением условий нагружения (в частности, это позволяет учитывать различие начальных условий деформирования при одинаковой начальной структуре образцов), так и изменение скорости изменения отклика с изменением условий нагружения. Таким образом, структура модели позволяет естественным образом описывать экспериментально наблюдаемые при деформировании с изменяющимися условиями эффекты, указанные выше.

Был разработан многостадийный алгоритм идентификации параметров модели,

основанный на их разделении по ассоциированным с ними механизмам. Для более корректного определения параметров модели было проведено исследование влияние некоторых из них на отклик материала [12]. Модель была идентифицирована на данных о диаграммах нагружения при различных, но постоянных скоростях деформации и температурах для квазиодноосного растяжения [13]. Верификация проводилась на основе данных о поведении сплава Al 2024-T351 при изменяющихся скоростных условиях [13]. Полученные результаты удовлетворительно согласуются с известными 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-2024-0002).*

1. Almasri A.H., Voyiadjis G.Z. Effect of strain rate on the dynamic hardness in metals // J. Eng. Mater. Technol. – 2007. – Vol. 129(4). – P. 7003–7009. – DOI: 10.1115/1.2744430
2. Rodríguez-Galán D., Sabirov I., Segurado J. Temperature and stain rate effect on the deformation of nanostructured pure titanium // Int. J. Plast. – 2015. – Vol. 70. – P. 191–205. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2015.04.002
3. May J., Höppel H.W., Göken M. Strain rate sensitivity of ultrafine-grained aluminium processed by severe plastic deformation // Scr. Mater. – 2005. – Vol. 53. – P. 189–194. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2005.03.043
4. Balasubramanian S., Anand L. Elasto-viscoplastic constitutive equations for polycrystalline fcc materials at low homologous temperatures // J. Mech. Phys. Solids. – 2002. – Vol. 50. – P. 101–126. – DOI: 10.1016/S0022-5096(01)00022-9
5. Johnson G.R., Cook W.H. Fracture characteristics of three metals subjected to various strains, strain rates, temperatures and pressures // Eng. Fract. Mech. – 1985. – Vol. 21. – № 1. – P. 31–48. – DOI: 10.1016/0013-7944(85)90052-9
6. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с.
7. Zecevic M., Lebensohn A.R., Rogers M., Moore J., Chiravalle V., Lieberman E., Dunning D., Shipman G., Knezevic M., Morgan N. Viscoplastic self-consistent formulation as generalized material model for solid mechanics applications // Applications in Engineering Science. – 2021. – Vol. 6. – P. 100040. – DOI: 10.1016/j.apples.2021.100040
8. Швейкин А.И., Вшивкова А.А., Трусов П.В. О способах учета изменяющихся температурно-скоростных условий в многоуровневых конститутивных моделях для описания деформирования металлов (аналитический обзор) // Физ. мезомех. – 2023. – № 6. – С. 27–48. – DOI: 10.55652/1683-805X\_2023\_26\_6\_27
9. Beyerlein I.J., Tome C.N. A dislocation-based constitutive law for pure Zr including temperature effects // Int. J. Plast. – 2008. – Vol. 24. – № 5. – P. 867–895. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2007.07.017
10. Dislocation-mediated strain hardening in tungsten: Thermo-mechanical plasticity theory and experimental validation / D. Terentyev, X. Xiao, A. Dubinko, A. Bakaeva, H. Duan // J. Mech. Phys. Solids. – 2015. – Vol. 85. – P. 1–15. – DOI: 10.1016/j.jmps.2015.08.015
11. Швейкин А.И., Вшивкова А.А., Трусов П.В. Двухуровневая конститутивная модель металла с комплексным учетом изменяющихся температурно-скоростных условий // Физ. мезомех. – В печати.
12. Vshivkova A.A., Shveykin A.I. Analysis of the influence of the parametric scalar factor in the viscoplastic equation for determining intragranular shear rates on the response in multilevel constitutive models of metals // Russ. Phys. J. – 2023. – Vol. 66. – №8. – P. 835–843. – DOI: 10.1007/s11182-023-03012-0
13. Khan A.S., Liu H. Variable strain rate sensitivity in an aluminum alloy: Response and constitutive modeling // Int. J. Plast. – 2012. – Vol. 36. – P. 1–14. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2012.02.001

## Двухуровневое моделирование деформации и разрушения дендритной структуры аддитивного алюминиево-кремниевого сплава

<sup>1,2</sup>Гатиятуллина Д.Д., <sup>1</sup>Землянов А.В., <sup>1</sup>Балохонов Р.Р., <sup>1,3</sup>Ивашов И.Р.

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

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

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

Аддитивные технологии позволяют создавать металлические изделия сложной формы, сокращая при этом время производства и снижая уровень потребления сырья по сравнению с традиционными технологиями [1]. Среди преимуществ аддитивного производства возможность получения материалов с заданными механическими свойствами для конкретных условий эксплуатации, что не всегда возможно с использованием традиционных методов. Эти преимущества делают аддитивное производство привлекательным для широкого круга отраслей промышленности, так и для фундаментальной и прикладной науки. Электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) является одной из перспективных аддитивных технологий для получения высококачественных изделий с низкодефектной структурой [2]. В настоящей работе проведено двухуровневое численное моделирование деформации и разрушения сплава AlSi12, изготовленного аддитивным послойным электронно-лучевым плавлением проволоки. Экспериментально методами оптической, электронной и просвечивающей микроскопии исследована микроструктура сплава [3]. Установлено, что на масштабном уровне десятков микрометров наблюдается дендритная структура в эвтектическом каркасе (Уровень 1), а на более низком масштабном уровне порядка нескольких сотен нанометров материал эвтектики представляет собой классический дисперсно-упрочненный композит «алюминиевая матрица – частицы кремния» (Уровень 2). Таким образом, предлагается определять пластические свойства и характеристики разрушения на Уровне 2 и использовать их в качестве эффективных свойств эвтектического каркаса на Уровне 1. В рамках подхода многоуровневого моделирования структура аддитивных композиционных материалов учитывается в расчетах в явном виде. Динамические краевые задачи решаются с помощью программного пакета ABAQUS/Explicit методом конечных элементов. Используются изотропные модели упругопластического алюминия и упруго-хрупких пластин кремния с учетом разрушения при достижении критической величины накопленной пластической деформации и интенсивности напряжений, соответственно. Проведены расчеты с учетом остаточных напряжений, возникающих при охлаждении напечатанного сплава за счет разницы коэффициентов термического расширения материалов. Используются соотношения Дюамеля-Неймана, при охлаждении температура всей области материала уменьшается линейно от температуры рекристаллизации алюминия 350 °С до 23 °С. Результаты моделирования показали, что индуцированные охлаждением после плавления материала остаточные напряжения снижают макроскопическую прочность материала при последующем растяжении. Разрушение аддитивного композита на Уровне 1 происходит в эвтектическом каркасе. Зарождается магистральная трещина, которая разделяет рассматриваемый объем материала на две части и распространяется под углом 60 градусов к направлению приложения механической нагрузки.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-11-00222, <https://rscf.ru/project/23-11-00222/>.*

1. Direct additive manufacturing of metal parts for automotive applications, Journal of Manufacturing Systems / N. Zhao, M. Parthasarathy, S. Patil, D. Coates // Journal of Manufacturing Systems. – 2023. – Vol. 68. – P. 368-375. – DOI: 10.1016/j.jmsy.2023.04.008.

2. Characterization of AA7075/AA5356 gradient transition zone in an electron beam wire-feed additive manufactured sample / V. Utyaganova, A. Filippov, S. Tarasov, N. Shamarin // Materials Characterization. – 2021. – Vol. 172. – P. 110867-1–110867-22. – DOI: 10.1016/j.matchar.2020.110867.

3. Особенности деформирования и разрушения эвтектики в композиционном аддитивном алюминиево-кремниевом сплаве / А.В. Землянов, Д.Д. Гатиятуллина, В.Р. Утяганова, Н.Н. Шамарин // Физическая мезомеханика. – 2023. – Т. 26, № 4. – С. 103–116. – DOI: 10.55652/1683-805X\_2023\_26\_4\_103.

## Особенности образования дефектов внедрения и замещения в $\alpha$ -Ti и $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al

<sup>1,2</sup>Горев Н.Д., <sup>1</sup>Бакулин А.В., <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

В последние несколько десятилетий титановые сплавы успешно используются в авиационных двигателях, в частности в компонентах компрессоров. Для таких приложений необходимо, чтобы материал выдерживал высокие температуры и длительную механическую нагрузку, при которых развивается деформационная ползучесть. Повышение сопротивления ползучести является одной из ключевых проблем для разработки нового поколения жаропрочных титановых сплавов. При высокой температуре ползучесть сплава определяется в основном диффузией атомов, на что указывает тот факт, что энергия активации ползучести близка к энергии активации диффузии [1]. Известно, что примеси внедрения диффундируют по междоузельному механизму, тогда как примеси замещения – по вакансионному. Однако некоторые примеси замещения как в  $\alpha$ -Ti, так и в  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al демонстрируют аномально быструю диффузию [2, 3]. Для изучения механизмов диффузии и корректной оценки температурного коэффициента диффузии необходимы энергии образования дефектов. В данной работе методом проекционных присоединенных волн проведено сравнительное изучение энергетики образования дефектов в  $\alpha$ -Ti и  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al.

Атомная структура  $\alpha$ -Ti и сплава  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al моделировалась соответственно суперъячейками  $4 \times 4 \times 3$  и  $2 \times 2 \times 3$ , содержащими 96 атомов. Интегрирование по зоне Бриллюэна проводилось с использованием  $\Gamma$ -центрированной сетки  $k$ -точек  $3 \times 3 \times 3$ . Энергия образования дефекта рассчитывалась по следующей формуле:

$$E^f = E^{sc}(M + Ti/Ti_3Al) - E^{sc}(Ti/Ti_3Al) - E(M) + NE(Ti/Al), \quad (1)$$

где  $E^{sc}(M + Ti/Ti_3Al)$  и  $E^{sc}(Ti/Ti_3Al)$  – полные энергии суперъячейки Ti или Ti<sub>3</sub>Al с атомом примеси и без него,  $E(M)$  и  $E(Ti/Al)$  – полные энергии примеси и титана/алюминия в основном состоянии в расчете на атом, параметр  $N$  равен 0 в случае дефекта внедрения и 1 при образовании дефекта замещения. Согласно определению (1) положительное значение  $E^f$  указывает на эндотермический характер образования дефектов, поэтому меньшая энергия образования соответствует наиболее предпочтительному дефекту. Рассмотренные позиции внедрения в двух материалах представлены на рис. 1.

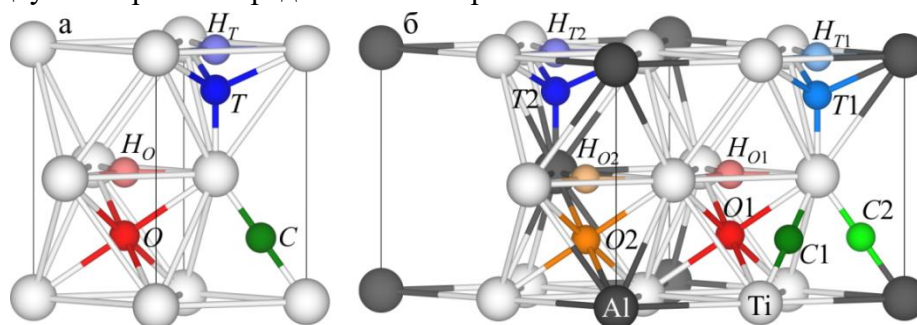


Рис. 1. Элементарная ячейка  $\alpha$ -Ti (а) и  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al (б) с позициями внедрения

В таблице 1 приведены рассчитанные значения энергии образования дефектов в  $\alpha$ -Ti. Видно, что краудин (C) является наиболее предпочтительной позицией внедрения для всех рассмотренных примесей в  $\alpha$ -Ti, и разница в  $E^f$  с октаэдрической O-позицией составляет 0,26 эВ, что удовлетворительно согласуется со значением 0,16 эВ, полученным в работе [4]. Для объяснения предпочтительности краудина по сравнению с O-позицией был рассчитан механический (MC) и химический вклад (CC) в энергию образования дефекта. Несмотря на то, что механический вклад в случае C-позиции превышает аналогичный для O-позиции на 0,16 эВ для Fe, величина химического вклада в первом случае значительно выше по модулю на 0,42 эВ (0,49 эВ [4]). Это же справедливо и для других рассмотренных примесей, и разница в MC составляет 0,27–0,64 эВ. В целом более сильное межатомное взаимодействие M–Ti в C-позиции в  $\alpha$ -Ti определяет ее предпочтительность по сравнению с O-позицией. Образование

дефекта замещения титана железом и кобальтом требует меньшей на 0,17–0,67 эВ энергии, чем их внедрение в позицию краудиона, тогда как в случае *s,p*-элементов получены отрицательные значения  $E^f(S)$ .

Таблица 1. Энергия образования ( $E^f$ ) дефектов внедрения и замещения в  $\alpha$ -Ti, механический (MC) и химический (CC) вклады

Позиция	C	O	T	Ho	H <sub>T</sub>	S	C	O	T	Ho	H <sub>T</sub>	S
Примесь	Fe						Co					
$E^f$ , эВ	0,76, 1,01 [4]	1,02, 1,17 [4]	1,35	1,19, 1,38 [4]	2,08	0,59, 0,41 [4]	0,86, 1,04 [4]	1,05, 1,17 [4]	1,25	1,09, 1,22 [4]	1,86	0,19, 0,26 [4]
MC, эВ	1,63, 1,74 [4]	1,47, 1,42 [4]	2,18	1,60, 1,70 [4]	1,82	0,26	1,83, 1,88 [4]	1,56, 1,47 [4]	2,19	1,69, 1,75 [4]	1,87	0,10
CC, эВ	-0,87, -0,74 [4]	-0,45, -0,25 [4]	-0,83	-0,41, -0,33 [4]	0,26	0,33	-0,97, -0,84 [4]	-0,51, -0,31 [4]	-0,33	-0,60, -0,53 [4]	-0,01	0,09
Примесь	Ga						Al					
$E^f$ , эВ	1,56	1,75	2,65	2,45	3,46	-1,04	2,00, 2,23 [4]	2,29, 2,43 [4]	3,05	2,86, 2,89 [4]	3,78	-0,92, -0,93 [4]
MC, эВ	3,16	2,52	3,71	3,19	4,32	0,06	3,36, 3,44 [4]	2,86, 2,84 [4]	4,05	3,40, 3,34 [4]	5,15	0,07
CC, эВ	-1,60	-0,77	-1,06	-0,74	-0,86	-1,10	-1,36, -1,21 [4]	-0,57, -0,41 [4]	-1,00	-0,54, -0,45 [4]	-1,37	-0,99

В случае сплава  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al четверть атомов титана заменена на алюминий, поэтому каждая позиция имеет две разновидности, отличающиеся содержанием атомов титана в локальном окружении. Например, O1-позиция расположена в центре октаэдра, образованного шестью атомами титана, а O2-позиция – в центре октаэдра, образованного четырьмя атомами титана и двумя атомами алюминия (рис. 1б). В целом энергия образования дефектов внедрения в  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al в 1,5–2 раза выше, чем в  $\alpha$ -Ti, причем если вблизи примесного атома находится алюминий, то  $E^f$  дополнительно увеличивается на 0,32–0,56 эВ. Первое обстоятельство связано с разницей в механизме межатомного взаимодействия: Ti – это металл с преимущественно металлической связью между атомами, тогда как сплав Ti<sub>3</sub>Al представляет собой интерметаллид с металл-ковалентными связями. Поскольку ковалентность связей несколько больше в случае Ti–Al связей, то это ведет к повышению механического вклада и понижению химического при внедрении примесного атома вблизи алюминия. В работе обсуждаются изменения длин межатомных связей, заселенности перекрывания орбиталей Гамильтона, плотности электронных состояний, функции локализации электронов и др. в материалах при образовании дефектов.

Таким образом, образование дефектов внедрения в сплаве  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al требует большей энергии, чем в  $\alpha$ -Ti, что, в свою очередь, приводит к повышению энергии активации диффузии и ее замедлению даже в случае быстрых диффузеров, таких как Fe и Co. Также в работе обсуждаются два механизма атомной диффузии примесей и полученные значения их температурных коэффициентов.

*Работа выполнена в рамках проекта РНФ N 24-23-00097. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.*

1. Effect of trace impurities on the creep behavior of a near alpha titanium alloy / H. Mishra, D.V.V. Satyanarayana, T.K. Nandy, P. Sagar // Scr. Mater. – 2008. – Vol. 59. – P. 591–594. – DOI: 10.1016/j.scriptamat.2008.05.009.
2. Nakajima H., Koiwa M. Diffusion in titanium // ISIJ Int. – 1991. – Vol. 31. – P. 757–766. – DOI: 10.2355/isijinternational.31.757.
3. Interstitial and substitutional diffusion of metallic solutes in Ti<sub>3</sub>Al / J. Breuer, T. Wilger, M. Friesel, Chr. Herzig // Intermetallics. – 1999. – Vol. 7. – P. 381–388. – DOI:10.1016/S0966-9795(98)00115-0.
4. On the abnormal fast diffusion of solute atoms in  $\alpha$ -Ti: A first-principles investigation / L.J. Zhang, Z.Y. Chen, Q.M. Hu, R. Yang // J. Alloys Compd. – 2018. – Vol. 740. – P. 156–166. – DOI:10.1016/j.jallcom.2017.12.359.

## Дислокационно-ориентированная модель для описания сложного деформирования алюминиевых сплавов

Грибов Д.С., Трусов П.В.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Разработка новых и совершенствование существующих технологий термомеханической обработки металлов и сплавов в настоящее время невозможны без применения математических моделей. Особую роль при построении последних играют определяющие соотношения, описывающие свойства конкретных материалов [1]. Физико-механические свойства сплавов и рабочие характеристики изделий из них определяются главным образом мезо- и микроструктурой материалов; в то же время существует и обратная связь: термомеханические воздействия на материалы в процессах изготовления деталей и конструкций приводят к изменению мезо- и микроструктуры. В последние десятилетия активно развиваются и применяются многоуровневые физически-ориентированные модели, позволяющие явным образом описывать изменение структуры материалов. В процессах обработки, в большинстве случаев осуществляемых методами неупругого деформирования, материалы могут испытывать сложное нагружение. Отдельный интерес представляет описание упрочнения материалов в ходе таких воздействий, позволяющее с высокой точностью предсказать рабочие характеристики изделий. К преимуществам применения многоуровневых моделей для исследования пластического деформирования можно отнести их универсальность, явное описание эволюции микроструктуры, применимость к проектированию функциональных материалов – изделий и др. [2]. Следует отметить, что при идентификации физически-ориентированных моделей часть используемых в них параметров может быть определена из справочников, а также с применением моделей дислокационной и атомарной динамики на нижних структурно-масштабных уровнях.

Целью работы является описание и анализ результатов применения 3-хуровневой модели, основанной на физической теории упруговязкопластичности, для исследования пластического деформирования и эволюции дефектной субструктуры при исследовании упругопластического деформирования поликристаллических алюминиевых сплавов при произвольных нагружениях.

Концептуальная постановка. Предложенная модель относится к классу статистических, включает подмодели для описания поведения поликристаллов на трех структурно-масштабных уровнях. На макроуровне описывается отклик представительного объема макроуровня, на мезоуровне-1, предназначенном для анализа поведения кристаллитов (субзерен, фрагментов), рассмотрение ведется в терминах механических переменных (напряжений, деформаций и т.п.), на мезоуровне-2 описывается эволюция плотностей дефектов [4]. Модель основана на подходе с введением на каждом уровне явных и неявных внутренних переменных – тензорзначных переменных, описывающих эволюционирующую мезо- и микроструктуру нижележащих уровней. Введение этих дополнительных переменных позволяет избежать необходимости использования в структуре конститутивных моделей сложных операторных соотношений, сохраняя при этом возможность учета памяти материала.

Математическая формулировка модели. Для связи макро- и мезоуровня-1 принята гипотеза Фойгта:  $\hat{\mathbf{v}} = \hat{\mathbf{V}}\mathbf{v}$ , где  $\hat{\mathbf{v}}$  и  $\hat{\mathbf{V}}\mathbf{v}$  – градиенты вектора скорости перемещений на мезоуровне-1 и макроуровне. Использовано разложение движения на квазитвердое и деформационное; определены индифферентные меры скорости деформации  $\mathbf{z}(t) = \hat{\mathbf{V}}\mathbf{v}^T - \boldsymbol{\omega}$  ( $\mathbf{Z}(t) = \hat{\mathbf{V}}\mathbf{V}^T - \boldsymbol{\Omega}$ ) на мезоуровне (макроуровне), где  $\boldsymbol{\omega}$  и  $\boldsymbol{\Omega}$  – тензоры спинов жестких подвижных систем координат, отвечающих за квазитвердое движение на мезо-1 и макроуровне соответственно; принято аддитивное разложение меры скорости деформирования на упругую и пластическую составляющую. Система уравнений для описания упруговязкопластического деформирования на мезоуровне-1 имеет следующий вид:

$$\begin{cases} \dot{\boldsymbol{\sigma}} + \boldsymbol{\sigma} \cdot \boldsymbol{\omega} - \boldsymbol{\omega} \cdot \boldsymbol{\sigma} = \mathbf{p} : (\mathbf{z} - \mathbf{z}^{in}), \\ \mathbf{z} = \mathbf{z}^e + \mathbf{z}^{in}, \\ \boldsymbol{\omega} = \dot{\mathbf{o}} \cdot \mathbf{o}^T, \\ \mathbf{z}^{in} = \sum_{k=1}^K \dot{\gamma}^{(k)} \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{n}^{(k)}, \\ \tau^{(k)} = \mathbf{b}^{(k)} \mathbf{n}^{(k)} : \boldsymbol{\sigma}, \end{cases}$$

где  $\boldsymbol{\sigma}$  – тензор напряжений Коши,  $\mathbf{z}^e$  и  $\mathbf{z}^{in}$  – упругая и неупругая составляющие меры скорости деформации,  $\dot{\gamma}^{(k)}$  – скорости сдвигов на  $k$ -й системе скольжения (СС),  $K$  – число СС,  $\mathbf{b}^{(k)}$  и  $\mathbf{n}^{(k)}$  – единичные векторы направления скольжения краевых дислокаций и нормали к плоскости скольжения,  $\tau^{(k)}$  – величина касательных напряжений на  $k$ -й СС.

Введены уравнения для вычисления средних скоростей движения положительных и отрицательных дислокаций  $V_{\pm}^{(k)}$ , зависящих от величины касательных напряжений  $\tau^{(k)}$ , температуры  $\theta$ , плотности положительных и отрицательных дислокаций  $\rho_+^{(k)}, \rho_-^{(k)}$  и плотности барьеров  $\rho_{bar}^{(kj)}$  на СС. Скорости сдвигов определяются с использованием модифицированного уравнения Орована в скоростной форме, учитывающего вклад в скорость сдвига по данной системе движения дислокаций обоих знаков по одной СС:  $\dot{\gamma}^{(k)} = (\rho_+^{(k)} V_+^{(k)} - \rho_-^{(k)} V_-^{(k)}) |\mathbf{b}^{(k)}|$ . Скорости изменения критических напряжений сдвига  $\dot{\tau}_c^{(k)}$  принимается суммой составляющих от изменения плотностей взаимодействующих дислокаций по СС  $\dot{\tau}_{c\_dis}^{(k)}$  и от изменения плотностей барьеров  $\dot{\tau}_{c\_bar}^{(k)}$ ; в отсчетной естественной конфигурации критические напряжения определяются сопротивлением решетки  $\tau_{c\_lat}^{(k)}$ . Система уравнений, описывающая изменение параметров дефектной структуры на мезоуровне-2, имеет следующий общий вид:

$$\begin{cases} V_{\pm}^{(k)} = \pm f_1(\tau^{(k)}, \tau_{c\pm}^{(k)}, \theta, \rho_{\pm}^{(l)}, \rho_{bar}^{(kl)}) \text{sign}(\tau^{(k)}), \\ \dot{\rho}_{\pm}^{(k)} = f_2(\tau^{(k)}, \tau_{c\pm}^{(k)}, \theta, \rho_{\pm}^{(k)}, \rho_{bar}^{(kl)}) \quad (k, l = \overline{1, K}), \\ \dot{\gamma}^{(k)} = (\rho_+^{(k)} V_+^{(k)} - \rho_-^{(k)} V_-^{(k)}) |\mathbf{b}^{(k)}|, \\ \dot{\rho}_{bar}^{(kl)} = f_3(\tau^{(k)}, \tau_{c\pm}^{(k)}, \theta, \rho_{\pm}^{(k)}, \rho_{bar}^{(kl)}), \\ \dot{\tau}_{c\pm}^{(k)} = \dot{\tau}_{c\_dis\pm}^{(k)} + \dot{\tau}_{c\_bar\pm}^{(k)}, \quad \tau_{c0\pm}^{(k)} = \tau_{c\_lat}^{(k)}. \end{cases}$$

Разработанная модель была реализована в виде программы и применена для описания и анализа результатов моделирования сложного деформирования поликристаллических образцов. С использованием численных экспериментов осуществлена проверка способности модели описывать ряд явлений, наблюдаемых в натурных экспериментах.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке МНУВО Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2024-0002).*

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые физические модели моно- и поликристаллов. Статистические модели // Физическая мезомеханика. – Томск: ИФПМ СО РАН. – 2011а. – Т.14, №4. – С. 17-28. – DOI: 10.24411/1683-805X-2011-00029
2. McDowell D.L. A perspective on trends in multiscale plasticity // Int. J. Plasticity. – 2010. – Vol.26. – P. 1280-1309. – DOI: 10.1016/j.ijplas.2010. 02.008
3. Хирт Дж., Лотэ И. Теория дислокаций. – М.: – Атомиздат, 1972 – 599 с.



## Разработка мезоструктурной механической модели спеченного огнеупорного материала на основе шпинели

<sup>1</sup>Григорьев А.С., <sup>1</sup>Шилько Е.В., <sup>1</sup>Дмитриев А.И., <sup>2</sup>Заболотский А.В., <sup>3</sup>Андреев К.

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

<sup>2</sup>ООО «Группа «Магнезит», Сатка,

<sup>3</sup>Wuhan University of Science and Technology, Wuhan

Механические характеристики огнеупорных спеченных керамик в значительной степени определяются микроструктурой, в том числе пористостью, адгезией частиц и наличием плоскостных несплошностей различной протяженности и апертуры. Дизайн структуры и оптимизация характеристик огнеупорных материалов должны базироваться на анализе вкладов различных структурных элементов в эффективные свойства и взаимовлияния этих вкладов. Компьютерное моделирование является эффективным инструментом для проведения таких исследований и позволяет проводить параметрический анализ и определять влияние состава, свойств и поровой структуры на макроскопические механические свойства материала и его разрушение. Настоящая работа посвящена разработке подхода к созданию мезоскопических механических моделей спеченных керамических материалов со сложной иерархической структурой. Исследования проводились на примере огнеупорной керамики на основе шпинели.

Огнеупорные материалы во время эксплуатации подвергаются различным динамическим воздействиям, как штатным, так и нештатным (в том числе ударным воздействиям). В частности, во время восстановительных работ на сталелитейном производстве скорости деформации отдельных изделий из огнеупора могут достигать  $\sim 100 \text{ с}^{-1}$  при взаимодействии с ломом или гидравлическим молотом. Поэтому целью данной работы было исследование влияния ключевых структурных параметров огнеупора на закономерности их механического поведения в условиях динамических (ударных) нагрузок.

Разработан подход к построению двухмасштабной компьютерной модели огнеупорных керамических материалов, которая базируется на представлении спеченного материала как дисперсно-упрочненного композита. Примеры структуры двумерных модельных образцов огнеупоров приведены на рисунке 1. Такая двухмасштабная модель огнеупора учитывает основные составляющие его структуры: мелкозернистые области («матрица») - показана серым цветом на рис. 1), с которыми связаны пористость и трещиноватость материала (крупные поры показаны белым цветом на рис. 1), и упрочняющие крупные зерна («включения») - цветные области на рис. 1).

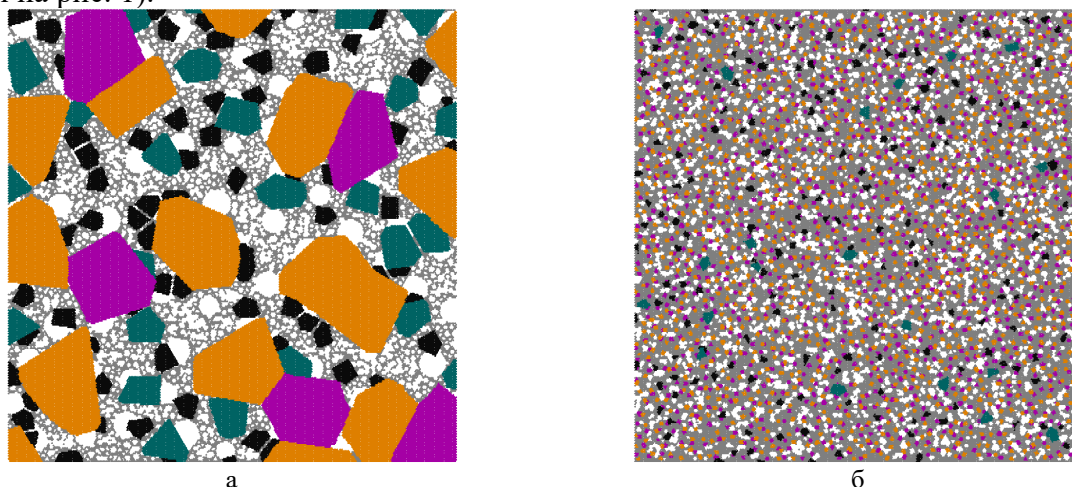


Рис. 1. Примеры 2D моделей мезомасштабного представительного объема огнеупоров на основе шпинели с различным фракционным составом мезоскопических включений: 60-350 мкм (а) и 35-45 мкм (б)

Размер области гомогенизации локальных свойств и минимальные размеры крупных (мезомасштабных) зерен и пор, явным образом учитываемых в компьютерной модели,



определяются на основе анализа экспериментальных данных. Дефекты меньшего масштаба («микродофекты») учитываются эффективно посредством задания стохастического распределения локальных значений прочности и жесткости матрицы в соответствии с заданной функцией распределения свойств. Механическое поведение каркаса пористой матрицы и крупных зерен описывается как упруго-хрупкое. В качестве условия локального разрушения применяется трехпараметрический комбинированный критерий Друкера-Прагера-Ранкина. Для моделирования механического поведения материала при динамическом нагружении применяется обобщенная динамическая форма данного критерия, базирующаяся на использовании конечного времени инкубации разрушения:

$$\begin{aligned}\sigma_{\text{fract}}^{\text{D-P}}(t) &= \beta_{\text{dyn}} \sigma_{\text{mean}}(t) + \sigma_{\text{eq}}(t) / \sqrt{3} = \tau_c^{\text{dyn}}(t - t_0), \\ \sigma_{\text{fract}}^{\text{Rankine}}(t) &= \sigma_1(t) = \sigma_{\text{tear}}^{\text{dyn}}(t - t_0)\end{aligned}\quad (1)$$

где:

$$\begin{aligned}\beta_{\text{dyn}} &= \sqrt{3} \frac{\sigma_{\text{comp}}^{\text{dyn}}(t - t_0) - \sigma_{\text{tens}}^{\text{dyn}}(t - t_0)}{\sigma_{\text{comp}}^{\text{dyn}}(t - t_0) + \sigma_{\text{tens}}^{\text{dyn}}(t - t_0)} \\ \tau_c^{\text{dyn}}(t - t_0) &= \frac{2}{\sqrt{3}} \frac{\sigma_{\text{comp}}^{\text{dyn}}(t - t_0) \cdot \sigma_{\text{tens}}^{\text{dyn}}(t - t_0)}{\sigma_{\text{comp}}^{\text{dyn}}(t - t_0) + \sigma_{\text{tens}}^{\text{dyn}}(t - t_0)}.\end{aligned}\quad (2)$$

Здесь  $\sigma_{\text{comp}}^{\text{dyn}}(t - t_0)$ ,  $\sigma_{\text{tens}}^{\text{dyn}}(t - t_0)$  и  $\sigma_{\text{tear}}^{\text{dyn}}(t - t_0)$  – динамические значения прочности при одноосном сжатии и растяжении и прочности на отрыв соответственно, переменная  $t$  – время,  $t_0$  – момент времени начала инкубации разрушения, когда параметр  $\sigma_{\text{fract}}^{\text{D-P}}(t)$  или  $\sigma_{\text{fract}}^{\text{Rankine}}(t)$  достигает величины квазистатической прочности  $\tau_c = \tau_c^{\text{st}}$  или  $\sigma_{\text{tear}} = \sigma_{\text{tear}}^{\text{st}}$  соответственно;  $T_{\text{fract}} = t - t_0$  – параметр времени локального разрушения. Зависимости  $\sigma_{\text{comp}}^{\text{dyn}}(T_{\text{fract}})$ ,  $\sigma_{\text{tens}}^{\text{dyn}}(T_{\text{fract}})$  и  $\sigma_{\text{tear}}^{\text{dyn}}(T_{\text{fract}})$  являются входными функциями динамической модели и определяются на основе экспериментальных данных.

С использованием развитой модели спеченного огнеупора были определены зависимости величины динамической прочности и энергии разрушения керамического огнеупорного материала на основе шпинели от скорости деформации. Получены оценки вкладов различных структурных элементов в разрушении образца. Результаты моделирования дают понимание особенностей разрушения керамических материалов со сложной дефектной структурой, определяемой, как пористостью, так и протяженными плоскостными несплошностями.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00688, <https://rscf.ru/project/22-19-00688>.*

## Двойственное влияние поровой жидкости на прочность пористых хрупких материалов

Григорьев А.С., Шилько Е.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Многие хрупкие и квазихрупкие материалы обладают связанной пористостью и трещиноватостью, что делает их проницаемыми для флюидов. В частности поровая вода является неизбежным фактором, сопровождающим функционирование и контролирующим состояние и поведение горных пород, а также искусственных конструкционных материалов (главным образом, бетонов), эксплуатируемых в подземных или подводных условиях.

Наличие химически несвязанной (свободной) воды в поровом пространстве может приводить к снижению жесткости и прочности горных пород и бетонов вследствие физико-химических эффектов, таких как адсорбционное понижение прочности, растворение связующего и другие. Данные аспекты влияния воды являются, однако, весьма избирательными к вмещающему материалу. В частности, они выражены в относительно малой степени для консолидированных песчаников и специальных высокопрочных бетонов, предназначенных для эксплуатации в условиях обводнения. Более общим и фундаментальным фактором влияния поровой воды на механические свойства проницаемого материала является ее механическое взаимодействие с твердофазным каркасом.

Механическое влияние поровой воды традиционно ассоциируют с ее давлением на каркас. Конкретные механизмы влияния порового давления на жесткость и прочность вмещающего материала могут быть различными, но все они связаны с распирающим эффектом сжимаемой воды на стенки пор или трещин и ростом локальных растягивающих напряжений в твердофазном скелете. Последнее способствует образованию микроповреждений в скелете и макроскопическому разрушению материала при более низких приложенных нагрузках. Данный эффект особенно сильно выражен в хрупких и квазихрупких пористых материалах, характеризующихся большой асимметрией прочности (отношением прочности на сжатие к прочности на растяжение). К последним относится большинство проницаемых горных пород и строительных материалов, включая бетоны.

Ключевым физическим свойством воды, качественно отличающим ее от твердофазного скелета, является текучесть, то есть способность перераспределяться в поровом пространстве для снижения и выравнивания порового давления, а, следовательно, и напряжений в твердофазном каркасе. Вследствие конечных значений вязкости флюида и проницаемости материала способность воды перераспределяться в поровом пространстве становится все более ограниченной с ростом скорости деформации  $\dot{\epsilon}$ . Поэтому, согласно классическим представлениям о том, что механический эффект поровой воды обеспечивается поровым давлением, прочность на сжатие водонасыщенных образцов должна быть ниже прочности сухих образцов. Негативное влияние поровой жидкости должно быть минимальным при малых скоростях деформации и в то же время обеспечивать максимальное снижение динамической прочности при больших скоростях деформации ( $\dot{\epsilon} \sim 10^1 - 10^2 \text{ с}^{-1}$ ). Тем не менее, экспериментальные данные свидетельствуют об обратном, а именно: о более высоких значениях динамической прочности водонасыщенных образцов хрупких материалов в сравнении с сухими образцами при  $\dot{\epsilon} > 10^1 \text{ с}^{-1}$ . Более того, положительный эффект поровой воды усиливается с ростом  $\dot{\epsilon}$ . Это показывает, что при высоких скоростях деформации более значимыми становятся другие механизмы влияния поровой жидкости, которые превосходят негативное влияние порового давления.

Положительное влияние поровой жидкости на динамическую прочность хрупких материалов при больших скоростях деформации традиционно связывается с силой вязкого сопротивления жидкости (вязким сопротивлением раздвиганию стенок флюидонасыщенной поры или трещины), называемой силой Стефана. Интегральное упрочняющее влияние силы Стефана активно обсуждается в литературе. Однако до сих пор отсутствуют какие-либо количественные оценки ее вклада в повышение динамической прочности пористых материалов, а также количественные оценки материальных параметров в выражениях для

вязкой силы Стефана. Более того, отсутствует понимание того, как эти параметры связаны с параметрами поровой структуры вмещающего материала.

Целью данной работы было изучение влияния силы вязкого сопротивления поровой жидкости в водонасыщенных хрупких материалах на их интегральные прочностные характеристики при скоростях деформации  $\dot{\epsilon} > 10^1 \text{ с}^{-1}$ , а также получение количественных оценок соответствующих материальных параметров и их физическая интерпретация. Исследование проводилось путем компьютерного моделирования методом однородно деформируемых дискретных элементов. Для проведения исследования разработана связанная механическая модель хрупких проницаемых материалов, применимая для описания динамического отклика и разрушения в интервале скоростей деформации от квазистатических до  $\sim 10^3 \text{ с}^{-1}$ . Модель учитывает ключевые аспекты механического влияния интерстициальной жидкости на твердофазный каркас, а именно поровое давление и силу Стефана.

На примере высокопрочного бетона впервые теоретически подтверждено, что сила вязкого сопротивления Стефана обеспечивает широко обсуждаемый эффект значительного усиления скоростного упрочнения флюидонасыщенных хрупких и квазихрупких материалов в сравнении с теми же материалами в сухом состоянии.

Важным результатом исследования является полученная численная оценка безразмерного фактора  $R$  в выражении для вязкого сопротивления Стефана ( $R \sim 5000\text{--}7000$  для высокопрочного бетона). Отметим, что фактор  $R$  связан с микроскопическими параметрами пор и связанностью поровой структуры материала. Для капиллярных пор-каналов в бетонном цементном камне справедлива оценка  $R^2 \sim l/d_{ch}$ , где  $d_{ch}$  – характерный размер сечения пор-каналов, а параметр  $l$  имеет смысл характерной протяженности участка связанной системы пор-каналов, который деформируется как единое целое и составляет единый структурный элемент поровой системы («сегмент» поровой сети). Для  $d_{ch} = 0.1 \text{ мкм}$  (типичный поперечный размер сечений капилляров в цементном камне) характерная длина «сегмента» поровой сети может быть оценена как  $l \sim 2.5\text{--}5 \text{ м}$ . Фактически это означает, что проницаемая капиллярная система цементного камня представляет собой своеобразную конструкцию блочного типа, в которой каждый блок является совокупностью сочлененных и различным образом ориентированных пор-каналов. Характерное значение линейной (на единицу длины) концентрации связанных участков поровой системы составляет  $N \sim 1/l \approx 0.2\text{--}0.4$ .

Результаты проведенного исследования дают более глубокое понимание роли поровых флюидов в разрушении проницаемых хрупких и квазихрупких материалов. Полученные результаты могут быть полезны, в частности, для разработки прогнозных моделей деградации морских бетонных конструкций в условиях динамического контактного нагружения плавучими объектами, прогнозирования режима землетрясений в высоконапряженных фрагментах разломных зон, оценки влияния технологических взрывов на состояние горных пород в окрестности горных выработок и т.д.

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

## Молекулярно-динамическое исследование влияния концентрации Si на механические свойства многокомпонентных покрытий на основе TiAlTaSiN

<sup>1,2</sup>Дмитриев А.И., <sup>1,2</sup>Никонов А.Ю., <sup>2</sup>Волобуев А.С.

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

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

Покрытия на основе нитридов переходных металлов широко используются в различных отраслях промышленности, поскольку позволяют обеспечить защиту инструментов и компонентов от износа, эрозии и коррозии. Среди них большой интерес представляют покрытия на основе TiAlN [1], которые характеризуются одновременным сочетанием ряда функциональных свойств. При этом механические и трибологические свойства, термическая стабильность, коррозионная стойкость и стойкость к окислению таких покрытий могут быть заметно улучшены путем легирования их дополнительными химическими элементами. С одной стороны предлагается легировать покрытия TiAlN переходными металлами III-VI групп (V, Cr, Zr, Hf, Ta и др.). Как было показано в ряде работ [2, 3] значительные преимущества достигаются в случае легирования покрытий атомами Ta. Однако это приводит к образованию столбчатых кристаллов, что негативно сказывается на трещиностойкости. Второе направление предполагает легирование покрытий TiAlN неметаллическими элементами (B, C, Si). В частности, добавление Si приводит к образованию аморфных фаз, затрудняющих рост зерен. Таким образом, перспективным направлением улучшения свойств покрытий на основе TiAlN является одновременное введение Ta и Si, что позволит создавать покрытия с сочетанием улучшенных свойств, характерных для TiAlTaN и TiAlSiN.

Ранее нами была построена компьютерная модель для численного исследования многокомпонентного покрытия Ti-Al-Ta-Si-N методом молекулярной динамики. В данной работе с помощью построенной модели анализируется влияние концентрации легирующих элементов на прочностные и деформационные свойства кристаллов, представляющих собой многокомпонентное покрытие. Были исследованы три концентрации Si, а также проанализирована роль кристаллографической ориентации решетки относительно направления растяжения и сжатия. Кроме того, с помощью скретч-теста были изучены трибологические свойства покрытий различного состава, нанесенного на металлические (TiAl) и керамические (TiN) подложки. Сравнение результатов моделирования с имеющимися экспериментальными данными показало качественное согласие, что подтверждает корректность построенной модели.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (код проекта 22-19-00441, <https://rscf.ru/project/22-19-00441>).*

1. Characteristics and wear mechanisms of TiAlN-based coatings for machining applications: A comprehensive review / V.F.C. Sousa, F.J.G. Da Silva, G.F. Pinto, A. Baptista, R. Alexandre // Metals. – 2021. – 11.
2. S. PalDey C. Deevi Single layer and multilayer wear resistant coatings of (Ti,Al)N: a review // Mater. Sci. Eng. A. – 2003. – Vol. 342. – P. 58-79.
3. Yang Y., Xu Y.X., Chen L., Mayrhofer P.H. Improved Ti-Al-N coatings through Ta alloying and multilayer architecture // Surf. Coat. Technol. – 2017. – Vol. 328. – P.428-435.

## Построение межатомных потенциалов для металлов на основе машинного обучения

<sup>1</sup>Дмитриев С.В., <sup>1</sup>Кистанов А.А., <sup>1</sup>Косарев И.В., <sup>2</sup>Щербинин С.А., <sup>3</sup>Шапеев А.В.

<sup>1</sup>Институт физики молекул и кристаллов УФИЦ РАН, Уфа

<sup>2</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург

<sup>3</sup>Сколковский институт науки и технологий, Москва

Первопринципное моделирование на основе теории функционала плотности (ТФП) обеспечивает достаточно точное описание межатомных взаимодействий в различных системах, однако его применение ограничено рассмотрением структур малого размера, поскольку связано с высокими вычислительными затратами. Эмпирические межатомные потенциалы широко используются в качестве альтернативы ТФП для моделирования больших атомных структур, однако точность таких расчетов напрямую зависит от качества потенциалов. В последнее время появилась новая концепция использования технологий машинного обучения для разработки межатомных потенциалов [1].

Основная цель данной работы - предоставить качественный материал для тестирования и обучения межатомных потенциалов. Речь идёт о семействе коротковолновых колебательных мод, которые являются точными решениями уравнений движения атомов даже при больших амплитудах колебаний, когда в полной мере проявляется нелинейность межатомных взаимодействий. Примеры мод даны на рис. 1 для ГЦК решётки [2]. Такие решения будут называться делокализованными нелинейными колебательными модами (ДНКМ).

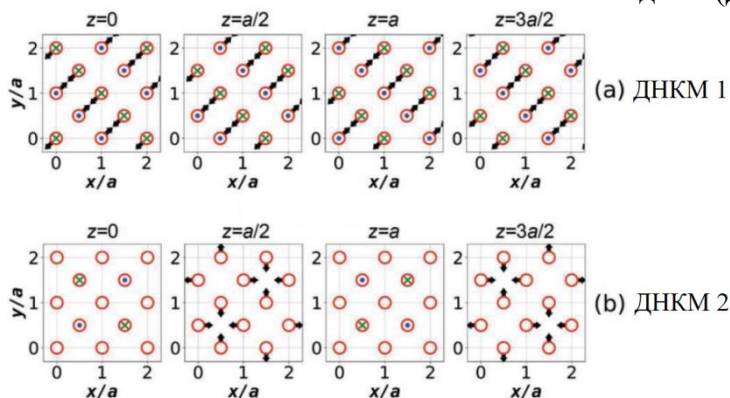


Рис. 1. Примеры ДНКМ ГЦК решетки

Перечислим достоинства использования ДНКМ для тестирования и обучения потенциалов. (1) В пределе малых амплитуд каждая ДНКМ сводится к определённой фоновой моде, разные ДНКМ приносят информацию о колебаниях решётки в разных точках зоны Бриллюэна, среди них есть как продольные, так и поперечные волны с разной длиной волны. Каждая ДНКМ по-разному деформирует межатомные связи и углы между связями: есть моды, деформирующие только связи между ближайшими соседями, не изменяя длин связей между вторыми соседями, другие наоборот деформируют вторые связи сохраняя длины первых, третьи же деформируют и те и другие. Таким образом, появляется возможность осознанно контролировать процесс тестирования и обучения потенциалов и следить за тем, какие ДНКМ лучше, а какие хуже описываются рассматриваемым потенциалом. (2) Связь ДНКМ с фоновыми модами говорит об их физической реализуемости, именно поэтому они прекрасно подходят для тестирования и обучения потенциалов. На практике нередко обучение проводят на случайных атомных конфигурациях, минимизируя разность энергии, рассчитанной на основе ТФП и с использованием потенциала. Такой подход не учитывает того обстоятельства, что разные случайные конфигурации имеют разную вероятность осуществления в кристалле, а следовательно, должны бы учитываться с разными весами, но эти вероятности, как правило, неизвестны. (3) ДНКМ — это коротковолновые колебательные моды с относительно небольшой трансляционной ячейкой, что делает их первопринципный анализ легко осуществимым, при использовании периодических граничных условий. (4) Энергии и амплитудно-частотные характеристики ДНКМ могут быть найдены из первых

принципов для значительных амплитуд колебаний, до 10-15% от межатомного расстояния, давая информацию для обучения потенциалов в виде непрерывных функций, а не точечного набора случайных конфигураций. (5) Поскольку речь идёт о точных решениях нелинейных уравнений, их использование для тестирования и обучения потенциалов привлекательно и с эстетической точки зрения.

Методы нахождения ДНКМ, развитые Чечиным и его учениками, гарантируют получение их полного, исчерпывающего списка, поскольку число операций точечной симметрии решетки конечно.

*Работа поддержана грантом РФФИ № 24-11-00139.*

1. Kruglov I., Sergeev O., Yanilkin A., Oganov A.R. Energy-free machine learning force field for aluminum // Sci. Rep. – 2017. – Vol. 7 (1). – P. 8512.
2. An approach to evaluate the accuracy of interatomic potentials as applied to tungsten / I.V. Kosarev, S.A. Shcherbinin, A.A. Kistanov, R.I. Babicheva, E.A. Korznikova, S.V. Dmitriev // Comp. Mater. Sci. – 2024. – Vol. 231. – P. 112597.

## Упругопластическое поведение функционально-градиентных пористых полимерных структур для замещения трабекулярно-кортикальной зоны костной ткани

Еленская Н.В., Ташкинов М.А., Виндокуров И.В., Пирогова Ю.В.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Тканевая инженерия — это быстро развивающаяся область биомедицины, которая направлена на восстановление и замещение поврежденных органов, в частности, костной ткани. Костная ткань способна самовосстанавливаться и ремоделироваться, однако этот процесс требует длительного реабилитационного периода, особенно когда дело касается крупных дефектов, возникающих в результате сложных переломов или операционного вмешательства, длительность реабилитации значительно возрастает. Потенциальным решением проблемы является использование искусственных решетчатых структур — скаффолдов, обладающими схожими морфометрическими, механическими и биологическими свойствами. Создание такого рода структур стало возможно за счет активного развития аддитивных технологий, в частности, FDM-печати и их применения для выполнения биомедицинских задач с использованием биосовместимых материалов [1].

Один из подходов к проектированию искусственных костных структур использует в качестве базы элементарные ячейки на основе трижды периодических минимальных поверхностей (ТПМП). Геометрия полученного таким образом скаффолда математически описывается в явном виде, что позволяет эффективно управлять его морфологическими свойствами. Неоднородность свойств, свойственная костной ткани, достигается за счет использования функционального градиента [2–3]. В данной работе исследуется механическое поведение градиентных структур на основе ТПМП (Рис. 1), изготовленных из полилактида (PLA) с помощью аддитивных технологий.

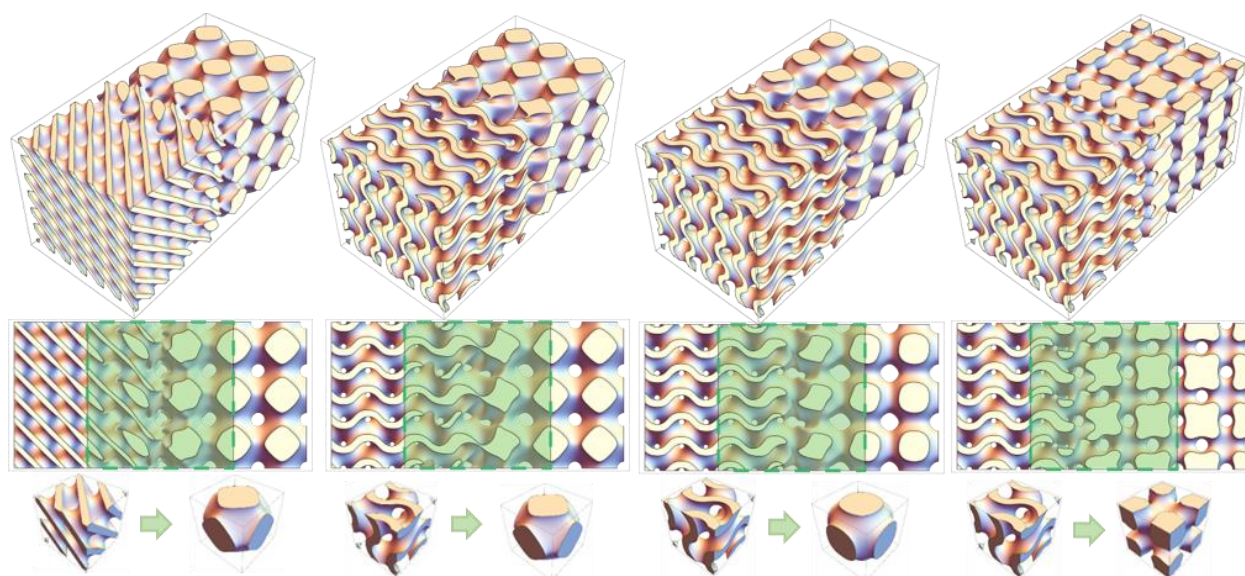


Рис. 1. Структуры на основе ТПМП с градиентом морфологии

При проектировании учитывались морфометрические особенности костной ткани. Механические свойства материала соответствуют упругопластическим свойствам PLA, определенным экспериментально из серии испытаний на сжатие сплошных цилиндрических образцов. Анализируется влияние морфометрических характеристик ТПМП и параметров функционального градиента на их упругопластическое поведение при различных видах нагружения. Исследования проводятся численно на основе метода конечных элементов и экспериментально на аддитивно-изготовленных образцах. Проводится сопоставление деформационной картины и эффективного упругого оклика структур на сжатие, полученных численно и экспериментально. Предложенный подход может применяться для проектирования новых биомедицинских продуктов для замещения поврежденной костной ткани.



*Результаты получены при выполнении государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации на выполнение фундаментальных научных исследований (проект FSNM-2023-0003).*

1. Kanwar S., Vijayavenkataraman S. Design of 3D printed scaffolds for bone tissue engineering: a review // Bioprinting. – 2021. – Vol. 24. – P. e00167. – DOI: 10.1016/j.bprint.2021.e00167.
2. Functionally graded porous scaffolds in multiple patterns: New design method, physical and mechanical properties / F. Liu., Z. Mao, P. Zhang, D.Z. Zhang, J. Jiang, Z. Ma. // Mater. Des. – 2018. – Vol. 160. – P. 849-860. – DOI: 10.1016/j.matdes.2018.09.053.
3. Understanding of trabecular-cortical transition zone: Numerical and experimental assessment of multi-morphology scaffolds / N. Elenskaya, M. Tashkinov, I. Vindokurov, Yu. Pirogova, V.V. Silberschmidt // J. Mech. Behav. Biomed. Mater. – 2023. – Vol. 147. – P. 106146. – DOI:10.1016/j.jmbbm.2023.106146.



## Численное исследование терапевтического ударно-волнового нагружения на сегмент грудного отдела позвоночника

Еремина Г.М., Смолин А.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Злокачественные опухоли, возникающие из мезенхимальной ткани (кости, хрящи) имеют наиболее негативный прогноз [1]. Эти данные важно учитывать при разработке планов лечения пациентов. Для лечения пациентов с неопластическими поражениями позвоночного столба на ранних стадиях наибольшую эффективность показали методы химиотерапии. Однако главным препятствием для доставки лекарственных средств в пораженную область служит образование защитной стромы вокруг опухоли также известной как микроокружение опухоли. Поэтому актуальной в настоящее время является разработка малоинвазивных и неинвазивных методик лечения пациентов на ранних стадиях, используемых наравне с уже существующими методами лечения.

Целью данной работы было численное исследование механического поведения грудного отдела позвоночника пораженного остеосаркомой в условиях ударно-волнового воздействия при инвазивной методике расположения аппликатора.

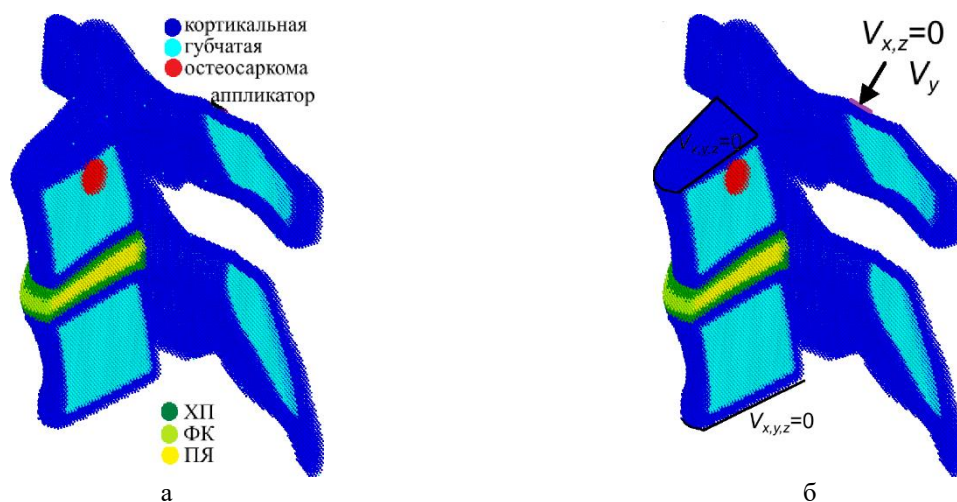


Рис. 1. Модель сегмента грудного отдела позвоночника Т4-Т5: срез с обозначением материалов (а), условия нагружения (б)

Была разработана модель (рис. 1а) сегмента грудного отдела позвоночника, пораженного остеосаркомой на основе метода подвижных клеточных автоматов [2]. Моделировалась малоинвазивная методика расположения нагружающего блока для акустического воздействия. Медный аппликатор располагался в области верхнего суставного отростка Т-4. Исследовалось влияние ударно-волнового воздействия в диапазоне от 0,005 до 0,15 мДж/мм<sup>2</sup>, 100 импульсов, частота 50 кГц. Крайний слой автоматов модели в области нижнего и верхнего элемента сегмента позвоночника был жёстко закреплён. К крайнему слою автоматов аппликатора прикладывалось нагружение с постоянной скоростью  $V$ , определяемой плотностью потока энергии ударной волны (рис. 1б).

Анализ картин распределения интенсивностей напряжений показал, что при минимальном терапевтическом ударно-волновом воздействии с амплитудой 0,005-0,01 мДж/мм<sup>2</sup> (рис. 2а) необходимый уровень для клеточной аутодеструкции раковой опухоли сжимающих напряжений наблюдается вблизи приложения нагрузки в объеме менее 5% опухоли, однако также присутствует зона небольшая зона с растягивающими напряжениями, которые благоприятствуют дальнейшему росту опухоли. При терапевтическом ударно-волновом воздействии с амплитудой 0,025 мДж/мм<sup>2</sup> (рис. 2б) необходимый уровень сжимающих напряжений для деактивации раковой опухоли наблюдается вблизи приложения нагрузки и нижней области зоны неопластического процесса в объеме менее 10% опухоли,

также присутствует зона с растягивающими напряжениями, которые благоприятствуют дальнейшему росту опухоли и развитию стромы. При акустическом воздействии с амплитудой  $0,05 \text{ мДж/мм}^2$  (рис. 2б) необходимый уровень сжимающих напряжений для деактивации клеток раковой опухоли наблюдается вблизи приложения нагрузки и нижней области зоны неопластического процесса в объеме менее 15% опухоли, также присутствует зона объемом около 15% с растягивающими напряжениями, которые благоприятствуют дальнейшему росту опухоли и образованию защитной оболочки (стромы) вокруг неопластического процесса.

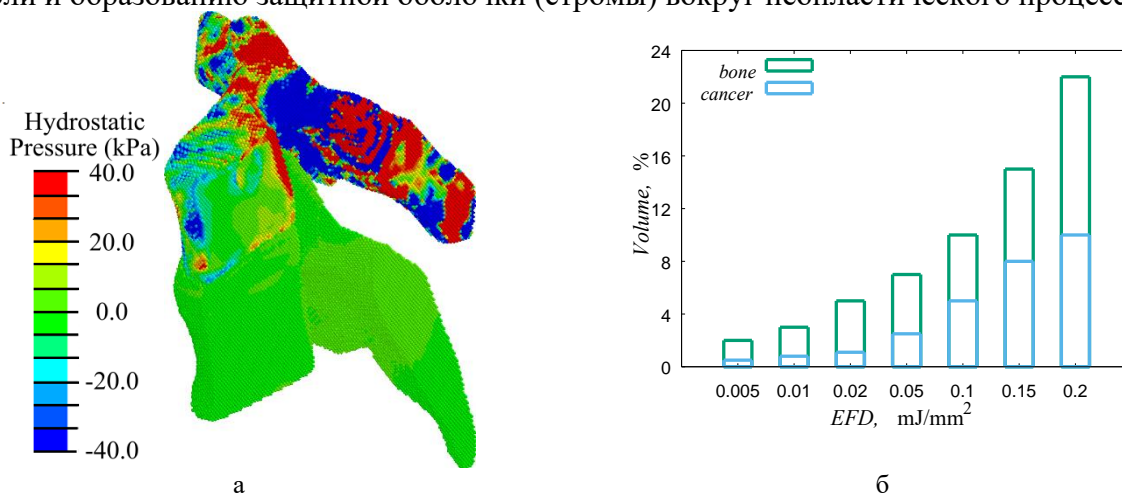


Рис. 2. Распределение гидростатического давления в сегменте грудного отдела позвоночника при УВВ различной интенсивности:  $0,005 \text{ мДж/мм}^2$ (а), Гистограмма зависимости объема с условиями для остановки роста неопластического процесса в костном матриксе (КМ) и раковой опухоли (Рак) (б)

При терапевтическом ударно-волновом воздействии с амплитудой  $0,1 \text{ мДж/мм}^2$  (рис. 2б) необходимый уровень сжимающих напряжений для гибели раковой опухоли наблюдается в нижней области пораженной зоны в объеме менее 35% опухоли. При данной амплитуде внешнего механического воздействия образуется область с растягивающими напряжениями, которые благоприятствуют дальнейшему росту опухоли и строме объемом около 25%. При акустическом воздействии с амплитудой  $0,15$  и  $0,2 \text{ мДж/мм}^2$  (рис. 2 б) необходимый уровень сжимающих напряжений наблюдается в нижней области зоны неопластического процесса в объеме менее 40% опухоли. При данном диапазоне высокоинтенсивного воздействия образуется зона с благоприятными условиями для дальнейшего роста клеток саркомы и образованию стромы опухоли объемом около 25%. Также негативным эффектом высокоинтенсивного терапевтического ударно-волнового воздействия вблизи приложения нагружения является достижение величин гидростатического давления близких к пределу прочности костных тканей.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что оптимальным для запуска процесса деактивации с минимальными рисками для разрушения костной ткани является диапазон ударно-волнового нагружения от  $0,05$  до  $0,15 \text{ мДж/мм}^2$ . При дальнейшем увеличении амплитуды терапевтического ударно-волнового воздействия (при инвазивной установке аппликатора) возможно образование и экспрессивный рост стромы вокруг опухоли.

*Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда № 23-79-01107.*

1. Jain R.K., Martin J.D., Stylianopoulos T. The role of mechanical forces in tumor growth and therapy // Ann. Rev. Biomed. Eng. – 2014. – Vol. 16. – P. 321–346. – DOI: 10.1146/annurev-bioeng-071813-105259
2. Eremina G.M., Smolin A.Y., Psakhie S.G. Mechanisms of deformation and fracture of thin coatings on different substrates in instrumented indentation // Rus. Phys. J. – 2018. – Vol. 60 (12). – P. 2169–2176. – DOI: 10.1007/s11182-018-1342-5

## **Исследование методом сглаженных частиц влияния трещиноватости массива и конструкции заряда на скорость смещения породы при взрывных работах**

Ефремовцев Н.Н., Шиповский И.Е.

*ФГБУН Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова  
РАН, Москва*

Актуальность проводимых исследований обусловлена во-первых: необходимостью разработки энергоэффективных технологий разрушения горных пород, обеспечивающих снижение техногенного воздействия взрывных работ, во-вторых: ужесточением требований к экологическим последствиям горного производства, увеличением объемов горных работ вблизи населенных пунктов и производственной инфраструктуры, сокращением расстояния от населенных пунктов до участков производства взрывных работ [1, 2].

Целью работы является выявление закономерностей влияния трещиноватости, физико-механических характеристик массива горных пород, особенностей конструкции скважинных зарядов и их энергетической насыщенности на процессы разрушения и сейсмическое действие взрыва. Для этого в работе решается задача о подрыве различных заглубленных зарядов в трещиноватом массиве методом сглаженных частиц. Рассчитанные при этом поля смещений и напряженно-деформированного состояния позволяют оценить последствия взрывных работ и провести анализ значений фактических показателей сейсмического действия взрыва. В предшествующих публикациях авторами были рассмотрены результаты моделирования влияния внешнего давления, плотности ВВ шадящего и дробящего действия на напряженное состояние геосреды и дробящее действие взрыва [3].

Для проведения численных экспериментов ставится краевая задача, для решения которой используется система уравнений механики сплошной среды, включающая закон сохранения массы, уравнение сохранения количества движения и уравнение энергии. Замыкается эта гиперболическая система квазилинейных дифференциальных уравнений в частных производных уравнениями состояния для породы и взрывчатого вещества (ВВ).

Для решения поставленной краевой задачи применяется численный метод сглаженных частиц (SPH). Метод SPH основан на моделировании сплошной среды набором частиц постоянной массы. Среда разбивается на малые, по сравнению с характерными размерами рассчитываемой модели, элементы – лагранжевые SPH-частицы. Каждый такой элемент имеет свое значение аппроксимируемого параметра. Также считаются известными его плотность, местоположение и масса. Численное решение во всей области интегрирования получается с помощью интерполяционной функции, для которой эти частицы являются интерполяционными узлами, в соответствии с чем, каждая SPH-частица является точкой интерполяции, в которой известны параметры деформируемой среды. Производные, входящие в уравнения, которыми описывается движение рассматриваемой среды, вычисляются с помощью тех же интерполяционных функций. Таким образом, вычисление градиентов сводится к аналитическому дифференцированию гладких функций. В качестве интерполяционной функции используется В-сплайн третьей степени.

В рамках метода SPH реализуется упругопластическая модель породы. Законы сохранения массы, импульса и удельной внутренней энергии записываются в разностном виде. Численная аппроксимация уравнений закона сохранения массы, импульса и удельной внутренней энергии, построенная с помощью метода SPH, используется совместно с вычислением давления по уравнению состояния и производной девиатора тензора напряжений модели упругопластического деформирования.

Для определения взаимодействия SPH-частиц используется алгоритм, основанный на разбиении пространства регулярным образом когда для каждой SPH-частицы соседние к ней будут находиться либо в ее же зоне влияния, либо в окрестности окружающих частиц.

Взрыв в массиве создает сферическую волну сжатия, которая распространяется от центра взрыва с затухающей скоростью. Давление уменьшается при прохождении фронта ударной волны и частиц породы, имеющих скорость меньше, чем волна сжатия. При дальнейшем

распространении волны сжатия в породе, давление на фронте волны уменьшается, а длительность скачков давления увеличивается.

На рисунке 1 показана форма волны сжатия при взрыве скважинного заряда в массиве, где  $P_0$  – начальное давление,  $P_1$  – максимальное давление. Величина  $t_a$  – это время прихода волны сжатия. Положительная фаза длится до времени  $t_+$ :

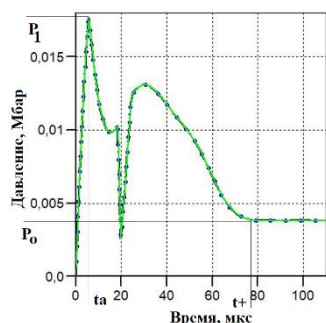


Рис. 1. Волна сжатия от взрыва заряда АС/ДТ-6 диаметром 160 мм при моделировании методом SPH

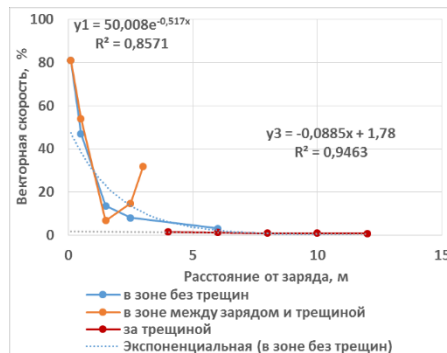


Рис. 2. Полученные SPH методом зависимости векторной скорости смещения грунта от расстояния до заряда в различных зонах действия взрыва

Отрицательная фаза волны сжатия, где давление падает ниже начального, обычно существует на расстояниях больших чем 10 радиусов от взрыва. Эффективный импульс волны сжатия вычисляется как  $I_{eff} = \int_{t_a}^{t_+} P_{eff} dt$ . Его действие вызывает смещения частиц породы в массиве.

На данном этапе исследований проведены численные эксперименты детонации зарядов диаметром 160 мм., расположенных в скважинах с воздушным радиальным зазором и без зазора в монолитном массиве гранита и массиве с трещиной, заполненной песком. Исследованы закономерности изменения вредных действий взрыва – сейсмического действия взрыва, характеризуемого векторной скоростью смещения грунта и распространения радиальных трещин. Характер изменения скорости смещений показан на рисунке 2.

В ближней зоне действия взрыва на расстоянии до 20 диаметров заряда зависимость изменения векторной скорости смещения грунта ( $V_c$ ) от расстояния до заряда экспоненциальная, а в дальней зоне сейсмического действия взрыва – близка к линейной. При этом на характер зависимости  $V_c$  существенное влияние оказывает взаимодействие прямых и отраженных волн. Наличие трещины, расположенной параллельно линии инициирования зарядов привело к существенному снижению скорости смещения грунта в массиве горных пород, расположенным за трещиной. Применение конструкции зарядов с воздушным зазором между стенкой скважины и взрывчатым веществом позволяет снизить зону распространения радиальных трещин.

1. Мосинец В.Н. Дробящее и сейсмическое действие взрыва в горных породах. - М.: Недра, 1976 г. – 271 с.
2. Ефремовцев Н.Н., Ефремовцев П.Н. Сейсмические и экологические факторы оптимизации управления кинетикой выделения энергии детонационными системами для обеспечения безопасного ведения взрывных работ // ГИАБ. – 2012. – №12. – С. 11-16.
3. Ефремовцев Н.Н., Шиповский И.Е. К вопросу оценки методом сглаженных частиц влияния на дробящее действие взрыва внешнего давления и трещиноватости массива // ГИАБ. – 2023. – №12-2. – С. 170-182.

## **Развитие теории и эксперимента в области разработки сенсорно-актуаторных квантовых технологий получения экстремальных состояний материалов**

<sup>1</sup>Жуковский М.С., <sup>2</sup>Безносюк С.А.

<sup>1</sup>*Алтайский государственный технический университет им. И.И. Ползунова, Барнаул*

<sup>2</sup>*Алтайский государственный университет, Барнаул*

В докладе дан анализ проблемы создания единого подхода к экспериментальному описанию и к теоретическому расчету взаимосвязей, идущих параллельно внутри атомов аттосекундных реакций субатомных квазичастиц и фемтосекундных превращений на атомном масштабном уровне экстремальных состояний материалов [1]. Решение этой проблемы появилось на грани 2020-х гг., когда синхротронная и лазерная генерация сверхмощных аттосекундных однопериодных фотонов (Нобелевская премия по физике 2023 года) сделала возможным экспериментальное изучение их влияния на субатомную квантовую динамику в материалах и открыла путь к квантовым технологиям управления аттосекундной динамикой субатомных пар электронов, запутанных с однотоковыми солитонами калибровочного электромагнитного поля конденсированного состояния. Рассмотрена модель конденсаторов энергии в материалах в виде электромеханических систем (ЭМС) капсул, состоящих из субатомных двух-электронных 2D-интерфейсов и инкапсулированных ими кулоновской блокадой атомно-молекулярных систем.

Рассмотрены решения трех основных задач, открывающих перспективы разработки нанoeлектромеханических систем (НЭМС) сенсорно-актуаторных технологий самосборки и самоорганизации экстремальных состояний вещества, начиная с аттосекундного субатомного масштаба и заканчивая фемтосекундными процессами на супраатомном уровне материала. Рассмотрены значимость и актуальность построения моделей квантовой физикохимии и компьютерных расчетов механизмов иерархической системы управления квантовыми технологиями не только на субатомном и атомном, но также на более высоких нано-, микро- мезомасштабных уровнях строения экстремальных состояний материалов.

Разработка фундаментального подхода к этой проблеме связана с развитием нового понятийного и математического аппарата квантовой архитектуры иерархической системы управления квантовыми технологиями, объединяющей аттосекундную физику квантовых субатомных квазичастиц (электронов, ядер, фотонов) и квантовую фемтосекундную химию атомов. С этой целью решаются три взаимосвязанные фундаментальные задачи: 1. Развитие квантовой физикохимии субатомного и супраатомного уровней для её использования в сенсорно-актуаторных технологиях самосборки и самоорганизации экстремальных состояний вещества. 2. Разработка и внедрение в квантовые технологии квантовых фемтохимических моделей сенсорно-актуаторных процессов в атомно-молекулярных системах и квантовых аттофизических моделей сенсорно-актуаторных процессов в НЭМС конденсированного состояния с учетом их фазового и химического состава, топологии и геометрии чипов, а также физикохимических условий протекания процессов. 3. Внедрение компьютерного моделирования и квантовых расчетов физикохимических характеристик иерархических квантовых сенсорно-актуаторных комплексов экстремальных состояний вещества в решение современных прикладных задач машиностроения, энергетики, медицины.

1. Жуковский М.С. Развитие теории и эксперимента в области сенсорно-актуаторных квантовых технологий биомиметических материалов // Известия АлтГУ. – 2024. – № 1 (135). – С. 19–29.

## **Комплексный подход к анализу трещинообразования в огнеупорных футеровках промышленного оборудования**

<sup>1</sup>Заболотский А.В., <sup>1</sup>Хадыев В.Т., <sup>1</sup>Турчин М.Ю., <sup>1</sup>Мигашкин А.О., <sup>2</sup>Милейкин Д.А.

<sup>1</sup>ООО «Группа «Магнезит», Сатка

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

Эксплуатация огнеупорных материалов в футеровках высокотемпературного оборудования предполагает формирование градиентного температурного поля внутри изделий. В свою очередь, наличие температурного поля приводит к неравномерному расширению различных зон конструкций и возникновению деформаций в материале. Сложная структура самого материала и геометрическая форма изделий и агрегатов приводит к концентрации напряжений на участках, где и происходит рост трещин.

Ввиду того, что размер промышленного агрегата и структурного элемента материала могут отличаться на 8 – 9 порядков величины прямое моделирование растущих трещин не представляется возможным. Актуальность моделирования разрушения огнеупорных футеровок продиктована необходимостью прогнозирования срока эксплуатации оборудования в изменяющихся условиях службы и сырьевой базы для производства огнеупоров, что влияет на особенности микроструктуры материалов.

Хорошие расчетные результаты, согласующиеся с реальными картинами разрушения, показали подход, подразумевающий последовательное рассмотрение формирования напряженно-деформированного состояния (НДС) и роста трещины на изменяющемся геометрическом масштабе. Данный подход был разработан в течение последних лет в Группе «Магнезит» при активном консультировании специалистами ИФПМ СО РАН для применения в рамках анализа разрушения футеровок высокотемпературного оборудования и проектирования структуры вновь разрабатываемых огнеупорных материалов.

В рамках предложенного подхода производится уточнение НДС от большего масштаба (агрегат) к меньшему – структурные элементы материала, что позволяет выполнять динамические расчеты роста докритических трещин. Обратное движение от меньшего к большему масштабу позволяет определять срок эксплуатации футеровок на стадиях докритических (невидимых) трещин вычислять момент разрушения отдельных изделий в футеровке и прогнозировать возможность образования магистральных трещин, соизмеримых по размеру с характеристическими размерами самого агрегата.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 22-19-00688, <https://rscf.ru/project/22-19-00688>.*

## **Моделирование взаимодействия расплава металла с поверхностью огнеупора**

<sup>1</sup>Заболотский А.В., <sup>1</sup>Хадыев В.Т., <sup>1</sup>Турчин М.Ю., <sup>1</sup>Мигашкин А.О., <sup>2</sup>Григорьев А.С.

<sup>1</sup>ООО «Группа «Магнезит», Сатка

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

При движении жидкости в каналах, ограниченных твердым материалом, на поверхность канала оказывается комплексное воздействие гидростатического давления и касательных поверхностных напряжений, создаваемых потоком жидкости. При течении высокотемпературного расплава в канале, ограниченном огнеупорной стенкой, кроме гидродинамического воздействия потока жидкости, стенка испытывает также термомеханическое воздействие, вследствие интенсивного теплообмена с внешней и внутренней средами. Особенности разрушения стенок этих каналов при течении металла обусловлены структурой огнеупорных материалов. Огнеупоры представляют собой композиционные материалы, состоящие из матрицы и армирующих зерен, в связи с чем поверхность летки может обладать шероховатостью за счет выступающих зерен и других микродефектов.

Поверхности выступающих в канал зерен, непараллельные потоку жидкости, помимо гидростатического давления, испытывают гидродинамическое воздействие, которое вызывает нормальные растягивающие напряжения по границе раздела «зерно – матрица», способные вызывать рост микротрещин в этой области. Кроме того, поверхностные касательные напряжения в стенке вызывают внутренние деформации, также приводящие к росту нормальных растягивающих напряжений. Уровень возникающих напряжений зависит от скорости и плотности потока и площади поверхности, на которую происходит воздействие. Возможность отрыва зерна потоком жидкости определяется характером и геометрической формой микротрещин вокруг него и площадью его контакта с матрицей. Моделирование отрыва зерна может быть выполнено с использованием энергетического подхода. При этом необходимо учитывать вклад термомеханических напряжений, вследствие неравномерного прогрева огнеупорной стенки, который вызывает значительные напряжения различного рода, особенно в окрестности многочисленных концентраторов напряжений на уровне микроструктуры огнеупора.

Численные значения параметров напряженно-деформированного состояния определяли при помощи метода конечных элементов, реализованного в виде коммерческого программного кода ANSYSMechanical.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 22-19-00688, <https://rscf.ru/project/22-19-00688>.*



## Численное исследование деформации и разрушения алюминиево-кремниевого сплава

<sup>1</sup>Землянов А.В., <sup>1,2</sup>Гатиятуллина Д.Д., <sup>1</sup>Балохонов Р.Р., <sup>1,3</sup>Ивашов И.Р., <sup>1</sup>Кульков А.С.

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

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

<sup>3</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В настоящее время наблюдается интенсивное развитие аддитивных технологий, что в первую очередь связано с потребностью в ключевых отраслях промышленности изделий сложной конфигурации с заданной структурой и составом, при этом обладающих высокими эксплуатационными характеристиками. Проволочное электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП) почти на 99% эффективно по потреблению сырья, а также позволяет получать практически бездефектную структуру изделия [1-2]. Аддитивный сплав, изготовленный электронно-лучевой печатью, обладает сложной многоуровневой структурой и представляет собой, по крайней мере, двухуровневый композит. На масштабном уровне десятков микрон (рис. 1а, Уровень 1) алюминиево-кремниевый сплав представляет собой дендритную структуру, которую можно рассматривать как композиционный материал, состоящий из алюминиевых дендритов, окруженных эвтектическим каркасом. В свою очередь, эвтектику можно рассматривать как композит с алюминиевой матрицей, упрочненной частицами кремния размером несколько сотен нанометров (рис. 1б, в, Уровень 2).

Проведено численное моделирование деформации и разрушения сплава AlSi12, изготовленного методом ЭЛАП. Криволинейные границы раздела «дендриты – эвтектический каркас» и «алюминий – частицы кремния» учитываются в расчетах в явном виде. Экспериментальные изображения сплава получены с помощью растровой и просвечивающей электронной микроскопии [3]. Динамические краевые задачи решаются с помощью программного пакета ABAQUS/Explicit методом конечных элементов. Для моделирования упругопластической реакции дендритов, эвтектики и алюминиевой матрицы используется ассоциированный закон пластического течения с изотропным упрочнением. Разрушение происходит при достижении критических значений накопленной пластической деформации. Частицы кремния полагаются упруго-хрупкими; учитывается зарождение трещин в локальных областях растягивающих напряжений.

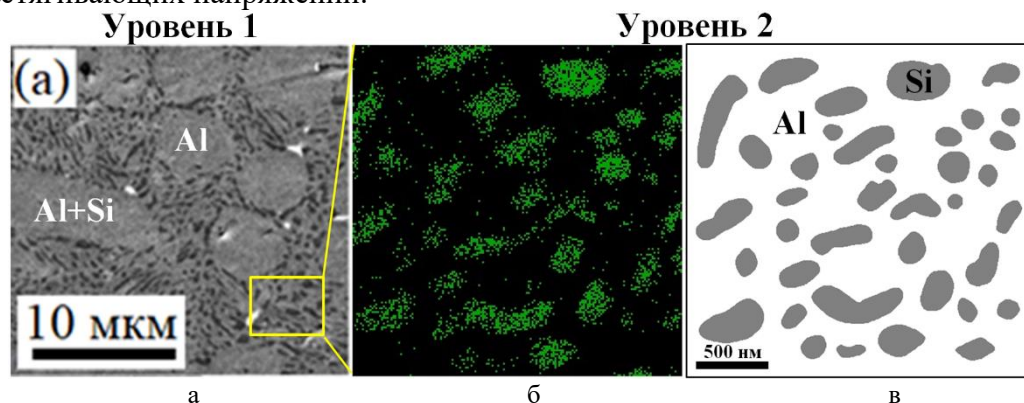


Рис. 1. Экспериментальная (а, б) и модельная структуры напечатанного сплава AlSi12 на различных масштабных уровнях (в)

Одной из важных проблем является определение свойств материалов, например, нанодфектного алюминия в эвтектике, на низком масштабном уровне, где свойства затруднительно измерить экспериментально. Оценить свойства можно исходя из представления о длине свободного пробега дислокаций, которая определяется либо средним размером дендритов, либо средним расстоянием между частицами кремния. Соответствующие экспериментальные кривые течения можно найти, например, в работе [4]. Свойства могут быть найдены из решения обратной задачи моделирования, путем подбора характеристик пластичности для соответствия расчетной и экспериментальной кривых



деформирования.

Из-за многократно повторяющихся процессов наплавки и быстрого затвердевания металлического слоя в процессе аддитивной печати, возможно появление больших остаточных напряжений, которые могут ухудшать механические свойства изделия при последующих эксплуатационных нагрузках. Проведены расчеты с учетом остаточных напряжений, возникающих при охлаждении напечатанного сплава за счет разницы коэффициентов термического расширения и модулей упругости материалов. В качестве определяющих соотношений используются уравнения Дюамеля-Неймана; температура расчетной области при охлаждении уменьшается линейно от температуры рекристаллизации алюминия 350 °С до 23 °С.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-11-00222, <https://rscf.ru/project/23-11-00222/>.*

1. Controlling the porosity using exponential decay heat input regimes during electron beam wire-feed additive manufacturing of Al-Mg alloy / V.R. Utyaganova, A.V. Filippov, N.N. Shamarin, A.V. Vorontsov, N.L. Savchenko, S.V. Fortuna, D.A. Gurianov, A.V. Chumaevskii, V.E. Rubtsov, S.Y. Tarasov // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2020. – Vol. 108. – P. 2823–2838. – DOI:10.1007/s00170-020-05539-9.
2. Additive manufacturing of metallic components – Process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback et al. // Prog. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 92. – is. 5 – P. 112–224. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
3. Zemlyanov, A.V., Gatiyatullina, D.D., Utyaganova, V.R., Dymnich, E., Shamarin, N.N., Nikonov, S.Y., Romanova, V.A., Kulkov, A.S., Balokhonov, R.R., 2023, A study of deformation and fracture of the eutectic in an additively manufactured Al-Si composite alloy, Physical Mesomechanics, 26, pp. 678-690.
4. Wang, B.B., Xie, G.M., Wu, L.H., Xue, P., Ni, D.R., Xiao, B.L., Liu, Y.D., Ma, Z.Y., 2021, Grain size effect on tensile deformation behaviors of pure aluminum, Materials Science and Engineering: A, 820, 141504.

## **Поведение нанокристаллических образцов Fe-10Ni-20Cr при радиационном облучении**

Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Березиков О.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Широкий спектр уникальных свойств нанокристаллических материалов стимулирует их активное исследование для различных практических приложений. Одним из наиболее перспективных применений для нанокристаллических материалов является атомная энергетика. Увеличение плотности границ зерен усиливает стоковую скорость дефектов в межзеренные области и может существенно повысить радиационную стойкость материалов. Нанокристаллические материалы могут обладать более высокой радиационной стойкостью, чем крупнозернистые материалы, что проявляется в меньшем радиационно-индуцированном упрочнении, меньшей плотности накопленных дефектов и большей устойчивости к аморфизации. Однако нанокристаллические материалы склонны становиться термически нестабильными из-за избыточной энергии границ раздела. В ряде металлических нанокристаллических материалов наблюдалась радиационно-стимулированная миграция границ зерен, которая вела к укрупнению зерен, что было наиболее выражено для зерен, размер которых не превышал нескольких десятков нанометров.

Радиационно-индуцированная миграция границ зерен может быть подавлена соответствующим легированием или созданием в материале структуры, состоящей из наиболее устойчивых к облучению границ зерен. Рекристаллизация нанокристаллической нержавеющей стали может быть существенно подавлена легированием лантаном. Высокая термостабильность нанокристаллических образцов нержавеющей стали, отсутствие значительного роста зерен и распухания в отличие от крупнозернистой стали связаны с сегрегацией лантана на границах зерен. Границы зерен различного типа характеризуются различной способностью аккумулировать радиационные дефекты. Так образцы с неравновесными границами зерен и некоторые нанодвойникованные металлы демонстрируют уникальную радиационную стойкость.

Несмотря на множество исследований стабилизации структуры, подавления роста зерен нанокристаллических материалов, до сих пор остается много нерешенных задач об особенностях взаимодействия облучения с границами зерен в металлах и сплавах. Настоящая работа посвящена изучению эволюции каскадов атомных смещений, атомным механизмам миграции границ зерен в нанокристаллических образцах Fe-10Ni-20Cr с различным размером зерен при радиационном облучении.

Обнаружено, что на ранней стадии облучения границы зерен начинают стохастически отклоняться от исходных положений вследствие взаимодействия с каскадами атомных смещений и поглощения дефектов структуры. В процессе облучения область границ зерен утолщается. С ростом дозы облучения увеличиваются размеры кластеров точечных дефектов (тетраэдров дефектов упаковки и дислокационных петель). Взаимодействие с крупными кластерами точечных дефектов приводит к образованию изгибов на изначально плоских поверхностях границ зерен. При малых расстояниях между границами высокая движущая сила между изогнутыми поверхностями существенно увеличивает скорости сближения границ зерен. В результате сближения границы зерен аннигилируют, потенциальная энергия образца скачкообразно уменьшается, и зерна объединяются. Непосредственное взаимодействие границ зерен друг с другом скачкообразно увеличивает скорости их миграции из-за возникновения движущей силы со стороны изогнутых участков поверхностей границ зерен.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РФФ № 23-29-00062.*

## Изучение взаимодействия дислокации с порами и интерметаллидными фазами в вольфраме

<sup>1</sup>Казаков А.М., <sup>1</sup>Шарапова Ю.Р., <sup>1,2,3</sup>Корзникова Е.А.

<sup>1</sup>Уфимский университет науки и технологий, Уфа

<sup>2</sup>Северо-Восточный федеральный университет имени М.К. Аммосова, Якутск

<sup>3</sup>Академия наук Республики Башкортостан, Уфа

В металлургии высокую прочность конструкционных материалов можно обеспечить через различные методы упрочнения, такие как упрочнение твердым раствором, дислокационное упрочнение и фазовые превращения. Одним из самых эффективных способов является дисперсионное упрочнение, при котором осажденные фазы, часто представляющие собой интерметаллиды, некогерентные с основной матрицей, создают наибольшее сопротивление движению дислокаций. Это приводит к значительному упрочнению материала. Однако, вместе с повышением прочности, выделение дисперсных частиц может вызвать нежелательное охрупчивание, что представляет риск при эксплуатации материалов в экстремальных условиях.

Вольфрам является основным металлом, используемым в условиях облучения и других экстремальных воздействий. Под действием облучения вольфраму свойственно формирование различных дефектов, таких как поры, дислокационные петли и твердодисперсные фазы. Взаимодействие дислокаций с этими дефектами изучено недостаточно, что делает дальнейшие исследования в этой области весьма актуальными и значимыми.

В данной работе исследуется влияние температуры, формы и размера различных интерметаллидных фаз системы W-Re (ОЦК, сигма, хи и ГПУ), а также размера пор на механические свойства вольфрама с помощью метода классической молекулярной динамики. Данная методика уже не раз успешно была апробирована при исследовании различных условий воздействия на кристаллическую решетку – от армирования углеродными нанотрубками [1] до изучения краудионов [2].

Результаты показали, что дислокация перерезает поры любого размера в исследуемом интервале температур (600 – 1400 К). Поры вносят наибольший вклад в упрочнение вольфрама, а критическое напряжение сдвига, необходимое для перерезания поры, зависит от размера дефекта как корень из диаметра поры. Было определено, что при многократном взаимодействии дислокации с порой краевая дислокация начинает выгибаться из плоскости скольжения за счет поглощения вакансий из поры. Влияние температуры на динамику данного взаимодействия невелико, но при более высокой температуре перерезать пору легче, чем при более низкой температуре.

При изучении взаимодействия дислокации с интерметаллидными включениями размеры и формы частиц были выбраны согласно экспериментальным данным и работе, выполненной в молекулярной статике [3]. Были рассмотрены цилиндрические и сферические фазы, которые являлись когерентными и некогерентными по отношению к основной матрице вольфрама. К числу когерентных фаз относятся сферические и цилиндрические частицы ОЦК фазы, которые были получены путем замены атомов вольфрама на атомы рения в определенном соотношении (50 и 75%). Сигма-фаза представляет собой сверхструктуру  $L1_0$  на основе ГЦК решетки со стехиометрией WRe. Хи-фаза является сверхструктурой  $L1_2$  на основе ОЦК решетки со стехиометрией WRe<sub>3</sub>. ГПУ фаза полностью состоит из атомов рения.

Анализируя полученные результаты, выяснилось, что ОЦК фаза представляет собой слабое препятствие для движения дислокации. При этом увеличение содержания рения в частице вносит больший вклад в упрочнение, чем увеличение размера самой частицы.

При введении сигма-фазы в матрицу вольфрама вокруг частиц формируется большое количество дислокаций несоответствия, которые также вносят свой вклад в упрочнение. За счет них сигма-фаза является наиболее прочным препятствием для краевой дислокации. Дислокации несоответствия также оказали влияние на механизм взаимодействия – краевая

дислокация не перерезает сферическую сигма-фазу, а преодолевает ее по механизму Орована; во всех других случаях краевая дислокация перерезает как когерентные, так и некогерентные частицы.

Несмотря на то, что  $\chi$ - и ГПУ фазы также являются некогерентными основной матрице вольфрама, вокруг них формируется лишь небольшое количество дислокаций несоответствия. Поэтому их вклад в упрочнение определяется лишь формой и размером, а также содержанием рения. Увеличение размера частицы приводит к росту величины критического напряжения сдвига, так же, как и количество рения в интерметаллиде, поэтому ГПУ фаза немного прочнее, чем  $\chi$ -фаза. Для перерезания цилиндрического дефекта требуется большее напряжение, чем для перерезания сферического, что объясняется тепловыми флуктуациями атомов и возможность смещения линии движения дислокации от экватора сферической фазы.

Полученные результаты улучшают наше понимание механического поведения радиационно-облученного материала, что является ценным знанием при проектировании и эксплуатации термоядерных реакторов.

*Работа Корзниковой Е.А. была поддержана Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания Уфимского университета науки и технологий (№ 075- 03-2024-123/1) молодежной исследовательской лаборатории “Металлы и сплавы в условиях экстремальных воздействий”.*

1. Янковская У.И., Захаров П.В. Устойчивость к нагреву кристалла платины, армированного углеродными нанотрубками // Materials. Technologies. Design. – 2021. – Т. 3, № 4. – С. 64–67. – DOI: 10.54708/26587572\_2021\_34664.
2. Kolesnikov I.D., Shepelev I.A. Excitation and propagation of 1-crowdion in bcc niobium lattice // Materials. Technologies. Design. – 2022. – Vol. 4, № 1. – P. 5–10. – DOI: 10.54708/26587572\_2022\_4175.
3. Bonny G., Bakaev A., Terentyev D. Assessment of hardening due to non-coherent precipitates in tungsten-rhenium alloys at the atomic scale // Sci. Rep. – 2019. – Vol. 9. – P. 16215. – DOI:10.1038/s41598-019-52521-x.

## Механические свойства тройных сплавов состава Ti-5Mo-M

<sup>1,2</sup>Каспарян С.О., <sup>1</sup>Бакулин А.В., <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

Титан и сплавы на его основе имеют хорошую биосовместимость, высокое сопротивление к коррозии и высокую удельную прочность, что делает их перспективными для использования в медицине (ортодонтическая проволока, протезы корней зубов, стенты кровеносных сосудов и др.) благодаря комбинации уникальных механических свойств и возможности достижения низких значений модуля Юнга ( $E$ ). Например, известны биомедицинские имплантаты с памятью формы на основе сплавов Ti-Ni [1, 2]. Однако Ni является канцерогенным для человеческого организма, а также может вызывать аллергию. В настоящем исследовании в качестве легирующей добавки был выбран  $\beta$ -стабилизирующий элемент такой как молибден, а в качестве третьего элемента – Sn, In, Mg, Zr. Целью настоящей работы является поиск подходящего состава тройных сплавов Ti-5Mo-M с низким модулем упругости.

Систематическое изучение упругих свойств сплавов Ti-5Mo-M проводилось с помощью методов из первых принципов в рамках теории функционала электронной плотности (DFT). Расчеты электронной структуры разупорядоченных сплавов проводились методом точных МТ-орбиталей в приближении когерентного потенциала (EMTO-CRA) [3], в котором используется случайное распределение атомов сплава. Полные энергии сплавов, рассчитанные для трех разных деформаций, использовались для оценки объемного модуля упругости ( $B$ ) и упругих констант  $C'$  и  $C_{44}$ . На основе упругих констант были рассчитаны значения модулей сдвига ( $G$ ) и Юнга ( $E$ ) в рамках приближения Фойгта–Рейсса–Хилла по стандартным формулам [4]. Расчет других упругих констант  $C_{11}$  и  $C_{12}$  проводился по следующим формулам:

$$\begin{aligned} C_{12} &= 1/3(3B - 2C'), \\ C_{11} &= 2C' + C_{12}. \end{aligned} \quad (1)$$

Рассчитанные значения упругих констант  $C_{ij}$  представлены на рис. 1а. Видно, что наблюдается тенденция уменьшения константы  $C_{11}$  с увеличением концентрации третьего компонента М. Поскольку имеется корреляция между константой  $C_{11}$  и взаимодействием со вторыми соседями, то ее уменьшение указывает на ослабление связей в матрице. Константа  $C_{44}$  изменяются незначительно в зависимости от третьего компонента. Из рис. 1б видно, что модули  $B$  и  $G$  изменяются в большей степени с увеличением концентрации Sn, тогда как In, Zr и Mg практически не влияют на их значения. Отметим, что увеличение содержания Mo до 10 ат.% в бинарном сплаве приводит к резкому повышению модуля Юнга (рис. 1б), поэтому влияние третьего компонента изучалось при концентрации Mo, равном 5 ат.%. Экспериментальные значения модуля Юнга для сплавов наиболее близкого состава к рассчитанным также приведены на рис. 1б. Видно, что имеет место хорошее согласие с результатами настоящих расчетов.

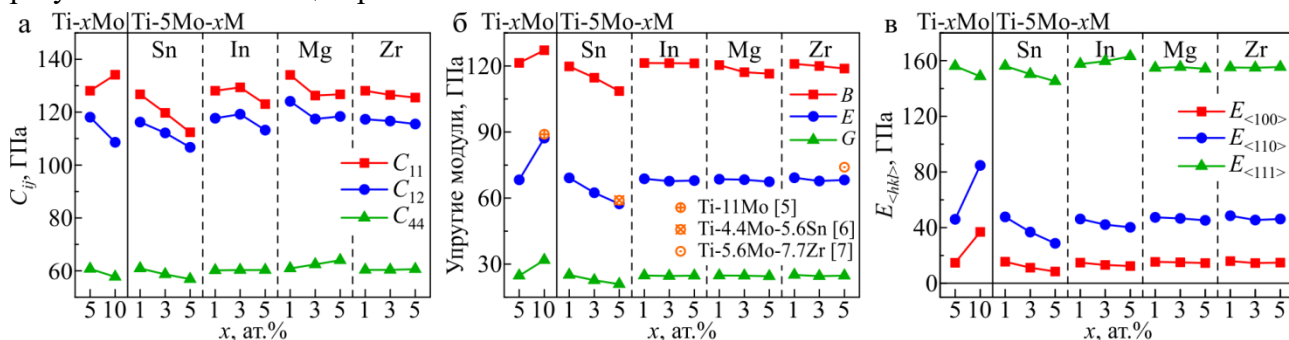


Рис. 1. Теоретические упругие константы (а), упругие модули (б) и модуль Юнга по направлениям (в) для сплавов Ti-5Mo, Ti-10Mo и Ti-5Mo-M

На рис. 1в приведены рассчитанные значения модуля Юнга вдоль трех кристаллографических направлений. Наблюдается тенденция  $E_{<100>} < E_{<110>} < E_{<111>}$ , причем значения модуля Юнга вдоль направления  $<100>$  меньше 20 ГПа, а вдоль направления  $<110>$  меньше 50 ГПа (таблица 1). Наиболее низкие модули получены для сплава Ti-5Mo-5Sn. Хотя другие примеси влияют на модуль Юнга в меньшей степени, его значения ниже, чем у бинарного сплава. Проведен расчет полных и локальных плотностей электронных состояний. Обсуждается влияние примесей на электронную структуру сплавов.

Таблица 1. Значения упругих модулей и модуля Юнга по направлению

Сплав	$E$ , ГПа	$G$ , ГПа	$B$ , ГПа	$E_{<100>}$ , ГПа	$E_{<110>}$ , ГПа	$E_{<111>}$ , ГПа
Ti-5Mo	68,3	24,8	121,4	14,8	46,0	156,1
Ti-10Mo	87,2	31,9	127,1	37,0	84,7	148,7
Ti-11Mo [5]	89					
Ti-5Mo-1Sn	69,2	25,1	119,8	15,5	47,8	156,2
Ti-5Mo-3Sn	62,4	22,7	114,7	11,3	36,8	150,3
Ti-5Mo-5Sn	57,4	20,9	108,6	8,5	28,8	145,2
Ti-4,4Mo-5,6Sn [6]	59					
Ti-5Mo-1In	68,8	24,9	121,3	14,8	46,2	157,6
Ti-5Mo-3In	67,7	24,6	121,2	13,1	42,1	159,7
Ti-5Mo-5In	68,0	24,8	121,2	12,4	40,3	163,2
Ti-5Mo-1Mg	68,6	24,8	120,4	15,4	47,4	154,9
Ti-5Mo-3Mg	68,4	24,8	117,1	15,1	46,7	155,4
Ti-5Mo-5Mg	67,5	24,5	116,5	14,5	45,3	154,2
Ti-5Mo-1Zr	69,2	25,1	120,9	15,9	48,6	155,1
Ti-5Mo-3Zr	67,7	24,6	120,0	14,6	45,5	155,0
Ti-5Mo-5Zr	68,2	24,8	118,9	14,9	46,2	155,4
Ti-5,6Mo-7,7Zr [7]	74					

Таким образом, тройные сплавы Ti-5Mo-M (где M = Sn, In, Mg, Zr) представляются перспективными для дальнейших исследований с точки зрения подбора оптимальных концентраций как Mo, так и четвертого компонента. Очевидно, что дальнейшие исследования в данной области могут привести к созданию материалов с оптимальными упругими свойствами.

Авторы выражают благодарность проф. Л. Витосу (L. Vitos), Королевский институт технологии, Швеция, за предоставление программы EMTO 5.7.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0001. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.*

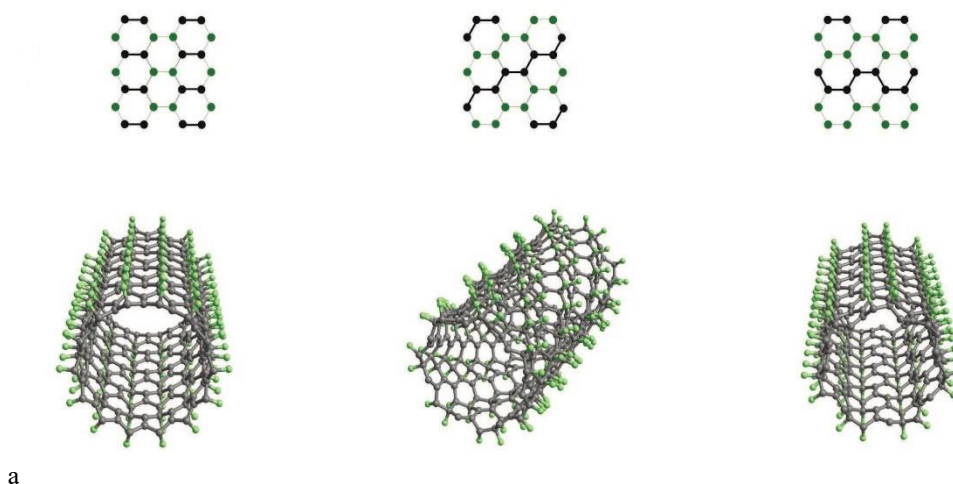
1. Maeshima T., Nishida M. Shape memory properties of biomedical Ti-Mo-Ag and Ti-Mo-Sn alloys // Mater. Trans. – 2004. – Vol. 45. – P. 1096–1100. – DOI:10.2320/matertrans.45.1096.
2. Ti based biomaterials, the ultimate choice for orthopaedic implants – A review / M. Geetha, A.K. Singh, R. Asokamani, A.K. Gogia // Prog. Mater. Sci. – 2009. – Vol. 54. – P. 397–425. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2008.06.004.
3. Vitos L. Total-energy method based on the exact muffin-tin orbitals theory // Phys. Rev. B. – 2001. – Vol. 64. – P. 014107-1–11. – DOI:10.1103/PhysRevB.64.014107.
4. Hill R. The elastic behaviour of a crystalline aggregate // Proc. Phys. Soc. London, Sect. A. – 1952. – Vol. 65. – P. 349–354. – DOI:10.1088/0370-1298/65/5/307.
5. Boyer R.R., Welsch G., Collings E.W. Materials properties handbook: Titanium alloys. – Mater. Park., OH: ASM Int., 1994. – 1176 pp.
6. Bioengineering materials and conditions for obtaining low friction with PVA hydrogels / B. Stoimenov, V. Fridrici, P. Kapsa, H. Kosukegawa, M. Ohta // Tribol. Online. – 2013. – Vol. 8. – P. 140–152. – DOI: 10.2474/trol.8.140.
7.  $\beta$ -Ti alloys with low Young's moduli interpreted by cluster-plus-glue-atom model / Q. Wang, C. Ji, Y. Wang, J. Qiang, C. Dong // Metall. Mater. Trans. A. – 2013. – Vol. 44. – P. 1872–1879. – DOI:10.1007/s11661-012-1523-8.

## Роль одномерных пи-цепочек в температурной зависимости запрещенной зоны допированных углеродных нанотрубок

Катков В.Л., Осипов В.А.

*Лаборатория теоретической физики имени Н. Н. Боголюбова, Объединенный институт ядерных исследований, Дубна*

Уникальные свойства углеродных нанотрубок обуславливают возможности их широкого практического применения в наноэлектронике, оптоэлектронике и других областях. В настоящее время наибольший интерес вызывает использование однослойных углеродных нанотрубок при создании инфракрасных сенсоров и биосенсоров, интегральных схем, полевых транзисторов, ячеек памяти, элементов солнечных батарей. Ключевую роль при проектировании таких устройств играет наличие энергетической щели в электронном спектре и возможность управления ее величиной. Также важной характеристикой для различных приложений в туннельной электронике, оптоэлектронике, исследовании оптических свойств (спектры пропускания и поглощения), люминесценции и т. д. является зависимость величины запрещенной зоны от температуры.



а

Рис. 1. Три варианта расположения примесных атомов, которые возникают при максимальном (50 %) заполнении в трубках типа «зигзаг»: «линия», «спираль» и «цепочка»

В работе теоретически исследована температурная зависимость величины запрещенной зоны  $E_g(T)$  в одностенных углеродных нанотрубках типа «зигзаг» при максимальном (50 %) фторировании и гидрировании для трех вариантов покрытия. В качестве ковалентной примеси рассматривались фтор и водород, которые одновалентны и образуют схожие структуры. Показано, что характер покрытия критически влияет на зависимость  $E_g(T)$ , которая может меняться в широких пределах от очень слабой, характерной для чистых углеродных нанотрубок, до сильной, типичной для объемных полупроводников. Во всех случаях обнаружено поведение, характерное для объемных полупроводников, а именно, строгое уменьшение величины запрещенной зоны с ростом температуры. Характер температурного поведения  $E_g(T)$  напрямую связан с формированием в трубках одномерных альтернированных цепочек. Основными факторами, определяющими данную зависимость, являются диаметр углеродных нанотрубок, способ расположения примеси и ее тип [1].

1. Катков В.Л. Осипов В.А. Температурная зависимость запрещенной зоны полностью фторированных/гидрированных углеродных нанотрубок: роль одномерных цепочек // Письма в ЖЭТФ. – 2023. – № 118. – С. 748–753.

## Моделирование напряженного состояния системы «кость – имплантат» при эндопротезировании средней зоны лицевой кости

Ким В.В., Буяков А.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Особенности анатомического строения челюстно-лицевой области осложняют лечение онкологических заболеваний и травм. Костная реконструкция в средней зоне лица является одним из самых сложных типов хирургического лечения, так как направлена не только на восполнение функций утраченных костей, но и на восстановление эстетики лица.

Важную роль при выборе материалов и формы имплантата играет совместимость с организмом. Технологии 3D-моделирования позволяют создавать индивидуальные медицинские изделия [1], такие как костные имплантаты, соответствующие анатомическим особенностям пациента.

Оксидная керамика, обладающая биомеханическими свойствами, близкими к костной ткани, представляет большой интерес для использования в качестве материала для имплантатов [2, 3]. Керамические эндопротезы, изготовленные из композитного материала на основе  $ZrO_2-Al_2O_3$ , максимально точно повторяют форму утраченной костной ткани и обладают оптимальными биомеханическими свойствами, близкими к кости.

На сегодняшний день активно реализуются реконструктивные операции в челюстно-лицевой области с применением биокерамических индивидуальных эндопротезов. Для их успешной установки и дальнейшего функционирования важную роль играет адекватное распределение напряжений в имплантате и костной ткани. Это определяет успешность не только самой операции, но и последующего восстановления пациента после операции. Поэтому расчет напряженного состояния системы «кость – имплантат» является актуальной задачей и имеет большую практическую значимость.

Целью данной работы является исследование напряженного состояния системы «кость – имплантат» без учета и с учетом винтов крепления.

На первом этапе моделирования, кроме самого имплантата, был использован фрагмент кости, примыкающий к латеральной части имплантата. На такой упрощенной системе отрабатывалась постановка численного решения задачи с учетом приложенных нагрузок и контакта имплантата с костью. Количество элементов было подобрано на основании анализа сеточной сходимости, для кости расчетная сетка содержала 91855 элементов, для имплантата – 145413 элементов. Имплантат и кость были расположены так, как они были бы расположены при эндопротезировании и показаны на рисунке 1.

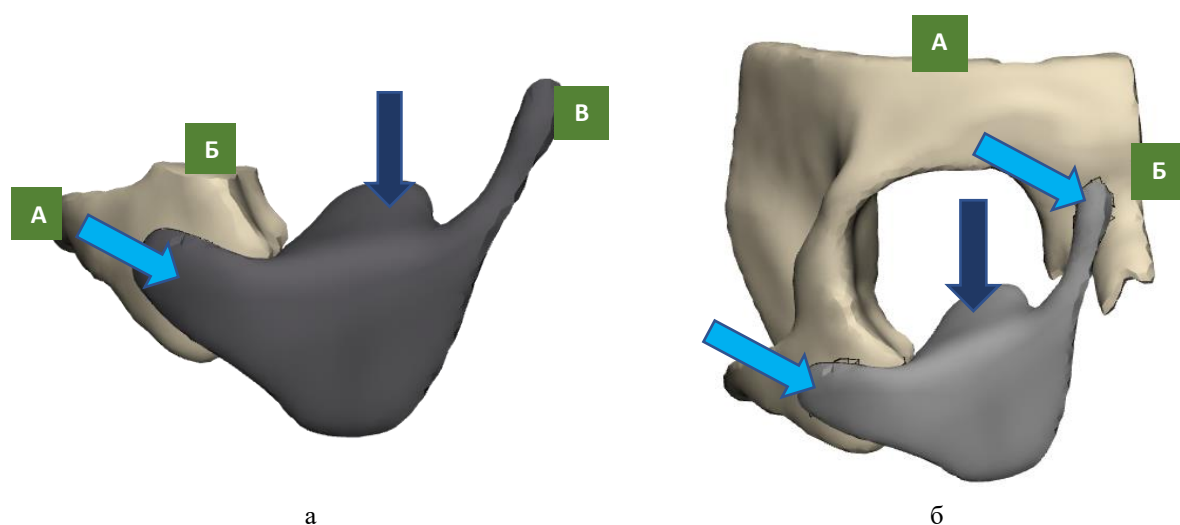


Рис. 1. Закрепления и нагрузки в системе «кость – имплантат» на первом (а) и втором (б) этапе моделирования

На втором этапе моделирования учитывались контакты в двух местах крепления



имплантата с костью и участок костной ткани был значительно увеличен (рис. 1б).

Имплантат изображен на рисунке 1 темно-серым цветом, кость – светло-серым цветом. Система была закреплена в местах соединения с другими костями и на рисунке 1 места закрепления указаны буквами в зеленых квадратах. Также к имплантату была приложена нагрузка, которая на рисунке обозначена стрелками голубого и синего цвета. Распределенные нагрузки, указанные стрелками голубого цвета, соответствует давлению на имплантат винта в месте крепления. Они приложены к участкам имплантата и приняты равными 5 кПа. Распределенная нагрузка, указанная синим цветом, соответствует давлению глаза на орбитальный участок скуловой кости. Она была принята равной 80 Па.

Моделирование выполнено в упругой постановке с помощью метода конечных элементов в программном комплексе ABAQUS. При задании механических свойств участка кости учитывались свойства компактной ткани [5]. Важным этапом численного решения задачи явился подбор параметров (свойств) контактного взаимодействия, которые оказывают значительное влияние на время выполнения расчетов.

Выполненный по результатам моделирования анализ распределений напряжений показал, что в местах закрепления имплантата к кости отмечаются концентрация напряжений как в имплантате, так и в костной ткани.

*Автор выражает благодарность заведующему лабораторией Игорю Юрьевичу Смолину за обсуждение полученных результатов, ценные замечания и рекомендации при оформлении данной работы.*

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.*

1. Интеграция цифровых технологий в стоматологии-ортопедии: тенденции и проблемы / Л.С. Канукова, М.Р. Мрикаева, М.И. Исмаилова, А.Е. Мишвелов, Я.А. Прокопенко // Медицина. Социология. Философия. Прикладные исследования. – 2024. – №1. – С. 72–75.
2. Kolmakova T. V., Buyakova S. P., Kulkov S. N. Researches of mechanical behavior of bone tissues for development and selection of individual ceramic implants // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – Vol. 123. – P. 012005. – DOI 10.1088/1757-899X/123/1/012005.
3. Биокерамические эндопротезы в реконструкции челюстно-лицевой области / Д.Е. Кульбакин, Е.Л. Чойнзонов, С.Н. Кульков., А.С. Буяков, С.П. Буякова, М.Р. Мухамедов // Международная конференция «Физическая мезомеханика. Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой и интеллектуальные производственные технологии»: Тезисы докладов. – Томск: Изд-во ТГУ, 2021. – С. 208–209. – DOI: 10.17223/978-5-907442-03-0-2021-128.
5. Чайковская Т. В., Марченко Е. С Исследование напряженно-деформированного состояния кости средней фаланги указательного пальца руки человека при изменении плотности губчатой костной ткани // Фундаментальные основы механики. – 2022. – № 10. – С. 119–122. – DOI 10.26160/2542-0127-2022-10-119-122.

## Применение методов машинного обучения и теории функционала плотности для поиска новых функциональных материалов

<sup>1</sup>Кистанов А.А., <sup>1,2,3</sup>Корзникова Е.А.

<sup>1</sup>Уфимский университет науки и технологий, Уфа

<sup>2</sup>Северо-Восточный федеральный университет имени М.К. Аммосова, Якутск

<sup>3</sup>Академия наук Республики Башкортостан, Уфа

Применение методов машинного обучения и теории функционала плотности (DFT) для поиска новых функциональных материалов представляет собой перспективное направление в современных исследованиях материаловедения. Сочетание этих подходов позволяет значительно ускорить процесс открытия материалов с уникальными физико-химическими свойствами. Машинное обучение, обладая способностью анализировать большие массивы данных и выявлять скрытые закономерности, эффективно дополняет традиционные методы DFT, которые обеспечивают точные квантовомеханические описания электронных структур. Вместе они создают мощный инструмент для предсказания и оптимизации свойств материалов, открывая новые возможности для разработки инновационных технологий в различных областях, таких как энергетика, электроника и медицина. В данной работе речь пойдет о применении данного инструмента для поиска новых стабильных двух и трех компонентных двумерных материалов.

В последнее время стабильность и фотокаталитические свойства двумерных (2D) галогенидов переходных металлов привлекают значительное внимание из-за их потенциала в устойчивом производстве водорода, критически важного для чистой энергетики будущего. Данное исследование направлено на систематическое изучение этих материалов позволяющие выявить наиболее перспективные кандидаты для фотокаталитического расщепления воды.

Исследование охватило бинарные  $\text{MeX}_2$  и тернарные  $\text{MeXY}$  2D-структуры (где Me — переходный металл, а X и Y — галогены, такие как Cl, Br, I) в двух полиморфных модификациях: 1T-фазе и 1H-фазе. Моделирование показало, что 35  $\text{MeX}_2$  и 32  $\text{MeXY}$  структуры соответствуют критериям стабильности, включающим энергию образования, упругие константы и фононные спектры. Эти структуры были дополнительно подтверждены моделированием молекулярной динамики методом *ab initio*. Среди стабильных соединений 13  $\text{MeX}_2$  и 16  $\text{MeXY}$  структур были идентифицированы как перспективные фотокатализаторы для расщепления воды. Важно отметить, что только 7 из них продемонстрировали эффективность преобразования солнечной энергии в водород (STH) выше экономически значимого порога в 10%. Особенно выделились структуры 1T-CdI<sub>2</sub> и 1H-VBr<sub>2</sub> с эффективностью STH 11,58% и 17,23% соответственно. В случае структур  $\text{MeXY}$  наивысшую эффективность показали 1T-ZnClI (22,79%), 1T-CdClI (15,20%), 1T-ZnBrI (22,13%), 1T-CdBrI (12,11%) и 1H-VCIBr (19,76%) [1].

Это исследование демонстрирует потенциал использования DFT-симуляций для выявления стабильных двумерных галогенидов переходных металлов с применением в фотокатализе. Обнаружение нескольких соединений с высокой эффективностью STH подчеркивает возможность использования этих материалов для устойчивого производства водорода. Дополнительно, создание всеобъемлющей общедоступной базы данных с расчетными параметрами и фундаментальными свойствами найденных материалов представляет собой ценный ресурс для будущих исследований. Этот метод может быть распространен на другие классы материалов, что будет способствовать открытию новых соединений с уникальными свойствами для разнообразных технологических применений.

*Работа Корзниковой Е.А. была поддержана Министерством науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания Уфимского университета науки и технологий (№ 075- 03-2024-123/1) молодежной исследовательской лаборатории “Металлы и сплавы в условиях экстремальных воздействий”. Работа Кистанова А.А. поддержана грантом РФФ 23-73-01001.*

1. Hvazdouski D. C., Baranova M. S., Korznikova, E. A., Kistanov A. A., Stempitsky V. R. Search on stable binary and ternary compounds of two-dimensional transition metal halides // In 2D Materials. IOP Publishing – 2024. – Vol. 11. – Issue 2. –P. 025022. – DOI:10.1088/2053-1583/ad2692.

## **Физическая модель для описания прерывистой динамической рекристаллизации**

Кондратьев Н.С., Подседерцев А.Н., Балдин М.Н., Безверхий Д.С.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Большинство технологических процессов формования изделий из металлов и сплавов (ковка, прокатка, вытяжка, экструзия и др.) осуществляются интенсивным деформированием при повышенных температурах, что приводит к существенному перестроению структуры материала вследствие реализации термоактивируемых процессов на различных масштабных уровнях. Наиболее значительные структурные изменения происходят в результате рекристаллизации, характерной для относительно малых скоростей деформации и высоких температур. Рекристаллизация заключается в образовании малодефектных зародышей зерен в деформированном материале и последующем их росте за счет миграции высокоугловых границ (или их участков), движущей силой которой является разность энергий, запасенных при неупругом деформировании в соседствующих зернах. В процессе рекристаллизации меняются форма, размеры и ориентации кристаллографических систем координат новых зерен. Рекристаллизация – многомасштабный процесс, вовлекающий при своей реализации в перестроение не только зеренную, но также субзеренную и дефектную структуры. При неупругом деформировании с повышенными температурами также происходит перестроение субзеренной структуры (миграция и коалесценция), в результате чего увеличивается средний размер субзерен. Субзерна большего размера вблизи межзеренных границ являются потенциальными зародышами рекристаллизации, которые при выполнении определенных условий становятся рекристаллизованными зернами. Формулируется задача описания неупругого деформирования поликристалла при термомеханических воздействиях с учетом изменения в результате реализации рекристаллизации структуры поликристаллических материалов, влияющей на их макро-свойства.

Для решения поставленной задачи применяется подход многоуровневого моделирования с внутренними переменными, позволяющий в явном виде учитывать эволюционирующую структуру материала [1]. Для описания прерывистой динамической рекристаллизации предлагается модификация расширенной модели с учетом топологии зеренной структуры и локального взаимодействия по плоским участкам границ зерен [2]. Рекристаллизация приводит к существенному перестроению зеренной, субзеренной и дефектной структуры материала; предлагается способ перестроения топологии зеренной, субзеренной структуры при рекристаллизации [3]. При определенных режимах термомеханической обработки поликристаллов возможно объединение соседних субзерен в кластеры при коалесценции. Кластеры субзерен вблизи большеугловых границ являются потенциальными зародышами рекристаллизации. В рамках многоуровневого подхода предложена модель коалесценции [4], влияющая на развитие рекристаллизации. Для моделирования технологических процессов обработки металлов и сплавов предложена модификация вычислительно эффективной многоуровневой конститутивной модели, применимой для исследования напряженно-деформированного состояния и состояния зеренной и дефектной структур. Разработанная модель базируется на двухуровневой статистической модели для описания неупругого деформирования материала [2], дополненной физическими соотношениями для описания рекристаллизации и возврата.

В работе представлены результаты многоуровневого моделирования поведения поликристаллических образцов, включающие описание изменяющейся структуры материала, исследовано влияние температуры, скорости деформации, начального состояния субзеренной структуры на ход процесса рекристаллизации.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2024-0002).*

1. Многоуровневые модели в физической мезомеханике металлов и сплавов: результаты и перспективы / Трусов П.В., Швейкин А.И., Кондратьев Н.С., Янц А.Ю. // Физ. мезомех. – 2020. – Т. 23. – № 6. – С. 33–62.
2. Trusov P., Kondratev N., Podsedertsev A. Description of dynamic recrystallization by means of an advanced statistical multilevel model: Grain structure evolution analysis // Crystals. – 2022. – Vol. 12. – № 5. – P. 653. – DOI:10.3390/cryst12050653.
3. Trusov P., Kondratev N., Podsedertsev A. Grain structure rearrangement by means the advanced statistical model modified for describing dynamic recrystallization // Metals. – 2023. – Vol. 13 (1). – P. 113. – DOI:10.3390/met13010113.
4. A Multilevel Physically Based Model of Recrystallization: Analysis of the Influence of Subgrain Coalescence at Grain Boundaries on the Formation of Recrystallization/ Trusov P., Kondratev N., Baldin M., Bezverkhly D. // Materials. – 2023. – Vol. 16 (7). – 2810. – DOI:10.3390/ma16072810.

## Динамика сегрегации Zn в области границы зерна в сплавах AlZn при сдвиговом нагружении

Коростелев С. Ю., Крыжевич Д.С., Зольников К.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Характеристики границ зерен играют важную роль в формировании макроскопических свойств нанокристаллических и наноструктурированных металлических материалов [1]. С одной стороны границы зерен являются эффективными барьерами для распространения различных дефектов, что значительно повышает прочность материалов в соответствии с уравнением Холла-Петча. Однако, структурные искажения в их области ведут к локальному повышению потенциальной энергии, что вызывает термодинамическую нестабильность материала. Оптимизировать макроскопические характеристики нанокристаллических и наноструктурированных материалов можно посредством изменения микроскопических свойств границ зерен. Распространенным способом целенаправленной оптимизации свойств материалов является варьирование химического состава и структуры границ зерен [2,3]. Сегрегация примесных атомов по границам зерен может существенно изменить многие физико-механические свойства материала, например, сопротивление разрушению, предел прочности при растяжении, пластичность, сопротивление ползучести, а также особенности протекания многих процессов, в частности, зарождение новых фаз, рекристаллизация, зернограницная диффузия и т.д. Ультрамелкозернистые сплавы на основе алюминия характеризуются хорошо выраженной зернограницной сегрегацией таких легирующих элементов как Zn, Mg, Cu и являются перспективными материалами для многих практических приложений [4].

Проведено молекулярно-динамическое изучение атомных механизмов сегрегации примесей Zn в симметричной наклонной границе зерен  $\Sigma 5(210)[001]$  для бикристалла сплава AlZn при сдвиговом нагружении. Показано, что в процессе нагружения происходит проскальзывание зерен, которое приводит к существенному перераспределению атомов примеси в зернограницной области. В результате проскальзывания зерен происходит разупорядочение структуры не только в границе зерен, но и в прилегающих к ней областях. Подвижность атомов Zn в разупорядоченной зоне существенно увеличивается, и в процессе нагружения происходит их миграция в центральную часть границы зерен с вытеснением из нее атомов Al. В результате механоактивированной миграции в центре границы зерен формируется слой с повышенной концентрацией Zn, а в прилегающих областях с обедненным содержанием примеси. Обнаружено, что сегрегационные процессы в зернограницной области усиливаются с уменьшением концентрации примеси в образцах и с увеличением скорости сдвига. Увеличение концентрации примеси в границе зерна, вызванное сдвиговым нагружением, может в 3-4 раза превысить среднее значение по образцу.

Исследования проводились на основе метода молекулярной динамики. Программный пакет LAMMPS использовался для моделирования поведения бикристалла Al с примесью Zn при сдвиговом нагружении. Межатомные взаимодействия описывались многочастичным потенциалом, рассчитанным в рамках MEAM [5]. Необходимо отметить, что данный потенциал правильно описывает соотношение  $c/a$  в чистом Zn, а также предсказывает миграцию Zn к границам зерен, эффективное понижение энергии границ зерен благодаря данной миграции. Визуализация результатов расчетов осуществлялась на базе графического пакета OVITO. Моделируемый образец имел форму параллелепипеда и содержал около 130000 атомов. В центре образца располагалась наклонная симметричная граница зерен  $\Sigma 5(210)[001]$ . Концентрация атомов Zn в различных образцах составляла 2, 7 или 12 атомных %. В исходном образце положение Zn в узлах решетки определялось датчиком случайных чисел. Алгоритм минимизации по гамма-поверхности применялся для построения границы зерен в бикристалле. Для последующей минимизации полной энергии атомы Zn в бикристалле распределялись с помощью метода Монте-Карло

Концентрация примеси в образце оказывает существенное влияние на процессы

сегрегации в зернограничной области при сдвиговой нагрузке. Результаты расчетов показали, что в образце с 2 % примеси концентрация Zn в зернограничной области при скорости сдвига 5 м/с увеличивается в 2,2 раза, что значительно выше соответствующих показателей для образцов с 7 и 12 % Zn. На Рис. 1 показано изменение параметра (R) относительного увеличения концентрации Zn в центре границы зерен от времени для образцов с различным содержанием Zn. Параметр  $\Delta$  рассчитывался по формуле:  $R=C(t)/C(0)$ , где  $C(t)$  – концентрация Zn в границе зерен в момент времени  $t$ .

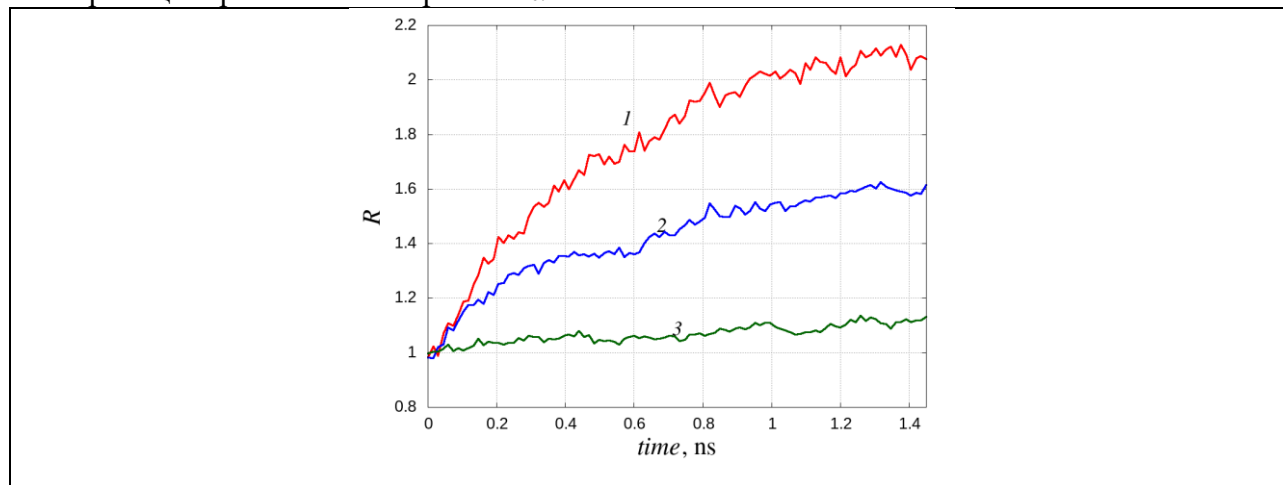


Рис. 1 Относительное изменение концентрации Zn в центре границы зерен (R) от времени в процессе сдвига со скоростью 5 м/с для образцов с 2, 7 и 12 % Zn

Результаты моделирования показывают, что атомным механизмом сегрегации примесей Zn в зернограничной области в сплавах AlZn при сдвиговом нагружении является межзеренное проскальзывание. Структура межзеренной области в процессе сдвигового нагружения разупорядочивается. В результате этих изменений подвижность атомов Zn в этой области возрастает, что обуславливает их сегрегацию в центральной части границ зерен. Атомы Zn распределены крайне неоднородно в направлении нормали к плоскости границы. Концентрация атомов Zn в центральной области границы зерен существенно выше среднего значения по кристаллиту вследствие механоактивированной миграции Zn из прилегающих областей. Повышение скорости сдвигового нагружения образца усиливает сегрегацию Zn в границе зерен.

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

1. Direct observation and impact of cosegregated atoms in magnesium having multiple alloying elements / X. Zhao, H. Chen, N. Wilson, Q. Liu, J.-F. Nie // Nat. Commun. – 2019. – Vol. 10 (1). – P. 1–7.
2. Adhesion, bonding and mechanical properties of Mo doped diamond/Al (Cu) interfaces: A first principles study / H. Xie, Y. Chen, T. Zhang, N. Zhao, C. Shi, C. He, E. Liu // Appl. Surf. Sci. – 2020. – Vol. 527. – 146817.
3. Solute effects on the  $\Sigma 3$  (111) [1-10] tilt grain boundary in BCC Fe: Grain boundary segregation, stability, and embrittlement / Y.-J. Hu, Y. Wang, W.Y. Wang, K.A. Darling, L.J. Kecskes, Z.-K. Liu // Comput. Mater. Sci. – 2020. – Vol. 171. – 109271.
4. Valiev R.Z. Nanostructuring of metals by severe plastic deformation for advanced properties // Nat. Mater. – 2004. – Vol. 3. – P. 511.
5. Dickel D.E. et al. New interatomic potential for Mg–Al–Zn alloys with specific application to dilute Mg-based alloys // Model Simul Mat Sci Eng. – 2018. – Vol. 26, № 4. – P. 045010.

## **Динамика неравновесного структурного фазового перехода при периодических растягивающих нагрузках в аморфных металлах**

<sup>1,3</sup>Коростелев С.Ю., <sup>2,3</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 государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск*

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

Целью настоящей работы является изучение процессов рекристаллизации аморфных металлов при периодическом механическом воздействии. Экспериментально установлено, что структуре образца, подвергнутого механическим колебаниям, в аморфной матрице возникают неферритические кластеры с правильными положениями атомов [1]. Химический и фазовый состав сплавов с нанокристаллами и без них одинаковый, поэтому причина механического стимулирования нанокристаллизации не связана с диффузией и вызвана коллективными атомными перегруппировками при структурной релаксации.

В настоящей работе для изучения процессов структурного фазового перехода в аморфных металлах, использовался метод молекулярной динамики. Взаимодействие атомов рассчитывалось на основе недавно разработанного угловзависимого потенциала для чистого железа [2]. Этот потенциал правильно воспроизводит наибольшее количество характеристик железа, что обеспечивает его преимущество и более широкий диапазон применения по сравнению с другими рассмотренными классическими потенциалами. Что позволяет корректно описывать фазовые переходы жидкость-аморфное состояние и аморфное состояние-кристалл.

Моделируемая система представляла собой. Торцы имели свободные поверхности, в остальных направлениях строились периодические границы. Аморфное состояние получалось путем моделирования сверхбыстрого охлаждения системы, находящейся в расплавленном состоянии до температуры  $\sim 1$  К [3]. Затем полученный образец «нагревался» до комнатной температуры 300 К, и далее подвергался периодическому механическому нагружению. Тип нагрузки - растяжение с постоянной силой или с постоянной скоростью. Для приложения нагрузки на свободных границах образца выбирались области, в которых в течение определённого времени на каждый атом действовала постоянная сила. После чего нагрузка снималась, и система приводилась в равновесное состояние. При этом для отвода дополнительной тепловой энергии моделировалось касание образца «холодной стенки» с комнатной температурой 300 К [4].

Согласно классическим представлениям, зарождение кристаллов в аморфных сплавах может происходить по гомогенному или гетерогенному механизму. В окрестности температуры стеклования гомогенное зарождение происходит путем флуктуационного (спонтанного) образования зародыша с радиусом, большим критического. Ниже температуры стеклования для процесса кристаллизации существенную роль играет гетерогенное зародышеобразование (на дефектах, границах и т.д.). Анализ физических условий, в которых протекает нанокристаллизация отжигом и механическим воздействием, показывает, что механизмы нанокристаллизации аморфной пленки при этих воздействиях существенно отличаются. При механическом воздействии температура среды комнатная, поэтому вероятность образования нанокристалла обычным термофлуктуационным путем много меньше, чем при температуре отжига, вследствие большой энергии активации процесса образования нанокристалла. Однако при механических колебаниях возникают значительные сдвиговые напряжения. При критическом значении сдвигового напряжения среда теряет сдвиговую устойчивость, возникает неупругая необратимая деформация. Поэтому механизм нанокристаллизации металлического стекла при механическом воздействии должен включать в себя помимо механизма локальных термических флуктуаций также атермический механизм, стимулированный неупругой необратимой деформацией [5].



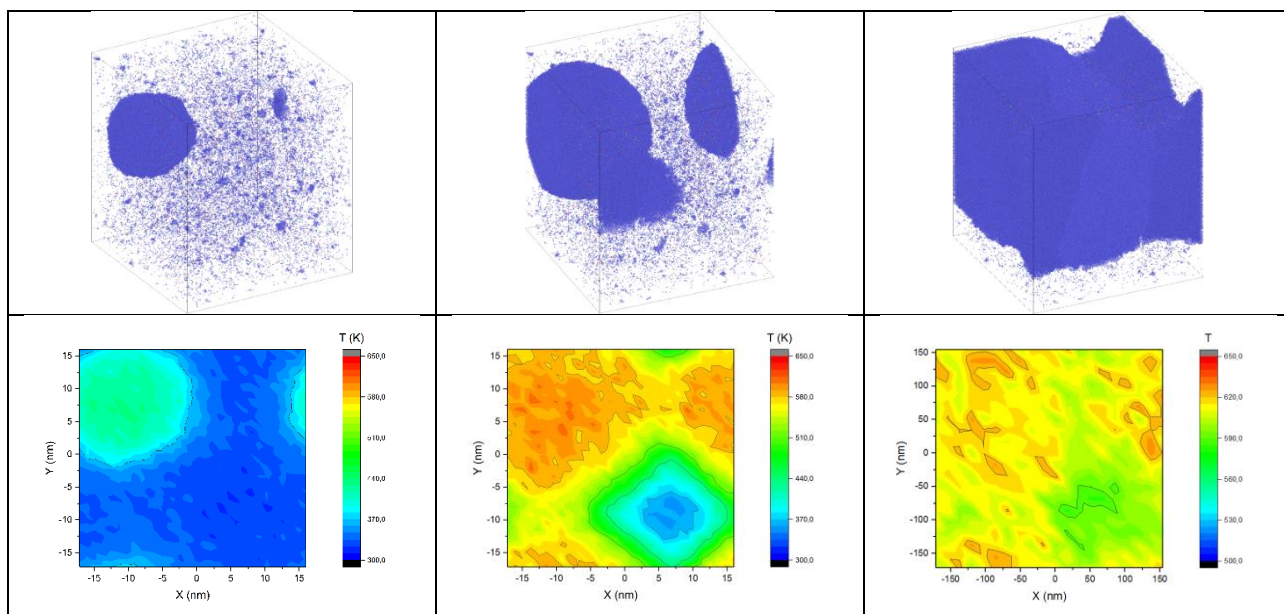


Рис. 1. Структура и распределение температуры в образце в различные моменты времени в момент фазового перехода

Результаты моделирования показали, что при периодическом воздействии на аморфный металл при превышении определенных значений силы и длительности нагружения происходит структурный фазовый переход кристаллизации. Отметим, что в момент кристаллизации происходит локальное повышение температуры в области появления зародышей кристаллов рис.1.

Таким образом, в работе показано, что при периодическом механическом воздействии на аморфный металл низкотемпературная рекристаллизация возможна при величинах нагрузки выше определенных значений либо при значительном увеличении времени нагрузки. Механизм низкотемпературной кристаллизации аморфных металлов заключается в том, что при механических колебаниях с критической амплитудой в образце возникают значительные сдвиговые напряжения. При критическом значении сдвигового напряжения среда теряет сдвиговую устойчивость, возникает неупругая необратимая деформация, которая приводит к образованию зародышей кристаллов.

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

1. Belyaev S., Resnina N., Rubanik V., Shelyakov A., Niapomniashchay V., Ubyivovk E. Influence of low- frequency vibrations on the structure of amorphous Ti40.7Hf9.5Ni44.8Cu5 alloy // Materials letters. – 2017. – Vol. 209. – P. 231-234.
2. Angular-dependent interatomic potential for large-scale atomistic simulation of iron: Development and comprehensive comparison with existing interatomic models / S. Starikov, D. Smirnova, T. Pradhan, Y. Lysogorskiy, H. Chapman, M. Mrovec, R. Drautz // Physical Review Materials. – 2021. – Vol. 5(6). – P. 063607. – DOI:10.1103/physrevmaterials.5.063607
3. Rogachev S.A., Rogachev A.S., Alymov M.I. Estimation of the critical vitrification rate of pure metals using molecular dynamics simulation // Doklady Akademii Nauk. – 2019. – Vol. 486. – No. 2. – P. 168–172. – DOI: 10.31857/S0869-56524862168-172
4. Коростелев С. Ю., Слядников Е. Е., Турчановский И. Ю. Исследование физических основ технологии 3-D печати. Моделирование методом молекулярной динамики // Известия ВУЗов. Физика. – 2022. – Т. 65, № 8. – С. 49-57. – DOI: 10.17223/00213411/65/8/49
5. Slyadnikov E.E., Turchanovskii I.Yu. Kinetic model of nanostructuring of an amorphous metal film induced by a millisecond thermal pulse // Technical Physics. – 2020. – Vol. 65, No. 7. – P. 1091–1099. – DOI: 10.1134/S1063784220070208

## **Пластическая деформация и разрушение двухфазных сплавов Fe<sub>95</sub>Ni<sub>05</sub> с градиентной зеренной структурой в условиях ударного воздействия**

Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Григорьев А.С., Березиков О.А., Зольников К.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Изучение структурных трансформаций в металлических материалах в условиях ударно-волнового нагружения представляет значительный интерес для понимания особенностей изменения их физико-механических свойств. Структурные трансформации в сплавах на основе железа в экстремальных условиях имеют особое значение ввиду широкого использования таких материалов во многих практических приложениях. Нанокристаллические материалы с градиентной зеренной структурой обладают уникальными физико-механическими свойствами, обусловленными активацией различных механизмов пластической деформации в слоях материала с различным размером зерен. Однако поведение данного класса материалов при ударных воздействиях исследовано недостаточно. В настоящей работе проведено молекулярно-динамическое моделирование поведения нанокристаллических образцов Fe<sub>95</sub>Ni<sub>05</sub> с градиентной зеренной структурой для выявления особенностей зарождения и развития пластичности и разрушения в материале в процессе распространения ударных волн.

Объектами изучения являлись три двухфазных образца с различными зеренной структурой и фазовым составом, обозначенные как G3, G10 и G3-15. В G3 и G3-15 градиент был равен трем (отношение размера самых крупных зерен – 30 нм – к размеру самых мелких – 10 нм), в G10 градиент был равен 10 с минимальным размером зерен 3 нм. Все зерна с ГЦК фазой в G3 и G10 содержали ламели с ОЦК фазой, занимающей 60 % их объема. В образце G3-15 ОЦК ламели содержал только один слой с размером зерен 15 нм. Скорость ударника составляла 1300 м/с.

В результате проведенных исследований установлены атомные механизмы зарождения и развития пластичности в слоях с различным размером зерен в моделируемых образцах. Показано, что за фронтом ударной волны в образцах формировалось три характерных участка: участок упругого сжатия, участок пластической деформации и участок структурно-фазовых превращений.

Выявлены атомные механизмы фазовых переходов ОЦК-ГПУ-ОЦК и ОЦК-ГЦК, инициированные ударно-волновым нагружением. Показано, что ОЦК-ГПУ-ОЦК фазовые переходы реализовывались посредством смещения соседних атомных плоскостей {110} в противоположных направлениях  $\langle \bar{1}10 \rangle$ .

Показано, что в процессе прохождения отраженной от тыльной поверхности волны растягивающие напряжения достигали 12-14 ГПа, что вызывало зарождение и рост нанопор по межзеренным границам на стыке слоев зерен. Растягивающие напряжения вызывали зарождение нанопор и рост их объема, затем часть пор объединялась в нанопоры большего объема. При последующей релаксации суммарный объем нанопор достигал максимального значения, а затем достаточно быстро понижался. Большие нанопоры, уменьшаясь в объеме, вновь распадались на более мелкие, часть из которых схлопывалась.

Обнаружено, что образец G10 характеризовался наименьшей, а образец G3-15 наибольшей откольной прочностью. Во всех исследуемых образцах зарождение и развитие нанопор всегда происходило на стыке слоев по межзеренным границам. Выявлено, что различие распределения фазового состава в образцах G3-15 и G3 не повлияло на локализацию области, в которой происходило зарождение нанопор. Степень градиентности зеренной структуры в большей степени определяла область зарождения нанопор, чем распределение фазового состава.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 20-79-10406, <https://rscf.ru/project/20-79-10406/>.*

## Модель деформирования ауксетичных метаматериалов в составе сэндвич-панелей

Кривошеина М.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Проведено исследование влияния процесса деформации внутреннего слоя сэндвич-панели из метаматериала на гашение энергии упругой деформации в сэндвич-панели. Внутренний слой сэндвич-панели состоит из разреженного метаматериала, выполненного из изотропной стали, имеющего низкую плотность -  $360 \text{ г/м}^3$ . Интегральные механические характеристики метаматериала характеризуются значительной анизотропией механических свойств и имеют три отрицательных значения коэффициентов Пуассона во взаимно перпендикулярных плоскостях. Предложен способ увеличения гашения энергии упругой деформации в сэндвич-панели на 10% за счет изменения геометрии внутреннего слоя сэндвич-панели на основании подходов, изложенных в [1, 2]. Исследовано влияние фрагментации слоя из метаматериала, показанное на рис. 1, на процесс гашения в нем упругой энергии деформирования в рамках математической модели, построенной в приближении механики деформируемого твердого тела. Деформирование сэндвич-панели моделируется с помощью метода конечных элементов в трехмерной постановке.

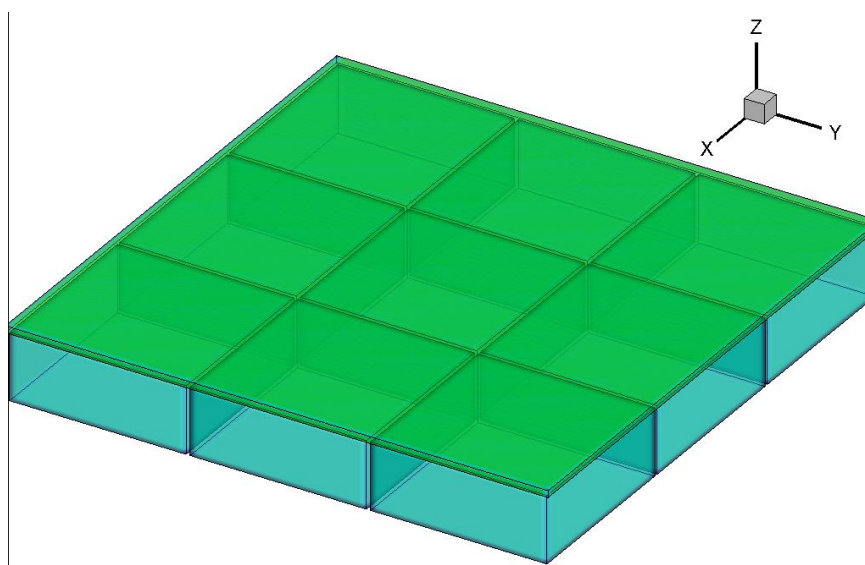


Рис. 1. Часть сэндвич-панели с фрагментированным внутренним слоем, состоящим из метаматериала

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

1. Гулидов А.И., Баянов Е.В. Распространение упругих волн в однородных по сечению круглых стержнях // ПМТФ. – 2011. – Т. 52. № 5 – С. 155-162.
2. Krivosheina M.N., Tuch E.V. Transformation of a Longitudinal Elastic Wave into a Pochhammer Wave // Phys. Mesomech. – 2023. – 26. – No. 4. – P. 477. – DOI: 10.1134/S1029959923040094.

# **Влияние характера распределения частиц технического углерода на модуль упругости композитов на основе линейного полиэтилена низкой плотности**

Кропотин О.В., Каленчук А.А.

*Омский государственный технический университет, Омск*

Электропроводные полимерные композиционные материалы широко применяются в различных отраслях промышленности в сенсорах, самовосстанавливающихся предохранителях, саморегулирующихся нагревателях, антистатических системах, системах защиты от электромагнитных полей [1]. Наиболее часто в качестве наполнителей, обеспечивающих электропроводность таких композитов, применяются наноразмерные углеродные материалы, в частности технический углерод [2]. В качестве полимерной матрицы часто используются различные виды полиэтилена, в том числе полиэтилен низкой плотности и близкий к нему по свойствам линейный полиэтилен низкой плотности, который характеризуется высокими значениями показателя текучести расплава [3]. Наиболее значимой функциональной характеристикой электропроводных полимерных композитов является их удельное сопротивление, но при выборе таких материалов для конкретных элементов технических устройств [1] большое значение имеют механические характеристики композитов. Электрофизические и механические свойства электропроводных полимерных композиционных материалов зависят от электрофизических и механических свойств наполнителя и матрицы, содержания наполнителя и характер его распределения в матрице.

Наряду с экспериментальными методами исследования влияния наполнителя и характера его распределения в матрице на механические свойства композита используются методы численного моделирования [4].

В настоящей работе проведено комплексное исследование влияния технического углерода на модуль упругости композиционных материалов на основе линейного полиэтилена низкой плотности с использованием метода конечных элементов. Исследовано влияние характера распределения технического углерода на модуль упругости композитов. Установлено, что в исследуемых полимерных композиционных материалах реализуется смешанный характер влияния агрегатированного технического углерода на модуль упругости полимерного композиционного материала. Повышение локального содержания агрегатированного наполнителя при сохранении его общего массового содержания способствует увеличению модуля упругости полимерного композиционного материала.

Разработанные конечно-элементные модели могут использоваться для прогнозирования влияния технического углерода на модуль упругости композитов на основе различных марок линейного полиэтилена низкой плотности.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Омского государственного технического университета, проект № FSGF-2024-0003.*

1. Conductive polymer composites with segregated structures / H. Pang, L. Xu, D.-X. Yan, Z.-M. Li // Prog. Polym. Sci. – 2014. – Vol. 39. – Is. 11. – P. 1908–1993. – <http://dx.doi.org/10.1016/j.progpolymsci.2014.07.007>.
2. Donnet J. B. Carbon black: science and technology, 2nd ed, rev. & expanded – USA: CRC Press, 1993. – 461 pp.
3. Preliminary investigation on the correlation between mechanical properties and conductivity of low-density polyethylene/carbon black (LDPE/CB) conductive polymer composite (CPC) / F. Badrul, K. A. Abdul Halim, M. A. A. Mohd Salleh, M. F. Omar, A. F. Zakaria, N. A. Muhammad, and M. S. Zakaria // J. Phys. Conf. Ser. – 2022. – Vol. 2169 012020. – DOI 10.1088/1742-6596/2169/1/012020.
4. Modeling and simulation techniques for polymer nanoparticle composites – A review / L. F. A. Bernardo, A. P. B. M. Amaro, D. G. Pinto, S. M. R. Lopes // Comput. Mater. Sci. – 2016. – Vol. 118. – P. 32–46. – <https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2016.02.025>.

## Особенности развития разрушения при циклическом сдвиговом воздействии в нанокристаллическом Al на атомном уровне

Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Корчуганов А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Современные конструкционные материалы демонстрируют высокие прочностные свойства. При этом, их структурный отклик при циклическом нагружении, в том числе с значительно меньшими пиковыми напряжениями, может существенно отличаться. Существует большое количество работ, изучающих микроструктуру материалов после циклической нагрузки. Тем не менее, динамика изменений в материале на атомном уровне остаётся слабо изученной. В настоящей работе было проведено исследование формирования дефектной структуры в нанокристаллическом Al при циклическом нагружении. Образец представлял собой параллелепипед со гранями размером 30x30x15 нм (Рис.). Размер зёрен составлял 15 нм. Центры зёрен укладывались в гексогональную упаковку. Температура образца задавалась 300 К. Скорость сдвигового нагружения составляла 5 м\с. Во всех направлениях использовались периодические граничные условия.

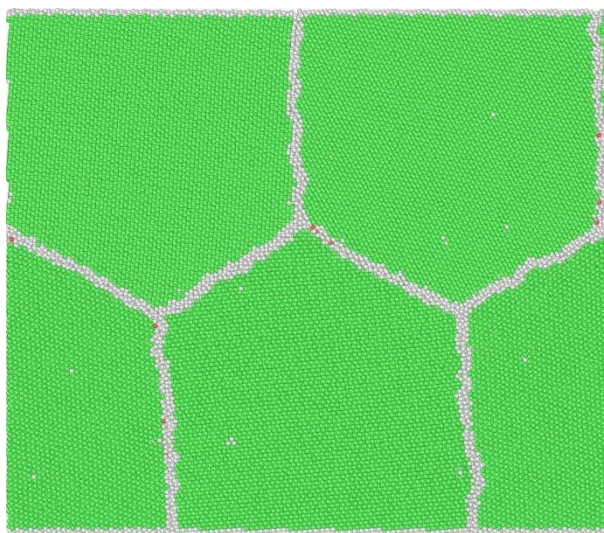


Рис. Начальная структура образца. Серым обозначены атомы интерфейса

Результаты моделирования показали, что структурный отклик на циклическое нагружение можно разбить на два этапа. На первом этапе общая длина сформированных дислокаций быстро достигает насыщения и в дальнейшем практически не меняется, а избыточный атомный объём не формируется. Начиная с некоторого количества циклов, в образце наблюдается резкий рост атомного объёма: в области межзёренных границ начинают формироваться поры. При этом суммарная длина дислокаций уменьшается.

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



## **Особенности эволюции состава покрытия в процессе селективного лазерного спекания для разных стратегий сканирования**

Крюкова О.Н., Князева А.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящее время не ослабевает повышенный интерес к Аддитивным технологиям. В процессе аддитивного производства энергия передается от энергетического луча (электронный, лазерный луч) к обрабатываемому материалу. Высокое энергопотребление и неравномерное распределение температуры приводят к высоким температурным градиентам, напряжениям и деформациям. Среди них большую долю занимают процессы, основанные на использовании порошков (электронно-лучевые технологии спекания и сплавления, селективное лазерное спекание). Различаются они способом подвода порошка, уровнем вводимой энергии, приложением внешних физических полей и сопутствующими физическими явлениями.

Параметры обработки, такие как мощность луча, размер пятна, скорость и стратегия сканирования, оказывают существенное влияние на качество трехмерных (3D) печатных изделий. Оптимизация и корректировка этих параметров обработки является эффективным методом получения необходимой микроструктуры, механических свойств и остаточных напряжений в получаемых изделиях. Стратегия сканирования, которая представляет собой геометрический рисунок, которому следует энергетический луч, оказывает очевидное влияние на температурный градиент и на качество формируемого покрытия.

Математическое моделирование позволяет изучить неравновесные явления, сопровождающие синтез композитных порошков и послойное формование изделий, закономерности формирования свойств при изменении режимов синтеза и сплавления.

В работе представлена двумерная модель модификации поверхности стальной заготовки и формирования покрытий с использованием синтезированных модифицирующих порошков и энергии лазерного луча. Модель учитывает плавление композитного порошка, изменение пористости и фазового состава.

Расчеты показывают, что в процессе обработки формируются многофазные покрытия. Фазовый состав покрытия можно контролировать, изменяя не только состав исходных порошков, но и стратегию сканирования, что также изучается численно. В результате рассчитывается фазовый состав поверхностного слоя и эффективные свойства в зависимости от технологических условий.

Математическая модель позволяет выбирать технологические параметры, обеспечивающие минимальную пористость и подходящий рельеф поверхности.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0003.*

## Имитационные модели структуры композитной керамики на основе гидроксиапатита

Кудряшов Б.С., Резванова А.Е., Скоробогатов Д.Д., Пономарев А.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Реконструкция поврежденных костей и зубов может осуществляться с использованием имплантатов твердых тканей [1]. Гидроксиапатит (ГА), обладающий превосходной биосовместимостью, биологической активностью и являющийся основной минеральной составляющей костной ткани человека, наиболее предпочтителен для создания керамических материалов имплантатов с близкими физико-механическими свойствами с костной тканью [2]. В то же время механические свойства ГА керамики, такие как твердость, прочность, вязкость разрушения значительно ниже, чем у костной ткани [3], что ограничивает их использование в местах имплантации с высокими механическими нагрузками. Одним из важных физических свойств керамических материалов является пористость, которая характеризует их структуру и напрямую оказывает влияние на механические свойства материалов [4]. Пористую структуру керамики на основе ГА можно изменять введением в матрицу добавок многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ) разных концентраций, которые приводят к снижению пористости керамики за счет заполнения порового пространства и снижения плотности [5]. Экспериментальные исследования физико-механических свойств требуют получения множества образцов с различным содержанием добавок МУНТ, обработки большого количества экспериментальных данных. Данная проблема может быть решена путем разработки моделей структуры керамических образцов и изучению ее свойств с помощью компьютерного эксперимента.

В данной работе с использованием метода конечных элементов [6] рассматривается компьютерный эксперимент по созданию структурных моделей представительного объема образцов керамического материала основе ГА без добавок и с добавками МУНТ в содержании 0.1 и 0.5 масс.% в форме цилиндра с варьированием геометрических параметров, таких как высота и диаметр. На рис.1 представлена структурная модель образца керамического композита ГА-МУНТ радиусом 20 мкм и высотой 40 мкм, в которой были сформированы поры. В порах расположены агломераты МУНТ радиусом 9 нм и длиной 15 мкм, покрытые внешним слоем ГА.

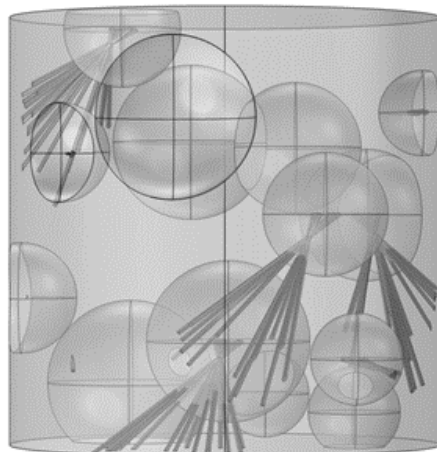


Рис. 1. Структурная модель керамического композита ГА-МУНТ

Далее через построенные пористые структуры композита было смоделировано пропускание терагерцового (ТГц) излучения для дальнейшего вычисления оптических свойств, таких как показатель преломления и коэффициент поглощения [4, 7]. Результаты моделирования представлены в таб.1.

Таблица 1. Экспериментальные и модельные данные оптических свойств

МУНТ, масс. %	Пористость, %	Показатель преломления	Коэффициент поглощения, см <sup>-1</sup>
Пропускание пучка ТГц излучения через центр радиального сечения модели			
0.0	25.98	1.654	29.56
0.1	25.71	1.655	29.42
0.5	25.24	1.660	28.76
Пропускание пучка ТГц излучения через всю поверхность радиального сечения модели			
0.0	25.98	1.6191	21.19
0.1	25.71	1.6199	20.75
0.5	25.24	1.6210	19.45
Экспериментальные данные оптических свойств ГА керамики [8]			
0.0	27.5	2.54	34.69
0.1	23	2.70	28.5
0.5	8	2.83	27.6

Моделирование позволило установить зависимости оптических свойств и пористости от концентрации добавок МУНТ в керамике ГА. Установлено, что при добавлении 0.1 и 0.5 масс. % МУНТ показатель преломления увеличивается, а коэффициент поглощения, наоборот, уменьшается. Полученные результаты демонстрируют качественное согласие с данными экспериментального исследования, представленными в работе [8], а также литературными данными показателя преломления и коэффициента поглощения ГА и кортикальной кости человека [9, 10].

Созданные компьютерные модели в дальнейшем могут позволить сократить временные затраты, как при получении образцов, так и при проведении исследований, благодаря дополнению экспериментальных данных результатами моделирования.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2022-0002.*

1. Three-dimensional printing of hydroxyapatite composites for biomedical application / Y. Han, Q. Wei, P. Chang, K. Hu, O.V. Okoro, A. Shavandi, L. Nie // Crystals. – 2021. – Vol. 11. – P. 353. – DOI: 10.3390/cryst11040353.
2. Hydroxyapatite/polyurea nanocomposite: Preparation and multiple performance enhancements / T. Zhang, W. Cai, F. Chu, F. Zhou, S. Liang, C. Ma, Y. Hu // Compos. Part A Appl. Sci. Manuf. – 2020. – Vol. 128. – P. 105681. – DOI: 10.1016/j.compositesa.2019.105681.
3. Study of microstructural, mechanical, and biomedical properties of zirconia/hydroxyapatite ceramic composites / C.R.D. Ferreira, A.A.G. Santiago, R.C. Vasconcelos, D.F.F. Paiva, F.Q. Pirih, A.A. Araújo, F.V. Motta, M.R.D. Bomio // Ceram. Int. – 2022. – Vol. 48. – P. 12376-12386. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.01.102.
4. 3D printing of porous hydroxyapatite scaffolds intended for use in bone tissue engineering applications / S.C. Cox, J. A. Thornby, G.J. Gibbons, M.A. Williams, K.K. Mallick // Mat. Sci. Eng.: C. – 2015. – Vol. 47. – P. 237-247. – DOI: 10.1016/j.msec.2014.11.024.
5. Golovan L.A., Timoshenko V.Y., Kashkarov P.K. Optical properties of porous-system-based nanocomposites // Physics-Uspekhi. – 2007. – Vol. 50. – P. 595. – DOI: 10.1070/PU2007v050n06ABEH006257.
6. J. Fish, T. Belytschko. A First Course in Finite Elements. – John Wiley & Sons, 2007. – 313 pp.
7. Noninvasive porosity measurement of biconvex tablets using terahertz pulses / P. Bawuah, T. Ervasti, N. Tan, J.A. Zeitler, J. Ketolainen, K.-E. Peiponen // Int. j. pharm. – 2016. – Vol. 509. – P. 439-443. – DOI: 10.1016/j.ijpharm.2016.06.023.
8. Composite hydroxyapatite-multi-walled carbon nanotubes: study of porosity by terahertz time domain spectroscopy / A.E. Rezvanova, B.S. Kudryashov, A.N. Ponomarev, A.I. Knyazkova, V.V. Nikolaev, Y.V. Kistenev // Nanosyst.: Phys. Chem. Math. – 2023. – Vol. 14. – P. 530-538. – DOI: 10.17586/2220-8054-2023-14-5-530-538.
9. Nano wave plates structuring and index matching in transparent hydroxyapatite-YAG: Ce composite ceramics for high luminous efficiency white light-emitting diodes / P. Huang, B. Zhou, Q. Zheng, Y. Tian, M. Wang, L. Wang, J. Li, W. Jiang // Adv. Mater. – 2020. – Vol. 32. – P. 905951. – DOI: 10.1002/adma.201905951
10. Three-dimensional terahertz computed tomography of human bones / M. Bessou, B. Chassagne, J.-P. Caumes, C. Pradere, P. Maire, M. Tondusson, E. Abraham // Appl. Opt. – 2020. – Vol. 51. – P. 6738-6744. – DOI: 10.1364/AO.51.006738.



## Особенности диффузии примесей замещения в $\alpha$ -Ti

<sup>1,2</sup>Кулькова С.Е., <sup>1</sup>Бакулин А.В., <sup>1,2</sup>Горев Н.Д.

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

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

Изучение механизмов атомной диффузии имеет большое значение для понимания того, как материалы ведут себя в различных условиях. Миграция примесных атомов влияет на кинетику старения и образования преципитатов как во время обработки материалов, так и при их эксплуатации. Деформационная ползучесть сплавов определяется преимущественно атомной диффузией, поскольку энергия активации ползучести близка к энергии активации диффузии [1]. Поэтому понимание механизмов диффузии примесей на атомном уровне представляется важным как с теоретической, так и с практической точки зрения. Экспериментально показано, что разные легирующие элементы демонстрируют разное диффузионное поведение в титане и по-разному влияют на его сопротивление ползучести. Например, диффузия Al в  $\alpha$ -Ti происходит в несколько раз медленнее, чем самодиффузия [2], а его добавление увеличивает сопротивление ползучести титановых сплавов. Галлий оказывает аналогичное влияние, однако его эффективность ниже, чем алюминия. Примеси, скорость диффузии которых отличается от скорости самодиффузии в  $\alpha$ -Ti не более, чем на порядок, относят к нормальным примесям, например, Al, Ga, In, Zr, Hf и Au. К классу так называемых быстрых примесей относятся переходные металлы, такие как Fe, Co, Ni и др., коэффициент диффузии которых на 7–8 порядков выше коэффициента самодиффузии [3]. Элементы обеих групп являются примесями замещения, но нормальная диффузия связывается с вакансионным механизмом диффузии, а аномально быстрая может быть обусловлена междоузельным. Отметим также, что добавление Ga и In в  $\alpha$ -Ti повышает его коэффициент теплового расширения, что благоприятно для его применения в стоматологии, а для разработки новых прочных сплавов предполагается использовать добавки Co вместо дорогих Mo и V.

Задача экспериментального установления механизма диффузии является сложной, поскольку обычные методы оценки коэффициента диффузии, такие как метод меченного атома и масс-спектрометрия вторичных ионов, позволяют только определить зависимость концентрации диффундирующих атомов от расстояния от поверхности образца, но не определить точное положение этих атомов. В то же время современные методы теории функционала электронной плотности в комбинации с теорией переходного состояния позволяют оценить коэффициент диффузии в рамках конкретного механизма. Хотя в работе [4] проводилось сравнительное изучение диффузии целого ряда примесей простых и переходных металлов в рамках междоузельного и вакансионного механизмов, однако непосредственно коэффициент диффузии не рассчитывался, а оценивалась только экспоненциальная часть при температуре 1000 K.

Таким образом, целью настоящей работы является сравнительное изучение диффузии ряда актуальных примесей (Fe, Co, Ga, Al и др.) в  $\alpha$ -Ti рамках междоузельного и вакансионного механизмов. Предполагается выявить особенности электронной структуры примесей, позволяющие им диффундировать в рамках междоузельного механизма.

Расчеты атомной и электронной структуры  $\alpha$ -Ti с примесями проводились методом проекционных присоединенных волн (PAW) в плоско-волновом базисе с обобщенно-градиентным приближением (GGA-PBE) для обменно-корреляционного функционала. Атомная структура  $\alpha$ -Ti моделировалась суперъячейкой  $4 \times 4 \times 3$ , содержащей 96 атомов. Оценка температурного коэффициента диффузии в рамках междоузельного механизма проводилась методом Лэндмана [5], который позволяет получать аналитические выражения для данной характеристики. Для оценки коэффициента диффузии в рамках вакансионного механизма использовалась восьмичастотная модель [6]. В качестве позиций внедрения были рассмотрены все возможные междоузлия: октаэдрические (O); тетраэдрические (T); гексаэдрические, расположенные по оси  $c$  между O-позициями ( $H_O$ ) и T-позициями ( $H_T$ );

краудионы, в которых примесный атом находится между соседними атомами титана, расположенными в одной (0001) плоскости ( $C_B$ ) и в смежных плоскостях ( $C$ ). Из всех позиций внедрения в качестве начальных и конечных для диффузии примесей по междоузельному механизму были рассмотрены только О и С позиции, поскольку в них примесь имеет все три вещественные частоты колебаний и не смещается при релаксации. В результате миграция примесей в рамках междоузельного механизма может проходить по переходам:  $C \rightarrow C$ ,  $C \rightarrow H_T \rightarrow C$ ,  $O \rightarrow H_O \rightarrow O$  (вдоль  $c$ -оси) и  $C \rightarrow O \rightarrow C$ ,  $C \rightarrow C$  (вдоль  $a$ -оси). Наиболее предпочтительной позицией внедрения является краудион, однако образование дефекта замещения более предпочтительно, при этом в случае Fe разница между энергиями образования этих дефектов наименьшая. Большие значения энергии образования дефекта внедрения в случае Ga и Al обусловлены механическим вкладом, который существенно больше, чем для Fe и Co. Обсуждается влияние электронной структуры примесей на формирование связей с матрицей титана в случае дефекта внедрения и замещения. Отмечается, что появление атомов Fe и Co в матрице  $\alpha$ -Ti (на Ti-подрешетке или в междоузлии) вызывает понижение ковалентного вклада в межатомное взаимодействие. На рис. 1 приведены для сравнения коэффициенты диффузии для Co и Ga, рассчитанные в рамках междоузельного и вакансионного механизмов. Видно, результаты диффузии Co по междоузельному механизму и Ga по вакансионному механизму находятся в согласии с экспериментальными данными [2, 7]. Аналогичные результаты получены и для Fe и Al.

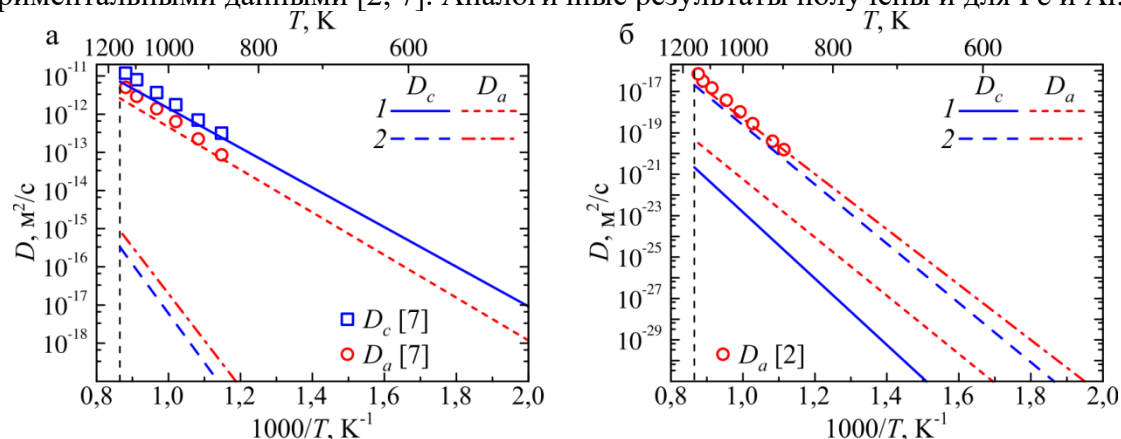


Рис. 1. Коэффициенты диффузии Co (а) и Ga (б) в  $\alpha$ -Ti в рамках междоузельного (1) и вакансионного (2) механизмов. Символами показаны экспериментальные значения

Таким образом, проведенные исследования позволяют объяснить почему для кобальта, как и для железа, в  $\alpha$ -Ti предпочтительным является междоузельный механизм диффузии.

*Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 24-23-00097. Численные расчеты выполнены на суперкомпьютере SKIF-Cyberia в Томском государственном университете.*

1. Effect of trace impurities on the creep behavior of a near  $\alpha$  titanium alloy / H. Mishra, D.V.V. Satyanarayana, T.K. Nandy, P.K. Sagar // Scr. Mater. – 2008. – Vol. 59. – P. 591–594. – DOI:10.1016/j.scriptamat.2008.05.009.
2. Self-diffusion and group III (Al, Ga, In) solute diffusion in hcp titanium / M. Köppers, D. Derdau, M. Friesel, Chr. Herzig // Defect Diffus. Forum. – 1997. – Vol. 143–147. – P. 43–48. – DOI:10.4028/www.scientific.net/DDF.143-147.43.
3. Nakajima H., Koiwa M. Diffusion in titanium // ISIJ Int. – 1991. – Vol. 31. – P. 757–766. – DOI:10.2355/isijinternational.31.757
4. On the abnormal fast diffusion of solute atoms in  $\alpha$ -Ti: A first-principles investigation / L.J. Zhang, Z.Y. Chen, Q.M. Hu, R. Yang // J. Alloys Compd. – 2018. – Vol. 740. – P. 156–166. – DOI:10.1016/j.jallcom.2017.12.359.
5. Landman U., Shlesinger M.F. Stochastic theory of multistate diffusion in perfect and defective systems. I. Mathematical formalism // Phys. Rev. B. – 1979. – Vol. 19. – P. 6207–6219. – DOI:10.1103/PhysRevB.19.6207.
6. Ghate P.B. Screened interaction model for impurity diffusion in zinc // Phys. Rev. – 1964. – Vol. 133. – P. A1167–A1175. – DOI:10.1103/PhysRev.133.A1167.
7. Diffusion of cobalt in single crystal  $\alpha$ -titanium / H. Nakajima, M. Koiwa, Y. Minonishi, S. Ono // Trans. Jpn. Inst. Met. – 1983. – Vol. 24. – P. 655–660. – DOI:10.2320/matertrans1960.24.655.

## **Дислокационно-ориентированное моделирование деформирования поликристаллов: учет взаимодействия дислокаций с границами зерен**

Курмоярцева К.А.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Внутренняя дефектная структура металлов и сплавов в значительной степени определяет их механические свойства. Существенное влияние на поведения поликристаллических материалов оказывают границы зерен, которые являются барьерами для скольжения дислокаций. Взаимодействие дислокаций с границами зерен может вести как к образованию концентраторов напряжений, так и к локальному уменьшению напряжений в поликристаллических материалах. В связи с этим учет данного взаимодействия и описание его влияния на поведение материала является актуальной задачей.

Существуют различные сценарии взаимодействия границ зерен и дислокаций, такие как: прямой переход дислокаций; переход дислокаций с образованием остаточной дислокации в границе (в случае изменения ориентации вектора Бюргерса); поглощение дислокаций границей; образование скопления дислокаций перед границей, которое может вести как к генерации дислокаций в соседних зернах, так и к зарождению трещин [1-3]. Реализация тех или иных сценариев зависит от кристаллографической ориентации соседних зерен, структуры границы, величины касательных напряжений на системах скольжения и др.

Целью данного исследования является расширение дислокационно-ориентированной модели для описания неупругого деформирования поликристаллических материалов [4], разрабатываемой на кафедре ММСП ПНИПУ, путем включения в рассмотрение взаимодействия дислокаций с границами зерен. Исходная модель разработана в рамках многоуровневого подхода и физических теорий пластичности. Ключевой особенностью данного подхода является введение внутренних переменных, в связи с этим подход обладает универсальностью и позволяет в явной форме описать эволюцию внутренней структуры материала через внутренние переменные [5].

Объектом моделирования является представительный макрообъем – поликристаллический агрегат, состоящий из совокупности зерен. Элементом моделирования является часть зерна (кристаллит, субзерно). Вводятся два структурных уровня, совпадающих по масштабу, но отличающихся по способам описания. На мезоуровне-I описывается деформирование отдельных кристаллитов в терминах континуально-механических параметров – скоростей сдвигов по системам скольжения (СС), напряжений и деформаций. На мезоуровне-II используются континуально-микромеханические параметры – плотности и скорости движения дислокаций; рассматриваются следующие механизмы эволюции плотностей дислокаций на СС: зарождение новых дислокаций, аннигиляция дислокаций противоположных знаков на близких СС, потоки дислокаций. Особенностью разрабатываемой модификации модели является учет механизма межкристаллитных потоков дислокаций между элементами мезоуровня. Введение потоков позволяет описать эволюцию неоднородности распределения плотностей дислокаций внутри кристаллитов и взаимодействие дислокаций с границами зерен.

Подмодель межкристаллитных потоков дислокаций включает проверку ориентации направления движения дислокации в сторону границы, определение наиболее благоприятно ориентированной СС соседнего кристаллита для реализации перехода с помощью минимизации несовместности сдвигов по СС, определение притока и оттока дислокаций. В связи с возможным противоположным направлением движения дислокаций разных знаков при одинаковом касательном напряжении необходимо учесть аннигиляцию в приграничной области встречных потоков дислокаций противоположных знаков. Далее определяется скорость изменения плотности дислокаций на СС в объеме кристаллита за счет потоков, суммируя потоки по фасеткам границ рассматриваемого кристаллита.

Отдельной задачей является учет зернограницного упрочнения. При изменении ориентации вектора Бюргерса при переходе дислокаций между кристаллитами определяется

остаточный вектор Бюргера в границе и соответствующая ему плотность дислокаций. По этим параметрам можно определить, напряжения, которые действуют со стороны накапливаемых в границе дислокаций на решеточные дислокации СС данного и соседнего примыкающего к данной фасетке кристаллита. При этом скорость возрастания этих напряжений будет характеризовать соответствующий вклад в скорость изменения критического напряжения сдвига на СС рассматриваемого кристаллита.

Данная подмодель межкристаллитных потоков дислокаций была реализована на примере бикристалла меди. Проведены тестовые расчеты при вариации разных соотношений величин потоков дислокаций, получены результаты, качественно соответствующие имеющимся в литературе данным.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2024-0002).*

1. Javahid F., Pouriaeyevali H., Durst K. Dislocation–grain boundary interactions: recent advances on the underlying mechanisms studied via nanoindentation testing // J. Mater. Res. – 2021. – Vol. 36. – P. 2545–2557. – DOI: 10.1557/s43578-020-00096-z
2. Kacher J., Eftink B.P., Cui B., Robertson I.M. Dislocation interactions with grain boundaries // Curr. Opin. Solid State Mater. Sci. – 2014. – Vol. 18, № 4. – P. 227–243. – DOI: 10.1016/j.cossms.2014.05.004
3. Liu W., Cheng Y., Sui H., Fu J., Duan H. Microstructure-based intergranular fatigue crack nucleation model: Dislocation transmission versus grain boundary cracking // J. Mech. Phys. Solids. – 2023. – Vol. 173. – P. 105233. DOI: 10.1016/j.jmps.2023.105233
4. Грибов Д.С., Трусов П.В. Дислокационно-ориентированная трехуровневая модель для описания деформирования поликристаллов: структура, алгоритм реализации, примеры применения для исследования сложного циклического нагружения // Физическая мезомеханика. – 2022. – Т.25, №4. – С.94-105. – DOI: 10.55652/1683-805X\_2022\_25\_4\_94
5. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Издательство СО РАН, 2019. – 605 с. – DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV

## Разработка определяющих уравнений пористых металлов с использованием методов машинного обучения

Латыпов Ф.Т., Безбородова П.А., Родионов Е.С., Майер А.Е.  
Челябинский Государственный Университет, Челябинск

В работе проведено моделирование одноосного и всестороннего сжатия пористых алюминия и меди на мезомасштабном уровне методом гидродинамики сглаженных частиц (SPH) [1], который применялся для решения базовых законов механики сплошных сред. В ходе численного моделирования, сжатия пористых металлов, был получен обширный объем данных, представляющих собой зависимости диагональных компонент напряжений  $\sigma$ , давлений  $P$ , энергий  $W$ , температур  $T$  и текущей пористости  $\phi$ , которые можно вычислить как функцию от текущей деформации  $\epsilon$ , коэффициента формы поры  $\Psi$ , начальной температуры  $T_0$ , исходной пористости  $\phi_0$  и скорости деформации  $d\epsilon/dt$ .

Полученные наборы данных, SPH моделирования, были применены для определения коэффициентов (или обучения) искусственной нейронной сети (ИНС) [2]. Обученная ИНС представляет собой аналог уравнения состояния, которое предсказывает поведение пористого алюминия или меди при их сжатии. ИНС обучалась методом обратного распространения ошибки с использованием пакетного градиентного спуска. Полученные прогнозы ИНС показали хорошее соответствие результатам SPH моделирования.

Также наборы данных, полученных SPH моделированием, были использованы для параметризации сформулированной физической модели, описывающей деформацию ячейки пористого алюминия и меди. Физическая модель учитывает изменение размера поры и упругопластическую деформацию в материале окружающим пору. Для определения напряжений при текущих деформациях использован закон Гука и уравнение для пластической деформации на основе релаксационной модели Максвелла.

Обученная ИНС и параметризованная модель могут применяться, в качестве определяющих уравнений, в континуальном моделировании процесса компактирования пористых меди и алюминия под ударным воздействием.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-71-01111, <https://rscf.ru/project/23-71-01111/>*

1. Monaghan J.J. Smoothed particle hydrodynamics. // Rep. Prog. Phys. – 2005. – Vol. 68– P. 1703–1759. – DOI: 10.1088/0034-4885/68/8/R01.
2. Kidger P., Lyons T.J. Universal approximation with deep narrow networks // Proceedings of Machine Learning Research. – 2020. – Vol. 125. – P.1–22.

## Научно-технические аспекты развития функционала прочностного пакета «Фидесис» для разномасштабного моделирования

<sup>1</sup>Левин В.А., <sup>1,2</sup>Вершинин А.В., <sup>1,2</sup>Яковлев М.Я., <sup>2</sup>Попов В.Ю.

<sup>1</sup>Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва

<sup>2</sup>ООО «Фидесис», Москва

Отечественный пакет для прочностного инженерного анализа «Фидесис» [0] ориентирован на решение задач прочности [0] изделий и конструкций, в том числе с учетом тепловых и вибрационных эффектов. Функционал «Фидесиса» включает расчет изделий, изготовленных с применением аддитивных технологий, оценку свойств композитных материалов, а также решение задач геомеханики, в том числе и оценки свойств керна по данным компьютерной томографии. Пакет CAE Fidesys в настоящее время используется предприятиями различных отраслей промышленности. Учитывая, что пакет является промышленным, он ориентирован как на конструктора (для предварительной оценки на стадии проектирования изделия), так и на прочниста и исследователя, поэтому он имеет две базовых комплектации.

Комплектация Standard позволяет решать линейные статических и динамические задачи прочности, анализ собственных колебаний, а также потери устойчивости. Комплектация Professional включает в себя весь функционал Standard – а кроме того, анализ прочности с учётом конечных деформаций и перемещений, нелинейный МКЭ-решатель, контактные задачи, физически нелинейные модели материалов (Мурнаган, Муни-Ривлин), пластичность (Мизес, Друкер-Прагер), термомеханический анализ упругих тел и расчёт температурных полей (стационарная и нестационарная теплопроводность).

Архитектурно «Фидесис» включает в себя три основные части: препроцессор (дополнительно включающий в себя консольный интерфейс с возможностью автоматизации при помощи языка программирования Python), расчётное ядро и постпроцессор (также с возможностью автоматизации при помощи Python).

Фидесис для большого круга задач позволяет промышленным предприятиям замещать зарубежные CAE-системы: ANSYS, Abaqus, COMSOL, Nastran и т.п. – а в некоторых аспектах и превосходит их.

Расчетное ядро основано на методе конечных элементов (МКЭ) [0] и методе спектральных элементов (МСЭ). МСЭ является современной модификацией МКЭ, полезен и эффективен при решении нестационарных задач с быстропротекающими процессами с высокой точностью за счёт высоких порядков аппроксимации по пространству, а также позволяет проводить анализ сеточной сходимости без перестроения сетки [0]. Кроме того, существует отдельный «облачный» CAE-сервис Prove.Design [0], позволяющий проводить прочностное моделирование прямо в окне браузера, не скачивая и не устанавливая никакое программное обеспечение и не располагая серьёзными вычислительными ресурсами (все расчёты производятся на «облачных» серверах).

Расчетное ядро пакета является основой для разномасштабного моделирования, реализованного на основе модуля Composite («Композит»). Данный модуль предназначен для оценки эффективных характеристик гетерогенных материалов. Эффективные свойства вычисляются численно, путём моделирования на представительном объёме материала либо его ячейке периодичности – и в дальнейшем могут быть использованы при многомасштабном моделировании на более крупных масштабах, на которых гетерогенный материал моделируется сплошным однородным эффективным материалом. Модуль позволяет осреднять свойства различных неоднородных материалов: композиционных [0], пористых [0], изделий аддитивного производства [9] и метаматериалов [10], а также горных пород [11] и других видов гетерогенных сред. Вычисляются эффективные механические [0–9], термомеханические [10], поромеханические [12] и другие виды свойств. Также он позволяет, помимо прочего, осуществлять моделирование механических свойств материала (к примеру, аддитивной структуры, напечатанной на 3D-принтере) на стадии проектирования (включая

закрытые сценарии нагружения) – и мониторинг его поведения в процессе эксплуатации с целью принятия решения о продлении срока эксплуатации.

В докладе приводятся результаты применения прочностного пакета «Фидесис» для моделирования в разных задачах. Описаны примеры моделирования эффективных характеристик композиционных и пористых материалов: оценка эффективных нелинейно-упругих свойств резинокорда, расчёты на ячейке периодичности пористого материала, моделирование эффективных характеристик пенобетона и оценка анизотропных свойств тканого композита. Приведены примеры численной гомогенизации аддитивных структур: оценка эффективных упругих свойств решётчатой модели, расчёт эффективных коэффициентов Пуассона метаматериалов-ауксетиков и эффективных коэффициентов теплового расширения NTE-метаматериалов (сжимающихся при нагревании), вычисление эффективного модуля Юнга и предела текучести гироидной структуры (изготовленной путём печати на 3D-принтере из металлопорошка). При этом осуществляется многомасштабное моделирование: свойства материала, вычисленные на ячейке материала (микромасштаб), могут быть использованы при моделировании изделия из этого материала (макромасштаб).

Приводятся также примеры использования САЕ «Фидесис» для многомасштабного моделирования в области геомеханики: на воксельной модели образца горной породы (керн), полученной при помощи компьютерной томографии, численно оцениваются эффективные свойства (микромасштаб) – которые далее используются при проведении геомеханических расчётов в области скважины (мезомасштаб) и целого месторождения (макромасштаб). При иллюстрации работы пакета и расчетов в основном использованы расчеты на пакете Фидесис его пользователями.

*Исследование выполнено в Московском государственном университете имени М.В. Ломоносова при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 22-11-00110).*

1. Официальный сайт ООО «Фидесис» [Электронный ресурс] – Режим доступа: <https://cae-fidesys.ru/>
2. Левин В.А. Модели и методы. Образование и развитие дефектов. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2015. – 456 с. (Нелинейная вычислительная механика прочности / Под общ. ред. В.А. Левина: В 5 т. Т. 1).
3. Левин В.А., Вершинин А.В. Численные методы. Параллельные вычисления на ЭВМ. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2015. – 544 с. (Нелинейная вычислительная механика прочности / Под общ. ред. В.А. Левина: В 5 т. Т. 2).
4. Levin V.A., Zingerman K.M., Vershinin A.V., Freiman E.I., Yangirova A.V. Numerical analysis of the stress concentration near holes originating in previously loaded viscoelastic bodies at finite strains // Int. J. Solids Struct. – 2013. – Vol. 50, Iss. 20–21. – P. 3119–3135. – DOI: 10.1016/j.ijsolstr.2013.05.019
5. Levin V.A., Zingerman K.M., Vershinin A.V., Konovalov D.A. Numerical simulation of superimposed finite strains using spectral element method // Continuum Mech. Thermodyn. – 2022. – Vol. 34. – P. 1205–1217. – DOI: 10.1007/s00161-022-01115-6
6. Облачный САЕ сервис Prove.Design [Электронный ресурс] – Режим доступа: <https://prove.design/>
7. 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 // Compos. Struct. – 2015. – Vol. 131. – P. 25–36. – DOI: 10.1016/j.compstruct.2015.04.037
8. 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 // Adv. Eng. Softw. – 2015. – Vol. 86. – P. 80–84. – DOI: 10.1016/j.advengsoft.2015.04.007
9. Левин В.А., Зингерман К.М., Яковлев М.Я., Курденкова Е.О., Немтинова Д.В. О численной оценке эффективных характеристик периодических ячеистых структур с использованием балочных и оболочечных конечных элементов с помощью САЕ Fidesys // Чебышёвский сб. – 2019. – Т. 20, №2. – С. 528–541. – DOI: 10.22405/2226-8383-2019-20-2-528-541
10. Yakovlev M.Ya., Tanasevich P.S., Vershinin A.V., Levin V.A. Numerical analysis of the effective thermal properties and the stability for NTE metamaterials using CAE Fidesys // AIP Conf. Proc. – 2022. – Vol. 2509. – Article ID: 020210. – DOI: 10.1063/5.0084835
11. Yakovlev M., Konovalov D. Multiscale geomechanical modeling under finite strains using finite element method // Continuum Mech. Thermodyn. – 2022. – Vol. 35. – P. 1223–1234. – DOI: 10.1007/s00161-022-01107-6
12. Яковлев М.Я., Семейкин А.А., Левин В.А. Метод и некоторые результаты численной оценки эффективного коэффициента Био горных пород // Чебышёвский сб. – 2022. – Т. 23, №4. – С. 382–393. – DOI: 10.22405/2226-8383-2022-23-4-382-393

## Приближенное аналитическое решение задачи Ламе-Гадолина для поллой сферы при больших упругих и пластических деформациях

<sup>1</sup>Левин В.А., <sup>2</sup>Зингерман К.М.

<sup>1</sup>Московский государственный университет им. М.В. Ломоносова, Москва

<sup>2</sup>Тверской государственный университет, Тверь

Получено в рамках теории наложения конечных деформаций приближенное аналитическое решение задачи Ламе-Гадолина [1,2] для полого двухслойного шара, внешний слой которого предварительно деформирован. Материал шара – упругопластический. При постановке и решении задачи как упругие, так и пластические деформации считаются конечными.

Постановка задачи [3]. К внутренней границе первого (внешнего) полого шара прикладывается давление, под действием которого происходит начальная деформация (расширение) шара. При этом во внутренней части шара возникает область пластичности. Шар переходит в промежуточное состояние. Затем в этот шар вставляется изнутри второй (недеформированный) полый шар, внешняя поверхность которого совпадает с внутренней границей первого шара после начальной деформации. Давление, приложенное к внутренней границе первого полого шара, снимается. Шары приходят во взаимодействие, в них возникают дополнительные деформации и напряжения. Радиусы шаров меняются, и они переходят в конечное состояние.

Упругие свойства материала характеризуются функцией плотности потенциальной энергии деформации, которая задается в виде [4]

$$W(\hat{i}_1, \hat{i}_3) = 2G(\hat{i}_1 - 3) + \frac{K^0}{K'(K' - 1)} \left[ \hat{i}_3^{-(K' - 1)} + (K' - 1)\hat{i}_3 \right]$$

Здесь  $\hat{i}_1$  и  $\hat{i}_3$  – инварианты тензора искажений [4], которые связаны с главными удлинениями  $\lambda_j$  следующим образом:

$$\begin{aligned} \hat{i}_1 &= (\lambda_1 + \lambda_2 + \lambda_3) - 3\hat{i}_3^{\frac{1}{3}} \\ \hat{i}_3 &= \lambda_1 \lambda_2 \lambda_3 \end{aligned}$$

Пластические свойства материала определяются условием текучести Мизеса и ассоциативным законом пластического течения. Как упругие, так и пластические деформации считаются конечными. Используется мультипликативное разложение аффинора полных деформаций на упругий и пластический множители [6,7].

Расчет напряжений и деформаций в первом (внешнем) шаре осуществляется с использованием подхода, предложенного в [8, 9]. Точное решение задачи нелинейной упругости определяется с использованием подхода, предложенного в [10]. При решении задачи пластичности метод, предложенный в [11], обобщается на случай, когда не только пластические, но и упругие деформации конечны.

При расчете дополнительных деформаций предполагается, что в пластической области во внешнем шаре происходит разгрузка. Дополнительные деформации, вызванные присоединением внутреннего полого шара, считаются малыми.

На рис. 1 приведены некоторые результаты расчетов. Показано распределение истинных напряжений в составном шаре. Расчеты выполнены для случая, когда внешний радиус  $b_0^{ext}$  внешнего шара в недеформированном состоянии в 2 раза больше его внутреннего радиуса  $a_0^{ext}$ . Материалы внутреннего и внешнего шаров одинаковы. Параметры материала: модуль объемного расширения  $K = 2\mu$  ( $\mu$  – модуль сдвига), предел пластичности  $Y = 0,5\mu$ . К внутренней границе внешнего шара на начальном этапе деформирования прикладывается давление  $p = 0,401 \mu$ . Под действием этого давления происходит расширение внешнего шара: после начальной деформации его внутренний радиус  $a_1^{ext} = 1,291a_0^{ext}$ , а внешний радиус  $b_1^{ext} = 2,127a_0^{ext}$ . Радиус пластической области в промежуточном состоянии  $c_1 = 1,602a_0^{ext}$ . Геометрические характеристики внутреннего шара в промежуточном состоянии: внутренний



радиус  $a_1^{int} = a_0^{ext}$ , внешний радиус  $b_1^{int} = a_1^{ext} = 1,291a_0^{ext}$ .

Напряжения на рисунке отнесены к модулю  $\mu$ , радиальная координата  $r$  отнесена к  $a_0^{ext}$ .

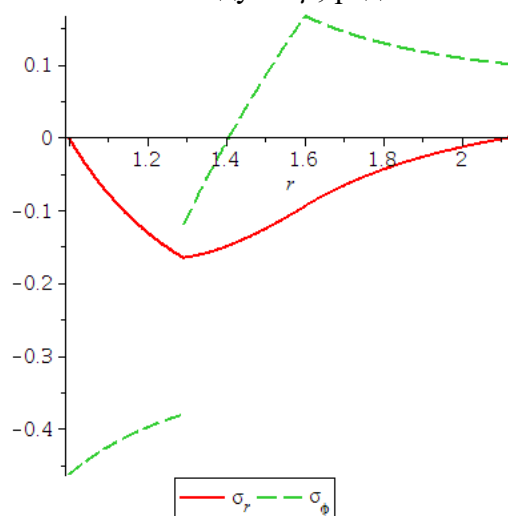


Рис. 1. Распределение истинных напряжений в составном шаре. Сплошная линия – радиальное напряжение, штриховая – окружное напряжение

Результаты могут быть использованы, в частности, при моделировании метаморфических процессов в горных породах [12].

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект 22-11-00110).*

1. Гадолин А.В. Теория орудий, скрепленных обручами // Артиллерийский журнал. – 1861, № 12.
2. Седов Л.И. Механика сплошной среды. Т. 2. М.: Наука, 1994. – 560 с.
3. Зингерман К.М., Левин В.А. Обобщение задачи Ламе-Гадолина для больших деформаций и ее аналитическое решение // Прикладная математика и механика. – 2013. – Т. 77, вып. 2. – С. 322-336.
4. Levin V. A., Podladchikov Y. Y., Zingerman K. M. An exact solution to the Lamé problem for a hollow sphere for new types of nonlinear elastic materials in the case of large deformations // European Journal of Mechanics - A/Solids. – 2021. – Vol. 90. – 104345.
5. Лурье А.И. Нелинейная теория упругости. – М.: Наука, 1980. – 512 с.
6. Lee E.H. Elastic-plastic deformations at finite strains // Journal of Applied Mechanics. – 1969. – Vol. 36. – P. 1–6.
7. Simo J. C., Hughes T. J. R. Computational Inelasticity. Interdisciplinary // Applied Mathematics. – 1998. – Vol. 7.
8. On the example of validation of FIDESYS package using the analytical solution to the problem of radially symmetric deformation of a hollow sphere made of elastoplastic material / V.A. Levin, K.M. Zingerman, A.V. Vershinin, Yu. Yu. Podladchikov // AIP Conf. Proc. – 2023. – Vol. 2899. – 020089. – DOI:10.1063/5.0163433
9. Large strain elastic and elasto-plastic formulations for host-inclusion systems and their applications in thermobarometry and geodynamics / E. Moulas, Y. Podladchikov, K. Zingerman, A. Vershinin, V. Levin // American Journal of Science. – 2023. – Vol. 323. – DOI:10.2475/001c.68195
10. Carroll M.M. Finite strain solutions in compressible isotropic elasticity // Journal of Elasticity. – 1988. – Vol. 20 (1). – P. 65-92.
11. Хилл Р. Математическая теория пластичности. – М.: Гостехиздат, 1956.
12. Holland T. J. B., Powell R. An internally consistent thermodynamic data set for phases of petrological interest // Journal of Metamorphic Geology. – 1998. – Vol. 16. – P. 309–343.

## Моделирование DEM с применением графических процессоров

Лобовиков Д.В., Матыгуллина Е.В., Сиротенко Л.Д.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Для исследования свойств сыпучих материалов при их прессовании, гранулировании, транспортировании применяется 3D моделирование методом дискретных элементов (DEM) [1]. Применение DEM позволяет определить положение, направление движения, силовые, динамические характеристики каждой частицы сыпучего материала. Использование DEM требует значительное компьютерное время для моделирования. Разработана программа для моделирования частиц сложной формы, выполняемая на графическом процессоре (GPU, применяется язык CUDA C [2]) либо на центральном процессоре (CPU, применяется язык C++). Программа позволила в 18 раз снизить компьютерное время моделирования при выполнении на GPU по сравнению с выполнением на CPU.

При моделировании DEM сыпучих материалов применяются различные методы для представления частиц сложной формы. В работе используется сложная форма частиц, состоящая из сфер (Рис. 1).

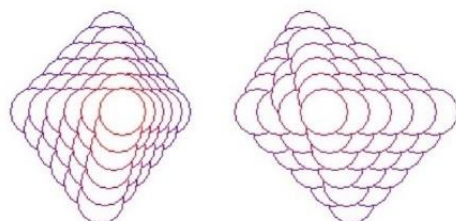


Рис. 1. Модель сложной формы частицы состоит из сфер (multi-sphere particles)

Каждая частица состоит из 89 сфер, расположенных на поверхности, с перекрытием. Сферы жестко позиционированы относительно центра тяжести частицы, между собой не взаимодействуют. Момент инерции принят равным для трех осей.

Для проверки модификации программы для GPU используется 3D моделирование силы сопротивления сдвигу. При проведении численного эксперимента используется 3000 частиц сложной формы (Рис. 2).

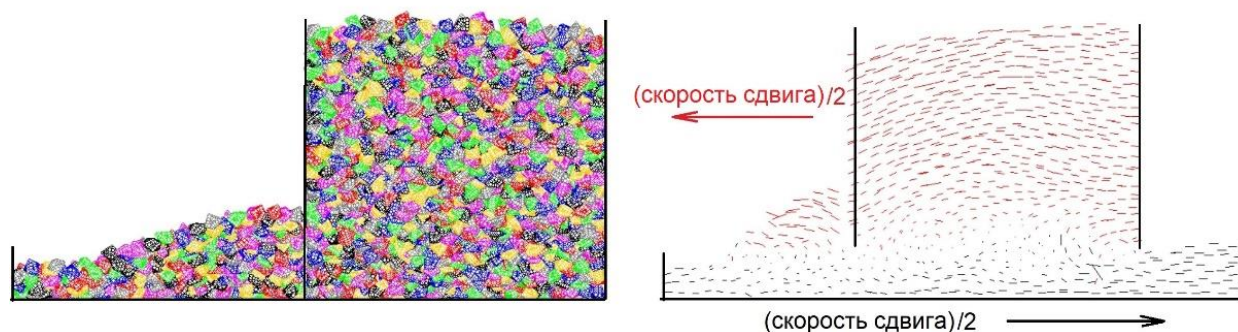


Рис. 2. Моделирование сдвига

Разница между моделированием CPU и GPU силы сопротивления сдвигу не превышает 2%. Разница возникает в связи с тем, что GPU по сравнению с CPU производит вычисление операций с отличающейся точностью, кроме того, параллельные вычисления приводят к изменению порядка суммирования сил, что влияет на итоговое округление. При каждом новом расчете на GPU порядок выполнения параллельных операций, в том числе суммирования сил и округления не прогнозируется.

Для моделирования физического процесса при количестве частиц 3000, количестве составляющих их сфер 267000 с моделируемым временем 1 с требуется  $10^5$  итераций, 142 секунд компьютерного времени GPU (используется 0,3 Гб памяти GPU) или 2582 секунды времени расчета на одном ядре CPU. Требуемое компьютерное время GPU в 18,1 раз меньше, чем компьютерное время CPU.

Теоретически, для расчета на GPU трех секунд физического процесса с использованием одного миллиона сложных частиц (89 млн. сфер) потребуется 39 часов компьютерного времени. Однако, если для 60000 сложных частиц достаточно использовать GPU с 6 Gb памяти (стандартный объем для широко используемых игровых графических карт 6 Gb, максимальный объем 12 Gb), то для 1 миллиона сложных частиц требуется специализированный GPU со 100 Gb памяти. На сегодняшний день NVIDIA производит специализированные карты H100 с максимальным объемом памяти 96 Gb.

Для исследования варианта использования дополнительной оперативной памяти CPU проведен тестовый численный эксперимент с проведением вычислений на GPU, но с использованием оперативной памяти CPU. Время выполнения программы увеличилось из-за накладных расходов по копированию данных между устройствами CPU-GPU, что привело к снижению ускорения до 1,5 раз. Вариант с использованием оперативной памяти CPU не является перспективным.

На сегодняшний день критическим фактором для моделирования больших объемов частиц является память GPU. В дальнейшем планируется исключить хранение в памяти GPU данных, связанных с составляющими частицу элементами (сферами), вместо этого вычислять координаты и скорости элементов при каждом обращении к ним. Такой подход потребует усложнения программы, снизит производительность GPU, но позволит значительно экономить память и моделировать большее количество сложных частиц.

В работе использовались: ноутбук 2023 года выпуска, с дискретной графической картой GPU NVIDIA RTX3050 (Laptop, 128 bit, 4 Gb) процессором CPU Intel i5-12500H.

Сравнение производительности графических карт GTX1660s (6Gb, 192 bit, 2019 год), RTX 3050 (Laptop, 4 Gb, 128 bit, 2022 год), RTX 3060 (12 Gb, 192 bit, 2021 год) для моделирования DEM, показало, что разница производительности видеокарт не более чем 20% (оптимизация выполнения программы под 128/192 bit не проводилась).

Авторы выражают признательность Харченко А. В. за обсуждение вопросов, связанных с программированием CUDA.

1. Poschel T., Schwager T. Computational Granular Dynamics. – Berlin: Springer, 2005. – 322 pp.
2. Сандерс Д., Кэндрот Э. Технология CUDA в примерах: введение в программирование графических процессоров. – Москва: ДМК Пресс, 2013. – 232 с.

## **Численное моделирование предела текучести верхней мантии и земной коры на примере Сибирского кратона**

Манько А.В., Корягина А.И., Муравьева Е.А.

*Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Москва*

До настоящего времени полностью не изучены различные вопросы, связанные с геологическим строением, механикой тектонофизических процессов, прочности и деформируемости литосферных плит, а также их численным моделированием. Этим вопросам в последнее время посвящены множество работ, например [1–3]. В работах очень мало освещаются вопросы, связанные с геомеханическим поведением самых древних литосферных плит – кратонов, часть которых расположена в астеносфере.

Этому вопросу в последние несколько лет были посвящены работы нескольких авторов, но основные научные работы, под влиянием которых было выполнено данное научное исследование, это работы Мельник Е.А. [4] и Ахметова А.Ж. [5]. Так как авторы исследовали кратоны комплексно, то было принято решение выделить наиболее интересный участок для исследования предела текучести кратона методами численного моделирования.

Таким участком стала Якутско-Вилуйская крупная изверженная провинция (КИП) Сибирского кратона, которая подробно рассмотрена Ахметовым А.Ж. и Смолиным И.Ю. в своей статье [6]. Авторы рассматривают напряженно-деформированное состояние земной коры части Якутско-Вилуйской КИП в соответствии с геолого-геофизическим профилем «Кратон-1980». Исследования авторы ведут численным методом при помощи программы, реализующей метод конечных разностей моделью Друкера–Прагера–Николаевского.

В рамках данного исследования были проведены численные эксперименты моделированием предела текучести верхней мантии (части астеносферы) и части земной коры Якутско-Вилуйской КИП Сибирского кратона методом конечных элементов двумя разными программами, реализующими метод конечных элементов:

- геомеханической программой ZSoil;
- геотехнической программой Fidesys.

Программа ZSoil существует с 1983 года и используется в геомеханических расчетах участков земной коры, которые могут быть описаны механикой зернистых сред. Для моделирования трещиноватых скальных пород в программе есть модель – критерий разрушения Хука-Брауна.

Программа Fidesys существует с 2012 года и предназначена, прежде всего, для расчета напряженно-деформированного состояния трехмерных тел при статическом и динамическом нагружении. С 2023 года компания стала осваивать рынок геотехнических программ в качестве импортозамещения. Программа позволяет проводить расчет на предельное значение напряженно-деформированного состояния горной породы в соответствии с механикой зернистых сред и методикой твердого деформируемого тела.

Использование двух различных, по своему назначению, программ обусловлено тем, что результаты, полученные Ахметовым А.Ж. были приняты как эталонные для того, чтобы в итоге определить возможность расчета кратонов в методе конечных элементов.

Была построена расчетная модель в системе автоматизированного проектирования в соответствии с данными, полученными из работ [5, 6]. Данная расчетная схема была импортирована в обе программы. Сначала была использована программа ZSoil так, как она менее всего предназначена для моделирования предела текучести незернистых сред. Этой программой были получены результаты напряженного состояния кратона и выбрана модель численного моделирования кратона программой Fidesys, в которой уже решалась задача получения предела текучести части Сибирского кратона – Якутско-Вилуйской КИП. На рис.1 представлены результаты предварительного моделирования методом конечных элементов.

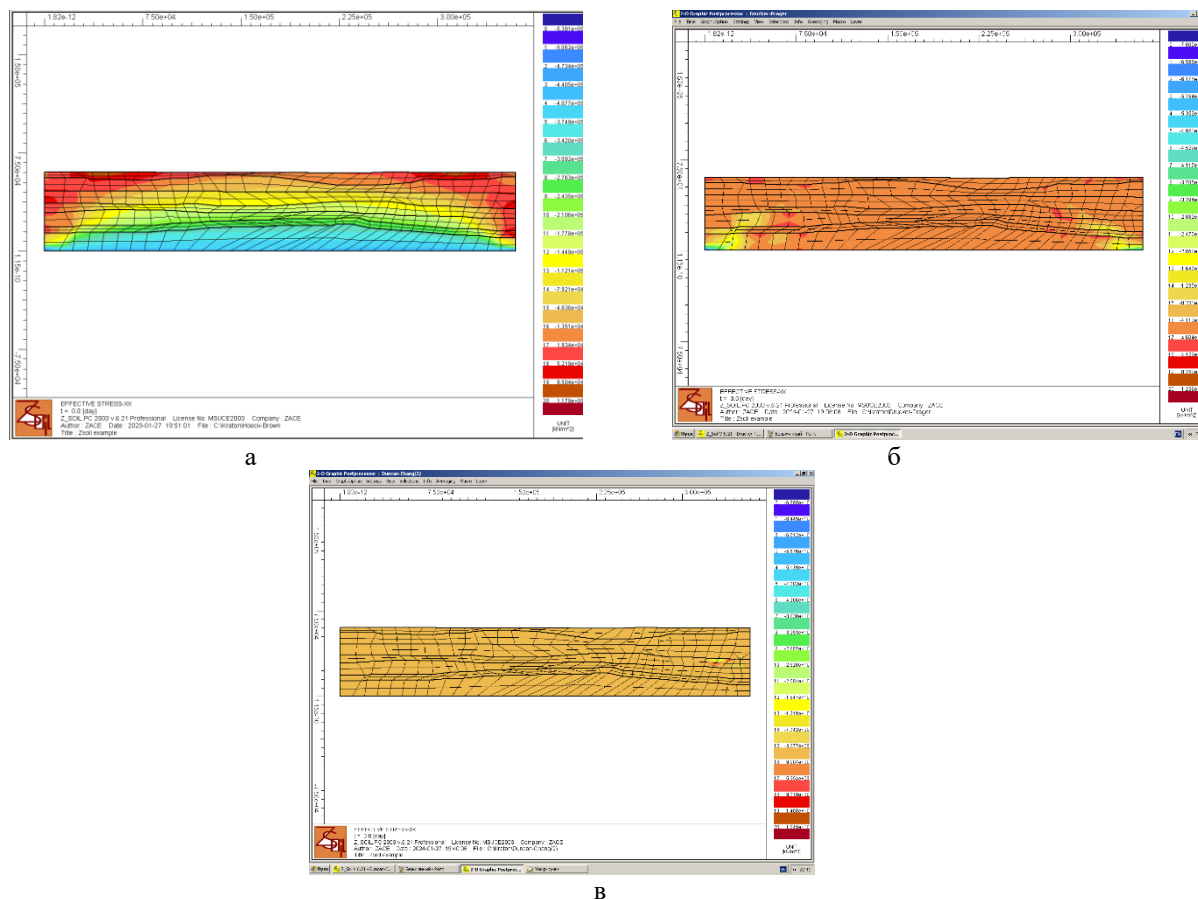


Рис. 1. Предварительные результаты напряженного состояния кратона по главной оси  $XX$ : а) модель Хука-Брауна; б) модель Друкера-Прагера; в) модель Дункана-Чанга

В результате анализа полученных данных была выбрана модель численного расчета предела текучести Якутско-Вилуйской КИП для последующего расчета в программе Fidesys. В результате длительного опыта была получена модель предела текучести кратона близкая к оригиналу, полученному методом конечных разностей. В связи с этим можно сделать вывод, что численное моделирование предела текучести кратона в районе астеносферы возможно проводить методом конечных элементов при условии тщательного подбора модели схематизации земной коры и верхней мантии Земли.

1. Лиханов И., Козлов П., Иванов К.С., Зиновьев С. Высокобарические тектониты Енисейского кряжа как результат сдвиговых деформаций в сутурной зоне // Доклады Академии наук. – 2018. – Т. 483. – № 4. – С. 417-421. – DOI 10.31857/S086956520003279-9.
2. Шарапов В.Н., Мазуров М.П., Чудненко К.В., Сорокин К.Э. Динамика метасоматического преобразования пород литосферной мантии и земной коры в зонах глубинных разломов, контролировавших трапповый магматизм Сибирской платформы // Геология и геофизика. – Т. 60. – № 8. – 1055-1068. – DOI 10.15372/GiG2019052.
3. Червов В.В., Черных Г.Г., Червов А.В. Численное моделирование трехмерной конвекции под кратонами Центральной Азии // Вычислительные технологии. – 2009. – Т. 14. – № 5. – С. 114-121.
4. Мельник Е.А. Разномасштабные сейсмические неоднородности земной коры и верхней мантии Сибирского кратона, его восточной и южной окраин : диссертация на соискание ученой степени доктора геолого-минералогических наук. 2023. – 233 с.
5. Ахметов А.Ж. Анализ напряженно-деформированного состояния участков литосферы на территории Сибирского кратона : диссертация на соискание ученой степени кандидата физико-математических наук. 2022. – 139 с.
6. Ахметов А.Ж., Смолин И.Ю. Численное моделирование напряженно-деформированного состояния Якутско-Вилуйской изверженной провинции для анализа геотектонических процессов в Сибирском кратоне // Вестник Томского государственного университета. Математика и механика. – 2021. – № 69. – С. 53-68. – DOI 10.17223/19988621/69/5.

## Численное исследование влияния ударно-волнового нагружения костного матрикса с саркомой на условия переноса лекарственных препаратов на мезоуровне

Мартышина И.П., Еремина Г.М., Смолин А.Ю.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Саркомы позвоночника являются одним из видов рака приводящих к быстрой инвалидизации человека [1]. С начала 21 века ударно-волновая терапия начала применяться для регенерации костных тканей. С 2010х годов начались появляться первые данные о положительном эффекте на остановку роста злокачественной опухоли. Основным объектом исследования применение акустической стимуляции является исследование вероятности распада опухоли, торможения роста объема с неопластическим процессом, усиления действия лучевой и/или химиотерапии.

Целью данной работы было численное исследование механического поведения мезообъема костного матрикса пораженного остеосаркомой в условиях ударно-волнового воздействия при инвазивной методике расположения аппликатора.

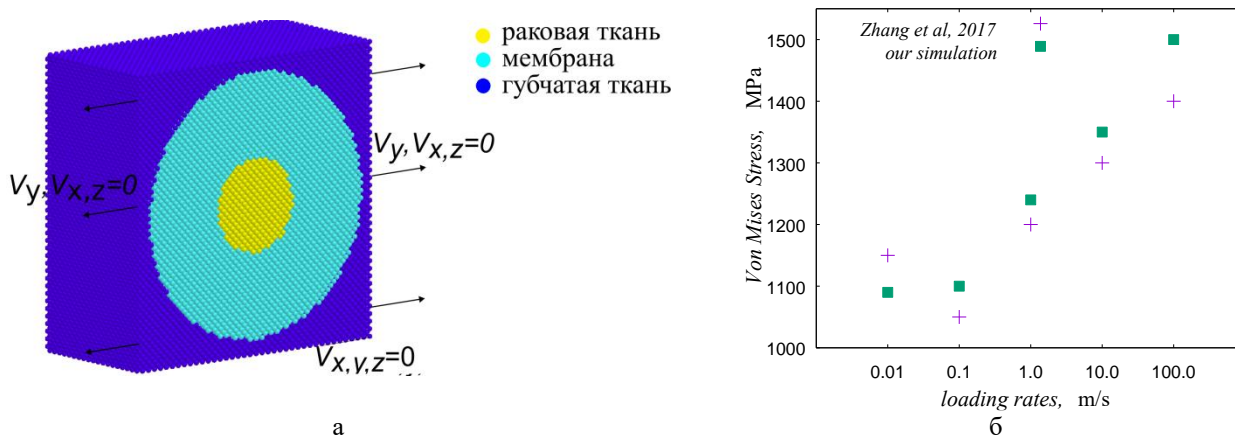


Рис. 1. Валидация модели раковой ткани с моделями молекулярной динамикой: внешний вид модели с условиями нагружения (а), зависимость предельного значения интенсивностей напряжений в области разрыва связей автоматов в модельном образце от скорости нагружения (б)

Была разработана модель (рис. 1а) тканей остеосаркомы на основе метода подвижных клеточных автоматов [2]. была проведена валидация модели с моделью молекулярной динамики. Была построена прямоугольная область со сферическим включением, имитирующем неопластические ткани. Опухолевое включение было окружено мембраной. Для моделирования методом ПКА использовались упругие характеристики и пороупругие характеристики мембраны [3-4].

Область раковой опухоли сферической формы (радиусом 5 нм), была окружена мембраной толщиной 5 нм и помещалась в костном матриксе кубической формы с размерами  $12 \times 12 \times 12$  нм (Рис. 2 а). Моделировалось одноосное растяжение со скоростью от 0,01 до 100 м/с, соответствующее условиям нагружения представленным в работе [3]. Анализировалось значение интенсивности напряжения, при котором наступал разрыв мембраны (в области разрыва связей автоматов). В качестве критерия прочности на растяжения мембраны использовалось значение интенсивности деформации при различной скорости нагружения (12%-0,01 м/с, 18%-0,1 м/с, 22%-1,0 м/с, 15%-10,0 м/с, 14%-100,0 м/с) [4]. Полученные данные свидетельствуют о том, что пороупругие характеристики раковой ткани подобраны верно, а используемая модель раковой ткани позволяет достаточно корректно описать механическое поведение опухоли и влияние опухоли на НДС окружающих ее биологических тканей.

Была создана модель процесса ударно-волнового нагружения мезоскопического образца, состоящего из здоровой костной ткани и раковой опухоли. Область раковой опухоли сферической формы помещалась в костном матриксе кубической формы с размерами  $5 \times 5 \times 5$



мм (рис. 2).

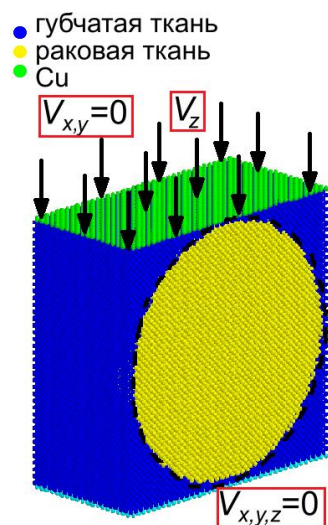
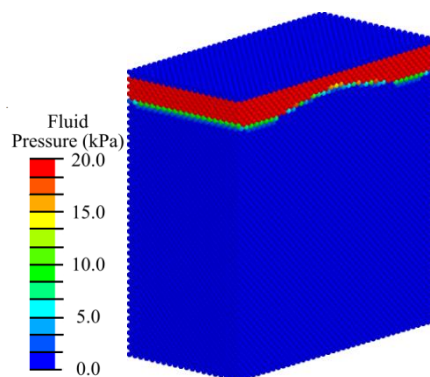
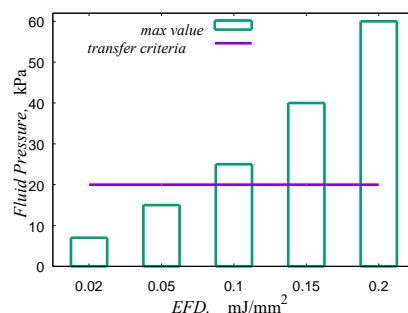


Рис. 2. Ударно-волновое нагружение участка костного матрикса с раковой опухолью: срез с обозначением материалов и условиями нагружения



а



б

Рис. 3. Оценка критерия распространения биологических клеток в при контактной области «кость-опухоль» при ударно-волновом воздействии в мезообъеме: распределения давления флюида в порах при воздействии 0,1 мДж/мм²(а), Гистограмма зависимости максимальной амплитуды давления флюида в порах от интенсивности ударно-волновой терапии

Медный аппликатор располагался в непосредственной близости к пораженному участку сверху модельного образца. Нагружение осуществлялось путём задания вертикальной скорости автоматам медной пластины (рис. 2). Нижний слой автоматов образца оставался неподвижным. Исследовалось влияние ударно-волнового воздействия в диапазоне от 0,02 до 0,2 мДж/мм²

Анализ распределения давления флюида в порах показал, что необходимый минимум для переноса биологических клеток в приграничной зоне "кость-опухоль" (1 слой автоматов вокруг опухоли) возникает при ударно-волновом воздействии с плотностью потока энергии более 0,1 мДж/мм² (рис. 3). Таким образом получается, что условия для переноса биологических клеток в зону опухоли, а также средств химиотерапии возникает при ударно-волновом воздействии более 0,1 мДж/мм². Полученные результаты согласуются с экспериментальными данными [5].

*Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда № 23-79-01107.*

1. Jain R.K., Martin J.D., Stylianopoulos T. The role of mechanical forces in tumor growth and therapy // Annu Rev Biomed. Eng. – 2014. – Vol. 16. – P. 321–346. – DOI: 10.1146/annurev-bioeng-071813-105259
2. Eremina G.M., Smolin A.Y., Psakhie S.G. Mechanisms of deformation and fracture of thin coatings on different substrates in instrumented indentation // Rus. Phys. J. – 2018. – Vol. 60, № 12. – P. 2169-2176. – DOI: 10.1007/s11182-018-1342-5
3. Molecular dynamics simulations of heterogeneous cell membranes in response to uniaxial membrane stretches at high loading rates / L. Zhang, Z. Zhang., J. Jasa, D. Li, O.R. Cleveland, M. Negahban, A. Jérusalem // Sci Rep. – 2017. – Vol. 7, № 1. – P. 8316. – DOI: 10.1038/s41598-017-06827-3
4. Nanoscale Topography and Poroelastic Properties of Model Tissue Breast Gland Basement Membranes / G. Fabris, A. Lucantonio, N. Hampe, E. Noetzel, B. Hoffmann, A. DeSimone, R. Merkel // Biophys J. – 2018. – Vol. 115, № 9. – P. 1770-1782. – DOI:10.1016/j.bpj.2018.09.020
5. High energy shock waves enhance the cytotoxic effect of doxorubicin and methotrexate to human osteosarcoma cell lines / A. Palmero, M. Berger, C. Venturi, I. Ferrero, D. Rustichelli, L. Berta, R. Frailia, E. Madon, F. Fagioli // Oncol. Rep. – 2006. – Vol. 15, № 1. – P. 267-273.

## **Моделирование нагружения элементарной ячейки композита $ZrB_2-TaB_2$ с температурными остаточными напряжениями**

Мартышина И.П., Смолин А.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Высокотемпературные керамики уже применяются в современной авиакосмической промышленности и являются перспективными для использования в различных отраслях промышленности в связи с ужесточением требований эксплуатации новых конструкций. Для того чтобы обеспечить необходимые прочностные и теплофизические свойства, как правило, используются не чистые материалы, а композиты с определённой структурой. В частности, перспективными для высокотемпературных приложений показали себя двойные композиты на основе матрицы  $ZrB_2-SiC$  с гранулами  $TaB_2-SiC$  [1]. В данном случае карбид кремния служит в основном для понижения температуры спекания, а коэффициенты температурного расширения (КТР) боридов циркония и тантала отличаются на 20 % [2]. Поскольку обычной технологией получения изделий из таких материалов является спекание, то вследствие высокой температуры плавления перепад температур от условий изготовления до комнатных может превышать тысячу градусов. Эти факторы говорят о важности учёта остаточных температурных напряжений в изделиях из керамических композитов.

Целью данной работы являлось численное исследование механических свойств керамических композитов  $ZrB_2-TaB_2$  с учётом температурных остаточных напряжений, возникающих при их спекании.

Численная модель элементарной ячейки гранулированного композита была построена на основе метода подвижных клеточных автоматов [3] и представляла собой куб из  $ZrB_2$  с ребром 15,8 мкм со сферическим включением из  $TaB_2$  радиусом 4,8 мкм. Начальная температура образца составляла 1600 К, напряжения и деформации отсутствовали. Далее этот образец равномерно остужался до температуры 300 К в течение 0,13 мкс. При этом на автоматы верхнего и нижнего слоёв действовала вязкая сила для искусственного демпфирования возникающих колебаний вследствие быстрого изменения термических напряжений. Значения КТР компонентов полагались постоянными и не зависели от температуры. Далее полученный композит с температурными остаточными напряжениями подвергался механическим испытаниям (одноосное сжатие, сдвиг, индентирование) с целью определения его упругих и прочностных свойств.

Результаты моделирования показывают, что в рамках линейной термоупругой модели компонентов и их идеального контакта после охлаждения моделируемого образца вокруг включения образуется зона концентрации сдвиговых напряжений толщиной порядка 0,5 мкм, где величина напряжений по Мизесу достигает значения 750 МПа (рис.1,а). Отметим, что эти значения превышают прочность  $ZrB_2$  (с различными добавками) при изгибе и по порядку величины в три раза превышают экспериментально наблюдаемые термические остаточные напряжения в композитах на основе диборида циркония с включениями карбида кремния [2]. При этом необходимо понимать, что конкретные значения максимальных остаточных напряжений в объёмных композитах определяются формой и размером включений, что значительно усложняет задачу в отличие от слоистых композитов [4].

Вследствие того, что величина КТР включения превышает его значение для матрицы, то после охлаждения композита он в целом находится в состоянии растяжения. Поэтому при последующем одноосном сжатии образца напряжения в матрице вдоль направления нагружения и во включении достаточно долго оказываются ниже их значений в отсутствие остаточных напряжений (рис. 1,б). При этом эффективная диаграмма сжатия охлаждённого образца лишь на начальном этапе нагружения незначительно отличается от диаграммы сжатия такого же образца без остаточных напряжений. Следовательно, упругие характеристики модельного композита с термическими остаточными напряжениями практически не отличаются от такого же композита с нулевыми начальными напряжениями. Такой результат объясняется линейно-упругой моделью и постоянным значением КТР во всём диапазоне



исследований, и его можно рассматривать как подтверждение корректности численной модели.

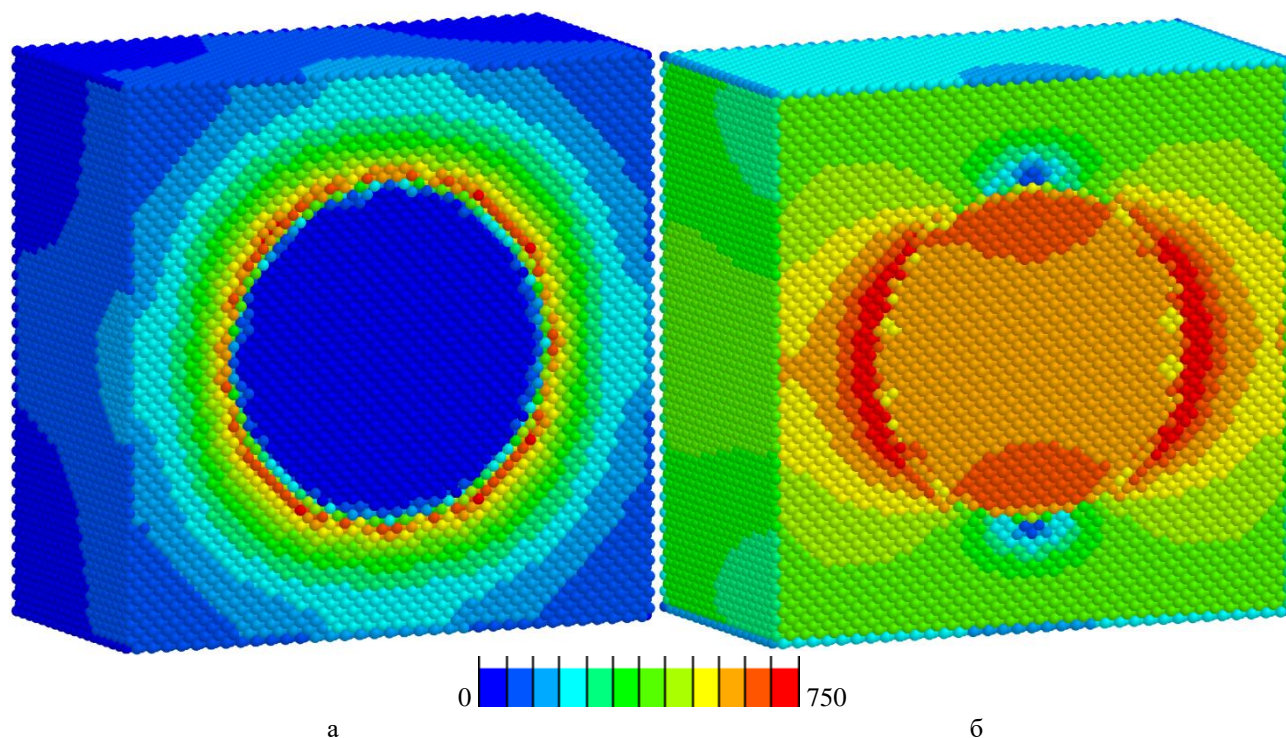


Рис. 1. Распределение интенсивности напряжений (МПа) в модельном композите (показано сечение и половина образца) после охлаждения с 1600 до 300 К (а) и последующего одноосного сжатия (б)

Полученные результаты показали, что учёт температурных остаточных напряжений в высокотемпературных керамических композитах  $\text{ZrB}_2\text{--TaB}_2$  является важным для понимания механизмов их деформирования и разрушения. Моделирование на основе метода подвижных клеточных автоматов позволяет всесторонне исследовать эту проблему. Однако следует учитывать, что данные по КТР для диборида тантала в научной литературе имеют большой разброс [5], а результаты моделирования существенно зависят от его значения.

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

1. Buyakov A., Shmakov V., Buyakova S. Dual composite architectonics: Fracture toughness and self-healing of  $\text{ZrB}_2\text{--SiC--TaB}_2$  based UHTC // *Ceram. Int.* – 2023. – Vol. 49(9). – P. 13648–13656. - DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.12.241.
2. Review on ultra-high temperature boride ceramics / B.R. Golla, A. Mukhopadhyay, B. Basu, S.K. Thimmappa // *Progr. Mater. Sci.* – 2020. – Vol. 111. – article 100651. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2020.100651.
3. Overcoming the limitations of distinct element method for multiscale modeling of materials with multimodal internal structure / E.V. Shilko, S.G. Psakhie, S. Schmauder, V.L. Popov, S.V. Astafurov, A.Yu. Smolin // *Comp. Mater. Sci.* – 2015. – Vol. 102. – P. 267–285. – DOI: 10.1016/j.commatsci.2015.02.026.
4. Зими́на В.А., Смолин И.Ю. Анализ остаточных напряжений в многослойной высокотемпературной керамике // *Изв. вузов. Физика.* – 2022. – Т. 65, № 3. – С. 146–153. – DOI 10.17223/00213411/65/3/146.
5. Keihl F.G., Keplin E.J. High-temperature thermal expansion of certain group IV and group V diborides // *J. Am. Ceram. Soc.* – 1967. – Vol. 50(2). – P. 81–84. – DOI:10.1111/j.1151-2916.1967.

## Перспективы применения материалов-ауксетиков в крепи подземных сооружений

Матюхова О.С., Манько А.В.

*Национальный исследовательский Московский государственный строительный университет, Москва*

В настоящее время происходит интенсивное расширение областей применения конструктивных элементов, выполненных из инновационных материалов с особыми деформационными свойствами и адаптивными реакциями на эксплуатационные воздействия. Данный вопрос освещается во многих современных работах, например [1-3]. Однако в них не рассмотрено внедрение метаматериалов с отрицательным коэффициентом Пуассона (ауксетически механических метаматериалов) в области подземного строительства.

В своем фундаментальном труде М.М. Протодяконов [4] называл «горное давление» нагрузкой на крепь подземного сооружения. По прошествию более ста лет теория М.М. Протодяконова сильно скорректирована и дополнена, а горное давление определяется как равномерно распределенная нагрузка, действующая на обделку. По материалу в большинстве случаев крепь является бетонной или железобетонной, работающей на сжатие в зоне отпора грунта. При воздействиях, не предусмотренных проектом, крепь может начать работать на растяжение. Такая ситуация для крепи является аварийной. При этом внештатные воздействия могут быть как техногенного характера, так и геологическими явлениями, не учтенными при изысканиях и проектировании. Не последнюю роль в дополнительных нагрузках на крепь является горный удар, который до конца так и не удается предупредить.

В связи с тем, что материалы-ауксетики обладают уникальным свойством – высоким показателем удельного поглощения механической энергии, позволяющим не только управлять деформациями отдельных ячеек при постоянном действии горного давления, но и блокировать распространение волн заданной частоты при внезапном проявлении горного удара, представляется вполне логичным использовать их для устройства крепи, которая будет одинаково хорошо работать на сжатие и растяжение.

В данном исследовании крепь из ауксетиков рассматривается как сплошная, твердая деформируемая среда из инновационного материала-ауксетика, взятого из работы В.А. Екимовской [5]. Структура нового трехмерного ауксетика с сотовой периодичной структурой основана на конфигурации известного пространственного шарнирного механизма Саррюса. Внедрение данного материала, в составе которого имеются полимеры и металлические сплавы, позволяет материалу демпфировать и равномерно распределять механическую энергию по всей конструкции крепи посредством ауксетического эффекта. Для создания ауксетического эффекта, при моделировании выбранного ауксетика необходимо создать комбинированный метаматериал, идею которого было предложено рядом авторов в работе [6] в виде аналитического решения. Для создания эффекта материала с отрицательным коэффициентом Пуассона необходимо ввести за обделку тампонажный раствор и частично разрушенный массив, который и представляет собой зернистую среду, но моделируется как сплошная деформируемая. Распределение напряжений на внутренней поверхности такой крепи при учете свойств материала выражен при определении окружной деформации:

$$\varepsilon_0 = \frac{1}{E_k} \cdot [\sigma_\theta \cdot (1 - \nu_k^2) - (\nu_k + \nu_k^2) \cdot \sigma_r]$$

где  $E_k$  – модуль линейных деформации материала крепи,  $\nu_k$  – коэффициент поперечных деформаций материала крепи.

В данный аналитический расчет был внедрен случайный модуль Юнга  $E(x)$ , учитывающий случайное расположение и случайную степень разрыхления поврежденных зерен, которые изменяют деформационные и прочностные свойства материала-ауксетика крепи выработки. Использование метода полных диаграмм позволило перейти к изменившемуся модулю Юнга  $E'$  и вывести интегральную зависимость между деформациями и перемещениями в крепи из ауксетичного материала. Это позволяет вычислить вертикальное смещение (изгиб / сжатие / кручение) верха крепи. Идея эксперимента

представлена на рис.1а аналитической схемой и соответствующей ей расчетной схемой на рис.1б, выполненной в программном комплексе, в основе которого лежит метод конечных элементов (МКЭ).

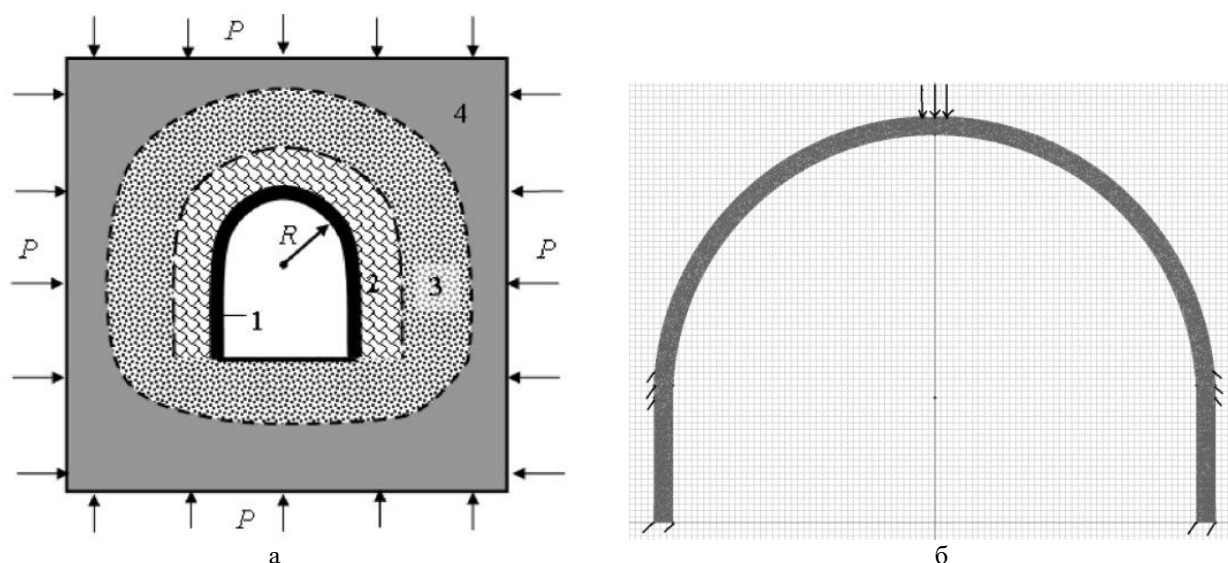


Рис. 1. Схемы эксперимента: аналитическая схема(а); расчетная схема МКЭ (б);

1 – крепь, 2 – тампонажный слой, 3 – частично разрушенная порода, 4 – вмещающий массив горных пород

1. Буланов А.В. Использование ауксетиков для проектирования стентов коронарных сосудов / А. В. Буланов, О. А. Блудова // Политехнический молодежный журнал. – 2017. – № 10(15). – С. 10. – DOI 10.18698/2541-8009-2017-10-176.
2. Перспективы применения ауксетичных материалов в конструкциях экокосмодом / Д.А. Конек, С.В. Шилько, А.Э. Юницкий [и др.] // Порошковая металлургия : Республиканский межведомственный сборник научных трудов. Национальная Академия Наук Беларуси; государственное научно-производственное объединение порошковой металлургии, государственное научное учреждение «Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа». Том Выпуск 45. – Минск : Республиканское унитарное предприятие "Издательский дом "Белорусская наука", 2022. – С. 188-194.
3. Корепанова Т.О. Особенности напряженного состояния узлов и деталей машин из ауксетиков / Т.О. Корепанова, И.Ю. Гуляев // Альманах Пермского военного института войск национальной гвардии. – 2023. – № 2(10). – С. 51-57.
4. Протодяконов М.М. Давление горных пород на рудничную крепь : (Теория рудничного крепления) / М.М. Протодяконов. - Екатеринбург : тип. Губ. земства, 1907. - 103 с.
5. Екимовская В.А. Характеристики новой структуры материала ауксетика на основе механизма Саррюса / В.А. Екимовская // Международная научно-техническая конференция молодых ученых, Белгород, 25–27 мая 2020 года. – Белгород: Белгородский государственный технологический университет им. В.Г. Шухова, 2020. – С. 1398-1406.
6. Расчет крепи с учетом тампонажа закрепного пространства / В.П. Тациенко, В.А. Гоголин, И.А. Ермакова [и др.] // Вестник Кузбасского государственного технического университета. – 2019. – № 3(133). – С. 75-81. – DOI 10.26730/1999-4125-2019-3-75-81.

## Методы моделирования процесса 3D печати

Меркулов М.А., Статник Е.С., Салимон А.И., Корсунский А.М.

*Лаборатория Иерархически Структурированных Материалов (ЛИСМ)*

*Сколковский институт науки и технологий, Москва*

Проблема расчёта нестационарных тепловых полей зачастую играет важную роль в машиностроении и производстве. На протяжении долгого времени решения задач теплопроводности и конвекции использовались при проектировании оборудования термического производства и моделировании процессов закалки, отпуска, литья, спекания керамики, сварки, производства электротехники и пищевых продуктов. Однако наряду с традиционными приложениями продолжают появляться новые технологии в которых также требуется учитывать влияние температурных градиентов и тепловых потоков.

Одной из таких достаточно новых областей является аддитивное производство. Тепловая история процесса печати металлом в таких технологиях Селективное Лазерное Спекание (СЛС) и Прямое Напыление Порошка (ПНП) во многом определяет микроструктуру, текстуру, фазовый состав, наличие и величину остаточных напряжений, и следовательно свойства и применимость детали для заданной цели.

Наличие методов расчёта температурной истории при 3D печати может помочь предотвратить коробление и трещинообразование в процессе производства, оптимизировать текстуру и поля остаточных напряжений для предполагаемых нагрузок, повысить эксплуатационные характеристики, снизить затраты на финишную обработку за счёт оптимизации времени и мощности воздействия лазера и истории спекания.

В данный момент ведутся работы по созданию программных продуктов для моделирования, в частности такие пакеты как ANSYS Additive Manufacturing, ABAQUS Additive Manufacturing, на российском рынке FIDESYS ведет работы в этом направлении. В целом применение этих программ безусловно упрощает процесс разработки деталей, в частности благодаря их multifunctionality и возможности не просто рассчитать тепловую историю, но и оптимизировать топологию изделия.

Однако, несмотря на преимущества, важным недостатком этих подходов является длительность вычислений. Так, расчёт в ANSYS на персональном компьютере для простой модели треугольной призмы общим объемом  $15 \text{ см}^3$  с характерным размером сетки  $0.3 \text{ мм}$  при скорости сканирования в  $1800 \text{ мм/с}$ , занял  $6,5$  часов [1]. Очевидно для оптимизации реальных изделий такая скорость расчёта представляется недостаточной, и даже вычисление на суперкомпьютере оказывается экономически невыгодным. Во многом проблема связана с необходимостью рассматривать большое число точек в которых проводятся вычисления, а также изменяющуюся геометрию.

Вышеизложенное определяет мотивацию к разработке более эффективных или упрощённых методов расчёта. Одно из таких упрощений – замена точечного воздействия лазера и изменения геометрии на нагрев и сплавление одновременно некоторой области или нескольких слоёв печати, что позволяет снизить время расчёта до нескольких минут. Однако при этом теряется информация об изменениях внутри области воздействия, что может вести к значительным ошибкам до  $\pm 15\%$  по данным авторов [2].

Ещё одно упрощение заключается в разбиении G-кода на прямые участки траектории, которые выступают в роли дискретных элементов, взаимодействие между которыми описывается уравнениями передачи теплоты. В данном случае сохраняется больше информации о локальных изменениях температуры и при этом может быть использовано меньшее число точек.

На самом деле все методы стремятся к тому, чтобы заменить сложную функцию преобразования G-кода в температурную историю и в таком контексте очевидно появляются методы основанные на замене этой функции приближенными, в частности моделями машинного обучения [4,5]. Данный подход, основанный на большом количестве данных кажется очень перспективным, но с ним связаны трудности получения этих данных, для

отдельных групп похожих изделий вроде параллелепипедов это сделать не так сложно, но обобщение на всё многообразие производимых геометрий затруднено, к тому же сложно с моделью обученной на привычных траекториях печати вроде шахматной или последовательной переходить к оптимизации траектории.

Также дополнить расчётные методы возможно с помощью физических наблюдений, в частности с помощью инфракрасной камеры направленной на сплавляемый слой [5,6], что позволяет используя меньше точек и упрощение термического воздействия при расчёте корректировать результаты расчёта так. Данный метод не позволяет автоматически оптимизировать процесс печати сам по себе, но может помочь собрать данные для обучения модели.

Вероятно, именно объединение этих подходов, т.е. использование машинного обучения, сбор данных физическими методами и упрощение модели должно послужить следующим шагом в области моделирования процесса 3D печати.

В настоящей работе представлены предварительные результаты, полученные группой авторов в этой области.

1. Chaudhry S. et al. Computational modelling of SLM additive manufacturing of metals // Int. J. Manuf. Res. – 2022. – Vol. 17(4) – P. 389-421. – DOI: 10.1504/IJMR.2022.10037496
2. Peng H. et al. Fast prediction of thermal distortion in metal powder bed fusion additive manufacturing// Addit. Manuf. – 2018. – Vol. 22. – P. 852-882. – DOI:10.1016/j.addma.2018.05.001
3. Foster, Noah, "Thermal Simulation of Additive Manufacturing from G-Code" (2022). Honors Theses. 530. [https://repository.lsu.edu/honors\\_etd/530](https://repository.lsu.edu/honors_etd/530), accessed May 2024.
4. Roy M., Wodo O. Data-driven modeling of thermal history in additive manufacturing // Addit. Manuf. – 2020. – Vol. 32(4):101017. – DOI:10.1016/j.addma.2019.101017
5. Li J., Jin R., Hang Z. Y. Integration of physically-based and data-driven approaches for thermal field prediction in additive manufacturing // Mater. Des. – 2018. – Vol. 139. – P. 473-485. – DOI:10.1002/abio.370040210
6. Francis Z. R. et al. Combination of modeling and thermal sensing to understand additive manufacturing processes // White paper. – 2019.

## Расчет вероятности зарождения крупных трещин методом фазового поля

<sup>1</sup>Муслов С.А., <sup>2</sup>Панин С.В., <sup>1</sup>Арутюнов С.Д., <sup>3</sup>Никищенко А.Н., <sup>1</sup>Чижмаков Е.А.

<sup>1</sup>Российский университет медицины, Москва

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

<sup>3</sup>ООО “Конструкторское бюро коммутационной аппаратуры”, Севастополь

В пакете программ Comsol 5.6 рассчитана вероятность образования крупных трещин в биомеханической системе “зубной имедиат-протез – слизистая оболочка – кортикальная кость”.

Как известно, пакет Comsol Multiphysics позволяет определить не только конфигурации полей и величину механических напряжений и деформаций в нагруженных конструкциях, но и оценить вероятность развития в них крупных трещин [1]. Использовали метод фазового поля, который хорошо зарекомендовал себя в задачах описания формирующихся поверхностей в механике разрушения [2].

Рассматривался инновационный имедиат-протез с монолитным 3D-напечатанным зубным рядом из полиметилметакрилата (ПММА) и базисом из полиэтилентерефталата (ПЭТ). В качестве фидстока использовали светоотверждаемый материал «Нолатек» с длиной волны полимеризующего (отверждающего) излучения 350-500 нм (“Владмива”, г. Белгород, Россия), в то время как

Слизистую оболочку рассматривали как гиперупругий материал, согласно модели Ордена [3]. Твердые ткани протезного ложа моделировали как однородную сплошную среду. В качестве базовых механических характеристик использовали модуль Юнга  $E=10.2$  ГПа и коэффициент Пуассона  $\nu=0,24$ .

Под крупной трещиной понималась трещина с размерами, большими критической длины трещины в модели Гриффитса. Внешнюю силу варьировали по величине от  $F=100$  до 500 Н с шагом 100 Н и углу наклона к нормали зубного ряда от 0 до 90° с шагом 45°.

Полученное поле вероятностей (в качестве примера приведен случай с параметрами внешней нагрузки  $F=500$  Н, 45°) представлено на рис. 1.

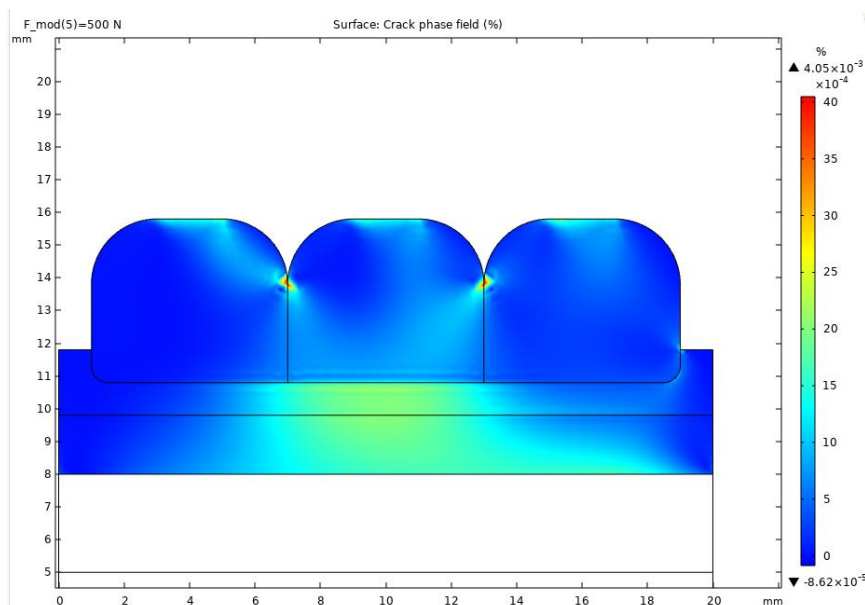


Рис. 1. Фазовое поле вероятности образования крупных трещин.  $F = 500$  Н, угол приложения нагрузки 45°

Установлено, что наибольшая вероятность образования крупных трещин характерна для центральной части имедиат-протеза независимо от направления действия внешней силы. Она составляет  $9,43 \cdot 10^{-4}$ ,  $4,05 \cdot 10^{-3}$ ,  $9,51 \cdot 10^{-3}$  % для нормальной, наклонной и тангенциальной нагрузки 500 Н, соответственно. Это является весьма приемлемым значением для успешной эксплуатации данных протезов с ПММА напечатанными зубами и базисом из ПЭТ.



Если рассматривать образование крупной магистральной трещины и поломку протеза как случайное событие в схеме Бернулли повторных испытаний, то можно рассчитать вероятность поломки, например, после 100 000 циклов нагружения. Расчет показывает, что в этом случае вероятность потери протезом эксплуатационных свойств равна 0,61.

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

1. Shuwei Zhou, Timon Rabczuk, Xiaoying Zhuang. Phase field modeling of quasi-static and dynamic crack propagation: COMSOL implementation and case studies. arXiv:1902.05922v1 [cs.CE] 14 Feb 2019. – <https://doi.org/10.1016/j.advengsoft.2018.03.012>
2. Хон Ю.А., Макаров П.В. К теории формирования крупных трещин в хрупких твердых телах // ФТТ. – 2021. – Т. 63, Вып. 7. – С. 923-7. – <https://doi.org/10.21883/ftt.2021.07.51043.014>
3. Муслов С.А., Перцов С.С., Арутюнов С.Д. Физико-механические свойства биологических тканей / Под ред. академика РАН О.О. Янушевича. М.: Практическая медицина, 2023. – 456 с.

## **Связанная модель фильтрации биологической жидкости через плоский слой в двумерной постановке**

Назаренко Н.Н.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Процессы течения жидкости в пористых средах встречаются в различных сферах человеческой деятельности: строительстве, нефтедобыче, природопользовании, пищевой промышленности, биомедицине и других. Изучение течения жидкости в пористых микроканалах стало одним из наиболее перспективных направлений. Процессы фильтрации занимают важное место в биологии, гидрологии, гидродинамике, а также в машиностроении, производстве композиционных материалов и др. Математическое моделирование потоков в пористых средах широко используется при проектировании гидротехнических сооружений, при решении экологических проблем загрязнения почв и подземных вод, при разработке технологий добычи углеводородов и при изучении течений жидкости в земле. В биофизических приложениях это явление встречается, например, как способ доставки питательных веществ к листьям растений через системы пор и капилляров, при очистке воды и воздуха от загрязняющих веществ, в системах доставки лекарств, при изучении микробного транспорта и т.д.

В настоящей работе предложена и исследована связанная модель фильтрации биологической жидкости в прямоугольной области с заданным перепадом давления на входе и выходе. Математическая модель включает уравнение для скорости, давления, уравнение непрерывности и уравнение для концентрации. Модель фильтрации учитывает явление бародиффузии и изменение давления, связанное с перераспределением примесей вследствие различных явлений переноса. Стационарная задача решена численно с помощью специально разработанного алгоритма. Выделены безразмерные комплексы, связывающие между собой характерные физические масштабы разных явлений. Проанализировано влияние параметров модели на процесс фильтрации биологической жидкости. Продемонстрированы различные режимы течения в плоском слое с несимметричным входом и выходом. Показано различие в распределениях давления, концентрации и скорости в установившемся режиме течения при учете и без учета изменений давления, связанных с изменением состава.

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



## Изучение напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев быстрорежущей стали при плазменной наплавке

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

Износостойкие покрытия из быстрорежущих сталей, полученные наплавкой с применением высококонцентрированных потоков энергии, находят все большее распространение. Получают такие покрытия различными способами: лазерный, электронно-лучевой, плазменный и другие.

Важно, чтобы применяемые режимы плазменной наплавки высокоуглеродистых быстрорежущих сталей позволяли сохранить высокие механические и трибологические свойства покрытий без применения дополнительных термических обработок [1]. При наплавке (кроме формирования микро- и наноструктур) большое влияние оказывают и распределения механических напряжений в покрытии и на границе его раздела с подложкой в различные моменты времени после окончания воздействия плазмы.

В настоящей работе проведено изучение напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев быстрорежущей стали при плазменной наплавке. Задача состояла в получении распределений полей механических напряжений в быстрорежущей стали в различные моменты времени после окончания процесса наплавки плазменным методом. Рассмотрена задача об эволюции распределения напряжений и деформаций в поверхностном слое толщиной 9 мм и радиусом скругления 0,9 см из быстрорежущей стали Р2М9 после окончания процесса наплавки на подложку из стали 30ХГСА. Толщина подложки составляет 1,8 см. Схема расчетной области приведена на рис. 1. Температуру поверхностного слоя принимали 1573 К (равной температуре стали в предплавленном состоянии), а температуру подложки – 293 К. Рассматривали случай плоской деформации.

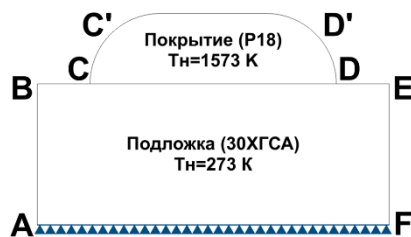


Рис. 1. К постановке задачи о расчете напряжений в наплавленном слое

В начальный момент времени по мере удаления от поверхности покрытия по центральной оси происходит монотонное увеличение нормальных напряжений до +200 МПа, при  $l = 9\text{ мм}$ . В дальнейшем происходит смена знака напряжений с растягивающих на сжимающие, что соответствует общепринятым представлениям о поведении материалов при охлаждении [2]. На радиусе скругления покрытия наблюдается другая картина. В начальный момент времени до расстояния от поверхности  $l \sim 0,5\text{ мм}$  преобладают сжимающие напряжения; при дальнейшем охлаждении происходит их смена на растягивающие напряжения. При этом они изменяются немонотонно. Максимум растягивающих напряжений смещается с  $l \sim 0,19\text{ мм}$  до  $l \sim 0,21\text{ мм}$ .

Поведение механических напряжений при охлаждении объясняется тем, что поверхностные слои претерпевают более быстрое охлаждение по сравнению с основным объемом покрытия [3]. По мере увеличения времени охлаждения идет продвижение температурного фронта от покрытия к подложке. Этот температурный фронт приводит к нагреванию находящихся на его пути включений вторых фаз. Вследствие термоупругой неустойчивости, которая возникает из-за различия коэффициентов линейного расширения включения и матрицы, происходит распад частиц включений.

При охлаждении материала предел текучести увеличивается, то есть центральная область покрытия является более пластичной по сравнению с поверхностными слоями. Расчет

интенсивности напряжений по Мизесу показывает, что она монотонно возрастает по мере удаления от поверхности, достигая наибольшего значения на границе покрытия и подложки вне зависимости от направления исследования.

При наличии температурных полей и термоупругих напряжений включения карбидной фазы распадаются. В работах [4] методами теории пластин и оболочек получены критерии неустойчивости круглых включений, подвергнутых сжимающей статической нагрузке. Результаты расчетов показывают, что для включения карбида хрома радиусом 10 мкм и толщиной 1 мкм в случае шарнирно опертой пластины критическое напряжение составляет 1,84 ГПа, а в случае защемленной пластины 6,45 ГПа. Для включений карбида железа критическое напряжение составляет 1,46 и 5,1 ГПа соответственно. Проведены оценки напряжений вблизи включений карбида хрома и карбида железа при температуре 473 К (переход к мартенситной фазе в матрице): -2,39 ГПа и -2,31 ГПа [5]. Следовательно, включения размерами 10 мкм и более (при толщине 1 мкм и менее) являются неустойчивыми. Соответственно, наблюдается их распад и формируется карбидная сетка.

Методом конечных элементов изучены распределения нормальных компонент тензора напряжений и интенсивности напряжений по Мизесу в покрытии из быстрорежущей стали по двум направлениям: по центральной оси и по радиусу скругления в различные моменты времени после окончания процесса наплавки. Показано, что поведение нормальной компоненты тензора напряжений зависит от направления: по центральной оси наблюдается ее монотонный рост по мере приближения к границе покрытия; по радиусу скругления наблюдается экстремум в области растягивающих напряжений, который приходится на значение расстояния от поверхности покрытия 0,19 см в момент времени 10 с, и 0,24 см в момент времени 4500 с. Значение максимума растягивающих напряжений составляет 500 МПа в момент времени 10 с и 100 МПа при  $t = 4500$  с. Компонента  $\sigma_{xx}$  и интенсивность напряжения по Мизесу растут монотонно вне зависимости от направления исследований.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-19-00186, <https://rscf.ru/project/23-19-00186/>.*

1. Малушин Н.Н., Романов Д.А., Ковалев А.П., Осетковский В.Л., Башенко Л.П. Структурно-фазовое состояние теплостойкого сплава высокой твердости, сформированного плазменной наплавкой в среде азота и высокотемпературным отпуском // Известия вузов. Физика. – 2019. – Т. 62: №10 (742). – С. 106–111.
2. Hetnarski R.B. Encyclopedia of Thermal Stresses. Dordrecht: Springer. – 2014. – 6643 p.
3. Люкшин П.А., Люкшин Б.А., Матолыгина Н.Ю., Панин С.В. Потеря устойчивости и отслоение термобарьерного покрытия от подложки при температурном нагружении // Физическая мезомеханика. – 2020. – Т. 23. № 5. – С. 69-84.
4. Liu X., Beausir B., Zhang Y., Gan W. Heat-treatment induced defect formation in  $\alpha$ -Al matrix in Sr-modified eutectic Al-Si alloy // Journal of Alloys and Compounds. – 2018. – Vol. 730. – P. 208 – 218.
5. Sarychev V., Nevskii S., Konovalov S., Granovskii A., Gromov V. Disintegration mechanism of second phase particles under electron beams // Materials Research Express. – 2019. – Vol. 6. – P. 106556. – DOI:10.1088/2053-1591/ab39b3.

## Оптимизация жесткости градиентной топологии решетчатой структуры при проектировании ножки эндопротеза тазобедренного сустава

<sup>1</sup>Нежинская Л.С., <sup>1</sup>Боровков А.И., <sup>1,2</sup>Маслов Л.Б., <sup>1</sup>Жмайло М.А., <sup>1</sup>Тарасенко Ф.Д.

<sup>1</sup>Санкт-Петербургский политехнический университет Петра Великого, Санкт-Петербург

<sup>2</sup>Ивановский государственный энергетический университет имени В.И. Ленина, Иваново

Работа представляет собой описание процесса проектирования пористого компонента эндопротеза тазобедренного сустава на основе метаматериала решетчатого типа. Применение пористых материалов в качестве заменителей костной ткани позволяет улучшить процесс врастания костной ткани в имплантат и снизить риск отторжения металлической конструкции, что позволяет повысить эффективность лечения дефектов скелета человека [0]. Преимуществом использования метаматериалов является также возможность создания различной внутренней периодической структуры материала с уникальными физико-механическими характеристиками [0]. Такие свойства могут быть заранее вычислены в рамках одной элементарной ячейки метаматериала с определенными (периодическими) граничными условиями и распространены на всю периодическую структуру материала.

Проектирование решетчатой структуры имплантата с переменной плотностью метаматериала [0,0] позволяет учесть функциональные нагрузки, приходящиеся на рассматриваемый узел биомеханической системы (рис. 1). Для определения градиентной плотности материала имплантата решалась задача оптимизации, в постановке которой учтены 7 сценариев нагружения, охватывающие основной перечень нагрузок, приходящихся на имплантат. Нагрузка в каждом из сценариев нагружения приходится на поверхность керамической головки имплантата, в то время как внешняя поверхность кости в области коленного сустава жестко закреплена (рис. 2). Все компоненты системы жестко соединены друг с другом.

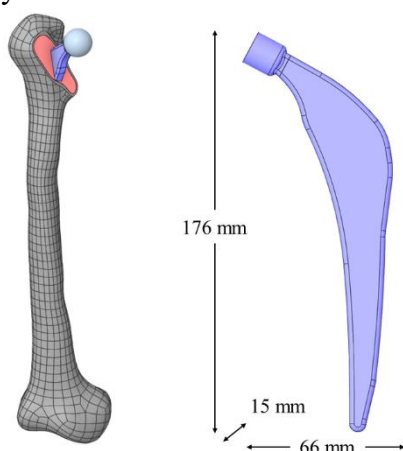


Рис. 1. Внешний вид компонента эндопротеза и части бедренной кости

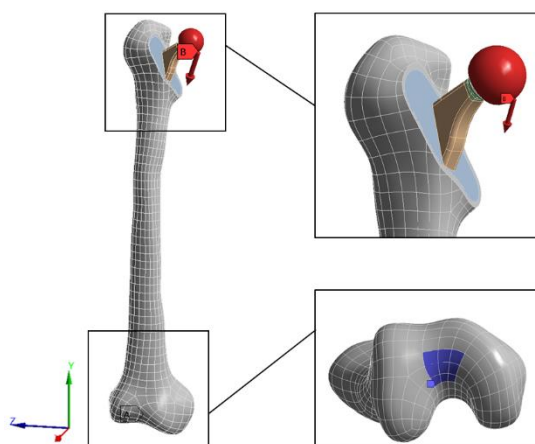


Рис. 2. Схема нагружения и закрепления биомеханической системы

Решаемая задача оптимизации предполагает определение наиболее выгодного с точки зрения жесткости распределения эффективной плотности метаматериала в теле ножки имплантата при снижении массы готового изделия в 2 раза [0]. При этом присутствует взаимосвязь эффективных напряжений и эффективной плотности, то есть в областях с повышенным значением напряжений плотность метаматериала должна быть выше и наоборот. Диапазон изменения эффективной плотности метаматериала был задан от 0,3 до 0,7 и выбирался с учетом технологических ограничений аддитивного производства. Здесь 0 – отсутствие материала, 1 – сплошной материал.

Результаты, полученные в ходе нагружения (рис. 3) и решения задачи оптимизации (рис. 4), представлены ниже. Основываясь на полученном распределении эффективной плотности, строится решетчатая структура пористого имплантата (рис. 5). Расчет напряженно-деформированного состояния, а также решение задачи оптимизации, основанное на результатах нагружения, проводились с помощью метода конечных элементов.

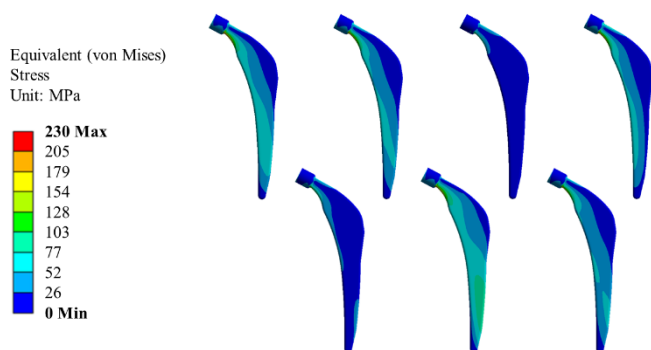


Рис. 3. Распределение эквивалентных напряжений по Мизесу для семи сценариев нагружения

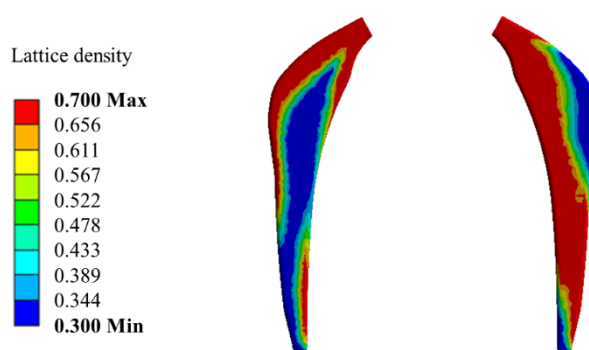


Рис. 4. Распределение эффективной плотности метаматериала в ножке имплантата

Спроектированная на основании полученного распределения эффективной плотности решетчатая градиентная структура подвергается тем же нагрузкам для верификации поведения рассматриваемой биомеханической системы. В результате анализа напряженного состояния системы можно отметить, что в конструкции отсутствуют зоны с критическим состоянием материала, превышение предела текучести, равного 950 МПа не наблюдается. Следовательно, при рассмотренных сценариях нагружения градиентная структура позволяет получить оптимальное распределение прикладываемой нагрузки.

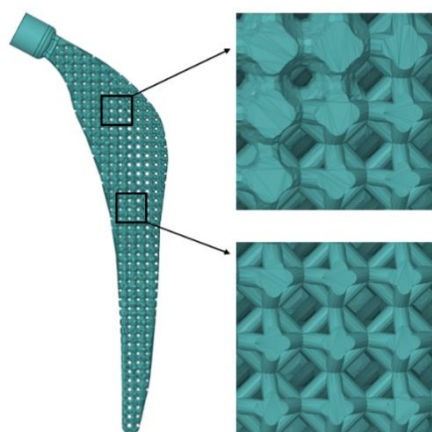


Рис. 5. Градиентная решетчатая структура имплантата

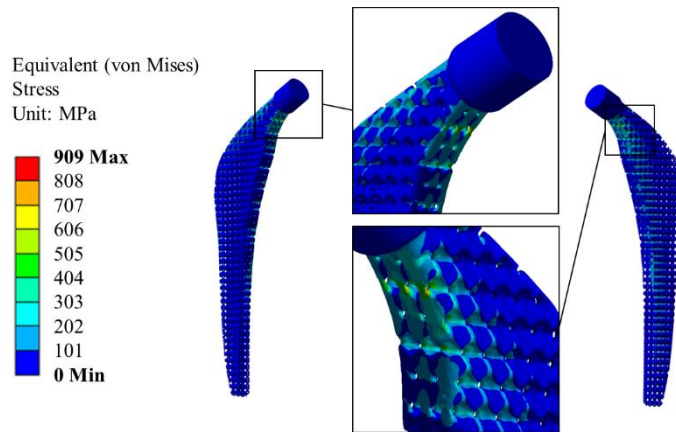


Рис. 6. Анализ интенсивности напряжений градиентного решетчатого имплантата

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда, проект № 23-19-00882.*

1. Zadpoor A.A. Meta-biomaterials // Biomater. Sci. – 2020. – Vol. 8. – No. 1. – P. 18-38.
2. Hedayati R, Sadighi M, Mohammadi-Aghdam M, Zadpoor A. Mechanical properties of regular porous biomaterials made from truncated cube repeating unit cells: analytical solutions and computational models. Material Science and Engineering. – 2016. – Vol. 60. – P. 163–183.
3. Deering J., Mahmoud D., Rier E. Osseointegration of functionally-graded Ti6Al4V porous implants: Histology of the pore network // Biomaterials Advances. – 2023. – Vol. 155. – 213697
4. Gao X., Zhao Y., Wang M., Liu Z., Liu C. Parametric design of hip implant with gradient porous structure // Frontiers in Bioengineering and Biotechnology. – 2022. – Vol. 10. – 850184.
5. Cheng L. et al. Natural Frequency Optimization of variable-density additive manufacturing lattice structure: theory and experimental validation // Journal of Manufacturing Science and Engineering. – 2018. – Vol. 140. – 105002

# **Молекулярно-динамическое исследование влияния механических характеристик монокристаллов на структурные перестройки вблизи границы раздела ОЦК-ГЦК металлов**

Никонов А.Ю.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В последние десятилетия в промышленности начали широко использоваться аддитивные технологии при производстве изделий различного назначения. Данный подход позволяет получать не только изделия с заданной геометрией и формой, но и варьировать химический состав по объёму или создавать полиметаллические соединения. Это даёт возможность задавать механические свойства отдельных участков изделия за счёт использования материалов с требуемыми характеристиками. Переходы между участками могут быть плавными, например, при постепенном изменении концентрации компонентов в сплаве, или резкими, когда формируется граница раздела между материалами разного сорта. Представляет интерес изучение поведения кристаллических материалов вблизи области сопряжения металлов разного сорта, поскольку особенности структуры, возникающие на границе раздела, могут оказать существенное влияние на механические свойства изделия в целом. В настоящее время подобные исследования проводят с использованием методов компьютерного моделирования. В частности, метод классической молекулярной динамики позволяет исследовать прочностные свойства кристаллов, содержащих границы раздела, и изучить особенности перестройки атомной структуры в условиях внешнего воздействия. Целью настоящей работы было исследовать влияние механических характеристик монокристаллов с ОЦК и ГЦК решёткой на поведение бикристаллов, содержащих границу раздела, в условиях одноосной деформации.

В качестве объекта исследования был выбран бикристалл в форме параллелепипеда, состоящий из двух монокристаллов размерами  $11 \times 11 \times 11$  нм<sup>3</sup>. Один из монокристаллов обладал свойствами ОЦК металла (железо или ванадий), второй – ГЦК металла (никель или платина). Таким образом, рассматривались 4 пары металлов. Ориентация кристаллической решётки зёрен задавалась таким образом, чтобы вектор нормали к плоскости границы раздела и направление деформации были направлены вдоль [001], [011] или [111] в различных задачах. Внешнее воздействие задавалось путём движения атомов нагружаемых слоёв с постоянной скоростью 10 м/с. Моделировалось сжатие образцов и растяжение. Взаимодействие между атомами описывалось в рамках модифицированного метода погруженного атома [1-4]. Построенные потенциалы описывают взаимодействие между разными парами металлов, но при этом идентично описывают свойства однокомпонентных монокристаллов. Таким образом, монокристалл железа, описанный потенциалами [1] и [2] будет обладать идентичными свойствами. Это позволяет оценить, как замена одного металла в бикристалле на другой влияет на поведение системы в целом. Расчёты в рамках метода молекулярной динамики проводились с использованием программного пакета LAMMPS. Визуализация и анализ атомной структуры моделируемых образцов проводились в программе OVITO. 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.*

1. Modified embedded-atom method interatomic potential for Fe-Ni, Cr-Ni and Fe-Cr-Ni systems / C. Wu, B.-J. Lee, X. Su // CALPHAD. – 2017. – Vol. 57. – P. 98–106. – DOI: 10.1016/j.calphad.2017.03.007.
2. Modified embedded-atom method interatomic potential for the Fe-Pt alloy system / J. Kim, Y. Koo, B.-J. Lee // J. Mater. Res. – 2006. – Vol. 21. – P. 199–208. – DOI: 10.1557/jmr.2006.0008.
3. Prediction of hydrogen permeability in V-Al and V-Ni alloys / J.-H. Shim, W.-S. Ko, K.-H. Kim, H.-S. Lee, Y.-S. Lee, J.-Y. Suh, Y. W. Cho, B.-J. Lee // J. Membr. Sci. – 2013. – Vol. 430. – P. 234–241. – DOI: 10.1016/j.memsci.2012.12.019.
4. Second nearest-neighbor modified embedded-atom method interatomic potentials for the Pt-M (M = Al, Co, Cu, Mo, Ni, Ti, V) binary systems / Jin-Soo Kim, Donghyuk Seol, Joonho Ji, Hyo-Sun Jang, Yongmin Kim, Byeong-Joo Lee // CALPHAD – 2017. – Vol. 59. – P. 131–141. – DOI: 10.1016/j.calphad.2017.09.005.



# Адсорбция кремния на поверхностях (001) и (111) TiN в присутствии примесей замещения Al и Ta

<sup>1,2</sup>Огнев С.О., <sup>1,2</sup>Святкин Л.А., <sup>1</sup>Коротеев Ю.М.

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

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

Среди большого многообразия защитных покрытий наибольшее распространение получили покрытия на основе нитридов переходных металлов. Добавляя в такие покрытия различные легирующие примеси можно эффективно управлять их свойствами. Так, примесь Al в соединения TiN приводит к повышению твердости покрытий покрытия на его основе, но снижет их вязкость разрушения (трещиностойкость). Дополнительное легирование танталом позволяет существенно увеличить вязкость разрушения покрытий  $Ti_{1-x}Al_xN$  и повысить температуру образования в них гексагональной вюрцитной фазы AlN вплоть до 1200 °С, что обеспечивает сохранение высокой твердости покрытий при повышенных температурах. Однако повышение содержания Ta в твердом растворе  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  приводит к снижению прочности атомных связей металл–N и формированию крупных столбчатых зерен с прямыми ровными границами, понижающих твердость и износостойкость покрытия. Решения этой проблемы можно добиться путем создания в покрытиях на основе Ti–Al–Ta–N нанокристаллической структуры за счет введения примеси Si. Так как в равновесных условиях кремний нерастворим в Ti–Al–Ta–N, большая его часть будет сегрегироваться по границам зерен, образуя зернограничные фазы типа  $Si_xN_y$ . Это будет способствовать существенному уменьшению размера зерен в покрытиях (до 10 нм и меньше), чем значительно повысит их твердость (до 50-80 ГПа). В связи с этим настоящая работа посвящена изучению энергетики адсорбции и анализу характера взаимодействия атома Si на поверхностях (001) и (111) системы  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  со структурой NaCl.

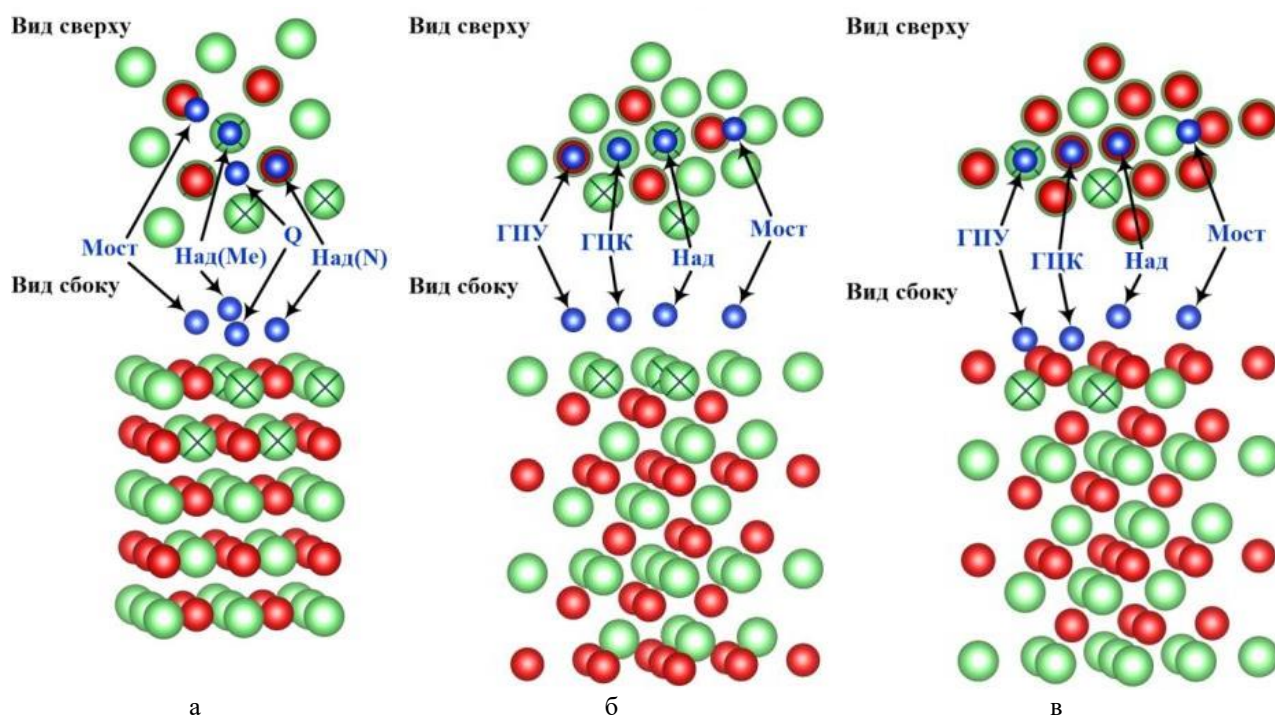


Рис. 1. Положения адсорбции атома Si на поверхностях  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN(001)$  (а) и  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN(111)$  с металлическим (б) и азотным (в) окончанием. Синими шариками показаны рассмотренные положения адсорбции атома кремния. Зеленые и красные шарики – атомы металла и азота соответственно. Крестиком отмечены положения атомов Ti, которые замещались атомами Al и Ta

методом проекционных присоединенных плоских волн проведена оптимизация положений атома Si и рассчитаны его энергии связи на поверхностях (001) и (111) системы  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN$  со структурой NaCl. Рассмотрены все симметричные неэквивалентные положения Si на исследуемых поверхностях (рис. 1). Для анализа характера взаимодействия атома Si с изучаемыми поверхностями были вычислены и проанализированы распределение электронной плотности, перенос заряда по Бадеру, плотность электронных состояний и заселенность кристаллических орбиталей Гамильтона.

Показано, что замещение атома Ti атомом Al(Ta) в ближайшем окружении адсорбированного Si на поверхностях (001) и (111) TiN приводит к понижению(повышению) энергии связи Si с поверхностью в большинстве рассмотренных случаев. Установлено, что Al усиливает связь Si с атомами рассмотренных поверхностей, только когда формируется более одной связи Si-N. Выдвинута гипотеза, что неравномерное распределение легирующих элементов в поверхностных слоях TiN при высокотемпературных условиях формирования пленок будет приводить к неравномерному распределению Si по поверхности, и, как следствие, к зарождению и росту  $Si_zN_y$  фаз в виде островков, а не сплошного слоя.

Замещение Ti атомом Al(Ta) снижает(повышает) валентную электронную плотность в межатомной области вблизи атома Al(Ta). Неоднородное распределение электронной плотности в присутствии Al способствует снижению пластичности материала, а более равномерное ее распределение в окрестности Ta будет повышать пластичность поверхностных слоев. Замещение Ti на Al или Ta не влияет на знак переноса заряда на атоме Si, а только изменяет его величину, то есть изменяет степень ионности связи.

Выявлено, что в занятой области электронного спектра наблюдаются антисвязывающие гибридные состояния, сформированные  $s-p_z$  орбиталями Si и  $p_z$  орбиталями поверхностных атомов N. При взаимодействии Si с атомами металлов антисвязывающие гибридные состояния наблюдаются только на поверхности (001) при адсорбции Si над Al и формируются Si  $s-p_z$  и Al  $s-p$  орбиталями. При адсорбции Si на поверхности (001) и на металлическом окончании поверхности (111) формируются связи Si с поверхностными Al и Ta, которые значительно прочнее соответствующих связей Si-Ti на поверхности бинарного соединения TiN. На азотном окончании поверхности  $Ti_{1-x-y}Al_xTa_yN(111)$  наблюдается высокая степень ионности связи Si-N, упрочняющаяся атомами Al в подповерхностном слое за счет переноса электронного заряда от Al к N.

*Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда (проект №22-19-00441).*

## **Влияние параметров ионной обработки на уровень напряжений и деформаций в диффузионной зоне**

Парфенова Е.С., Князева А.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Ионная имплантация получила широкое распространение, как при проведении фундаментальных исследований, так и в прикладных задачах. Главные преимущества данного метода обработки – это точный контроль количества внедряемой примеси и глубины проникновения и возможность имплантации практически любого химического элемента. Таким образом, в поверхности мишени можно создавать соединения металлов, которые невозможно получить другими методами.

Полагаем, что в процессе ионной имплантации на поверхность мишени падает поток частиц – атомов, ионов, протонов. Большое число частиц в потоке позволяет анализировать не поведение отдельных частиц, а результат их коллективного воздействия на материал. Как правило, при моделировании пробегов ионов, перераспределения концентраций в мишени и т.п. зарядом частиц пренебрегают. Учитывается лишь атомный номер, масса частиц и характеристики потока. Поэтому в разработанной модели полагаем, что при контакте с поверхностью частицы теряют заряд, и далее идет внедрение частиц в поверхностный слой мишени благодаря разным физическим процессам. Кроме этого считаем, что частицы обладают достаточной энергией для генерации механических упругих возмущений при контакте с поверхностью подложки. На мишень в процессе обработки воздействует и тепловой поток, который есть следствие диссипации энергии при соударении частиц с поверхностью. Таким образом, имеем три процесса, которые протекают одновременно и оказывают влияние друг на друга – распространение упругой и тепловой волн и перенос (включающий диффузию) внедряемой примеси. Для описания изменений, происходящих в поверхностном слое вследствие внешнего воздействия, и исследования взаимодействия волн разной физической природы требуются уравнение энергии в форме уравнения теплопроводности, уравнения баланса компонентов, уравнение движения, кинетические уравнения для скорости химических реакций (в случае учета химического взаимодействия частиц потока и мишени) и соотношения для потоков тепла и массы.

В работе рассмотрены несколько задач с разными параметрами обработки – время воздействия, количество импульсов, интервал между импульсами, плотности потоков массы и тепла. Профили распределений исследуемых величин значительно изменяются, появляются дополнительные экстремумы, усложняющие общую картину. Но в каждом рассматриваемом случае механизмы взаимодействия между волнами сохраняются.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.*



# Исследование электронной и магнитной структуры антиферромагнитного соединения TbIr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>

Перминова Д.А., Еремеев С.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Соединения типа LD<sub>2</sub>P<sub>2</sub>, где L – лантаноиды с сильно локализованными *f*-электронами, а D и P – соответственно переходные *d*-элементы и *p*-элементы IV–V групп демонстрируют множество коррелированных явлений, где *f*-магнетизм может конкурировать с *d*-магнетизмом, и наблюдаются фазовые переходы при изменении температуры. Данные соединения принадлежат более широкому семейству «122». Кристаллографическая симметрия является одним из неотъемлемых факторов для определения электронной структуры соединения, которая во многом обуславливает его свойства. Вышеописанные соединения семейства «122» имеют две разные кристаллографические структуры. Но основным кристаллическим состоянием для данных соединений является центросимметричная тетрагональная структура типа ThCr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>, где слои лантаноида чередуются со слоями *d*-металла, сэндвичированными слоями *p*-элементов. Однако для ряда соединений наблюдается полиморфизм, где кроме низкотемпературной центросимметричной фазы типа ThCr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> имеется высокотемпературная нецентросимметричная фаза типа CaBe<sub>2</sub>Ge<sub>2</sub>, в которой слои *p*-элемента, сэндвичируются слоями *d*-металла [1]. Таким образом, это семейство подходит для изучения влияния кристаллографических факторов на его физические свойства.

Нами будет рассмотрено соединение TbIr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>, впервые описанное в 1983 году [2]. Экспериментально установлено, что TbIr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> в основном состоянии является антиферромагнетиком с лёгкой осью [001], достаточно высокой температурой Нэеля (80 К) [3] и большим магнитным моментом на тербии, где кроме спинового имеется и ненулевой орбитальный момент. В настоящей работе проводились расчёты электронной структуры в рамках теории функционала электронной плотности с использованием метода проекционно-присоединённых волн (PAW), который используется в расчетах *ab initio* в пакете VASP. Для корректного описания высокоррелированных 4*f*-электронов тербия, использовался гибридный функционал HSE06. Для определения местоположения *f*-зоны тербия использовалась ферромагнитная ячейка (рис. 1а). Результаты расчёта с гибридным функционалом использовались для определения параметров Хаббарда (*U*) и Хунда (*J*) в методе GGA+*U*.

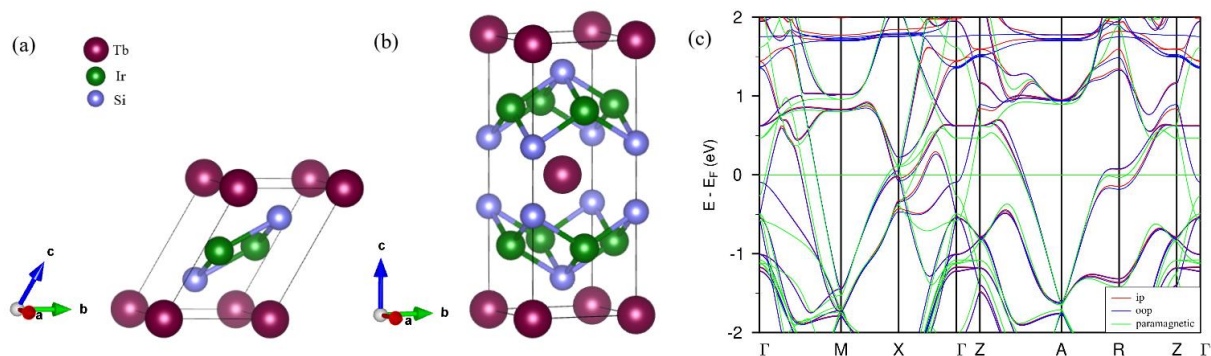


Рис. 1. Элементарная ячейка TbIr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>: примитивная(а), тетрагональная(б), зонный спектр TbIr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> (с): парамагнитная фаза (зелёные линии); антиферромагнитная фаза *in*-plane (красные линии) и *out*-of-plane (синие линии) магнитным упорядочением

Наши расчёты полной энергии подтверждают АФМ фазу материала – полная энергия данной фазы на порядка 10<sup>-2</sup> эВ ниже энергии ферромагнитной фазы. Были проведены расчёты магнитной анизотропии для антиферромагнитной фазы в тетрагональной ячейке (рис. 1б), содержащей два атома тербия, как для экспериментальных параметров ячейки, так и для полностью оптимизированных. При этом использовались два GGA функционала — PBE и PBEsol. Оба функционала приводят к уменьшению параметров *a* и *c*, а также к сужению

межплоскостных расстояний. При этом, результаты PBE расчётов предсказывают выгодность in-plane анизотропии, что противоречит эксперименту [4]. Расчёты с PBEsol функционалом правильно воспроизводят магнитную анизотропию с лёгкой осью [001]. Используя PBEsol функционал, правильно воспроизводящий магнитную структуру материала, были проведены расчёты электронной структуры TbIr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> и проведено её сравнение со спектром парамагнитной фазы. Проанализировано влияние *f-d* гибридизации орбиталей тербия на электронный спектр вблизи уровня Ферми (рис. 1с). Также были рассчитаны поверхностные спектры на кремниевом термине поверхности с использованием модели повторяющихся плёнок для парамагнитной фазы, в том числе с учётом спин-орбитального взаимодействия. Возникающие в проекционной М-щели локализованные состояния, на уровне Ферми и ниже, при включении спин-орбитального взаимодействия приобретают значительное расщепление. В магнитной фазе крамерово вырождение поверхностных состояний в М точке снимается.

Результаты исследований позволили нам получить больше информации об электронных свойствах TbIr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>. Выявленная зависимость магнитной анизотропии от обменно-корреляционного функционала и полученные оптимальные параметры ячейки TbIr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> позволили получить энергетически выгодную структуру. В дальнейших исследованиях это обеспечивает более глубокое понимание электронных и магнитных свойств этого материала, что имеет решающее значение для прогнозирования и разработки новых магнитных устройств на его основе.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0001.*

1. Braun H.F., Engel N. Parthé E. Polymorphism and superconductivity of LaIr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> // Phys. Rev. B – 1983. – Vol. 28. – P. 1389–1395. – DOI:10.1103/PhysRevB.28.1389.
2. Ślaski M., Leciejewicz J., Szytula A. Magnetic ordering in HoRu<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>, HoRh<sub>2</sub>Si<sub>2</sub>, TbRh<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> and TbIr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> by neutron diffraction // J. Magn. Magn. Mater. – 1983. – Vol. 39 – P. 268–274. – DOI:10.1016/0304-8853(83)90085-9.
3. Crystal field effects in polymorphic compound TbIr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> / T. Shigeoka, Y. Kurata, T. Nakata, T. Fujiwara, K. Matsubayashi, Y. Uwatoko // Phys. Procedia. – 2015. – Vol. 75 – P. 837–844. – DOI:10.1016/j.phpro.2015.12.108.
4. Crystal growth of materials with the ThCr<sub>2</sub>Si<sub>2</sub> structure type / K. Kliemt, M. Peters, F. Feldmann, A. Kraiker, D.M. Tran, S. Rongstock, J. Hellwig, S. Witt, M. Bolte, C. Krellner // Cryst. Res. Technol. – 2019. – Vol. 55. – Iss. 2. – Id. 1900116. – DOI:[10.1002/crat.201900116](https://doi.org/10.1002/crat.201900116).

## Анализ влияния морфологических параметров на физико-механические свойства аддитивно изготовленных полимерных материалов, армированных коротким волокном

Пирогова Ю.В., Галиева В.А., Дрягина С.А., Ташкинов М.А.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Аддитивно изготовленные композиты – это новая категория материалов, обладающих уникальными управляемыми параметрами. По сравнению с обычными материалами, композиты за счет реализации возможностей предварительного проектирования обладают беспрецедентными физико-механическими свойствами, которые могут быть адаптированы для широкого спектра задач. Таким образом, принцип свободы проектирования, реализуемый в аддитивных технологиях, может быть применен на различных масштабных уровнях, что значительно расширяет возможности по улучшению характеристик конструкций. В данной работе на основе численных подходов получены результаты моделирования влияния ориентации и распределения короткого волокна (Рисунок 1) на эффективные физико-механические свойства армированных полимерных материалов, а также на возникновение анизотропии свойств.

В качестве матрицы рассмотрен акрилонитрил-бутадиен-стирол (ABS). Армирующими элементами выступают углеродные (CF), стеклянные (GF) и базальтовые (BF) короткие волокна. Геометрические характеристики были получены с данных микроскопической томографии и снимков с оптического и сканирующего электронного микроскопов [1], [2].

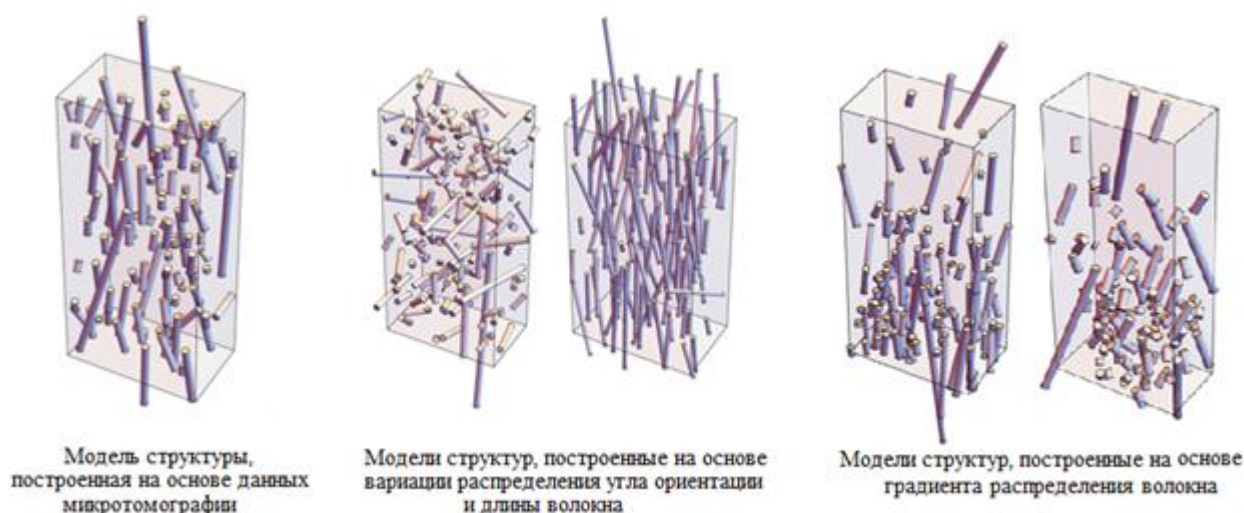


Рис. 1. Модели армированных структур с различными морфологическими параметрами

Анализ полученных результатов показал, что вариация длины волокон в большей степени оказывает влияние на механические свойства. При увеличении диапазона распределения ориентации угла свойства двухфазных структур становятся близки к изотропным. Наличие же градиента распределения короткого волокна внутри структуры изменяет эффективные свойства в пределах 1%, при этом степень анизотропии не увеличивается.

*Исследование выполнено в Пермском национальном исследовательском политехническом университете при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-79-10350).*

1. Effect of short carbon fiber reinforcement on mechanical properties of 3D-printed acrylonitrile butadiene styrene/ Lobov E.S., Dobryднеva A.D, Vindokurov I.V., Tashkinov M.A. // Polymers (Basel). – 2023. – Vol. 15. No. 9. – DOI: 10.3390/polym15092011.
2. Lobov E.S., Vindokurov I.V., Tashkinov M.A. Mechanical Properties and Performance of 3D-Printed Acrylonitrile Butadiene Styrene Reinforced with Carbon, Glass and Basalt Short Fibers // Polymers (Basel). – 2024. – Vol. 16. – P. 1106. – DOI: 10.3390/polym16081106.

## **Моделирование деформационного поведения образцов из стали 316L, полученных методом селективного лазерного плавления**

Писарев М., Емельянова Е.С., Балохонов Р.Р., Романова В.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В работе проведен численный анализ напряженно-деформированного состояния (НДС) на мезоуровне в образцах стали 316L, полученных методом селективного лазерного плавления. Модели поликристаллических структур были построены на основе экспериментальных данных о зеренной структуре и текстуре. Экспериментальные образцы печатались с чередованием стратегий сканирования через 1 мм в пределах одного слоя по схеме ( $0^\circ$ - $45^\circ$ - $90^\circ$ - $135^\circ$ ). Ориентации зерен в модельных зеренных структурах соответствовали ориентациям экспериментальных структур, информация о которых была получена методом EBSD. Полученная модель была аппроксимирована конечно-элементной сеткой и импортирована в программный пакет ABAQUS\Explicit. Поведение зерен описывалось в рамках физической теории пластичности кристаллов с явным учетом систем скольжения. Для минимизации вычислительных затрат расчеты одноосного квазистатического нагружения проводились в динамической постановке. Калибровка параметров и валидация модели осуществлялась на основе сравнения результатов, полученных в расчётах, с экспериментальными данными. Численно исследовано влияние морфологических особенностей зеренной структуры и текстуры, полученных при различных стратегиях сканирования, на локальные характеристики НДС на мезоуровне и эффективные свойства напечатанного материала. Выявлены закономерности формирования и эволюции деформационного рельефа на поверхности нагруженных образцов в условиях одноосного растяжения.

*Исследование выполнено в рамках проекта Российского научного фонда № 20-19-00600, <https://rscf.ru/project/20-19-00600/>.*

**О влиянии неидеального контакта между частицей и матрицей на формирование состава композита при спекании**

Повернов С.Е., Анисимова М.А., Князева А.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

При экспериментальном исследовании процесса спекания порошков  $\text{CuO-Al}$  обнаружено, что к кинетическим затруднениям может привести плохая смачиваемость частиц оксида расплавом алюминия или наличие оксидной пленки на частицах металла. Для выяснения роли этих эффектов были проанализированы частные задачи о диффузионном взаимодействии частиц порошков, в которых учитывалось наличие неидеального контакта. В простейшем приближении в декартовой системе координат построены аналитические решения, которые позволили установить эквивалентность разных вариантов изменения во времени контакта между взаимодействующими частицами и проанализировать качественно распределение концентраций. В сферической системе координат задачи решаются численно с явным выделением контактной границы.

Для выяснения роли неидеального контакта в процессе фазообразования сформулирована специальная задача реакционной диффузии, учитывающая наличие диффузионного сопротивления. Эта задача решена в квазистационарном приближении, в рамках которого задача разделяется на две - задачу о распределении концентраций в фазах и задачу о нахождении положения границ раздела. Первая решается аналитически точно. Вторая – решается численно с использованием метода Эйлера. Показано, что диффузионное сопротивление тормозит образование новых фаз. Проанализировано влияние параметров на динамику движения границ.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 22-11-00100, <https://rscf.ru/project/22-11-00100/>.*

## **Моделирование разрушения конструкционных материалов на основе бетона с учетом случайного распределения физико-механических свойств при импульсных нагрузках**

<sup>1</sup>Радченко А.В., <sup>1</sup>Радченко П.А., <sup>1</sup>Батуев С.П., <sup>2</sup>Радченко И.П.

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

<sup>2</sup>*Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск*

Бетон – самый распространенный строительный материал, широко применяемый при строительстве самых разнообразных зданий и сооружений. Требования, предъявляемые к физико-механическим характеристикам бетона, зависят от назначения, условий эксплуатации и степени ответственности строительных конструкций. При проектировании сооружений высокого класса ответственности (атомные электростанции, плотины гидроэлектростанций, хранилища токсичных и радиоактивных материалов) обязательным требованием являются прогнозные расчеты на динамическую нагрузку – удар, импульсное воздействие. Подобные воздействия на конструкцию могут возникать из-за природных явлений – землетрясения, ураганы, при техногенных катастрофах – падение самолетов, технологических сбоев в процессе эксплуатации, в результате террористических акций.

Поведение бетона при интенсивных динамических нагрузках, существенно отличается от поведения при статических нагрузках. Это обусловлено прочностными свойствами бетона – обладая высокой прочностью на сжатие, он имеет низкую прочность на растяжение. Разница в значениях прочности бетона на сжатие и растяжение может достигать 15-20. При интенсивных динамических воздействиях (высокоскоростной удар, импульсные нагрузки) определяющую роль в разрушении начинают играть волновые процессы, в результате чего в бетоне будут возникать области интенсивных растягивающих напряжений, возникающих в волнах разгрузки. В этих областях будут образовываться несплошности, что в итоге может привести к разрушению и фрагментированию конструкции. Для повышения прочностных характеристик бетона в настоящее время используются различные технологические решения – в бетонную смесь добавляют металлические, базальтовые, стекло- и углепластиковые фиброволокна, что позволяет, позволяет увеличить прочностные свойства бетона. При изготовлении строительных конструкций вместо стальных армирующих элементов используют композитную арматуру, за счет чего существенно снижается вес конструкции при сохранении эксплуатационных характеристик.

Бетон композит, в реальности распределение физико-механических свойств в нем неравномерно и носит случайный характер, так же в бетоне могут присутствовать несплошности (поры). В данной работе представлены результаты численного исследования влияния на напряженно-деформированное состояние и разрушение бетонных конструкций пористости и распределения упругих и прочностных свойств.

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

## **Применение лагранжева метода конечных элементов для моделирования взаимодействия частиц космического мусора с тонкими экранами**

Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В., Кануткин А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Для защиты космических аппаратов широко применяются конструкции, состоящие из одного или двух тонких экранов (щит Уиппла). При взаимодействии с тонким экраном космическая частица разрушается, и ее поражающая способность существенно снижается, что позволяет сохранить защищаемую конструкцию.

Представлены результаты численного исследования нормального и наклонного взаимодействия частиц космического мусора с тонкими экранами в диапазоне скоростей 200–15000 м/с. Моделирование проводится методом конечных элементов в рамках подхода Лагранжа. В качестве экранов рассматривались монолитные, слоистые и разнесенные пластины из алюминия и композитов на основе угле- и органопластика, а также керамики. Осколки космического мусора моделировались сферическими частицами из алюминия и льда. Моделирование проводится в трехмерной постановке методом конечных элементов с использованием авторского алгоритма и программного комплекса EFES 2.0, позволяющего моделировать фрагментацию взаимодействующих тел с образованием новых контактных и свободных поверхностей, а также эрозионное разрушение тел. Адекватность математической модели и численного алгоритма подтверждена хорошим согласием с экспериментальными данными. Изучено влияние свойств материала, конструктивных особенностей, геометрических и кинематических параметров на волновые процессы и разрушение взаимодействующих тел.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-21-00421, <https://rscf.ru/project/24-21-00421/>.*



## Локальные повреждения в эндопротезе тазобедренного сустава из УУКМ при перегрузках

Разумовский Е.С., Шавшуков В.Е.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Исследованы процессы локальных повреждений в эндопротезе тазобедренного сустава (ТБС), изготовленного из однонаправленного углерод-углеродного композиционного материала (УУКМ) с пиролитической углеродной (ПУ) матрицей. Разработана математическая модель деформирования эндопротеза из УУКМ с учетом процессов локальных повреждений. Эти повреждения возможны при перегрузках, которые могут быть вызваны случайными обстоятельствами при передвижении человека. Разработанная модель является синтезом алгоритмической модели, учитывающей неоднородность пироуглеродной матрицы и композита, и инженерной расчетной модели биомеханической системы эндопротез-бедренная кость. Матричный алгоритм решает стохастическую краевую задачу по нахождению мезонапряжений в зернах ПУ с учетом возможных повреждений. Результатом работы этого алгоритма являются плотности распределения вероятностей для мезонапряжений в кристаллитах пироуглерода и свойства повреждающейся матрицы. Результатами вычислений по инженерной модели являются поля макродеформаций и макронапряжений. На каждом шаге нагружения эндопротеза отслеживается состояние матрицы и изменяются эффективные модули углеродного композита. Это осуществляется непрерывным обменом данными между двумя алгоритмами, перевычислением свойств композита, являющимися входными данными для инженерной модели.

Непрерывное изменение эффективных свойств УУКМ при деформировании заменено ступенчатым изменением. Для этого объем эндопротеза был разбит на области, в которых свойства становились переменными, начиная с некоторого шага нагружения. Области изменения определялись на основе картин распределения полей макродеформаций. Построена нелинейная диаграмма нагружения эндопротеза с учетом повреждений, представленная на рисунке 1 [1].

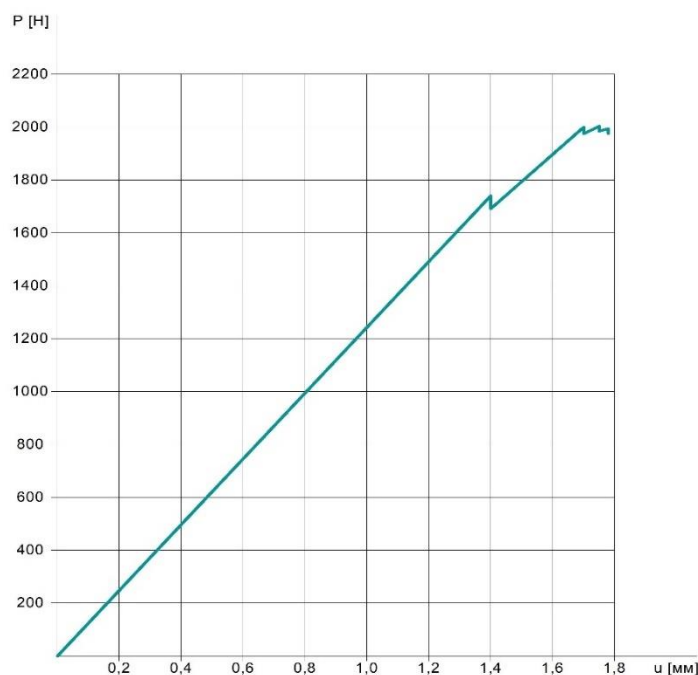


Рис. 1. Диаграмма нагружения эндопротеза ТБС

Показано, что разрушение углеродной части протеза начинается с локальных повреждений, которые постепенно захватывают соседние области. Повреждения появляются при нагрузке выше 1740 ньютонов. Максимальная силовая реакция протеза на внешнюю нагрузку равна 2004 ньютона. Деформация протеза на стадии критического снижения несущей



способности на 16% превосходит деформацию при штатной нагрузке. Результаты вычислительного эксперимента подтверждают высокую надежность рассмотренного варианта эндопротеза (*in vivo* проверенную клинической практикой [2, 3]), отсутствие катастрофических резких снижений несущей способности при значительном превышении штатных нагрузок.

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

1. Разумовский Е.С., Шавшуков В.Е. Локальные повреждения в эндопротезе тазобедренного сустава из УУКМ при перегрузках // Вестник ПНИПУ. Механика. – 2023. – № 6. – С. 104–114.
2. Золкин П.И., Островский В.С. Углеродные материалы в медицине. М.: Metallurgizdat, 2014. – 140 с.
3. Углерод-углеродные материалы для ортопедии и травматологии / Синани И.Л., Щурик А.Г., Осоргин Ю.К., Бушуев В.М. // Российский журнал биомеханики. – 2012. – Т.16, №2(56). – С. 74 – 82.

## Прогнозирование трещиностойкости композита гидроксиапатит-многостенные углеродные нанотрубки методами машинного обучения

<sup>1</sup>Резванова А.Е., <sup>2</sup>Кочергин М.И., <sup>1</sup>Пономарев А.Н.

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

<sup>2</sup>Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники, Томск

При разработке биоматериалов для имплантатов твердых тканей, гидроксиапатит кальция (ГА) широко используется в силу его биосовместимости, поскольку является основным минералом в зубах и костях [1, 2]. Однако у данного материала есть существенный недостаток – низкая трещиностойкость [3, 4], что значительно ограничивает его применение в несущих ортопедических имплантатах. Введение микроструктурных особенностей, таких как частицы второй фазы или волокна, может препятствовать распространению трещин и увеличить ударную вязкость материала. В качестве дополнительной фазы можно использовать многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ), применение которых в биоактивных композитах на основе гидроксиапатита позволяет создать материал с улучшенными механическими характеристиками, приближенными к свойствам костной ткани [5, 6]. Для увеличения трещиностойкости композита без ущерба для других механических свойств требуется проведение многочисленных экспериментальных исследований с изменением параметров синтеза и концентраций многостенных углеродных нанотрубок (МУНТ).

Целью моделирования являлось построение прогнозных моделей, позволяющих оценить трещиностойкость композитного материала для концентраций МУНТ, с которыми экспериментальное исследование не проводилось (0.05, 0.2, 0.3, 0.4 масс.%). В работе применяются методы машинного обучения для создания компьютерной модели, аппроксимирующей данные экспериментального исследования трещиностойкости композитной керамики на основе ГА с добавками МУНТ в диапазоне 0-0.5 масс.% методами нейронных сетей, системы нечетного логического вывода и деревьев решений.

В табл. 1 представлен сравнительный анализ результатов прогнозирования трещиностойкости с данными, полученными в результате экспериментального исследования.

Таблица 1. Экспериментальные и спрогнозированные данные трещиностойкости

Содержание МУНТ, масс.%	Пористость, %	Трещиностойкость $K_{IC}$ , МПа*м <sup>1/2</sup>		
		Эксперимент	Нейронные сети	Нечеткие системы
0	27.3715	0.84093	0.91113	0.913122
0.05	25.2271		0.95249	0.946442
0.1	23.0100	0.95312	0.99555	0.986272
0.2	18.8666		1.05571	1.041748
0.3	14.9775		1.07913	1.071895
0.4	11.3066		1.08762	1.094205
0.5	7.9627	0.99384	1.09606	1.103608
СКО, %			0.29	0.34

В ходе проведения расчетов для прогнозирования трещиностойкости керамического материала на основе гидроксиапатита с добавками многостенных углеродных нанотрубок было обнаружено, что система нечеткого логического вывода показала хорошие результаты (СКО=0.34%), но с некоторой погрешностью (на 17% выше, чем у ансамбля нейронных сетей (СКО=0.29%)).

Этот подход может быть альтернативой нейронным сетям в случае недостаточного количества данных, которые нельзя дополнить результатами аналитического моделирования. Нейронные сети показали лучшие результаты. Однако их применение для данной задачи стало возможным только благодаря дополнению экспериментальных данных результатами математического моделирования. При недостаточном объеме данных следует использовать другие методы, такие как системы нечеткого логического вывода. Оценка построенных

моделей показала, что с увеличением концентрации добавок МУНТ трещиностойкость композитной керамики на основе гидроксиапатита увеличивается, однако рост трещиностойкости замедляется при дальнейшем увеличении концентрации МУНТ. Полученные в результате моделирования нелинейные зависимости могут быть использованы для дальнейшего прогнозирования трещиностойкости материала.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема № FWRW-2022-0002.*

1. The characterization of bovine bone-derived hydroxyapatite isolated using novel non-hazardous method / A.S. Budiadin, N. Samirah, M.A. Gani, W.P. Nilamsari, C. Ardianto, J. Khotib // J. Biomim. Biomater. Biomed. Eng. – 2020. – Vol. 45. – P. 49–56. – <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/JBBBE.45.49>.
2. Hydroxyapatite Extracted from Bovine Bone / N. Bano, S. S. Jikan, H. Basri, S.A. Abu Bakar, A. H. Nuhu // Journal of Science and Technology. – 2017. – Vol. 9. – P. 22-28.
3. Consolidation of nanocrystalline hydroxyapatite powder / S. Ramesh, C.Y. Tan, I. Sopyan, M. Hamdi, W.D. Teng // Science and Technology of Advanced Materials. – 2007. – Vol. 8. – P. 124–130. – <https://doi.org/10.1016/j.stam.2006.11.002>.
4. Microstructure and mechanical properties of hydroxyapatite obtained by gel-casting process / B. Chen, T. Zhang, J. Zhang, Q. Lin, D. Jiang // Ceramics International. – 2008. – Vol. 34. – P. 359–364. – <https://doi.org/10.1016/j.ceramint.2006.10.021>.
5. Variation of Vickers microhardness and compression strength of the bioceramics based on hydroxyapatite by adding the multi-walled carbon nanotubes / M.S. Barabashko, M.V. Tkachenko, A.A. Neiman, A.N. Ponomarev, A.E. Rezvanova // Applied Nanoscience. – 2020. – Vol. 10. – P. 2601-2608. – <https://doi.org/10.1007/s13204-019-01019-z>.
6. Influence of porosity on fracture toughness of hydroxyapatite/multi-walled carbon nanotubes biocomposite materials / A.N. Ponomarev, M.S. Barabashko, A. E. Rezvanova, E.P. Evtushenko // Russian Physics Journal. – 2021. – Vol. 63. – 1885-1890. DOI 10.1007/s11182-021-02246-0.

## **Многоуровневое моделирование измельчения зеренной структуры металлов при технологических процессах обработки**

Романов К.А., Швейкин А.И., Трусов П.В.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

В настоящее время одним из самых популярных методов, применяющихся при изготовлении деталей из металлов и сплавов, является обработка заготовок давлением с применением интенсивных пластических деформаций (ИПД), которая заключается в создании изделий заданной формы с улучшенными эксплуатационными свойствами в ходе пластической деформации при силовом воздействии [1, 2]. При реализации процессов ИПД происходит активное зарождение, аннигиляция и взаимодействие различных дефектов кристаллической решетки, что приводит к существенному изменению зеренной структуры. При температурах значительно ниже  $0.5T_h$ ,  $T_h$  – гомологическая температура (например, при комнатной, когда процессы рекристаллизации незначительны) изменение зеренной структуры происходит за счет измельчения (фрагментации), в ходе которого изначально в материале образуется блочно-ячеистая структура; при развитии пластических деформаций ячейки эволюционируют в субзерна, которые затем при больших деформациях становятся новыми зернами за счет разворотов субзерен друг относительно друга. Актуальность исследования и моделирования процесса измельчения при умеренных температурах в ходе процессов обработки металлов обусловлена наличием у обрабатываемых изделий повышенных физико-механических свойств – предела текучести (за счет реализации закона Холла-Петча) и прочности [3, 4].

При наличии указанного выше сложного сценария эволюции структуры в ходе процесса измельчения необходимо применять соответствующие модели для его описания. Одним из классов моделей, наиболее подходящих для решения указанной задачи и активно развивающихся в последние десятилетия, являются многоуровневые конститутивные модели (КМ), основанные на физических теориях пластичности [5]. В подобного рода моделях возможен учет эволюции внутренней структуры материала и взаимодействующих механизмов деформирования на различных структурно-масштабных уровнях за счет введения внутренних переменных и кинетических уравнений для их изменения. В работе в качестве базовой используется двухуровневая статистическая КМ ГЦК-поликристалла [5] с учетом ротации решеток кристаллитов и внутризеренного дислокационного скольжения, как наиболее значимого механизма деформирования. Отметим, что данная модель позволяет описывать процессы сложного нагружения с многозвенной траекторией деформации [6]; подобные нагружения характерны для многостадийных процессов ИПД.

Для описания процесса измельчения необходимо интегрировать соответствующую подмодель в базовую двухуровневую КМ. На первом этапе исследования для учета измельчения было рассмотрено включение простой феноменологической модели ЕТМВ (Y. Estrin, L.S. Toth, A. Molinari, Y. Brechet) [7, 8], предложенной для описания эволюции среднего размера ячеек при деформировании. В рамках модели ЕТМВ в каждом зерне вводится эффективная (средняя) ячейка, параметрами которой являются осредненные параметры по всем реальным ячейкам в зерне. Рассматриваемая эффективная ячейка представляется в виде составной двухфазной структуры, состоящей из внутренности и стенок, для которых отдельно по известным из КМ скоростям сдвига записываются эволюционные соотношения для плотностей дислокаций, учитывающие процессы зарождения, аннигиляции и перехода дислокаций между стенками и внутренностями. На основе полученных плотностей дислокаций во внутренностях и стенках по правилу смесей рассчитывается общая плотность дислокаций, с которой связывается средний размер ячейки по феноменологическому соотношению [8]. Отметим, что соотношения оригинальной модели ЕТМВ были модифицированы известными уравнениями [9, 10] для более точного описания происходящих при измельчении процессов. Для создания полно связанной модели определенные в ЕТМВ средний размер ячейки и общая плотность дислокаций учитывались в КМ в законе

упрочнения. Разработанная двухуровневая КМ совместно с модифицированной моделью ЕТМВ была применена для описания равноканального углового прессования меди при комнатной температуре. Полученные результаты по пределам текучести на растяжение, текстурам, плотностям дислокаций во внутренностях и среднему размеру ячеек находятся в удовлетворительном соответствии с экспериментальными данными [11]. Проведено численное моделирование процесса холодной гибки стали 8Х18Н10 (AISI 304L) с помощью двухуровневой КМ с моделью ЕТМВ, в ходе которого на основе анализа получаемых средних размеров ячеек даны рекомендации по выбору режима гибки для получения детали с более высоким пределом текучести.

Для более корректного и полного описания процесса измельчения зеренной структуры разрабатывается детализированная модель, которая учитывает все реализующиеся в ходе этого процесса ключевые механизмы деформирования при изначально сформированной блочно-ячеистой структуре: уменьшение размера ячеек, эволюция ячеек в субзерна, а затем в новые мелкие зерна за счет разворотов друг относительно друга.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2024-0002).*

1. Начала металлургии: Учебник для вузов / В.И. Коротич, С.С. Набойченко, А.И. Сотников и др. – Екатеринбург: УГТУ, 2000. – 392 с.
2. Симонов Ю.Н., Белова С.А., Симонов М.Ю. Металлургические технологии. – Пермь: Издательство ПНИПУ, 2012. – 293 с.
3. Валиев Р.З., Александров И.В. Наноструктурные материалы, полученные интенсивной пластической деформацией. – М.: Логос, 2000. – 272 с.
4. Носкова Н.И., Мулюков Р.Р. Субмикроструктурные и нанокристаллические металлы и сплавы. – Екатеринбург: УрО РАН, 2003. – 279 с.
5. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с. – DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV
6. Shveykin A., Romanov K., Trusov P. Some issues with statistical crystal plasticity models: description of the effects triggered in fcc crystals by loading with strain-path changes // Materials. – 2022. – Vol. 15, № 19. – 6586. – DOI: 10.3390/ma15196586
7. A dislocation-based model for all hardening stages in large strain deformation / Estrin Y., Toth L.S., Molinari A., Brechet Y. // Acta Mater. – 1998. – Vol. 46, № 15. – P. 5509–5522. – DOI: 10.1016/S1359-6454(98)00196-7.
8. Toth L.S., Molinari A., Estrin Y. Strain hardening at large strains as predicted by dislocation based polycrystal plasticity model // J. Eng. Mater. Technol. – 2002. – Vol. 124. – P. 71–77. – DOI: 10.1115/1.1421350.
9. Parvin H., Kazeminezhad M. Development a dislocation density based model considering the effect of stacking fault energy: Severe plastic deformation // Comput. Mater. Sci. – 2014. – Vol. 95. – P. 250–255. – DOI: 10.1016/j.commatsci.2014.07.027.
10. Rezaee-Bazzaz A., Ahmadian S., Reihani H. Modeling of microstructure and mechanical behavior of ultra fine grained aluminum produced by accumulative roll-bonding // Mater. Des. – 2011. – Vol. 32. – P. 4580–4585. – DOI: 10.1016/j.matdes.2011.04.011.
11. Romanov K., Shveykin A., Trusov P. Advanced statistical crystal plasticity model: description of copper grain structure refinement during equal channel angular pressing // Metals. – 2023. – Vol. 13. – 953 (19 p.). – DOI: 10.3390/met13050953.

## Об определении кинетических параметров по результатам реакционного спекания систем Ti-CuO, Ti-Al-CuO

Сафронова В.С., Князева А.Г., Коростелева Е.Н., Барановский А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Спекание порошков — [powder sintering] процесс консолидации порошковых тел вследствие диффузионного массопереноса; возможно как в твёрдой фазе, так и в присутствии жидкой фазы, в частности, в результате контакта плавящихся компонентов. Под реакционным спеканием понимают процесс консолидации порошков, сопровождающийся изменением химического состава.

В настоящей работе объектом исследования выбраны системы Ti-CuO и Ti-Al-CuO. Первая это типичная металлотермическая смесь, реакции в которой сопровождаются значительным тепловыделением. Во второй смеси возможны две металлотермические реакции. Однако взаимодействие между Ti и Al может оказывать существенное влияние на кинетику.

Эксперимент проводился при температурах 650, 800, 900 и 1200 °C. В первом случае спеченные прессовки претерпевали объемные изменения, что сопровождалось протеканием химических реакций. При 650 °C в титан-медном составе только исходный оксид меди испытывал собственные преобразования, в случае титан-алюминия основной фазой являлся интерметаллид TiAl. При последующем повышении температуры возникало явление теплового взрыва, вследствие чего образцы не сохраняли свою форму. Это может говорить о значительном повышении скоростей реакций, в результате чего химические превращения происходили настолько быстро, что выделяемое количество теплоты не успевало отводиться из системы.

Экспериментальные данные свидетельствовали о том, что исходные порошковые смеси содержали дополнительный кислород либо в адсорбированном виде, либо в виде оксида титана. Можно также предполагать, что на этапе подготовки образцов уже происходили первичные реакции с частичным разложением оксида меди и образованием фаз, оказывающих влияние на кинетику процесса.

Несмотря на огромный интерес к этим системам у практиков, надежных данных о механизмах химических реакций в условиях спекания, а также о формально-кинетических параметрах в литературе не так много. Имеются сведения о кинетических затруднениях, связанных с диффузией через слой тугоплавких продуктов, а также с наличием оксидных пленок на металлических порошках.

Для выяснения механизмов превращений и изучения динамики процесса фазообразования была предложена модель процесса спекания, основанная на данных предварительного эксперимента и учитывающая детальную кинетику. Параметры реакций рассчитываются на основе термодинамики и с помощью полуэмпирических теорий. Затем параметры уточнялись с использованием данных экспериментов. Модель реализована численно. Для решения системы кинетических уравнений использован метод Эйлера с переменным шагом по времени, адаптирующимся под изменение температуры и состава, что позволило анализировать в едином расчете как быстрые, так и медленные стадии.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда No 22-11-00100, <https://rscf.ru/project/22-11-00100/>.*

## Об устойчивости базового упруговязкопластического определяющего соотношения физических теорий пластичности

Симонов А.В., Швейкин А.И.

*Пермский Национальный Исследовательский Политехнический Университет, Пермь*

В последние десятилетия для описания термомеханической обработки металлов и сплавов применяются многоуровневые конститутивные модели (КМ) материалов, основанные на физических теориях пластичности (ФТП) [1–4]. Преимуществом моделей данного типа является явное описание изменения структуры материала и механизмов деформирования на мезо- и микроструктурных масштабных уровнях за счёт введения внутренних переменных (ВП), в частности, скоростей сдвига по системам скольжения, критических напряжений по системам скольжения и ориентаций кристаллитов [1]. Таким образом, в рамках многоуровневых КМ ФТП материал рассматривается как сложная иерархическая система, т.е. используется парадигма физической мезомеханики [5–7].

Введение большого числа ВП позволяет сформулировать КМ в виде системы обыкновенных дифференциальных уравнений (ОДУ) [1, 8]. Однако для корректного описания процессов правые части получаемой большой системы ОДУ являются существенно нелинейными, что делает КМ сложной. Важным аспектом анализа сложных математических моделей является исследование устойчивости к возмущениям различных параметров. Поскольку стохастический характер имеют как характеристики свойств материала на всех структурно-масштабных уровнях, так и воздействия, продуцируемые стохастическими граничными условиями, актуально исследование получаемых с использованием КМ решений (истории изменения откликов) по отношению к возмущениям входных данных (истории воздействий и начальных условий) и оператора [8].

К настоящему моменту не известны результаты численных расчётов, свидетельствующие о неустойчивости КМ ФТП металлов и сплавов [1, 2]. Для численного анализа устойчивости КМ в [8, 9] было введено определение устойчивости решения, учитывающее возможные возмущения истории воздействий и параметрические возмущения оператора. Предложена методика [8] численной оценки устойчивости многоуровневых КМ, основанная на анализе нормы отклонения отклика при рассмотрении разнообразных возмущений начальных условий, истории воздействий, оператора. Разработанная методика была применена для конститутивных КМ, представленных в [2] – установлена устойчивость всех получаемых рассматриваемых решений.

Очевидным необходимым условием для устойчивости КМ представляется устойчивость используемой в большинстве многоуровневых КМ ФТП [1] базовой КМ, включающей упругое соотношение в скоростной форме и базовое упруговязкое соотношение Хатчинсона [10] или его упруговязкопластическую (УВП) модификацию [1, 2] для описания движения краевых дислокаций по системе скольжения:

$$\dot{\gamma}^{(k)} = \dot{\gamma}_0 \left( \tau^{(k)} / \tau_c^{(k)} \right)^m H \left( \tau^{(k)} - \tau_c^{(k)} \right), k = 1, \dots, K, \quad (1)$$

где  $\dot{\gamma}^{(k)}$  – скорость сдвига на  $k$ -ой системе скольжения,  $\tau^{(k)}, \tau_c^{(k)}$  – сдвиговое и критическое сдвиговое напряжения на  $k$ -ой системе скольжения,  $\dot{\gamma}_0$  – скорость сдвига при достижении сдвиговым напряжением критического значения,  $H(\cdot)$  – функция Хэвисайда,  $m$  – параметр скоростной чувствительности материала,  $K$  – общее число систем скольжения

В рамках данной работы при помощи методов А.М. Ляпунова [11, 12] исследовалась устойчивость базового УВП соотношения (1) для отдельной системы скольжения в совокупности с определяющим соотношением для определения сдвиговых напряжений [2]. Анализ построенного уравнения первого приближения выявил устойчивость получаемых решений по первому методу Ляпунова. Затем была найдена функция Ляпунова, обуславливающая асимптотическую устойчивость неупругих решений. В области упругих деформаций устойчивость устанавливается по определению из решения обыкновенного

линейного дифференциального уравнения. Результаты численных расчетов с исследованием локальной чувствительности [9] отклика по отношению к возмущениям параметров  $\dot{\gamma}_0, \tau_c, m$  подтверждают устойчивость базовой КМ (при этом выявлено, что исследуемое соотношение обладает наибольшей чувствительностью к параметру  $\tau_c$ ). Таким образом, с использованием методов Ляпунова и проведением вычислительных экспериментов показана устойчивость исследуемого базового УВП соотношения ФТП металлов по отношению к возмущениям начальных условий и возмущениям параметров модели. В развитие работы предложен подход к оценке устойчивости при возмущениях ориентировок кристаллитов.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2024-0002).*

1. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с. – DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV.
2. Многоуровневые модели в физической мезомеханике металлов и сплавов: результаты и перспективы / П.В. Трусов, А.И. Швейкин, Н.С. Кондратьев, А.Ю. Янц // Физическая мезомеханика. – 2020. – Т. 23, № 6. – С. 33–62. DOI: 10.24411/1683-805X-2020-16003
3. Knezevic M., Beyerlein I.J. Multiscale modeling of microstructure-property relationships of polycrystalline metals during thermo-mechanical deformation // Adv. Eng. Mater. – 2018. – Vol. 20. – 1700956. – DOI: 10.1002/adem.201700956.
4. Diehl M. Review and outlook: mechanical, thermodynamic, and kinetic continuum modeling of metallic materials at the grain scale // MRS Communications. – 2017. – Vol. 7. – P.735–746. DOI: 10.1557/mrc.2017.98.
5. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2-х т., Т.1 / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, П.В. Макаров и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН, 1995. – 298 с.
6. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2-х т., Т.2 / В.Е. Панин, П.В. Макаров, С.Г. Псахье и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН, 1995. – 320 с.
7. Егорушкин В.Е., Панин В.Е., Панин А.В. О физической природе пластичности // Физ. мезомех. – 2020. – Т. 23. – № 2. – С. 5–14.
8. Швейкин А.И., Трусов П.В., Романов К.А. Об одном подходе к численной оценке устойчивости многоуровневых конститутивных моделей материалов // Вычислительная механика сплошных сред. – 2021. – Т. 14, №1. – С. 61–76. DOI: 10.7242/1999-6691/2021.14.1.6
9. Швейкин А.И., Трусов П.В., Романов К.А. Некоторые результаты численной оценки устойчивости двухуровневой конститутивной модели ГЦК-поликристалла // Вычислительная механика сплошных сред. – 2021. – Т. 14, № 2. – С. 127–143. DOI: 10.7242/1999-6691/2021.14.2.11
10. Hutchinson J. W. Bounds and self-consistent estimates for creep of polycrystalline materials // Proc. R. Soc. Lond. A. — 1976. — Vol. 348A. — P. 101—127. DOI: 10.1098/rspa.1976.0027.
11. Демидович Б.П. Лекции по математической теории устойчивости. – М.: Наука, 1967. – 472 с.
12. Барбашин Е.А. Введение в теорию устойчивости. – М.: Наука, 1967. – 223 с.



## **Прочность и разрушение металлополимерных соединений при сложном напряженном состоянии**

Смирнов С.В., Мясникова М.В., Веретенникова И.А.

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

Использование гибридных металлополимерных соединений является перспективным направлением создания композиционных материалов, сотовых и слоистых силовых конструкций, сочетающих высокую прочность и малый вес. В качестве связующего, обеспечивающего необходимую адгезионную связь, обычно используются термореактивные полимерные адгезивные материалы. Как и другой конструкционный материал клей, используемый в качестве связующего в металлополимерном композите, должен обеспечивать прочность соединения, достаточную для его надежной эксплуатации в составе конструкции. В настоящее время проектирование композитных материалов и конструкций обычно осуществляется с использованием систем инженерного анализа, которые предполагают проведение глобальных прочностных расчетов элементов конструкций и их соединений, которые в процессе эксплуатации, как правило, находятся в условиях сложного напряженно-деформированного состояния. В справочных базах данных программных комплексов инженерного анализа, содержащих характеристики предельных свойств конструкционных материалов, сведения о полимерных адгезивах практически отсутствуют. В технической документации обычно присутствуют только сведения о пределе прочности на сдвиг адгезивных соединений (реже на отрыв), да и то при комнатной температуре. Следует также отметить, что в настоящее время отсутствуют сложившиеся представления о том, по каким критериям следует оценивать прочность адгезивных соединений и какие характеристики напряженного состояния при этом использовать. Целью работы являлись разработка комплексного подхода к проведению испытаний и обработки их результатов для изучения закономерности влияния сложного напряженного состояния на предельную плотность энергии деформации для адгезионных соединений в металлополимерных соединениях.

В докладе, в качестве примера, представлены результаты исследований адгезионного соединения АМг5/эпоксидная смола ЭД-20 при сложном напряженном состоянии и температуре испытаний  $-50$  и  $+23^{\circ}\text{C}$ . В качестве отвердителей использовали полиэтиленполиамин, полидамидполиамин и диэтилентриамин. Упругие и реологические свойства эпоксидных композиций были определены в испытаниях на установке динамического механического анализа DMA Eplexor 100N и системе микромеханических испытаний Fisherscope 2000. Испытания при схемах нагружения «растяжение + сдвиг», «сжатие + сдвиг» с разным соотношением нормальных и сдвиговых напряжений проводили с использованием модифицированных образцов Аркана и образцов “Brazil-nut-sandwich”. Адгезионную прочность покрытий определяли с помощью оригинальных расчетно-экспериментальных методик. При обработке результатов экспериментов была применена авторская расчетная модель выделенного микрообъема, включающего границу соединения и прилегающие слои субстрата и адгезива. В качестве критерия разрушения использовали достижение величиной плотности энергии деформации выделенного микрообъема предельного значения  $W^*$ . Установлены закономерности влияния на  $W^*$  состава отвердителя, температуры испытаний и величины фазового угла  $\beta$ , определяющего соотношение нормальных и сдвиговых напряжений на границе адгезивного соединения. Построены и аналитически описаны диаграммы  $W^*(\beta)$ , которые могут быть использованы для выполнения прочностных расчетов адгезивных соединений в конструкциях и металлополимерных композитах.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ (проект № 24-29-00528).*

## Моделирование напряжённого состояния фрагмента челюсти с имплантом в условиях ударно-волновой терапии

Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Мартышина И.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Наиболее длительным и ответственным этапом при установке зубного протеза является остеоинтеграция – вживление металлического импланта в костную ткань с установлением функционального контакта между ними. Поэтому важным является ускорение этого процесса. Перспективным для увеличения скорости и качества остеоинтеграции является использование внешней ударно-волновой терапии (УВТ), которая хорошо себя зарекомендовала при лечении переломов и ряда заболеваний опорно-двигательного аппарата [1]. Поскольку экспериментальные исследования *in vitro* и *in vivo* в имплантологии ограничены этическими и временными рамками, значительный интерес представляет численное моделирование (*in silico*).

Целью данной работы является численное исследование условий для остеоинтеграции импланта в дентальной области на основе пороупругой модели с учётом индивидуальных физиологических особенностей человека под действием импульсного воздействия, соответствующего УВТ.

Для моделирования использовался метод подвижных клеточных автоматов [2]. Поскольку костная ткань, а также окружающие имплант мягкие ткани, насыщены биологической жидкостью и проявляют вязкоупругое механическое поведение, наиболее подходящей моделью для таких сред является пороупругость, где в эффективном тензоре напряжений явно присутствует вклад давления жидкости, находящейся внутри пор [3], а её фильтрация в системе связанных пор и каналов описывается законом Дарси [4].

Рассматриваемая модель сегмента нижней челюсти представлена на рисунке 1. Она включала в себя: губчатую ткань, покрытую кортикальной оболочкой толщиной 600 мкм, и десну толщиной 400 мкм; 2-й премоляр и 2-й моляр с оболочками периодонта их корней; штифт импланта 1-го моляра в оболочке из мягкой фиброзной ткани. При этом ткани десны и фиброзной ткани имели одинаковые механические свойства. Нагружение осуществлялось путём задания соответствующих скоростей [5] медному аппликатору, показанному красным цветом на рис. 1а, при жёстком закреплении автоматов нижнего слоя всей модели. Плотность потока энергии ударной волны варьировалась от 0,15 до 0,45 мДж/мм<sup>2</sup>.

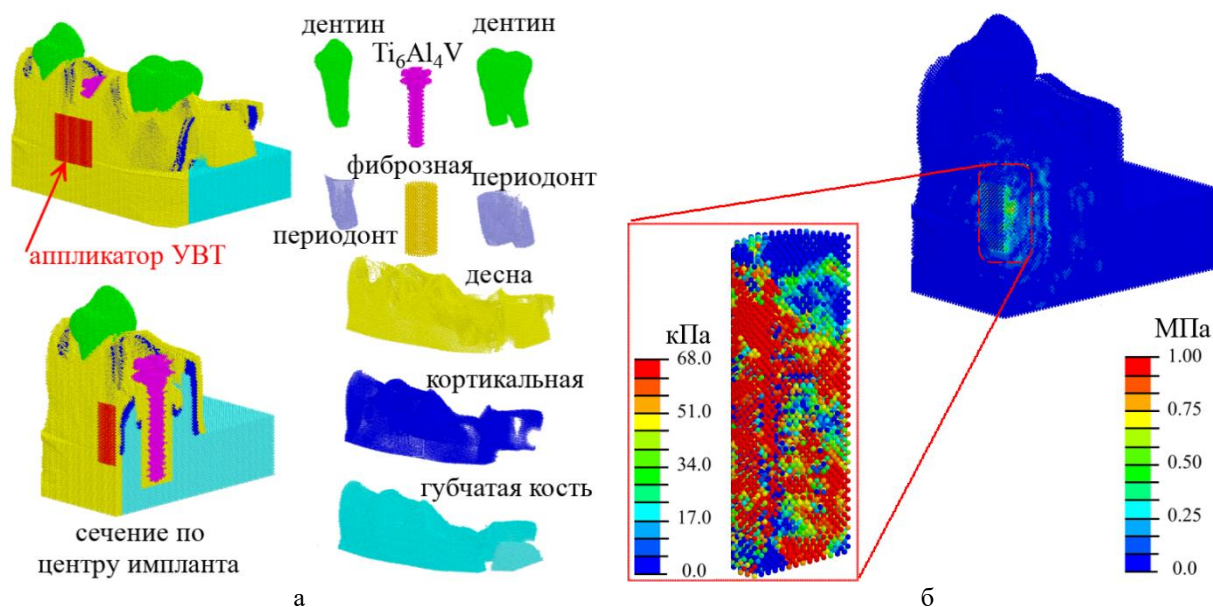


Рис. 1. Модель нижней челюсти с имплантом 2-го моляра и составляющие ткани (а); распределение давления внутритканевой жидкости при ударно-волновом воздействии максимальной амплитуды (б)

Свойства материалов импланта, аппликатора и биологических тканей были взяты из научной литературы. При этом свойства фиброзной ткани, окружающей имплант соответствовали начальной стадии остеоинтеграции.

Анализ результатов моделирования показал что максимальные сжимающие напряжения в области приложения нагрузки достигают 4,5 МПа при УВТ с плотностью потока энергии 0,45 мДж/мм<sup>2</sup>, и наблюдаются в тканях десны. Такие напряжения значительно ниже критических величин разрушения биологических тканей, однако согласно механобиологическим принципам полученные величины являются благоприятными для дифференцировки клеток фиброзной ткани. В области костных тканей максимальная амплитуда сжимающих напряжений находится в диапазоне от 0,01 до 0,2 МПа, что в свою очередь является благоприятным условием для дифференцировки клеток костной ткани.

Анализ распределения гидростатического давления в фиброзной ткани, окружающей имплант, на начальных стадиях приживления показал, что в 90 % её объёма наблюдаются благоприятные условия для дифференцировки клеток костной ткани – гидростатическое давление превышает необходимый порог для деления остеобластов 3 кПа. Вблизи головки импланта и его окончания наблюдаются области с растягивающими напряжениями, которые являются благоприятными для деления клеток фиброзной ткани.

Анализ полей распределения давления внутритканевой жидкости показал, что оптимальные условия для переноса биологических клеток наблюдается в 80 % объёма фиброзной ткани, окружающей имплант (рис. 1б). Необходимый минимум наблюдается ещё в 10 % фиброзной ткани. Недостаточный уровень давления жидкости наблюдается в 10 % объёма фиброзной ткани на уровне кортикального слоя. При изменении высоты расположения аппликатора паттерн распределения давления биологической жидкости существенно не изменяется и условия для поступления биологических клеток для последующей их дифференцировки в зону вокруг абатмента (головки, на которую одевается коронка) не создаются.

Таким образом, полученные результаты показали, что УВТ оказывает положительный эффект для создания условий, способствующих дифференцировке и переносу клеток костной ткани по основному объёму фиброзной ткани вокруг импланта на начальной стадии его остеоинтеграции.

*Исследования выполнены при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 23-29-00212.*

1. Elisetti N. Extracorporeal shock wave therapy (ESWT): An emerging treatment for peri-implantitis // Medical Hypotheses. – 2021. – 150. – article 110565. – DOI:10.1016/j.mehy.2021.110565
2. Overcoming the limitations of distinct element method for multiscale modeling of materials with multimodal internal structure / E.V. Shilko, S.G. Psakhie, S. Schmauder, V.L. Popov, S.V. Astafurov, A.Yu. Smolin // Comp. Mater. Sci. – 2015. – 102. – P. 267–285. – DOI: 10.1016/j.commatsci.2015.02.026
3. Cowin S.C., Doty S.B. Tissue Mechanics. – New York: Springer, 2007. – 682 pp.
4. A coupled discrete element-finite difference approach for modeling mechanical response of fluid-saturated porous material / S.G. Psakhie, A.V. Dimaki, E.V. Shilko, S.V. Astafurov // Int. J. Num. Meth. Eng. – 2016. – 106. – P. 623–643. – DOI: 10.1002/nme.5134
5. Еремина Г.М., Смолин А.Ю. Численное исследование механического поведения тазобедренного сустава при терапевтическом акустическом воздействии // Росс. жур. биомех. – 2023. – № 1. – С. 40–54. – DOI: 10.15593/RzhBiomeh/2023.1.04

## Оценка влияния шероховатости поверхности импланта на резорбцию кости при поверхностном эндопротезировании бедра

Смолин А.Ю., Еремина Г.М.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Дегенеративные заболевания тазобедренного сустава (ТБС), такие как остеоартрит и остеонекроз бедренной кости на поздних стадиях требуют оперативного лечения. Широкое распространение при этом получило поверхностное эндопротезирование (ЭП) головки бедренной кости, при котором сохраняется её шейка. Существуют два способа фиксации такого эндопротеза: цементный и бесцементный [1]. Преимуществом бесцементного способа является снижение скачка напряжений в контактной области (stress shielding), за счёт чего минимизируется риск резорбции костных тканей. Однако, как показали последние исследования, такой способ крепления зачастую приводит к асептическому расшатыванию штифта протеза [2].

Целью данной работы было численное исследование влияния морфологии контакта биологических тканей и материала протеза при бесцементном способе фиксации в условиях здоровых костных тканей и тканей, поражённых остеопорозом (ОП) на основе численного моделирования методом подвижных клеточных автоматов [3]. Механическое воздействие внутритканевой жидкости описывается моделью пороупругости Био, а её фильтрация в системе связанных пор и каналов описывается законом Дарси. В этом случае поровое пространство, заполненное жидкостью, учитывается неявно.

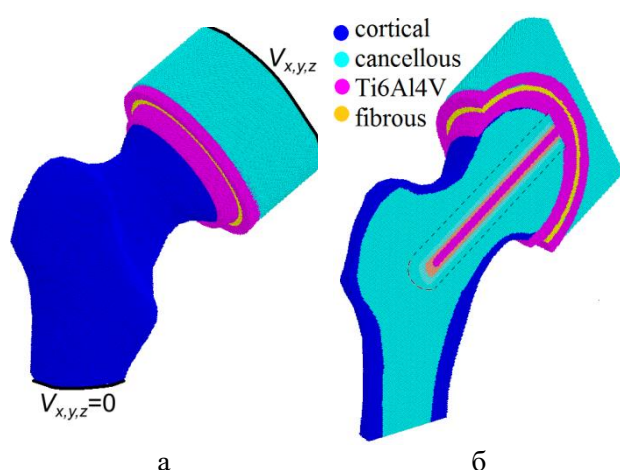


Рис. 1. Модель бедренного сустава с поверхностным эндопротезом, представленная в виде упаковки автоматов: а) общий вид и схема нагружения; б) сечение с обозначением материалов

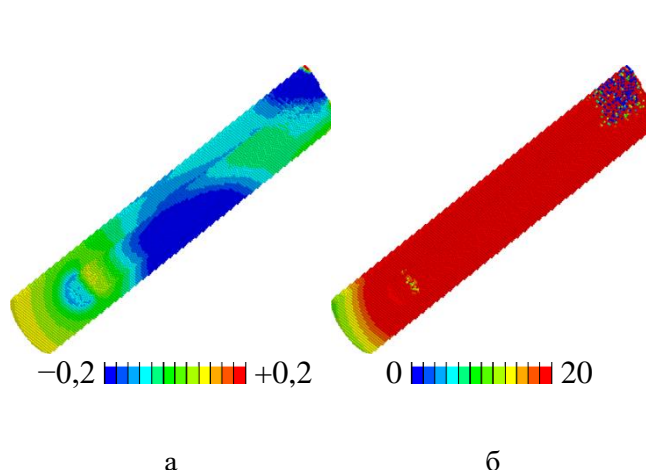


Рис. 2. Распределение давления в околоконтактной области «кость-ЭП» (показана штриховой линией на рис. 1,б): а) гидростатическое давление (МПа), б) давление внутритканевой жидкости (кПа)

Была построена оригинальная численная модель тазобедренного сустава, с реальными геометрическими параметрами (рис. 1а). В качестве основы использовались стандартные твердотельные CAD-модели соответствующих компонентов бедренной кости (внутренней губчатой ткани и внешней кортикальной оболочки). На основе твердотельных моделей были построены их сеточные представления в формате «stl», которые затем импортировались в препроцессор программного комплекса, реализующего метод подвижных клеточных автоматов, а затем к ним добавлялись части поверхностного ЭП (рис. 1б).

Имитировался процесс ходьбы в условиях нормального веса с максимальной амплитудой вертикальной нагрузки 1,5 кН. Нагружение задавалось через скорости выбранных автоматов модели (рис. 1а) в соответствии с кинематическими данными [3]. С позиций механобиологических принципов [4] анализировались картины распределения гидростатического давления и давления внутритканевой жидкости.

При анализе полученных в расчётах данных основное внимание уделялось

околоконтактной области головки бедра и штифта ЭП, выделенной штриховой линией на рис. 1,а, толщина слоя фиброзной ткани в ней составляла 2 мм, губчатой – 8 мм. Так в распределении гидростатического давления было обнаружено, что в ТБС со здоровыми костными тканями в области средней части штифта ЭП создаются условия для начала процесса остеогенеза и хондрогенеза (гидростатическое давление выше 3 кПа) (рис. 2а). При шероховатости поверхности 200 мкм доля объёма околоконтактной области, где выполняются условия для регенерации кости, достигает 80%, при шероховатостях 300 и 400 мкм – более 80%. Распределение давления внутритканевой жидкости (рис. 2б) свидетельствует о создании условий (значения этого параметра должны лежать в диапазоне от 20 кПа до 2 МПа) для переноса биологических клеток по всему объёму костной ткани и фиброзной прослойки в околоконтактной области (рис. 2б). В ТБС с остеопорозными изменениями лёгкой степени объём областей с условиями для активизации процессов остеогенеза на распределении гидростатического давления незначительно снижается, а условия для активизации процессов хондрогенеза отсутствуют. При шероховатости 200 мкм доля объёма околоконтактной области с условиями для регенерации биологических тканей в случае ОП достигает 50 %, при шероховатости 300 мкм – 45 % и 400 мкм – 40 %. При этом создаются условия для деградации костных тканей: при шероховатости 200 мкм – в 10 % от объёма области, 300 мкм – 15 % и 400 мкм – 20 %. Условия для переноса питательных веществ наблюдаются в 20 % объёма. При тяжёлой степени ОП условия для процесса остеогенеза наблюдаются в 50 % объёма околоконтактной области. При шероховатости 200 мкм доля объёма околоконтактной области с условиями для регенерации биологических тканей достигает 40 %, при шероховатости костной ткани 300 мкм – 42 % и 400 мкм – 35 %. При этом также создаются условия для деградации костных тканей: при шероховатости 200 мкм – в 20 % объёма, 300 мкм – 25 % и 400 мкм – 30 %. А условия для переноса питательных веществ в объёме не более 40 %. Изменения шероховатости незначительно влияет на напряжённо-деформированное состояние системы в целом.

Полученные результаты свидетельствуют о том, что в случае здорового ТБС при бесцементном способе фиксации поверхностного ЭП оптимальным является титановая поверхность с шероховатостью 300 мкм. При остеопорозных изменениях применение бесцементной технологий установки ЭП является нежелательным, так как при этом преобладает эндохондральный тип окостенения вокруг ЭП ТБС.

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

1. Uncemented or cemented stems in first-time revision total hip replacement? An observational study of 867 patients including assessment of femoral bone defect size / Y. Tyson, C. Hillman, N. Majenburg, O. Sköldenberg, O. Rolfson, J. Kärrholm, M. Mohaddes, N.P. Hailer // Acta Orthop. – 2021. – Vol. 92, № 2. – P. 143-150. – DOI: 10.1080/17453674.2020.1846956.
2. Changes in bone mineral density in the proximal femur after hip resurfacing and uncemented total hip replacement: A prospective randomised controlled study / J.M. Smolders, A. Hol, T. Rijnders, J.L. van Susante // J. Bone Joint Surg. Br. – 2010. – Vol. 92, № 11. – P. 1509-1514. – DOI: 10.1302/0301-620X.92B11.24785.
3. Eremina G.M., Smolin A.Y. Risk assessment of resurfacing implant loosening and femur fracture under low-energy impacts taking into account degenerative changes in bone tissues. Computer simulation // Comput. Meth. Progr. Biomed. – 2021. – Vol. 200. – P. 105929. – DOI: 10.1016/j.cmpb.2021.105929.
4. Wang M., Yang N., Wang X. A review of computational models of bone fracture healing // Med. Biolog. Eng. Comp. – 2017. – V. 55. – No. 11. – P. 1895-1914. – DOI: 10.1007/s11517-017-1701-3.

## **Исследование распределения деформационных дефектов в объеме слоистого металло-интерметаллидного композита методом многоуровневого моделирования**

<sup>1</sup>Соловьева Ю.В., <sup>1</sup>Липатникова Я.Д., <sup>1,2</sup>Мун Г.А.

<sup>1</sup>*Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск*

<sup>2</sup>*АО «ТомскНИПИнефть», Томск*

Металлические слоистые композиционные материалы, как правило, в качестве составных компонентов включают в себя металлы и сплавы, обладающие контрастными физическими и механическими свойствами. Это позволяет композиту сочетать преимущества составных компонентов, тем самым приобретая превосходные эксплуатационные характеристики. Так в слоистых композитах типа металл-интерметаллид слои интерметаллидной фазы обеспечивают жесткость, металлической – пластичность. Свойства композитов, состоящих из одних и тех же материалов, могут варьироваться в зависимости от способа и условий их формирования, которые, в свою очередь, влияют на физические и механические свойства компонентов композиционного материала. Прогнозирование свойств металлических и любых других материалов осуществляется посредством имитационного моделирования. Стремясь к наиболее полному описанию процессов деформации и разрушения металлических материалов, современные авторы часто применяют многоуровневый подход к построению моделей [1, 2]. Такие модели позволяют учесть особенности носителей пластического течения, локализации деформации и разрушения на разных масштабных уровнях исследуемого материала, к примеру, от особенностей строения дислокаций на микроуровне до геометрических особенностей деформируемого образца на макроуровне.

В данном исследовании использовались модель дислокационной кинетики чистых ГЦК металлов и сплавов со сверхструктурой  $L1_2$  для описания эволюции дефектной структуры материалов, составляющих металл-интерметаллический композит, и модель механики упругопластической среды для описания деформации на макроуровне. Перечисленные модели имеют хорошее согласование с экспериментальными данными при описании деформации однофазных образцов. Системы уравнений моделей, их подробное описание и способ их объединения приведены в работе [3]. Численная реализация представленного способа описания деформации реализована методом конечных элементов в авторском программном комплексе.

Для изучения влияния границ раздела фаз на пластическое течение в каждом слое композита для начала были проведены расчеты деформации однофазных образцов чистого Ni и интерметаллида  $Ni_3Ge$ . Получены 3D картины деформации образцов с распределением плотностей дефектов (дислокаций и малоугловых границ разориентаций) в процессе пластического течения при одноосном сжатии со скоростью 30 м/с. Однофазные и слоистые образцы были выбраны в виде прямоугольного бруска размерами  $(14,0 \times 7,5 \times 2,5)$  мм<sup>3</sup>. Проведен статистический анализ по полученным плотностям дефектов в деформируемых образцах. Статистический анализ показал, что на начальных этапах деформации распределение плотности дислокаций в интерметаллическом образце более однородное, чем в металлическом. При увеличении деформации распределение плотности дислокаций становится более однородным. Распределение плотности малоугловых границ в объеме чистого металла по мере увеличения деформации также становится более однородным. Накопление малоугловых границ в интерметаллическом образце практически не наблюдается, их плотность на порядки ниже чем в образце чистого металла.

Так же были получены картины деформации и распределения плотностей дефектов при одноосном динамическом сжатии образца слоистого металло-интерметаллидного композита (рис 1). Кривая течения для композита была получена путем усреднения эквивалентных напряжений Мизеса по всем элементарным объемам деформируемого образца (рис. 1а). Уровень напряжений этой кривой композита примерно на 25 % ниже уровня напряжений зависимости  $\sigma(\epsilon)$ , которая получена при решении системы уравнений модели дислокационной

кинетики и задает упрочнение в элементарных объемах интерметаллидных слоев. Картины распределения деформационных дефектов показали, что более интенсивное накопление плотности дислокаций проявляется в интерметаллидных слоях. Избыточная плотность дислокаций предшествует образованию трещин интерметаллидной фазы (рис. 1б). В локальных объемах металлического слоя, прилегающих к трещинам, образовавшимся в соседних интерметаллидных слоях, наблюдается избыточная плотность малоугловых границ разориентаций (рис. 1в). Это может свидетельствовать о начавшихся процессах фрагментации в этих областях. Если рассмотреть распределение плотностей дислокаций в направлении, перпендикулярном расположению слоев, то можно наблюдать небольшие (в пределах 5%) колебания плотностей дефектов, и, как следствие, колебания напряжений в интерметаллидных слоях вблизи границ раздела слоев композита. Это объясняет образование трещин в композите при меньших значениях инженерной деформации образца, чем в однофазном образце  $\text{Ni}_3\text{Ge}$ . Однако в композите не происходит моментальной потери сплошности, как в однофазном интерметаллидном образце.

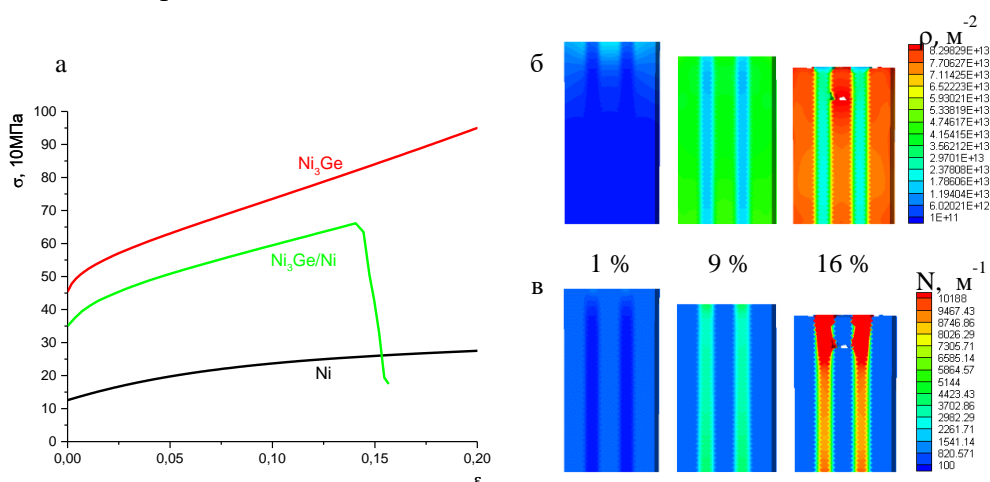


Рис. 1. Кривые течения слоев композита, задающие упрочнение элементарных объемов фаз чистого металла и интерметаллида, и кривая течения, усредненная по элементам всего образца слоистого композита (а); распределение плотностей дислокаций (б) и малоугловых границ разориентаций (в) в деформируемом объеме для разных значений инженерной деформации в условиях одноосного сжатия

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 24-22-00115 (<https://rscf.ru/en/project/24-22-00115/>).

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. Мерзиевский Л.А. Модели деформирования при интенсивных динамических нагрузках (обзор) // Физика горения и взрыва. – 2015. – Т. 51. – № 2. – С. 144-160.
3. Моделирование высокотемпературной пластической деформации слоистых композитов на основе сплавов со сверхструктурой  $\text{L1}_2$  / Я.Д. Липатникова, Ю.В. Соловьева, А.Н. Соловьев, Л.А. Валуйская // Известия вузов. Физика. – 2017. – Т. 60. – № 4. – С. 48-52.



## Особенности деформирования цилиндрических ауксетиков при механическом и термическом воздействии

Тарасова А.С., Ташкинов М.А.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Механические метаматериалы – это искусственно созданные структуры с экстраординарными свойствами, которые зависят не только от конститутивного состава материала, но и от микроархитектуры и пространственной организации составляющих элементарных ячеек. Как правило, подобные структуры могут быть воспроизведены с использованием аддитивных технологий. Одним из примеров специфических механических свойств является отрицательный коэффициент Пуассона. Особенная геометрия ячеек позволяет структуре расширяться (сужаться) в поперечном направлении при приложении продольной растягивающей (сжимающей) нагрузки. Существует разнообразие ауксетичных ячеек, среди которых повторно входящая сота является одной из самых популярных геометрий, демонстрирующих данный эффект. Ауксетичный механизм деформации полезен для достижения высокой ударной прочности, сопротивления сдвигу, вдавливанию и разрушению. По этим причинам механические метаматериалы с отрицательным коэффициентом Пуассона имеют обширное применение во многих областях, особенно в авиационной промышленности, автомобилестроении, спортивных приложениях, и биомедицинской инженерии.

Повторно-входящая ячейка ауксетика состоит из двух горизонтальных и четырех наклонных составляющих, а также шести узлов: четыре внешних узла соединяют горизонтальные и наклонные элементы ячейки, а два внутренних соединяют между собой наклонные стойки (см. рис. 1 а). Трехмерная модель геометрии элементарной ячейки была разработана с использованием двух простых элементов: цилиндры использовались в качестве стоек, а сферы - в качестве соединителей структурных элементов и обеспечения плавного перехода между ними (см. рис. 1 б). Путем транслирования ячеек получена ауксетичная решетка (см. рис. 1 в), в которой контролируется число ячеек в обоих направлениях, а также число ауксетичных слоев. Далее, структура замыкается в так называемое ауксетичное кольцо, а после, на основе трансляции этого кольца вдоль оси  $Z$  на необходимое число слоев с нужным расстоянием между ними, образуя ауксетичный цилиндр (см рис. 1 г). В таком цилиндре число ячеек по внутренней окружности, количество рядов ячеек в радиальном направлении и окружностей вдоль оси  $Z$ , а также толщина соединительных элементов определяют деформационное поведение структуры.

Все геометрические операции были выполнены в программном пакете Wolfram Mathematica. Для исследования механического поведения ауксетичного цилиндра были разработаны трехмерные конечно-элементные (КЭ) модели.

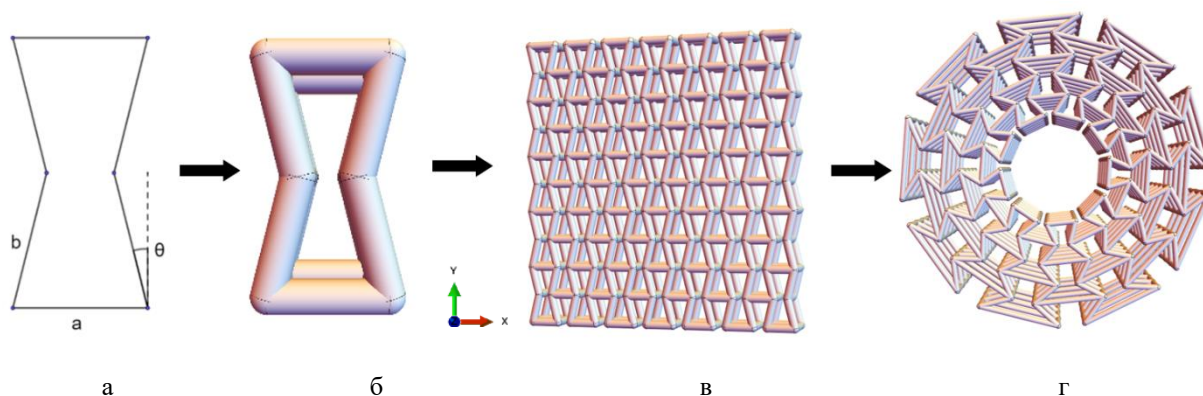


Рис. 1. Плоская (а) и трехмерная (б) повторно-входящая ячейка ауксетика, ауксетичная решетка (в), ауксетичный цилиндр (г)



В данной работе было рассмотрено поведение ауксетичного цилиндра (см. рис. 2 а) из полимерного материала в сравнении со сплошным цилиндром с эффективными ауксетичными свойствами (см. рис. 2 б) при приложении внутреннего и внешнего давления, при термическом воздействии с учетом изменяющегося модельного коэффициента теплового расширения, а также при комбинированном воздействии обоих видов нагружения.

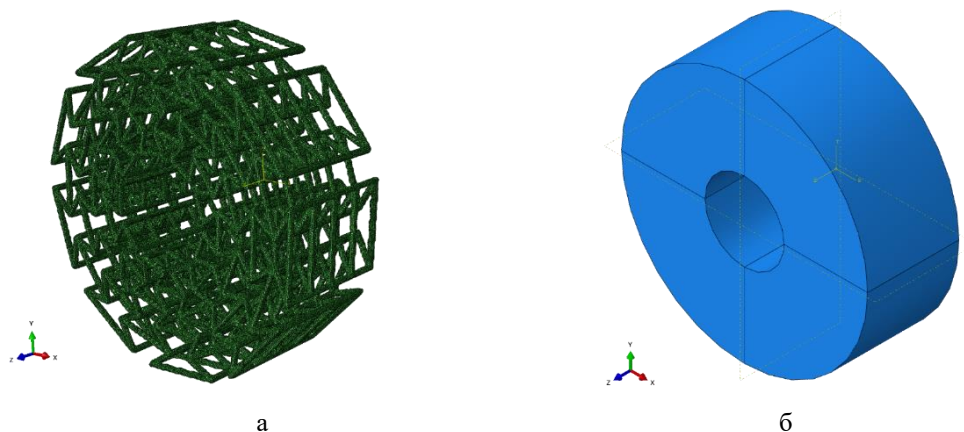


Рис. 2. Ауксетичный цилиндр (а) и сплошной цилиндр с эффективными свойствами (б)

Выполнены численные расчеты для оценки механического поведения и эффективного отклика структур при различных комбинациях параметров граничных условий и свойств материала структуры. Исследованы зависимости механических характеристик от коэффициента теплового расширения для ауксетичных решеток и цилиндров, а также сплошных цилиндров с эффективными свойствами.

*Результаты получены при выполнении государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации на выполнение фундаментальных научных исследований (проект FSNM-2024-0013).*

# Влияние коэффициента Пуассона материала на коэффициент восстановления скорости ударника в тесте Тейлора

Туч Е.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В работе представлены результаты численного моделирования процессов распространения упругих продольных волн в цилиндрах из изотропных и анизотропных материалов. Для исследования влияния коэффициента Пуассона на процесс деформирования материала цилиндра был смоделирован тест Тейлора для цилиндров из различных материалов и с различными формфакторами. Как было показано в работах [1,2], геометрия ударника так же оказывает значительное влияние на процесс распространения продольных упругих волн. Цилиндры имели одинаковые высоты -  $L=50\text{мм}$ , но различные диаметры  $D$ : от 5 мм до 5000мм, формфактор ( $L/D$ ) изменялся в диапазоне от 10 до 0.01. В случае анизотропного материала цилиндра моделировался удар цилиндра из монокристаллического цинка с двумя вариантами расположения осей симметрии относительно направления удара: совпадение направления осей симметрии и направления удара с направлениями  $[0001]$ , либо  $[\bar{1}010]$ . При моделировании процесса деформирования цилиндров из изотропных материалов были выбраны материалы с малой величиной коэффициента Пуассона (кварцевое стекло), средней (алюминий) и большой (латунь). Проведены параметрические исследования влияния абсолютной величины отрицательного значения коэффициента Пуассона на коэффициент восстановления скорости после удара о жесткую стенку.

Ударное нагружение о жесткую стенку моделируется с помощью метода конечных элементов в трехмерной постановке.

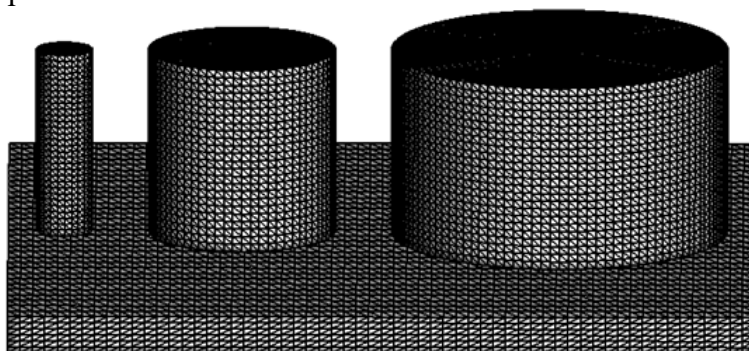


Рис. 1. Исходные конфигурации цилиндров с различными формфакторами

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

1. Гулидов А.И., Баянов Е.В. Распространение упругих волн в однородных по сечению круглых стержнях // ПМТФ. – 2011. – Т. 52. № 5 – С. 155-162.
2. Krivosheina M.N., Tuch E.V. Transformation of a Longitudinal Elastic Wave into a Pochhammer Wave // Phys. Mesomech. – 2023. – Vol. 26. – No. 4. – P. 477. – DOI: 10.1134/S1029959923040094

## Компьютерное моделирование структурных, энергетических и электронных свойств системы графен-бензол

Федоров И.А.

*Кемеровский государственный университет, Кемерово*

В настоящее время продолжается активное исследование материалов на основе углерода. На основе графена предложено создание ван-дер-ваальсовых гетероструктур [1], которые имеют уникальные характеристики. Также большой интерес вызывает функционализация углеродных материалов при помощи молекул. При этом в некоторых случаях ключевую роль играют слабые ван-дер-ваальсовы взаимодействия между молекулой и поверхностью углеродного материала. Таким образом, компьютерное моделирование свойств системы графен-бензол позволяет лучше понять механизмы взаимодействия между молекулой и поверхностью. В настоящее время димеры бензола подробно исследованы в рамках высокоточного метода связанных кластеров. Это позволяет сопоставить результаты с имеющимися литературными данными.

Для учета ван-дер-ваальсового взаимодействия использовалась схема DFT-D3(BJ) [2]. В данном исследовании для определения равновесной структуры использовался пакет Quantum ESPRESSO. Полная энергия вычислена в рамках теории функционала плотности в параметризации PBE для обменно-корреляционной энергии. Данный подход использовался нами ранее для исследования ван-дер-ваальсовых гетероструктур [3]. Топологический анализ электронной плотности выполнен с использованием TOPOND, интегрированного в пакет CRYSTAL17. Использовался гибридный функционал PBE0 с базисом POB-DZVP.

В результате расчетов были определены две конфигурации системы графен-бензол. В первом случае углеродные кольца бензола и графена расположены практически напротив друг друга. В литературе подобная конфигурация обозначается “hollow”. В этом случае расстояние между бензолом и графеном равно 3.48 Å, а соответствующая энергия связи равна 0.39 эВ. Во втором случае углеродные кольца бензола и графена расположены практически как в кристалле графита (top). В этом случае равновесное расстояние и энергия связи равны 3.38 Å и 0.42 эВ, соответственно. Таким образом, вторая конфигурация является энергетически более выгодной, чем первая.

Для описания слабых взаимодействий используется функция усеченного градиента  $s$ , которая позволяет визуализировать области слабых межмолекулярных взаимодействия. Используя данную функцию, было выполнено исследование формирования связи между молекулой бензола и поверхностью графена. В системе графен-бензол притяжение вызвано ван-дер-ваальсовым взаимодействием. Выполнив интегрирование электронной плотности по области пространства ограниченного поверхностью  $S$  можно определить суммарный заряд данной области. Заряд равен 0.07 и 0.1  $e$  для hollow- и top-конфигураций, соответственно. Таким образом, заряд, характеризующий слабое ван-дер-ваальсово взаимодействие между бензолом и графеном имеет очень малую величину. Тем не менее, данный заряд способствует удержанию молекулы бензола вблизи поверхности графена.

*Работа выполнена при поддержке министерства науки и высшего образования РФ (проект № FZSR-2024-0005).*

1. 2D materials and van der Waals heterostructures / K. S. Novoselov, A. Mishchenko, A. Carvalho, A. H. Castro Neto // Science – 2016. – Vol. 353. N. 6298. – P. 1-25. – DOI: 10.1126/science.aac9439.
2. A consistent and accurate ab initio parametrization of density functional dispersion correction (DFT-D) for the 94 elements H-Pu / S. Grimme, J. Antony, S. Ehrlich, H. Krieg // J. Chem. Phys. – 2010. – Vol. 132. – P. 154104. – DOI: 10.1063/1.3382344.
3. Marsusi F., Fedorov I., Gerivani S. Graphene-induced band gap renormalization in polythiophene: a many-body perturbation study // J. Phys.: Condens. Matter – 2018. – Vol. 30. – P. 035002. – DOI: 10.1088/1361-648X/aa9e68.

## Волны пористости как механизм образования сфокусированных потоков флюида в насыщенной пористой среде, приводящих к локализации сдвиговых деформаций

<sup>1</sup>Хакимова Л.А., <sup>2</sup>Алхименков Ю.А., <sup>1</sup>Подладчиков Ю.Ю.

<sup>1</sup>Университет Лозанны, Лозанна, Швейцария

<sup>2</sup>Массачусетский Технологический Институт, Массачусетс, США

Недавние наблюдения показывают, что флюиды в недрах Земли имеют тенденцию к сфокусированному и локализованному течению, которое вызвано разуплотнением вмещающей породы [1]. Подтверждения приходят из анализа сейсмических данных при исследовании осадочных бассейнов, показывающих наличие вертикальных жилообразных структур миграции флюида [2-4].

Понимание механизмов, лежащих в основе локализованного течения флюида в деформирующейся пористой среде, является важным при исследовании как геотехнических приложений, так и природных геологических процессов. К ним можно отнести исследование закономерностей гидро-геомеханического взаимодействия вследствие геологического захоронения парникового газа [5], которое может также сопровождаться эффектом наведенной сейсмичности [6], процессов, связанных с утилизацией ядерных отходов [7], а также исследование механизмов внутриплитного вулканизма [8-10], мантийного метасоматизма, дегидратации [11-13] и зарождения глубокофокусных землетрясений [14-16].

В рамках данной работы проведено систематическое исследование влияния сфокусированного течения флюида в реагирующей и деформирующейся пористой среде на процесс спонтанной локализации неупругой деформации.

В докладе подробно описана математическая постановка сопряженной гидро-геомеханической задачи, где определяющие соотношения выведены для вязкоупругопластической реологии твердой матрицы. Представлено численное решение с применением гетерогенных вычислительных систем нового поколения, а именно графических ускорителей (GPU). Уравнения в частных производных аппроксимируются конечно-разностными уравнениями на разнесенной сетке, что дает возможность легкой адаптации на GPU. Для численного решения используется метод простой итерации или метод релаксации [17] с оптимальными итерационными параметрами [18, 19].

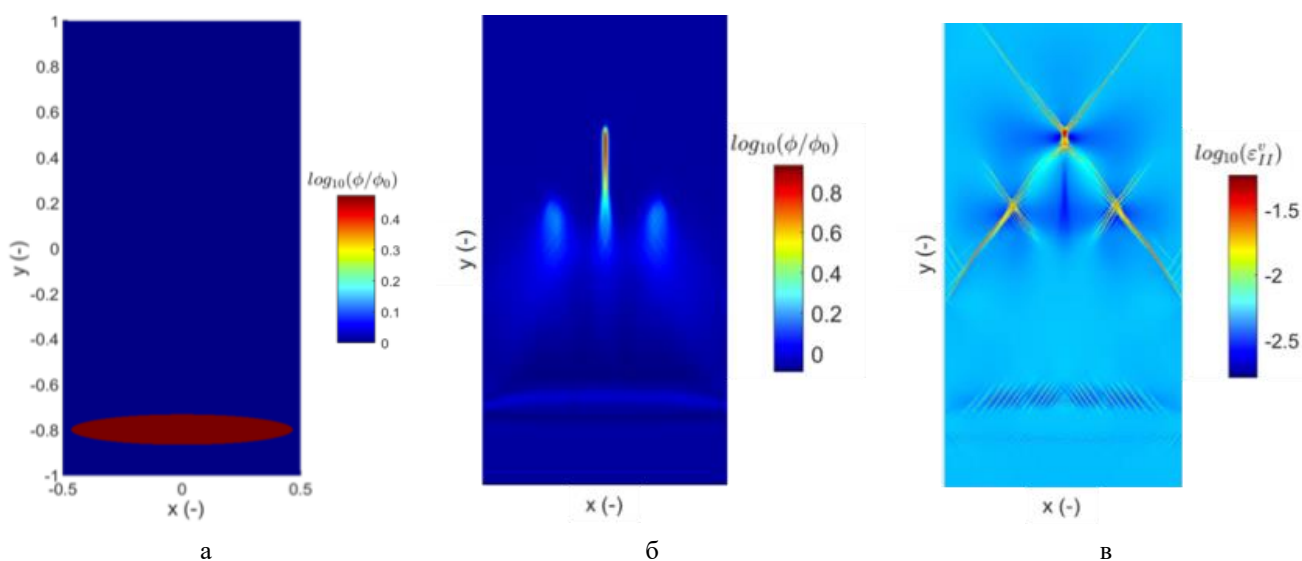


Рис. 1. Распределение пористости в начальный момент времени (а). Результаты численного моделирования в некоторый момент времени: распределение пористости в расчётной области, отражающее формирование высокопроницаемых каналов (б) и формирование полос сдвига (в)

Результаты расчетов показывают спонтанную фокусировку потока, сопровождающуюся разуплотнением вмещающей породы и формированием канала с повышенными фильтрационно-емкостными свойствами стабильной миграции флюида (рис. 1б). Нарастание

избыточного давления на кончике канала приводит к локализации неупругих деформаций и формированию несимметричных полос сдвига (рис. 1в).

1. Berndt C. Focused fluid flow in passive continental margins //Philosophical Transactions of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences. – 2005. – Vol. 363. – №. 1837. – P. 2855-2871.
2. Hovland M. Discovery of prolific natural methane seeps at Gullfaks, northern North Sea //Geo-Marine Letters. – 2007. – Vol. 27. – P. 197-201.
3. Moss J. L., Cartwright J. 3D seismic expression of km-scale fluid escape pipes from offshore Namibia //Basin Research. – 2010. – Vol. 22. – №. 4. – P. 481-501.
4. Bünnz S. et al. Active gas venting through hydrate-bearing sediments on the Vestnesa Ridge, offshore W-Svalbard //Marine geology. – 2012. – Vol. 332. – P. 189-197.
5. Yarushina V. M. et al. Focused fluid-flow structures potentially caused by solitary porosity waves //Geology. – 2022. – Vol. 50. – №. 2. – P. 179-183.
6. Suckale J. Induced seismicity in hydrocarbon fields //Advances in geophysics. – Elsevier, 2009. – Vol. 51. – P. 55-106.
7. Yuen D. A., Onishi Y. Numerical Modeling of Mixing of Chemically Reacting, Non-Newtonian Slurry for Tank Waste Retrieval. – Univ. of Minnesota, Minneapolis, MN (United States); Pacific Northwest National Lab.(PNNL), Richland, WA (United States), 2001. – №. EMSP-65371.
8. McKenzie D. The extraction of magma from the crust and mantle //Earth and Planetary Science Letters. – 1985. – Vol. 74. – №. 1. – P. 81-91.
9. Scott D. R., Stevenson D. J. Magma ascent by porous flow //Journal of Geophysical Research: Solid Earth. – 1986. – Vol. 91. – №. B9. – P. 9283-9296.
10. Wiggins C., Spiegelman M. Magma migration and magmatic solitary waves in 3-D //Geophysical Research Letters. – 1995. – Vol. 22. – №. 10. – P. 1289-1292.
11. Connolly J. A. D., Podladchikov Y. Y. Compaction-driven fluid flow in viscoelastic rock //Geodinamica Acta. – 1998. – Vol. 11. – №. 2-3. – P. 55-84.
12. Connolly J. A. D., Podladchikov Y. Y. Decompression weakening and channeling instability in ductile porous media: Implications for asthenospheric melt segregation //Journal of Geophysical Research: Solid Earth. – 2007. – Vol. 112. – №. B10.
13. Ferrand T. P. et al. Dehydration-driven stress transfer triggers intermediate-depth earthquakes //Nature communications. – 2017. – Vol. 8. – №. 1. – P. 15247.
14. Alvizuri C., Hetényi G. Source mechanism of a lower crust earthquake beneath the Himalayas and its possible relation to metamorphism //Tectonophysics. – 2019. – Vol. 769. – P. 128153.
15. Miller S. A. et al. Aftershocks driven by a high-pressure CO<sub>2</sub> source at depth //Nature. – 2004. – Vol. 427. – №. 6976. – P. 724-727.
16. Zoback M. D., Gorelick S. M. To prevent earthquake triggering, pressure changes due to CO<sub>2</sub> injection need to be limited //Proceedings of the National Academy of Sciences. – 2015. – Vol. 112. – №. 33. – P. E4510-E4510.
17. Frankel S. P. Convergence rates of iterative treatments of partial differential equations //Mathematics of Computation. – 1950. – Vol. 4. – №. 30. – P. 65-75.
18. Räss L. et al. Assessing the robustness and scalability of the accelerated pseudo-transient method //Geoscientific Model Development. – 2022. – Vol. 15. – №. 14. – P. 5757-5786.
19. Alkhimenkov Y., Khakimova L., Podladchikov Y. Y. Stability of discrete schemes of Biot's poroelastic equations //Geophysical Journal International. – 2021. – Vol. 225. – №. 1. – P. 354-377.

## Применение разгрузочной щели для оценки напряженного состояния в массиве вокруг скважин

<sup>1,2</sup>Чанышев А.И., <sup>1</sup>Абдулин И.М., <sup>1</sup>Городилов Л.В.

<sup>1</sup>Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт горного дела им. Н.А. Чинакала Сибирского отделения Российской академии наук, Новосибирск

<sup>2</sup>Новосибирский Государственный Университет Экономики и Управления, Новосибирск

Рассматривается задача об определении смещений контура горной выработки с произвольным сечением, когда все смещения на нем уже прошли в момент создания выработки. Для решения задачи привлекается метод щелевой разгрузки. На обнаженную поверхность массива пород наносится контур, подобный контуру исследуемой выработки с последующей разгрузкой. При этом смещения измеряются как на границе образующегося керна, так и на контуре создаваемого отверстия, имитирующего контур выработки. Показывается, что эти смещения разнятся не только по направлению, но и по величине. Для определения полных смещений на границе выработки необходимо те и другие смещения сложить. Суммарные смещения используются как для оценки напряженно-деформированного состояния массива горных пород вокруг горных выработок, так и для оценки внешних нагрузок, приложенных к массиву пород в целом. В работе продемонстрировано получение решения в случае упругости для круговой цилиндрической выработки с заданными на ее контуре смещениями самого произвольного вида.

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

## **Об одном подходе к описанию поведения деформируемых сред при простом и сложном нагружении**

<sup>1,2</sup>Чанышев А.И., <sup>1</sup>Абдулин И.М., <sup>1</sup>Белоусова О.Е.

<sup>1</sup>*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт горного дела им. Н.А. Чинакала Сибирского отделения Российской академии наук, Новосибирск*

<sup>2</sup>*Новосибирский Государственный Университет Экономики и Управления, Новосибирск*

В основе любой деформации лежат процессы простого сдвига, простого удлинения, происходящие без явного выражения эффекта Пуассона. Направления простых сдвигов и удлинений устанавливаются при помощи собственных тензоров, которые приводятся к диагональному виду. Зависимости сопротивлений движению одних частиц относительно других в простейших видах деформаций находятся из экспериментов на жесткие нагружения. При этом зависимости касательных усилий от сдвигов характеризуют изменения предельных сил трения с ростом сдвигов. Предельная сила трения определяется как произведение внутренних сил, прижимающих частицы друг к другу в естественном состоянии среды, когда на нее с внешней стороны никакие другие силы не действуют, на коэффициент трения при движении частиц-блоков. Поскольку ни силы (межатомные, межмолекулярные, поверхностные силы натяжения), ни коэффициент трения – величины неизвестные, но зависят от величины сдвига, то для построения модельных соотношений деформирования материалов производится разложение силы трения как функции сдвига в ряд по степеням величины сдвига.

В работе рассматриваются различные варианты материалов – первоначально анизотропные, первоначально изотропные, с одинаковым сопротивлением при растяжении и сжатии, с разным. Приводится анализ теорий, связь их с известными экспериментальными данными. Обсуждаются вопросы, связанные с блочной моделью деформируемых сред, с введением в математические модели размеров блоков.

*Работа выполнена в рамках проекта НИР (номер государственной регистрации 124020700085-5).*

## **Влияние зернограницной диффузии на окисление титанового сплава**

Чепак-Гизбрехт М.В., Князева А.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Титановые сплавы активно используют в промышленности. Они обладают малым весом в сочетании с высокой прочностью. Интерметаллидные сплавы на основе титана и алюминия изготавливают с использованием аддитивных технологий, вследствие чего получается структура с размерами зерна от десятка нано метров до нескольких микрометров [1]. Такая структура способствует улучшению механических свойств и изменению кинетики окисления. Это может быть связано с зернограницным скольжением и зернограницной диффузией. При высоких температурах активируется диффузия кислорода вдоль границ зерен, в результате чего в поверхности образуются оксиды титана и алюминия. Добавление легирующих элементов может приводить как к торможению, так и к ускорению окисления в зависимости от температуры [1]. Таким образом, необходимо исследование механизмов и динамики окисления титановых сплавов с учетом вклада зернограницной диффузии.

Для исследования вклада зернограницной диффузии в динамику окисления титан-алюминиевого сплава предлагается двумерная диффузионно-кинетическая модель. Динамика накопления оксидов сравнивается для однородной структуры с эффективными свойствами и для структуры с явно выделенными зёрнами и границами [2]. В модели полагаем, что на внешней поверхности образца поддерживается постоянная концентрация атомарного кислорода, а вдали от этой поверхности сток кислорода отсутствует. Диффузия происходит с внешней поверхности вглубь образца на определенную глубину в соответствии с законом Фика. Учитывается расход кислорода на образование оксидов, что описывается кинетическими уравнениями. В перпендикулярном к внешней поверхности направлении выполняется условие симметрии. В начальный момент времени кислород и продукты реакции в материале отсутствуют. Полагаем, что с течением времени по всей площади образца происходит частичное разложение сплава на титан и алюминий с последующим образованием оксидов. Температура может быть постоянной или изменяться со временем. Диффузионные и кинетические параметры зависят от температуры по закону Аррениуса. Задача решена численно с использованием неявной разностной схемы для диффузионной части задачи и явной схемы, аналогичной методу Эйлера для кинетической части.

Анализируется распределение концентраций элементов и химических соединений в разные моменты времени. Подробное исследование позволяет оценить влияние всех параметров зернограницной диффузии на динамику накопления кислорода и образование оксидов. Проведена оценка глубины диффузии кислорода и динамики роста толщины окисленного слоя.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.*

1. Гари́па Й., Оздемир О. Физика металлов и материаловедение. – 2020. – Т. 121, № 4. – С. 365-372.
2. Чепак-Гизбрехт М.В., Князева А.Г. Ученые записки казанского университета. – 2023. – Т. 165, кн. 3. – С. 307–321.



## Определение свободной энергии через теплоёмкость в алюминиевых сплавах на примере Al-Sc

Чинов В.Ю., Долгов Д.И., Арышенский Е.В., Сарычев В.Д., Коновалов С.В.  
Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Алюминий и сплавы на его основе крайне востребованы за счёт своего низкого веса, высокой коррозионной стойкости и возможности вторичной переработки [1,2]. Значительное улучшение механических свойств, а также коррозионных, жаропрочных свойств, можно добиться за счёт легирования алюминия микродобавками переходных металлов, таких как: Sc, Zr, Er. Их введение приводит к образованию наноразмерных упрочняющих частиц что приводит к значительному росту прочностных свойств [3-6]. Однако с описанием кинетики образования данных наноразмерных включений возникают сложности. Для её оценки применяются различные методы математического моделирования, например, метод фазового поля или метод среднего поля [7, 8]. Все они требуют определения свободной энергии (энергии Гиббса). В свою очередь свободную энергию можно выразить через теплоёмкость, определённую экспериментальным образом, или же рассчитанную теоретически [9,10].

Теплоёмкость связана с свободной энергией следующим соотношением (1) [11].

$$C_p = -T \left( \frac{\partial^2 F(V,T)}{\partial T^2} \right)_{V,P} \quad (1)$$

Где теплоёмкость  $C_p$  есть вторая производная свободной энергии  $F(V,T)$  от температуре при постоянном давлении  $P$  и объёме.

Саму теплоёмкость можно получить по закону охлаждения Ньютона–Рихмана (2)

$$dQ = \alpha(T - T_0)dSd\tau \quad (2)$$

Где  $T_0$  - температура окружающей среды,  $T$  – температура образца  $dQ$  – количество потерянной теплоты  $\alpha$  – коэффициент теплоотдачи,  $dS$  – изменение площади  $d\tau$  – изменение времени.

Количества тепла также можно рассчитать по (3)

$$dQ = C_p^0 \rho \frac{dT}{d\tau} dV d\tau \quad (3)$$

где  $C_p^0$  – удельная теплоемкость металла,  $\rho$  – плотность металла. После преобразования, получим (4).

$$C_p^0 m \frac{dT}{d\tau} = \alpha(T - T_0)S \quad (4)$$

где  $S$  - площадь поверхности всего образца,  $m$  – масса материала. На основании получившегося соотношения можно вывести формулу для получения теплоёмкости одного образца из теплоёмкости другого образца (Эталона) (5).

$$C_{p1}^0 = C_{p0}^0 \frac{m_0 \left( \frac{dT}{d\tau} \right)_0}{m_1 \left( \frac{dT}{d\tau} \right)_1} = C_{p0}^0 \frac{m_0 \left( \frac{\Delta T}{\Delta \tau} \right)_0}{m_1 \left( \frac{\Delta T}{\Delta \tau} \right)_1} \quad (5)$$

На основании анализа теплоёмкостей был получены графики зависимости теплоёмкости от концентрации (см. рис. 1). Реализация расчётов проводилась в программном комплексе Maple.

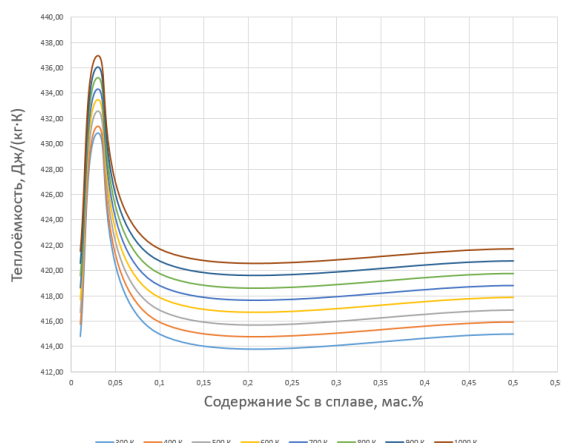


Рис. 1. Зависимость теплоёмкости от концентрации Sc в Al-Sc сплаве

Таким образом, сравнивая теплоёмкость эталона, например, чистого алюминия с теплоёмкостью образцов с разным содержанием Sc, можно получить зависимость теплоёмкости от концентрации переходного металла. На основании неё планируется вывести зависимость энергии Гиббса от содержания Sc. После апробации данного способа с результатами, которые будут получены моделированием в Thermocalc, выбранный метод может быть использован для нахождения зависимости энергии Гиббса от других переходных элементов.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00590, <https://rscf.ru/project/24-19-00590>.*

1. Goncalves M., Monteiro H., Iten M. Life Cycle Assessment studies on lightweight materials for automotive applications-An overview // Energy Rep. – 2022. – Vol. 8. – P. 338 – 345 – DOI:[10.1016/j.egy.2022.01.067](https://doi.org/10.1016/j.egy.2022.01.067).
2. Hashimoto N. Application of Aluminum extrusions to automotive parts // Kobel. Technol. Rev. – 2017. – Vol. 35. – P. 69–75.
3. Microalloying Al alloys with Sc: a review / Zhang J. Y. Gao YH, Yang C, Zhang P, Kuang G, Liu G, Sun J // Rare. Metals. – 2020. – Vol. 39. – P. 636-650 – DOI:[10.1007/s12598-020-01433-1](https://doi.org/10.1007/s12598-020-01433-1)
4. Влияние режимов термической обработки на механические свойства алюминиевых сплавов 1570, 1580 и 1590 / Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Дриц А.М., Рагазин А.А. // Вестн. Сам. ун-та. Аэрокосмическая техника, технологии и машиностроение. – 2022. – Т. 21, № 4. – С. 76-87. – DOI:[10.18287/2541-7533-2022-21-3-76-87](https://doi.org/10.18287/2541-7533-2022-21-3-76-87) – DOI:[10.18287/2541-7533-2022-21-3-76-87](https://doi.org/10.18287/2541-7533-2022-21-3-76-87).
5. Yuryev P. O. et al. Investigation the structure in cast and deformed states of aluminum alloy, economically alloyed with scandium and zirconium / Yuryev P. O., Baranov V. N., Orelkina T. A., Bezrukikh A. I., Voroshilov D. S., Murashkin Y. M., Partyko E. G., Konstantinov I. L., Yanov V. V., Stepanenko N. A. // Int. J. Adv. Manuf. Technol. – 2021. – Vol. 115. – №. 1-2. – P. 263-274 – DOI:[10.1007/s00170-021-07206-z](https://doi.org/10.1007/s00170-021-07206-z).
6. Zhang H. M. et al. Influences of the Al3Sc particle content on the evolution of bimodal grain structure and mechanical properties of Al–Mg–Sc alloys processed by hard-plate rolling / Zhang H. M., Zha M., Jia H. L., Tian T., Zhang X. H., Wang C., Ma PK., Gao D., Wang HY. // Mater. Sci. Eng., A. – 2021. – Vol. 802. – P. 140451 – DOI:[10.1016/j.msea.2020.140451](https://doi.org/10.1016/j.msea.2020.140451).
7. Deschamps A., Hutchinson C. R. Precipitation kinetics in metallic alloys: Experiments and modeling // Acta Mater. – 2021. – Vol. 220. – P. 117338 – DOI:[10.1016/j.actamat.2021.117338](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2021.117338)
8. Diffusion-controlled lengthening rates of bainitic ferrite a part of the steel genome / Leach L., Ågren J., Höglund L., Borgenstam A. // Metall. Mater. Trans. A. – 2019. – Vol. 50. – P. 2613-2618 – DOI:[10.1007/s00170-021-07206-z](https://doi.org/10.1007/s00170-021-07206-z).
9. Gupta A. et al. Low-temperature features in the heat capacity of unary metals and intermetallics for the example of bulk aluminum and Al 3 Sc / Gupta A., Kavakbasi B. T., Dutta B., Grabowski B., Peterlechner M., Hickel T., Divinski SV., Wilde G., Neugebauer J. // Phys. Rev. B. – 2017. – Vol. 95. – №. 9. – P. 094–307 – DOI:[10.1103/PhysRevB.95.094307](https://doi.org/10.1103/PhysRevB.95.094307).
10. Gupta A. et al. A combined experimental and first-principles based assessment of finite-temperature thermodynamic properties of intermetallic Al3Sc / Gupta A., Tas B., Korbacher D., Dutta B., Neitzel Y., Grabowski B., Hickel T., Divinski SV., Wilde G., Neugebauer J // Mater. – 2021. – Vol. 14. – №. 8. – P. 1837 – DOI:[10.3390/ma14081837](https://doi.org/10.3390/ma14081837).
11. Влияние добавок скандия на температурную зависимость теплоемкости и термодинамических функций алюминиево-магниевого сплава / Ганиев И. Н., Норова М. Т., Эшов Б. Б., Иброхимов Н. Ф., Иброхимов С. Ж // Физ метал и металлов. – 2020. – Т. 121. – №. 1. – С. 25-31 – DOI:[10.31857/S0015323020010064](https://doi.org/10.31857/S0015323020010064).

## **Влияние предварительного нагрева реакционной смеси на режимы синтеза композиционного материала горением**

Чумаков Ю.А.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Реакционные смеси, содержащие три и более реагентов, широко используются в области самораспространяющийся высокотемпературного синтеза (СВС) для получения композиционных материалов типа керметов. Основу этих материалов составляют зерна тугоплавкого карбида, борида или силицида, между которыми располагается металлическая связка, как правило на основе алюминия, никеля, железа или кобальта. При СВС волну без газового горения ведет реакция двух основных реагентов (например, титана с углеродом или бором), поскольку взаимодействие других компонентов смеси слабоэкзотермично. В то же время процессы вторичного структурообразования очень сильно зависят от количества и состава расплава за фронтом горения, поэтому введение в систему дополнительных компонентов может весьма принципиально сказаться на микроструктуре и фазовом составе конечного продукта.

Механизмы структурообразования боридов в режиме горения изучены пока еще недостаточно. Экспериментальные методы не позволяли проникнуть внутрь образца и наблюдать трехмерные нестационарные поля температуры и концентраций реагентов, что необходимо для понимания механизма явления. Приближенные аналитические методы позволили рассмотреть только некоторые частные случаи и не прояснили ситуацию. Попытки решить проблему численными методами сталкивались со значительными вычислительными трудностями.

В настоящей работе на основе классических представлений теории твердофазного горения предложена и численно реализована модель синтеза композиционного материала горением в трёхкомпонентной порошковой смеси Ti-B-Al с учетом детальной схемы химических реакции, зависимости свойств от состава, пористости и стадии поджигания воспламенителя. Синтез композиционного материала анализировался, начиная со стадии инициирования реакции в воспламенителе и заканчивая остыванием продукта. Модель включает уравнение энергии в форме уравнения теплопроводности и уравнения кинетики. Для описания кинетики взаимодействия в воспламенителе и в реакционной смеси используется закон действующих масс. От температуры скорости реакций зависят по закону Аррениуса. Задача реализована численно с использованием методов прогонки и Эйлера.

Расчеты показали, что для исследованного концентрационного интервала реагентов, как и в эксперименте [1,2], основными фазами продуктов СВС являются интерметаллиды TiAl, Ti<sub>3</sub>Al и диборид титана TiB<sub>2</sub>. При нагреве исходной реакционной смеси с 20 °С до 320 °С в составе итогового композита падает доля диборид титана и растёт доля интерметаллидной фазы. Стоит отметить, что для реакционных смесей состава  $\alpha(\text{Ti} + \text{Al}) + (1-\alpha)(\text{Ti} + 2\text{B})$ , при варьировании  $\alpha$  в диапазоне от 0 до 0.6 синтез всегда реализуется в волновом режиме с падением максимальной температуры синтеза при увеличении  $\alpha$ .

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0003.*

1. Synthesis of porous composite materials via combustion of a mixture of titanium, VT6 alloy, and amorphous boron powders / M.A. Ponomarev, V.E. Loryan // Inorganic Materials. – 2018. – Vol. 54. – P. 772–778. – DOI:10.1134/S002016851808015.
2. Synthesis of composite material in Al–Ti–B system during combustion of titanium and boron powders and aluminum-clad granules of VT6 alloy / M.A. Ponomarev, V.E. Loryan // Inorganic Materials: Applied Research. – 2019. – Vol. 10. – P. 1204–1212. – DOI:10.1134/S2075113319050241.

## **Многоуровневые конститутивные модели для совершенствования технологических процессов формования и термомеханической обработки металлических изделий**

Швейкин А.И., Трусов П.В., Шарифуллина Э.Р., Романов К.А.,  
Вшивкова А.А., Кондратьев Н.С., Остапович К.В.

*Пермский национальный исследовательский политехнический университет, Пермь*

Современное развитие материаловедения в целом и теории построения моделей поведения материалов в значительной степени идет в русле физической мезомеханики – дисциплины на стыке физики и механики твердого тела, основы которой заложены в работах академика В.Е. Панина, его коллег и учеников [1–3], когда материал рассматривается как сложная иерархическая система, обладающая свойством самоорганизации. Данный подход в полной мере реализуется при многоуровневом моделировании поведения материала с применением внутренних переменных, соответствующих элементам структуры материала, и кинетических уравнений с учетом физических механизмов процесса [4–6]. Именно многоуровневые конститутивные модели (КМ) поведения материалов востребованы для совершенствования существующих и разработки новых методов термомеханической обработки металлов и изделий, поскольку позволяют явным образом описывать механизмы деформирования и перестроение структуры материала, а следовательно – изменение определяемых ее состоянием физико-механических свойств получаемого изделия. Кроме того, многоуровневые КМ, по-видимому, являются единственным инструментом для проектирования функциональных материалов-изделий, для которых определяются неоднородные по изделию структура и свойства материала, оптимальные для эксплуатации при заданных условиях.

Базой для многоуровневых КМ являются соотношения мезоуровня. В серии работ авторов (свод результатов до 2019 г. содержится в монографии [4]) детально проработана структура геометрически и физически нелинейных базовых соотношений мезоуровня (уровня кристаллитов), учитывающих внутризеренное дислокационное скольжение (ВДС) и ротации решеток кристаллитов. При формулировке соотношений используется связанная с симметричными элементами кристаллита подвижная система координат, определяющая квазитвердое движение и коротационную производную. Для описания неупругого деформирования кристаллитов путем ВДС используются вязкопластические соотношения [4, 6] с учетом упрочнения за счет различных факторов (взаимодействия дислокаций между собой, с дефектами, с границами зерен). В модифицированных базовых КМ в законе упрочнения комплексно учитываются возможные изменения температуры и скорости деформации [7].

Предложенные базовые статистические КМ были использованы для анализа поведения представительных объемов металлов и сплавов (медные, алюминиевые, титановые, стали) при простых и сложных нагружениях с постоянными и меняющимися температурно-скоростными условиями. Результаты вычислительных экспериментов, в том числе – по характеристикам изменения структуры материала, находятся в удовлетворительном соответствии с экспериментальными данными. К примеру, в [8] представлены результаты, показывающие, что КМ алюминия адекватно описывает кривые деформирования при различных простых и сложных нагружениях, в частности – известный эффект перекрестного упрочнения, проясняет его причины на основе анализа активности систем скольжения ВДС.

Разработаны модификации КМ для описания изменения зеренной структуры при низких гомологических температурах, когда доминирует измельчение (фрагментация) зерен, реализуемое за счет дислокационно-дислокационных механизмов [9]. Базовые статистические КМ дополнены подмоделью для описания изменения размера ячеек, в качестве основы для которой использованы известные модификации модели ETMB (Y. Estrin, L.S. Toth, A. Molinari, Y. Brechet) [10]. Модифицированная КМ меди применена для описания равноканального углового прессования при комнатной температуре, полученные результаты по пределам текучести на растяжение, текстурам, плотностям дислокаций и среднему размеру ячеек удовлетворительно согласуются с экспериментальными данными [10]. Предложено

развитие КМ для учета плотности дислокаций для каждой системы скольжения и явного описания разворота ячеек (с принятием во внимание геометрически необходимых дислокаций и дисклинаций).

Использование режима сверхпластичности (СП) при умеренно повышенных температурах является перспективным направлением развития технологий формования изделий сложной формы с улучшенными эксплуатационными характеристиками [11]. Однако для указанных температур даже при одноосном растяжении кривые демонстрируют стадийность (колоколообразность), что связано с действием и взаимодействием различных механизмов, а также сменой их ролей [4, 12]. Создана трехуровневая КМ алюминиевого сплава 1420 (основа КМ представлена в [4]), показана ее способность описывать деформирование в режиме структурной СП и переходы к нему. Модель учитывает ключевые механизмы деформирования: зернограницное скольжение, ВДС, зернограницную диффузию, динамическую рекристаллизацию и ротации решеток кристаллитов, а также влияние частиц интерметаллидных фаз. С помощью КМ выявлены и проанализированы сценарии деформирования с переходом к режиму структурной СП и при изменении воздействий.

Разработан пакет модулей, реализующий созданные многоуровневые КМ, интегрируемый с решателями краевых задач МДТТ методом конечных элементов, что позволяет проводить углубленное моделирование многостадийных технологических процессов формования термомеханической обработки изделий. Исследованы некоторые технологии, в т.ч. актуальные для предприятий Пермского края, предложены рекомендации по их улучшению.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках реализации национального проекта «Наука и университеты» (в рамках выполнения государственного задания в лаборатории многоуровневого моделирования конструкционных и функциональных материалов, проект № FSNM-2024-0002).*

1. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2-х т., Т.1 / В.Е. Панин, В.Е. Егорушкин, П.В. Макаров и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН, 1995. – 298 с.
2. Физическая мезомеханика и компьютерное конструирование материалов: В 2-х т., Т.2 / В.Е. Панин, П.В. Макаров, С.Г. Псахье и др. – Новосибирск: Наука. Сибирская издат. фирма РАН, 1995. – 320 с.
3. Егорушкин В.Е., Панин В.Е., Панин А.В. О физической природе пластичности // Физ. мезомех. – 2020. – Т. 23. – № 2. – С. 5–14.
4. Трусов П.В., Швейкин А.И. Многоуровневые модели моно- и поликристаллических материалов: теория, алгоритмы, примеры применения. – Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2019. – 605 с. – DOI: 10.15372/MULTILEVEL2019TPV.
5. Diehl M. Review and outlook: mechanical, thermodynamic, and kinetic continuum modeling of metallic materials at the grain scale // MRS Communications. – 2017. – Vol. 7. – P.735–746. DOI: [10.1557/mrc.2017.98](https://doi.org/10.1557/mrc.2017.98).
6. Knezevic M., Beyerlein I.J. Multiscale modeling of microstructure-property relationships of polycrystalline metals during thermo-mechanical deformation // Adv. Eng. Mater. – 2018. – Vol. 20. – 1700956. – DOI: 10.1002/adem.201700956.
7. Швейкин А.И., Вшивкова А.А., Трусов П.В. Двухуровневая конститутивная модель металла с комплексным учетом изменяющихся температурно-скоростных условий // Физ. мезомех. – 2024. – Т. 27. – № 2. – С. 50–68.
8. Shveykin A.I., Romanov K.A., Trusov P.V. Some issues with statistical crystal plasticity models: description of the effects triggered in FCC crystals by loading with strain-path changes // Materials. – 2022. – Vol. 15. – 6586 (18 p.). – DOI: 10.3390/ma15196586.
9. Рыбин В.В., Перевезенцев В.Н., Свирина Ю.В. Физическая модель начальных стадий фрагментации поликристаллов в ходе развитой пластической деформации // Физика металлов и металловедение. – 2017. – Т.118. – №12. – С. 1243–1247.
10. Romanov K., Shveykin A., Trusov P. Advanced statistical crystal plasticity model: description of copper grain structure refinement during equal channel angular pressing // Metals. – 2023. – Vol. 13. – 953. DOI: 10.3390/met13050953
11. Сверхпластичность ультрамелкозернистых сплавов: эксперимент, теория, технологии / Р.Р. Мулюков, Р.М. Имаев, А.А. Назаров и др. – М.: Наука, 2014. – 284 с.
12. Fabrication of bulk ultrafine-grained materials through intense plastic straining / P.B. Berbon, N.K. Tsenev, R.Z. Valiev, M. Furukawa, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon // Metallurgical and Materials Transactions. – 1998. – Vol. 29A. – P. 2237–2243.

## **Особенности механических свойств керамических огнеупорных материалов, дефектная структура которых определяется различными типами несплошностей**

<sup>1,2</sup>Шилько Е.В., <sup>1</sup>Лапшина А.А., <sup>1</sup>Григорьев А.С., <sup>1,2</sup>Дмитриев А.И., <sup>3</sup>Андреев К.

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

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

<sup>3</sup>*Wuhan University of Science and Technology, Wuhan*

Спеченные керамические материалы на основе оксидов широко используются в качестве материалов футеровочных изделий в металлургии, стекольном производстве и т.д. Для обеспечения надежности, долговечности и производительности футеровок огнеупорные керамики должны обладать высокими значениями механических характеристик. К ключевым механическим характеристикам керамик традиционно относят прочность на сжатие, асимметрию прочности (отношение прочности на сжатие к прочности на растяжение) и вязкость разрушения. Данные характеристики определяются не только фазовым составом материала, но в еще большей степени – особенностями внутренней структуры. Ключевыми элементами структуры огнеупоров, помимо зерен, являются дефекты двух типов – поры и несплошности плоскостного типа (тонкие зазоры между неплотно прилегающими зернами). В зависимости от гранулометрического состава порошков, их предварительной обработки, условий синтеза и используемых порообразователей в структуре огнеупора могут преобладать дефекты первого или второго типа. Современные подходы к повышению механических свойств огнеупоров во многом базируются на управлении параметрами дефектной структуры, что требует понимания влияния каждого из типов дефектов на эффективные механические свойства.

Целью настоящей работы являлось изучение влияния геометрических характеристик пор и плоскостных несплошностей на величину упругих модулей и прочности, а также хрупкость разрушения керамик, в структуре которых доминирует один из видов дефектов. Исследование проведено путем компьютерного моделирования одноосного сжатия и растяжения представительных образцов огнеупоров методом однородно деформируемых дискретных элементов. Для проведения исследования разработана мезомасштабная модель представительного объема керамического огнеупора, которая учитывает его многомасштабную зеренную структуру, а также поры различного размера и/или плоскостные несплошности между зернами.

Результаты моделирования позволили выявить общие закономерности и особенности влияния дефектности первого и второго типов на эффективные механические свойства огнеупорных керамик.

Показано, что в керамиках, преобладающим видом дефектов в которых являются поры кавернозного типа (с положительной кривизной), эффективные свойства образцов определяются не только величиной пористости, но в не меньшей степени и геометрическими характеристиками пор. Для характеристики геометрии кавернозных пор предложены два локальных параметра: максимальная протяженность поры (максимальное расстояние между двумя точками поверхности) и коэффициент несферичности поры (отношение объема поры к объему описывающего шара). Установлено, что при одинаковой величине пористости эффективные упругие модули образцов являются экспоненциальными функциями безразмерного параметра, представляющего собой произведение наклона функции распределения пор по максимальной длине на среднее значение коэффициента несферичности пор. В отличие от упругих модулей, значения прочности пористых образцов на сжатие и растяжение определяются, главным образом, величиной наклона функции распределения пор по максимальной длине (то есть, размерным параметром поровой структуры). Показана возможность построения единых кривых (master curves) зависимости упругих и прочностных характеристик пористых образцов от параметров поровой структуры, применимых к керамическим материалам с различными локальными механическими свойствами зерен и различными геометрическими характеристиками пор. Обсуждается обобщение полученных

master curves на материалы с различной величиной пористости.

В керамиках, дефектная структура которых определяется плоскостными несплошностями, влияние концентрации и протяженности таких исходных «трещин» на эффективные свойства образцов имеет ряд важных отличий от влияния пор. В случае достаточно большой апертуры (раскрытости) плоскостных несплошностей имеют место значительное снижение величины коэффициента Пуассона образцов в сравнении с коэффициентом Пуассона зерен (отметим, что в образцах с порами кавернозного типа тенденция противоположная) и переход от хрупкого к квазихрупкому характеру разрушения образцов, как при сжатии, так и при растяжении. При малых значениях апертуры плоскостных несплошностей упругое поведение материала становится асимметричным, а степень асимметрии зависит от величины локального коэффициента трения. Также важно отметить пороговый характер влияния концентрации плоскостных несплошностей на изменение эффективных механических свойств трещиноватого материала.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00688, <https://rscf.ru/project/22-19-00688>.*

## Эффект сводообразования при проседании кровли подземной выработки в массивах горных пород - новый численный подход

Шиповский И.Е., Трофимов В.А.

ФГБУН Институт проблем комплексного освоения недр им. академика Н.В. Мельникова  
РАН, Москва

Современные методы добычи полезных ископаемых позволяют экономически эффективно осуществлять массовую отработку крупных рудных и угольных тел. Фундаментальная механика обрушения включает в себя описание самораспространяющегося разрушения горной массы *in situ* в ответ на выемку породы и полезного ископаемого из горного массива. С момента появления крупномасштабных методов разработки месторождений, исследователи стремились понять и предсказать природу развития разработанного пространства с помощью простых инженерных подходов, основанных на оценочных формулах и эмпирических методах. Хотя исторически эти методы успешно применялись в горном производстве, считается, что численное моделирование способно обеспечить более фундаментальную, строгую и надежную оценку поведения выработок. Численная модель для оценки продвижения забоя и поведения кровли была разработана на основе эмпирических закономерностей поведения горных пород и развития методов численного моделирования. При этом постепенное развитие разработанного пространства моделируется продвижением фронта забоя на основе заданного графика добычи. Численное моделирование показывает изменение контура выработки и возможного проседания дневной поверхности.

Для проведения численных экспериментов ставится краевая задача, для решения которой используется система уравнений механики сплошной среды, включающая закон сохранения массы, уравнение сохранения количества движения и уравнение энергии. Замыкается эта гиперболическая система квазилинейных дифференциальных уравнений в частных производных уравнениями состояния для породы и взрывчатого вещества (ВВ).

Для решения поставленной краевой задачи применяется численный метод сглаженных частиц (SPH) [1]. Метод SPH основан на моделировании сплошной среды набором частиц постоянной массы. Среда разбивается на малые, по сравнению с характерными размерами рассчитываемой модели, элементы – лагранжевые SPH-частицы. Каждый такой элемент имеет свое значение аппроксимируемого параметра. Также считаются известными его плотность, местоположение и масса. Численное решение во всей области интегрирования получается с помощью интерполяционной функции, для которой эти частицы являются интерполяционными узлами, в соответствии с чем, каждая SPH-частица является точкой интерполяции, в которой известны параметры деформируемой среды. Производные, входящие в уравнения, которыми описывается движение рассматриваемой среды, вычисляются с помощью тех же интерполяционных функций. Таким образом, вычисление градиентов сводится к аналитическому дифференцированию гладких функций. В качестве интерполяционной функции используется В-сплайн третьей степени.

В рамках метода SPH реализуется упругопластическая модель породы. Законы сохранения массы, импульса и удельной внутренней энергии записываются в разностном виде. Численная аппроксимация уравнений закона сохранения массы, импульса и удельной внутренней энергии, построенная с помощью метода SPH, используется совместно с вычислением давления по уравнению состояния и производной девиатора тензора напряжений модели упругопластического деформирования.

Взаимодействие SPH-частиц следует алгоритму, основанному на разбиении пространства регулярным образом, когда для каждой SPH-частицы соседние к ней будут находиться либо в ее же зоне влияния, либо в окрестности окружающих частиц.

На рисунке 1 представлены результаты расчета эволюции кровли выработанного пространства в массиве в условиях действия гравитации.



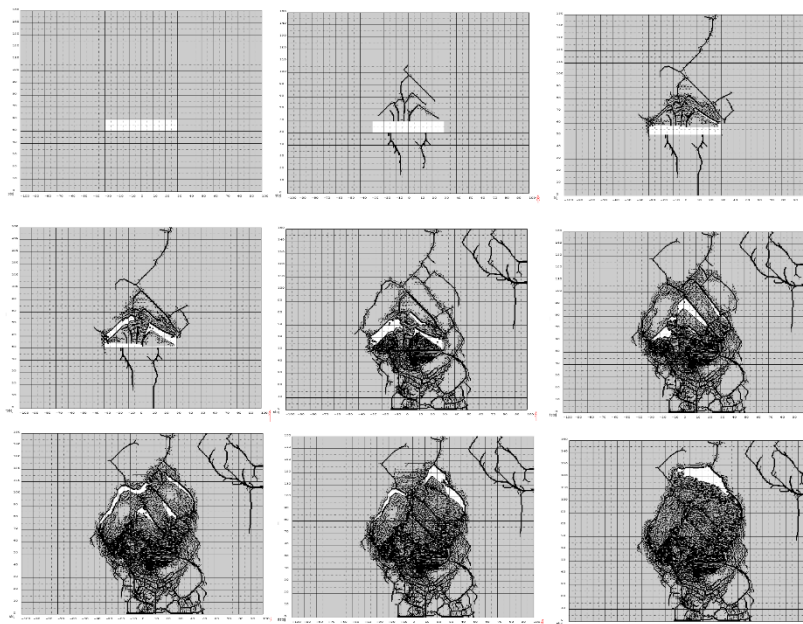


Рис. 1. Последовательность рассчитанных картин обрушения кровли выработанного пространства

Прослеживается процесс трещинообразования с формированием блочной структуры, приводящее к обрушению кровли. Дальнейшее накопление повреждений приводит к развитию полостей куполообразной формы, что соответствует, в частности, натурным наблюдениям сводообразования в виде шатра в природных пещерах. В итоге сформировалась устойчивая «линза» без дальнейшего провала на дневной поверхности.

Метод численного моделирования с учетом факторов окружающей среды воспроизвел явление обрушения кровли выработанного пространства, которое хорошо согласуется с реальными наблюдениями эволюции массива при техногенном воздействии, тем самым раскрывая внутренний механизм формирования подземных полостей и карстовых образований. При этом численный расчет развития напряженно-деформированного состояния и конститутивного поведения горной массы дает возможность предсказать зависания, необходимость перерывов и скорость темпов продвижения. Полученная в результате численная модель способна точно отразить потерю прочности и величину модуля деформации горного массива, а также влияние крупномасштабных неоднородностей на поведение развития выработки. Кроме того, непрерывно отслеживается изменение напряженно-деформированного состояния и объема во время сложного процесса обрушения, вызванного накоплением повреждений, пластичностью разрушенных масс и трещинообразованием. Использование численного подхода позволит способствовать разработке оптимальных графиков добычи, которые будут отражать изменчивость извлекаемой горной массы и способы выемки для всех методов проходки - блочного, панельного и подэтажного обрушения.

1. Шиповский И.Е. Расчет хрупкого разрушения горной породы с использованием бессеточного метода // Научный вестник Национального горного ун-та. – Днепр. – 2015. – Вып. 1(145). – С. 76-82.

## **К вопросу о численной оценке эффективных механических характеристик предварительно нагруженного материала**

<sup>1,2</sup>Яковлев М.Я., <sup>1</sup>Быстров И.Д., <sup>1,2</sup>Семыкин А.А., <sup>1</sup>Ермаков Е.А., <sup>3</sup>Зингерман К.М.,  
<sup>1</sup>Левин В.А.

<sup>1</sup>Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, Москва

<sup>2</sup>ООО «Фидесис», Москва

<sup>3</sup>Тверской государственный университет, Тверь

Одной из основных задач механики композиционных материалов [0] является гомогенизация – т.е. оценка эффективных (осреднённых) характеристик неоднородного (гетерогенного) материала. Численная оценка эффективных механических свойств неоднородных материалов быть осуществлена путём расчёта на представительном объёме гетерогенного материала – либо на его ячейке периодичности, если материал имеет регулярную структуру. Для этого на модели (представительном объёме либо ячейке периодичности) решается определённая серия статических краевых задач механики. В различных задачах серии к модели прикладываются различные граничные условия (для представительного объёма – непериодические, для ячейки периодичности – периодические), а результаты решения каждой задачи осредняются по объёму с целью последующего вычисления эффективных характеристик материала.

В некоторых случаях гетерогенный материал эксплуатируется, будучи предварительно нагруженным – соответственно, интерес представляют его эффективные механические характеристики именно в преднагруженном состоянии. Если и предварительное нагружение, и нагрузки в ходе эксплуатации вызывают в материале только линейно упругие деформации – то предварительное нагружение никак не влияет на эффективные свойства неоднородного материала: это вытекает из принципа суперпозиции линейно-упругих деформаций [1]. Если же в процессе предварительного нагружения возникает любая нелинейность (физическая, геометрическая, контактная) – тогда преднагружение оказывает влияние на эффективные свойства материала.

При численной оценке эффективных механических свойств предварительно нагруженного неоднородного материала перед серией статических краевых задач, решаемых для ненагруженного материала, решается ещё одна краевая задача – в которой к представительному объёму или ячейке периодичности прикладывается только предварительная нагрузка. Задачи из основной серии решаются после неё, при этом результат её решения используется как начальное напряжённо-деформированное состояние.

Существуют два подхода к постановке такой задачи. Первый подход проще в реализации, но менее физичный: к представительному объёму (ячейке периодичности) прикладывается предварительное нагружение, при этом внешняя граница модели жёстко фиксируется  $[0, 0]$  – таким образом, преднагружение может вызывать в модели ненулевые эффективные напряжения, но эффективные деформации остаются нулевыми. Во втором подходе граница модели остаётся свободной – таким образом, преднагружение вызывает и ненулевые напряжения, и деформации. Такой подход сложнее реализовать, но он даёт более физические результаты оценки эффективных свойств преднагруженного материала.

В докладе подробно описаны математическая постановка и численный алгоритм оценки эффективных свойств преднагруженного материала. Приведены результаты двух серий расчётов с использованием описанного второго подхода. В первой серии численно оцениваются эффективные характеристики упруго-пластической пористой среды – при малых деформациях, в геометрически линейной постановке. Модель для расчёта (ячейка периодичности) представляет собой квадрат с регулярным распределением круговых отверстий (рис. 1а), предварительно нагруженный внешним давлением. Вследствие предварительного нагружения вокруг отверстия образуется пластическая зона [0], размер которой влияет на эффективные свойства материала. Оцениваются эффективные модуль объёмного сжатия порового пространства  $K_\phi$  и модуль сдвига  $G$  материала. Результаты

численной оценки показывают хорошее совпадение (рис. 1б) с аналитическими формулами для эффективных свойств, приведёнными в [0].

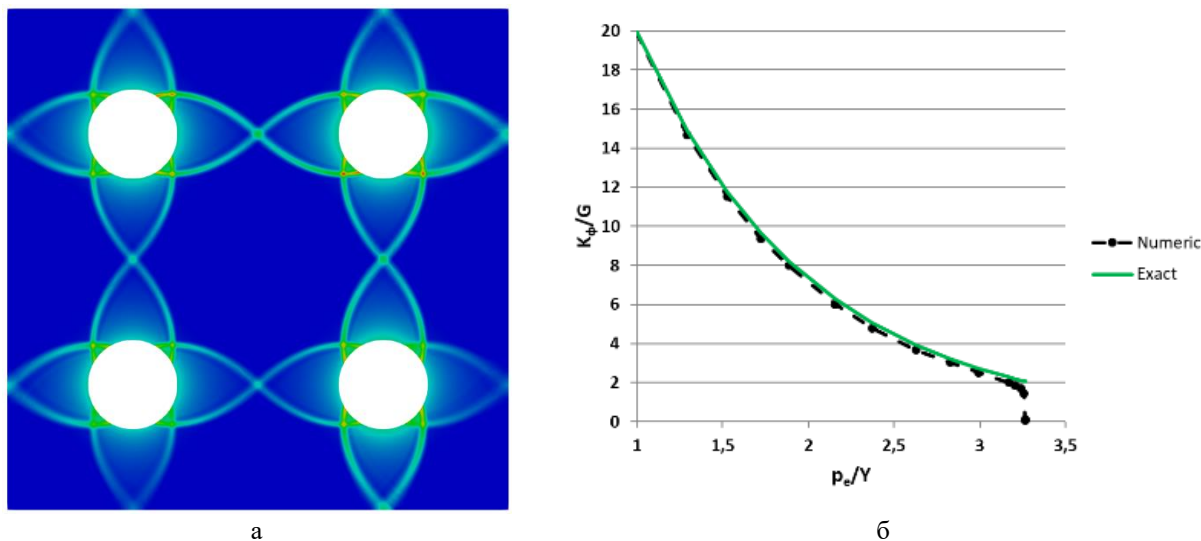


Рис. 1. Пластические деформации в пористой среде (а) и сравнение численного решения для  $K_\phi$  с аналитическими (б)

Во второй серии расчётов оцениваются эффективные свойства нелинейно-упругой пористой среды при конечных деформациях, в геометрически и физически нелинейной постановке. В этом случае есть три разных состояния материала: отсутствие какой-либо нагрузки, наличие только предварительного нагружения и наличие предварительного нагружения плюс искусственных нагрузок, задаваемых в рамках серии модельных краевых задач. Поэтому оценка эффективных свойств производится в рамках не просто нелинейной теории упругости [0], а в рамках механики наложения больших деформаций [0]. Моделью для расчёта является также квадратная пластина с круговым отверстием (порой), предварительное нагружение – давление внутри поры. Оцениваются эффективные упругие модули первого и второго порядка [0].

Расчёты в работе проведены с помощью российского пакета прочностного анализа «Фидесис» [0], в составе которого есть отдельный модуль «Фидесис Композит» для оценки эффективных характеристик гетерогенных материалов.

1. Победра Б. Е. Механика композиционных материалов. – М.: Изд-во Моск. у.н-та, 1984. — 336 с.
2. Тимошенко С.П., Гудьер Дж. Теория упругости. – М.: Наука, 1975. – 576 с.
3. Yakovlev M.Ya., Lukyanchikov I.S., Levin V.A., Vershinin A.V., Zingerman K.M. Calculation of the effective properties of the prestressed nonlinear elastic heterogeneous materials under finite strains based on the solutions of the boundary value problems using finite element method // Journal of Physics: Conference Series. – 2019. – Vol. 1158. – I. 4. – Article 042037. – [DOI:10.1088/1742-6596/1158/4/042037/meta](https://doi.org/10.1088/1742-6596/1158/4/042037/meta)
5. Yakovlev M.Ya., Bystrov I.D., Zingerman K.M., Levin V.A. Numerical Simulation of the Pore Pressure Influence on the Effective Mechanical Properties of Rocks Using CAE Fidesys // AIP Conference Proceedings. – 2022. – Vol. 2509. – Article ID 020209. – <https://aip.scitation.org/doi/pdf/10.1063/5.0084834>
6. Галин Л.А. Плоская упруго-пластическая задача // ПММ. – 1946. – Т. 10, вып. 3. – С. 367–386.
7. Yarushina V.M., Podladchikov Y.Y., Wang L.H. Model for (De)Compaction and Porosity Waves in Porous Rocks Under Shear Stresses // J. Geophys. Res. Solid Earth. – 2020. – Vol. 125. – Article ID: e2020JB019683.
8. Лурье А. И. Нелинейная теория упругости. – М., Наука, 1980. – 512 с.
9. Левин В.А. Модели и методы. Образование и развитие дефектов. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2015. – 456 с. (Нелинейная вычислительная механика прочности / Под общ. ред. В.А. Левина: В 5 т. Т. 1).
10. 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.
11. Официальный сайт ООО «Фидесис» [Электронный ресурс] – Режим доступа: <https://cae-fidesys.com/>

## Dental materials selection for additive manufacturing of re-movable complete dentures (rcd)

<sup>1</sup>Drobyshev A.Yu., <sup>1</sup>Dibirov T.M., <sup>2</sup>Kozulin, A.A., <sup>3</sup>Panin S.V., <sup>1</sup>Arutyunov S.D.,  
<sup>1</sup>Yevdokimov A.I.

<sup>1</sup>*Moscow State University of Medicine and Dentistry, Moscow*

<sup>2</sup>*National Research Tomsk State University, Tomsk*

<sup>3</sup>*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk*

Despite the enormous efforts of the global medical community, the growing dynamics of the number of cancer diseases is accelerating nowadays. According to the International Agency for Research on Cancer (IARC), more than 18 million new cancer cases and above 9.5 thousand deaths it caused was recorded worldwide in 2018 [1]. Both head and neck cancers are among the most common types, ranking eighth as the leading cause of death [2]. In this regard, an improvement of methods of complex maxillofacial and orthopedic treatment is an urgent problem in medicine.

In general, the loss of bone tissue of the maxilla due to oncological or traumatic surgery is a serious medical and social challenge. Its advanced treatments are based on the installation of zygomatic implants that have been proposed by Prof. P. Brånemark in 1988 as a support for maxillary dentures [3]. Their first generation differed from up-to-date analogues only in greater both length and diameter.

Currently, zygomatic implants are produced in a wide range of standard sizes, but the selection of their types, quantity and configuration is an exclusively patient-oriented problem. It is also associated with the presence/absence of bone tissue in one or another section of the zygomatic bones, its condition, and some other issues. However, in spite of manufacturers' recommendations for the use of a specific type of zygomatic implants depending on the presence and condition of bone tissue, the selection of their number and configuration is made intuitively in most cases, taking into account the experience of maxillofacial surgeons.

When installing zygomatic implants, an important aspect is to predict their mechanical behavior in addition to some other biomedical issues (primarily, osseointegration). The problem of assessing the deformation behavior of the “zygomatic bones–implants–maxillary prosthesis” system (prosthetic structure) can be solved within the framework of solid mechanics approaches, but the structure itself can be approximated by the finite element method (FEM). In this formulation, the solution to the problem of selecting the type, configuration and location of installed zygomatic implants can be carried out when planning prosthetic tactics based on the results of computer simulation. In this case, information about the skull of a particular patient, and the zygomatic bones as its components, can be taken from computed tomography (CT) data and imported into commercial FEM-based software.

The aim of this research was to evaluate the Stress Strain State (SSS) in the “zygomatic bones–implants–denture base” system by varying the type and number of the implants, as well as applying loads. The system was loaded locally, affecting segments of a virtual denture base of a maxillary prosthesis (hereinafter referred to as the denture base). The load magnitude was varied over a wide range, characteristic of the mastication process. Using the only denture base in computer simulation was a certain approximation, which enabled to exclude the influence of the shape (curvature) of the mastication surface and the size of the installed dentition on the results of the SSS calculations. However, its functional purpose in terms of consolidating the abutments with the denture base was identical to the entire maxillary prosthesis.

1. WHO. Cancer Newsletter. Geneva: WHO; (2018). Accessed September 8, 2020. <https://gco.iarc.fr/today/data/factsheets/populations/900-world-fact-sheets.pdf>

2. Kofler B., Laban S., Busch C.J., Lörincz B., Knecht R. New treatment strategies for HPV-positive head and neck cancer // European Archives of Oto-Rhino-Laryngology. 2013, Vol. 271(7). P. 1861-1867. – DOI: 10.1007/s00405-013-2603-0.

3. Brånemark P., Gröndahl K., Öhrnell L., Nilsson P., Petruson B., Svensson B., Nannmark U. Zygoma fixture in the management of advanced atrophy of the maxilla: technique and long-term results // Scandinavian Journal of Plastic and Reconstructive Surgery and Hand Surgery. 2004. Vol.38(2). P. 70–85. – DOI: 10.1080/02844310310023918.

## Energy absorption by layered structures with auxetic structures under intense pulse impacts

Skipnyak V.A., Skipnyak E.G., Chirkov M., Skipnyak V.V.

*National Research Tomsk State University, Tomsk*

The research results of mechanical behavior and specific energy absorption of three-layer structures with internal volumes of auxetic metamaterials under pulse loads with amplitudes from 10 to 300 m/s in the temperature range from 153 to 473 K are presented.

Structures with an internal layer formed by the translation of unit cells (UC) of several types of auxetic structures are considered - the classic “re-entrant”, “the hexagonal re-entrant” and the re-entrant “with curved structural elements”.

The considered three-dimensional auxetic structures are used in metamaterials that have the ability to effectively absorb and dissipate the energy of pulsed impacts [1– 4].

Constitutive equations and fracture models based on the damage evolution of aluminum and titanium alloys at high strain rates were used for simulation of deformation and damage of layered structures elements under dynamic loading [5, 6]. Numerical simulation was performed using Autodyn, LS DYNA solvers included in WB ANSYS 19.2 and original modules for governing equations and damage evolution models.

The results of numerical studies showed that the rigidity of the considered auxetic structures decreases significantly in the case of predominance of bending deformations of the frame elements. All considered topologies of auxetic structures in intermediate layers of structures have a negative Poisson's ratio, that agree with results [7, 8].

The degree of strain disorder in the volume of metamaterials increases and local zones with increased degrees of deformation and compaction of the UC are formed with an increasing in the rate of deformation and temperature at the same duration of dynamic impacts.

It was shown that compaction and destruction of the auxetic structures of the three-layer structures under consideration under dynamic loading conditions do not occur simultaneously.

The results obtained confirm the prospects of using layered structures with return auxetic structures based on aluminum and titanium alloys with increased dissipative properties as dampers of pulsed mechanical loads and the ability to absorb input mechanical energy in the temperature range from 153 to 473 K.

*The work was supported by the Russian Science Foundation: Project 23-29-00349.*

1. Modified re-entrant auxetic metamaterials with energy absorption enhancement / E. Etemadi, A. M.M. Zamani, F. Scarpa, M. Zeeshan, M. Hosseinabadi, H. Hu// *Mater. Today Com.* – 2024.– Vol. 38.– P.108079. – DOI:10.1016/j.mtcomm.2024.108079.
2. Reversible energy absorption of elasto-plastic auxetic, hexagonal, and AuxHex structures fabricated by FDM 4D printing /N. Namvar, A. Zolfagharian, F. Vakili-Tahami, M. Bodaghi // *Smart Mater. Struct.* –2022. – Vol. 31. – 055021. – DOI: 10.1088/1361-665X/ac6291.
3. Tunable energy absorption characteristics of architected honeycombs enabled via additive manufacturing / S. Kumar, J. Ubaid, R. Abishera, A. Schiffer, and V. S. Deshpande // *ACS Appl. Mater. Interfaces.* – 2019. – Vol. 11. – P. 42549 – 425607. – DOI: 10.1021/acsami.9b12880.
4. Mechanical response of layered structures with internal layers from metamaterials to dynamic loadings / V. A. Skipnyak, M. Chirkov, E. G. Skipnyak, V. V. Skipnyak // *Facta Universitatis, Series: Mechanical Engineering*od. – 2024. – DOI: 0.22190/FUME231018001S.
5. Specific damping capacity of layered structures with a layer of dissipative metamaterial under quasi static and dynamic impacts / V. A. Skipnyak, M. Chirkov, E. G. Skipnyak, V. V. Skipnyak // *J. Sib. Fed. Univ. Math. Phys.* –2024. – Vol. 17. – №. 1. – P. 91–96.
6. Mechanical behavior of aluminum alloy 1520 under tension in the range of strain rates from  $10^{-1}$  to  $10^3$  s<sup>-1</sup> / V. A. Skipnyak, M. Chirkov, E.G. Skipnyak, V. V. Skipnyak // *Vestnik Tomsk. Gos. Univer., Mat. i Mekh.*– 2023. – № 86.– P. 120-135.
7. Pothier S., Roufail R., Malton, M. Unit cell modelling of auxetic structure // *J. Miner. Mater. Charact. and Eng.* –2022. – Vol. 10. – P. 360-369. – DOI: 10.4236/jmmce.2022.104025.
8. Al-Khazraji M.S. Review on impact, crushing response and applications of re-entrant core sandwich structures// *Aircraft Eng. and Aerospace Tech.*– 2024. –Vol. 96.–No. 2. – P. 297-306. – DOI: 10.1108/AEAT-05-2023-0122.

**Секция 4. Разработка перспективных конструкционных и функциональных материалов, передовые технологии их получения**

## Сорбция и десорбция водорода порошком Ti-Ni, подвергнутого механохимическому легированию титаном

Абдульменова Е.В., Буякова С.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Твёрдые носители водорода в форме гидридов металлов представляют наибольшую перспективу в хранении и транспортировке водорода за счёт обратимого аккумуляирования водорода [1]. Наибольшей стойкостью к окислению среди металлических материалов, способных обратимо адсорбировать водород, обладает сплав на основе  $Ti_2Ni$  [2]. Однако, его способность сорбировать и десорбировать водород зависит от способа получения [3]. Такое различие в сорбционной способности при использовании разных методов получения сплава на основе  $Ti_2Ni$ , обусловлено образованием оксидных слоёв и формированием необратимого гидрида  $Ti_2NiH_{0.5}$  препятствующего многократным циклам сорбции/десорбции водорода [4].

Альтернативным походом к решению проблем существования оксидных слоёв и активации циклических процессов сорбции/десорбции водорода может являться применение механохимического синтеза, поскольку большими сорбционными характеристиками обладают дисперсные системы. Применение высокоинтенсивной механической обработки, используемой в механохимическом синтезе, приводит к разрушению оксидных слоёв за счёт дробления частиц, что обеспечивает диффузию водорода в материал. Обычно, при синтезе сплава на основе  $Ti_2Ni$  используются отдельные порошки Ti ( $TiH_2$ ) и Ni [3]. В этом случае при синтезе могут формироваться вторичные фазы как  $TiNi$  и  $Ni_3Ti$ , которые влияют на сорбцию/десорбцию водорода. В данной работе предлагается использовать многофазный порошок Ti-Ni и легировать его титаном, в целях протекания химического взаимодействия Ti с фазами  $TiNi$  и  $Ni_3Ti$  без образования вторичных фаз.

Цель работы – изучить сорбцию и десорбцию водорода порошком Ti-Ni вблизи экваторного состава, подвергнутого механохимическому легированию титаном.

Насыщение водородом порошковой смеси (Ti-Ni) – Ti (15 % масс.) проводили электрохимическим способом, десорбцию водорода изучали в процессе выдерживания в воздушной атмосфере.

Установлено, что после механохимического легирования порошковая смесь (Ti-Ni) – Ti (15 % масс.) состояла из фаз  $TiNi$  (B2, B19') и  $Ti_2Ni$ . Фаза  $Ti_2Ni$  в порошковой смеси (Ti-Ni) – Ti была представлена двумя модификациями, отличающимися параметрами ячеек  $Ti_2Ni$  (I) и  $Ti_2Ni$  (II). Параметр ячейки  $Ti_2Ni$  (I) составил  $1,1285 \pm 5 \cdot 10^{-4}$  нм, параметр элементарной ячейки фазы  $Ti_2Ni$  (II) составил  $1,1274 \pm 5 \cdot 10^{-4}$  нм при введении титана в порошковую смесь. Так, фаза  $Ti_2Ni$  (I) наследована из исходного порошка Ti-Ni, а фаза  $Ti_2Ni$  (II) сформировалась в процессе механохимического легирования. Электрохимическое гидрирование, полученного сплава на основе  $Ti_2Ni$  в порошковом состоянии, в течение 360 мин приводит к изменению параметра решётки  $Ti_2Ni$  (II), который соответствует параметру гидрида  $Ti_2NiH_{2.8}$ .

После 30 дней выдерживания порошка в воздушной атмосфере уменьшилась интегральная интенсивность рентгеновских линий, принадлежащих гидриду  $Ti_2NiH_x$ , что указывает на медленный процесс десорбции водорода (рис. 1). Число атомов водорода в формульной единице гидрида после 30 дней выдерживания порошка в воздушной атмосфере составила 2,4. После 760 дней выдерживания порошка в воздушной атмосфере интегральная интенсивность рентгеновских линий, принадлежащих гидриду, значительно уменьшается, что свидетельствует почти о полной его деградации. Отношение интегральной интенсивности фазы  $Ti_2Ni$  к гидриду  $Ti_2NiH_x$  в угловом диапазоне от 30 до 45 ° с увеличением длительности выдерживания порошка в воздушной атмосфере монотонно увеличивается, что также свидетельствует о деградации гидрида (табл. 1).

Таблица 1. Отношение интегральной интенсивности фазы  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  к гидриду  $\text{Ti}_2\text{NiH}_x$ 

Длительность естественного старения	$\text{Ti}_2\text{Ni}$	$\text{Ti}_2\text{NiH}_x$	$\text{Ti}_2\text{Ni} / \text{Ti}_2\text{NiH}_x$
0	436,5	361,8	1,2
30	508,1	346,5	1,5
760	156,9	76,8	2,0

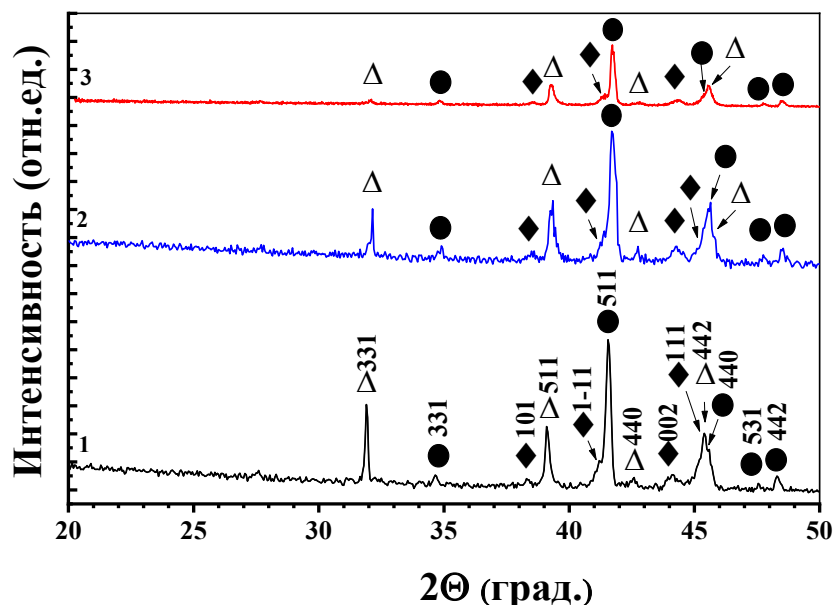


Рис. 1. Рентгенограммы полученного сплава на основе  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  в порошковом состоянии (1) после гидрирования в течение 360 минут, после его естественной деградации в течение 30 (2) и 758 (3) дней : ● –  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  (I) (E93), ♦ –  $\text{TiNi}$  (B19'), Δ –  $\text{Ti}_2\text{NiH}_x$  (E93)

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

1. An overview of TiFe alloys for hydrogen storage: Structure, processes, properties, and applications / H. Liu, J. Zhang, P. Sun, C. Zhou, Y. Liu, Z. Z. Fang // J. Energy. Storage. – 2023. – Vol. 68. – P. 107772. – Doi: 10.1016/j.est.2023.107772.
2. Electrochemical hydrogen storage properties of a non-equilibrium  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  alloy / X. Zhao, J. Li, Y. Yao, L. Ma // RSC Advances. – 2012. – Vol. 2. – P. 2149–2153. – DOI: 10.1039/C2RA00846G.
3. Hydrogen storage characteristics of  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  alloy synthesized by the electro-deoxidation technique / M. Anik, B. Baksan, T. Ö. Orbay, et al. // Intermetallics. – 2014. – Vol. 46. – P. 51–55. – DOI:10.1016/j.intermet.2013.10.026.
4.  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  alloy: a potential candidate for hydrogen storage in nickel/metal hydride secondary batteries / X. Zhao, L. Ma, Y. Yao // Energy Environ. Sci. – 2010. – Vol. 3. – P. 1316–1321.



## Механохимическое сплавление элементарных порошков титана и железа

Абдульменова Е.В., Буякова С.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сплавы типа АВ, к которым относится интерметаллид TiFe, известны как перспективные материалы - носители водорода поскольку обладают высокой емкостью хранения и имеют относительно низкую стоимость по сравнению с выпускаемыми сплавами типа АВ5, например LaNi<sub>5</sub>, на рынке [1, 2]. Большими сорбционными характеристиками обладают дисперсные системы на основе интерметаллида TiFe, кроме того, в порошковом состоянии материал легче подвергается увеличению числа дефектов. Получают порошковый сплав TiFe разными способами, в том числе и механохимическим сплавлением порошков Ti и Fe [3]. Механическая обработка порошковой смеси, на котором основан метод механохимического сплавления, обеспечивает формирование дефектной структуры благоприятной для сорбции водорода и его диффузии в объем материала [4]. Однако существует ряд противоречивых данных, связанных с механохимическим сплавлением отдельных порошков. В частности, открытым остаётся вопрос об аморфизации системы и фазах, формирующихся в результате такого способа получения материала [5, 6].

Целью данной работы являлось исследование структуры и фазового состава порошковых смесей при механохимическом сплавлении элементарных порошков титана и железа в зависимости от длительности механической обработки.

Механохимическое сплавление титана (Ti) марки ПТОМ-1 и железа (Fe) ПЖРВ 2 проводилось в высокоинтенсивной планетарной шаровой мельнице типа «АГО-2». Соотношение компонентов в порошковой смеси являлось эквиатомным. Длительность обработки порошковых смесей состава Ti – Fe (50 % масс.) варьировалась от 10 до 300 секунд при  $\omega = 1820$  об./мин. Средний размер частиц порошков определяли по снимкам, полученным на сканирующем микроскопе TESCAN VEGA 3SBH. Фазовый состав изучали при помощи рентгеновской дифракции при Cu-K $\alpha$  излучении.

Порошок Ti в исходном состоянии состоял из частиц со средним размером 6,5 мкм ( $\sigma = 6,7$  мкм). Порошок Fe в исходном состоянии состоял из агломератов со средним размером 306,2 мкм ( $\sigma = 108,7$  мкм). Средний размер частиц в агломератах составлял 19,0 мкм ( $\sigma = 27,3$  мкм) (рис.1). В результате механической обработки порошковой смеси в течение 10 секунд произошло значительное уменьшение среднего размера частиц до 3,7 мкм ( $\sigma = 4,7$  мкм) по сравнению с порошками Ti и Fe в исходном состоянии. При дальнейшем увеличении длительности механической обработки порошковой смеси до 300 секунд средний размер частиц значительно увеличился в результате агломерации и составил 234,0 мкм ( $\sigma = 138$  мкм).

На всех рентгенограммах порошковых смесей (рис. 2) после механической обработки присутствовали дифракционные отражения фаз  $\alpha$ -Ti и  $\alpha$ -Fe. В результате механической обработки порошковых смесей интегральная ширина (FWHM) дифракционных отражений всех фаз увеличилась (рис.3). Так, в результате механической обработки порошковой смеси в течение 300 секунд FWHM фазы  $\alpha$ -Ti с индексом отражения (101) увеличилась с 0,1533 до 0,4924 °, а FWHM (110) фазы  $\alpha$ -Fe увеличилась с 0,1939 до 0,3475 °. Обращает на себя внимание появление расщепления дифракционного отражения (110) фазы  $\alpha$ -Fe при угловом положении  $\sim 44,7^\circ$  (рис.2, вставка) в результате формирования рентгеноаморфного состояния в процессе механической обработки, что согласуется с [5]. Величина отношения интегральной интенсивности  $I_{\text{Fe}(110)}/I_{\text{рентг.ам.}}$  при увеличении длительности механической обработки порошковых смесей до 130 с уменьшается с 7,5 до 1,9. В результате 300 секунд механической обработки  $I_{\text{Fe}(110)}/I_{\text{рентг.ам.}}$  увеличилась до 13,7, а угловое положение дифракционного отражения, соответствующего рентгеноаморфному состоянию, сместилось в левую сторону, что по-видимому, соответствует фазе TiFe в рентгеноаморфном состоянии. Формирование фазы TiFe в рентгеноаморфном состоянии подтверждается в работе [5].

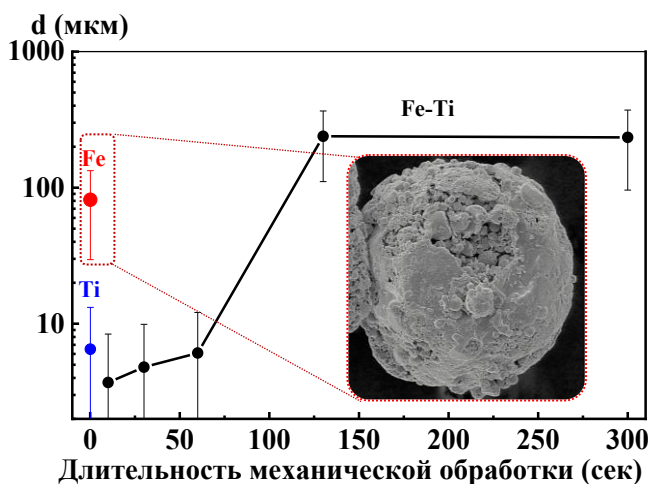


Рис. 1. Средний размер частиц порошков Ti (●), Fe (●) в исходном состоянии и порошковых смесей Ti – Fe (50 % масс.) (●) в зависимости от длительности механической обработки

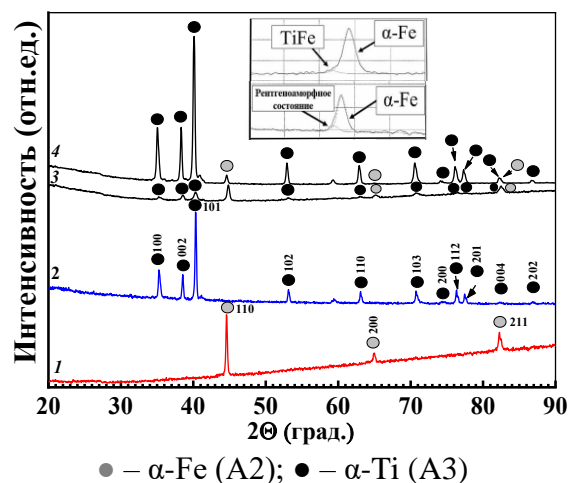


Рис. 2. Рентгенограммы порошков: Fe (1) и Ti (2) в исходном состоянии, порошковой смеси состава Ti – Fe (50 % масс.) после механической обработки 10 (4) и 300 (3) секунд

В результате механической обработки параметр решетки  $a$  фазы  $\alpha$ -Fe не изменился и составлял  $0,2867 \pm 5 \cdot 10^{-4}$  нм, параметр решетки  $a$  фазы  $\alpha$ -Ti увеличился от  $0,2962 \pm 5 \cdot 10^{-4}$  нм до  $0,3015 \pm 5 \cdot 10^{-4}$  нм, параметр решетки  $c$  уменьшился от  $0,4696 \pm 5 \cdot 10^{-4}$  нм до  $0,4667 \pm 5 \cdot 10^{-4}$  нм. Отношение  $c/a$   $\alpha$ -Ti с увеличением длительности механической обработке уменьшилось с 1,5854 до 1,5479 вследствие деформации решетки.

Известно, что коэффициент диффузии  $\alpha$ -Fe в  $\alpha$ -Ti значительно выше ( $6,8 \cdot 10^{-34}$  см<sup>2</sup>/с), чем  $\alpha$ -Ti в  $\alpha$ -Fe ( $1,1 \cdot 10^{-41}$  см<sup>2</sup>/с) [5]. По-видимому, железо диффундирует в кристаллическую решетку титана, тем самым нарушая его симметрию.

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

1. Повышение скорости абсорбции и десорбции водорода для сплава типа AB<sub>5</sub> за счёт использования спирального теплообменника / К. В. Агапов, Д. О. Дуников, К. Д. Кузьмин, Е. В. Стоянов // Физико-химическая кинетика в газовой динамике. – 2020. – Т. 21. – С. 1–11.
2. Электрохимические характеристики композиционных материалов на основе сплавов типа AB<sub>5</sub> AB<sub>2</sub> / А. Н. Степанов, К. В. Елисеев, А. А. Заев, И. А. Казаринов // Электрохимическая энергетика. – 2011. – Т. 11. – С. 57–59.
3. Effects of Zr doping on activation capability and hydrogen storage performances of TiFe based alloy / C. Li, X. Gao, B. J. Liu, X. Wei, W. Zhang, Y. Lan, H. Y. Wang, Z. M. Yuan // Int. J. Hydrog. Energy. – 2023. – Vol. 48. – P. 2256–2270. – DOI: 10.1016/j.ijhydene.2022.10.098.
4. Effect of mechanical activation on compactibility of met-al hydride materials / V. Y. Zadorozhnyy, S. N. Klyamkin, M. Y. Zadorozhnyy, D. V. Strugova, G. S. Milovzorov, D. V. Louzguine-Luzgin, S. D. Kaloshkin // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – Vol. 707. – P. 214–219. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2016.11.320.
5. Amorphization and mechano-crystallization of high-energy ball milled Fe-Ti alloys / R. Adelfar, H. Mirzadeh, A. Ataie, M. Malekan // Journal of Non-Crystalline Solids. – 2019. – Vol. 520. – P. 119466. – DOI: 10.1016/j.jnoncrsol.2019.119466.
6. Синтез интерметаллидов системы Ti–Fe из смесей элементарных порошков / Г. Прибытков, А. Барановский, В. Коржова, И. Фирсина, В. Кривопапов // Обработка металлов. – 2023. – Т. 25. – № 3. – С. 126–136.

## Структурное состояние высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNiCu

<sup>1</sup>Абзаев Ю.А., <sup>2,3</sup>Гуда А.А., <sup>4</sup>Сыртанов М.С., <sup>2,3</sup>Гуда С.А., <sup>2,3</sup>Колесников В.И.

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно – строительный университет, Томск

<sup>2</sup>Институт математики, механики и компьютерных наук им. И.И.Воровича, Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону

<sup>3</sup>Международный исследовательский институт интеллектуальных материалов, Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону

<sup>4</sup>Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск

В работе исследованы пленки высокоэнтропийного сплава (ВЭС) CrMnFeCoNiCu, осажденной на стальную подложку 40ХН2МА посредством вакуумного напыления в установке BRV600 в режиме магнетронного испарения. Мишень состояла из элементов Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu следующего молярного состава 13.2/18.0/17.9/15.9/16.9/17.8. Магнетронное осаждение покрытий CrMnFeCoNiCu производилось в атмосфере аргона в следующем режиме: материал катода – Cr, температура подложки 250°C, время осаждения – 5 часов, давление в камере 0.82 Па, мощность магнетрона 1360 Вт, ток – 2000 мА. Толщина покрытия ВЭС CuCrMnFeCoNi составила 11.28 мкм. Измерения спектров рентгеновского поглощения за *K*-краем металлов Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu проводили на спектрометре Rigaku R-XAS Looper. Результаты спектрального анализа приведены на рис.1. Из анализа результатов следует, что пленка, сформированная магнетронным осаждением, это одиночная эквиатомная фаза, в решетке которой каждый атом окружен разными атомами.

В работе проведен прогноз модельных структур (эталонов) CrMnFeCoNiCu в программе USPEX с интерфейсом VASP [4, 5]. Расчеты энергии решеток эталонов производились в рамках функционала электронной плотности в градиентном псевдопотенциале электронной плотности (GGA). Детали расчетов в коде приведены в работах [6]. Полная энергия решеток определялась при 0К. Расчеты орбиталей электронных состояний, распределение одноэлектронной плотности и энергии основного состояния производились самосогласованным образом. Волновые функции валентных электронов атомов фаз анализировались в базисе плоских волн с радиусом обрезания кинетической энергии в 330 эВ. В этом случае сходимость полной энергии составляла  $\sim 0.5 \cdot 10^{-6}$  эВ/атом. С высокой степенью надежности из базы эталонов были определены простые кубические решетки [1] состава CrMnFeCoNiCu, но разным пространственным распределением атомов, которые символически обозначены как Struc-26, Struc -278, рис.3. Идентификация структурного состояния ВЭС CrMnFeCoNiCu производилась методом Ритвельда. Методом Ритвельда на основе полнопрофильного уточнения определяется количественное содержание фаз. На рис.2 приведены графики экспериментальной, интегральной дифрактограмм, разность интенсивностей, а также дифрактограммы решеток Struc-26, Struc -278. Вклад интенсивностей решеток Struc-26, Struc -278 в интегральную дифрактограмму доминирует и равен 0,94. В таблице 1 приведены структурные параметры решеток Struc-26, Struc -278, и их вклад в интегральную дифрактограмму. Для решеток Struc-26, Struc -278 известна также полная структурная информация. Из результатов следует, в ВЭС доминирует простая кубическая решетка Struc-26 состава CrMnFeCoNiCu.

Таблица 1. Структурные параметры решеток и доля фаз сплава CrMnFeCoNiCu

Фаза	Состояние	a, Å	b, Å	c, Å	alpha	beta	gamma	Space group	Fraction, %
Struc-26	Initial	3.6227	3.6227	3.6227	90.00	90.00	90.00	1, P1, Triclinic	65.662
	Refined	3.6029	3.6084	3.6134	90.13	89.91	90.12		
Struc -278	Initial	4.323	4.001	4.316	90.00	90.00	90.00	1, P1, Triclinic	28.860
	Refined	4.1557	4.3292	4.3178	93.55	93.40	104.18		

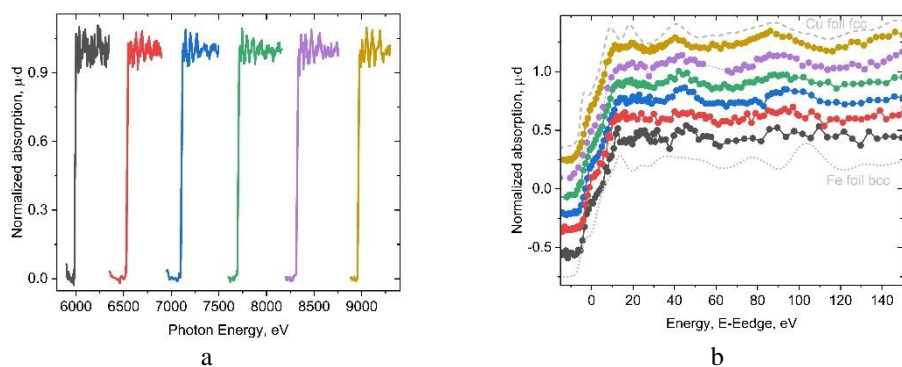


Рис. 1. Спектры рентгеновского поглощения за К-краями атомных элементов: а) нормализованные края поглощения атомов Cr, Mn, Fe, Co, Ni, Cu соответственно: б) края поглощения атомов Cr, Mn, Fe, Co совместно с Cu и Fe фольгами

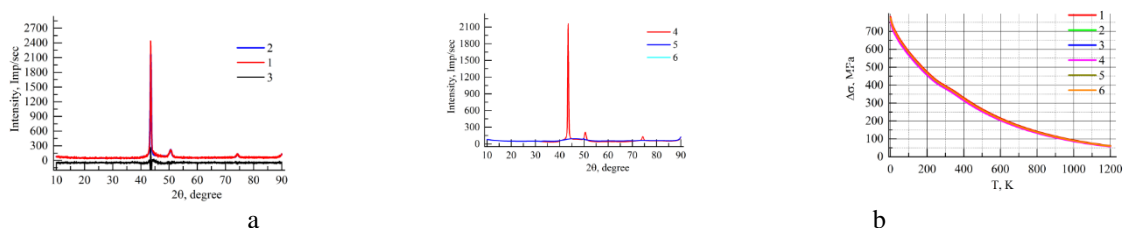


Рис.2. Дифрактограммы сплава CrMnFeCoNiCu: 1 – эксперимент, 2 – интегральная интенсивность, 3 – разность между интенсивностями; б) 4 - Struc-26; 5 – Struc -278; в) температурная зависимость предела текучести разного элементного состава

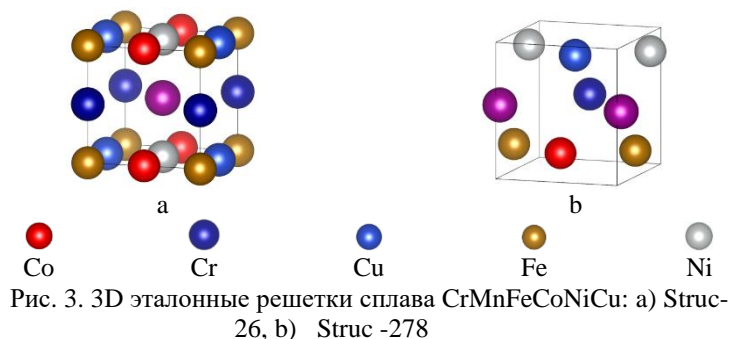


Рис. 3. 3D эталонные решетки сплава CrMnFeCoNiCu: а) Struc-26, б) Struc -278

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

1. Ravel B., Newville M. ATHENA and ARTEMIS: Interactive graphical data analysis using IFEFFIT // Phys. Scr. – 2006. – Vol.115. – P. 1007-1010. – DOI: [10.1238/Physica.Topical.115a01007](https://doi.org/10.1238/Physica.Topical.115a01007)
2. Newville M. IFEFFIT: interactive XAFS analysis and FEFF fitting. // J. Synchrotron Rad. – 2001. – Vol.8. – P. 322-324. – doi.org/10.1107/S0909049500016964

## Структурно-фазовое состояние высокоэнтропийного сплава NbTiHfVZr

<sup>1</sup>Абзаев Ю.А., <sup>2,3</sup>Гуда А.А., <sup>2,3</sup>Гуда С.А., <sup>2,3</sup>Колесников В.И.

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно – строительный университет, Томск

<sup>2</sup>Институт математики, механики и компьютерных наук им. И.И.Воровича, Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону

<sup>3</sup>Международный исследовательский институт интеллектуальных материалов, Южный федеральный университет, Ростов-на-Дону

Объектом исследования был выбран высокоэнтропийный сплав (ВЭС) NbTiHfVZr. В работе приведены результаты оценки стабильности NbTiHfVZr [1], а также термодинамических, механических характеристик NbTiHfVZr в протяженном интервале температур. Стабильность ВЭС NbTiHfVZr исследовалась в рамках модели обратной выпуклой оболочки (InverseHubWeb) [3]. В методе InverseHubWeb предложено двумерное графическое представление стабильности ВЭС соединений на основе данных об энергии смешения фаз и энергии формирования продуктов реакций относительно уровня энергии реагентов. Результаты графического представления стабильности представлены в виде диаграммы (рис.1). Диаграммы выпуклых оболочек ВЭС построены на базе эталонов приведенных Material Project [2] с реагентами (интерметаллиды) в температурных интервалах существования стабильных и метастабильных соединений.

В работе сделан прогноз модельных структур (эталонов) NbTiHfVZr в программе USPEX с интерфейсом VASP [4, 5]. Расчеты энергии решеток эталонов производились в рамках функционала электронной плотности в градиентном псевдопотенциале электронной плотности (GGA). Детали расчетов в коде приведены в работах [6]. Полная энергия решеток определялась при 0К. Расчеты орбиталей электронных состояний, распределение одноэлектронной плотности и энергии основного состояния производились самосогласованным образом. Волновые функции валентных электронов атомов фаз анализировались в базисе плоских волн с радиусом обрезания кинетической энергии в 330 эВ. В этом случае сходимость полной энергии составляла  $\sim 0.5 \cdot 10^{-6}$  эВ/атом. С высокой степенью надежности из базы эталонов были найдены простые кубические решетки [1], которые определяют структурные свойства ВЭС NbTiHfVZr. Эти решетки приведены на рис.2. Полная структурная информация ВЭС NbTiHfVZr позволяет определение термодинамических, механических свойств в рамках квазигармонического приближения с помощью кода Phonopy [7]. Результаты расчетов приведены на рис.3.

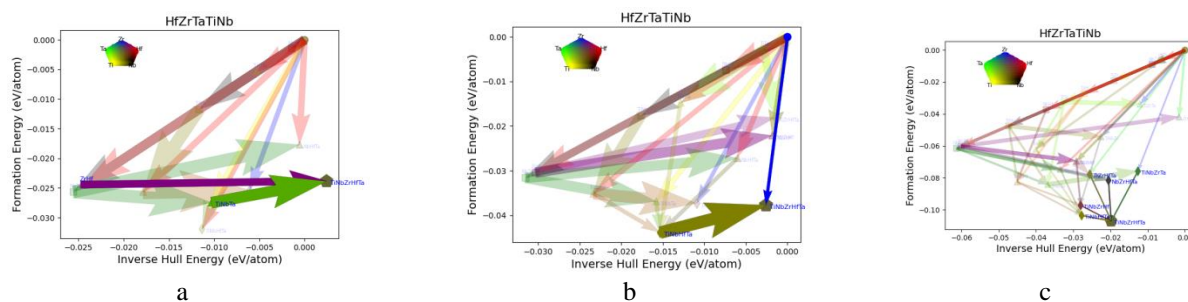


Рис. 1. Обратная выпуклая оболочка ВЭС NbTiHfVZr при разных температурах: а) T= 400K; б) T=500K; в) T= 1000K

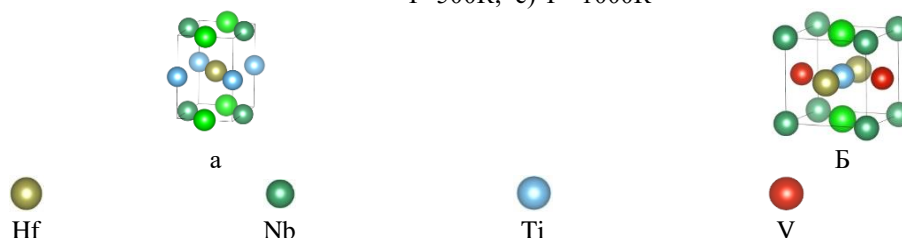


Рис. 2. Пространственное распределение атомов в решетке высокоэнтропийных сплавов: а) NbTiHfZr; б) NbTiHfVZr

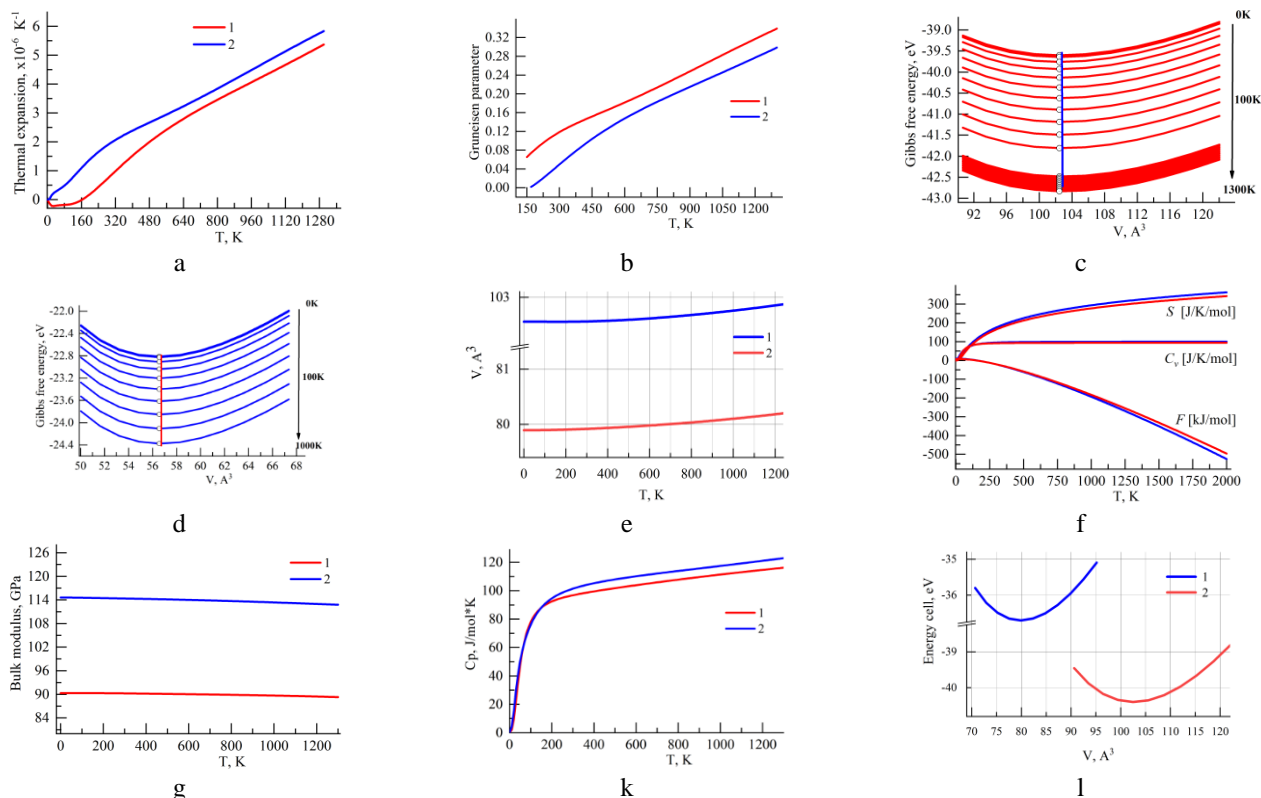


Рис. 3. Термодинамические, структурные свойства ВЭС NbTiHfVZr (1) и NbTiHfZr (2) в зависимости от температуры: а) термическое расширение решетки; б) коэффициент Грюнайзена; в) и д) энергия Гиббса решеток при разных объемах сплавов NbTiHfVZr и NbTiHfZr соответственно; е) объем решетки; а) термодинамические свойства в рамках гармонического приближения; г) объемный модуль упругости; ж) удельная теплоемкость; з) зависимость статической энергии от объема решетки сплавов NbTiHfVZr (1) и NbTiHfZr (2) соответственно.

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

1. Structural Phase State of High-Entropy NbTiHfVZr Alloy. / Yu. A. Abzaev, S. A. Guda, A. A. Guda, A. A. Zelenkov and V. I. Kolesnikov // *Physics of Metals and Metallography*. – 2023. – Vol. 124. – P. 807–815 – DOI: 10.1134/S0031918X2360118X.
2. Электронный доступ: <https://materialsproject.org/>
3. Visualizing temperature-dependent phase stability in high entropy alloys. / D. Evans, J. Chen, G. Bokas, et al. // *npj Comput Mater*. – 2021. – Vol. 7. – P. 151. – <https://doi.org/10.1038/s41524-021-00626-1>.
4. Oganov A. R., Glass C. W. Crystal structure prediction using ab initio evolutionary techniques: Principles and applications. // *The Journal of chemical physics*. – 2006. Vol. 124 (24).– P. 244704. – [doi.org/10.1063/1.2210932](https://doi.org/10.1063/1.2210932).
5. Oganov A. R., Lyakhov A. O., Valle M. How Evolutionary Crystal Structure Prediction Works and Why. // *Accounts of chemical research*. – 2011. – Vol. 44 (3). – P. 227-237. – [doi.org/10.1021/ar1001318](https://doi.org/10.1021/ar1001318)
6. Unveiling the thermodynamic driving forces for high entropy alloys formation through big data ab initio analysis. / Bokas G.B., Chen W., Hilhorst A., Jacques P.J., Gorsse S., Hautier G. // *Scripta Materialia*. – 2021. – Vol. 202. – P. 114000. – [doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114000](https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2021.114000).
7. Togo A. First-principles Phonon Calculations with Phonopy and Phono3py. // *J. Phys. Soc. Jpn.* – 2023. – Vol. 92. – P. 012001-1-21. – [doi.org/10.7566/JPSJ.92.012001](https://doi.org/10.7566/JPSJ.92.012001).



## Химическая полировка титановых пористых структур, полученных селективным лазерным плавлением

Абрамова М.М., Еникеев Н.А.

*НИИЛ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях»*

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

В последние годы активно применяются современные методы 3D печати для получения пористых структур из биосовместимых материалов с целью использования в медицине для лечения дефектов костной ткани [1, 2]. Важными параметрами данных каркасов являются геометрия и размер конструируемых пор, которые определяют их механические и биомедицинские свойства, а также позволяют наполнять изготавливаемые из них скаффолды медицинскими препаратами для локальной терапии поражённых тканей. Варьирование пористости материала позволяет, в частности, в широких пределах регулировать упругие свойства получаемых структур. Это позволяет решить важную проблему эффекта экранирования напряжений, характерную для имплантатов из сплошных материалов и связанную с большой разницей величин модулей упругости костной ткани и типичных биосовместимых металлов. [3].

Для аддитивного получения пористых каркасов чаще всего применяется метод селективного лазерного или электронного плавления [1]. Данный метод позволяет прецизионно получать изделия заданной индивидуальной формы с вариацией геометрии и размера пор в широком диапазоне. В тоже время, в силу особенностей технологии, получаемые данным методом, структуры могут содержать на внутренних поверхностях недорасплавленные частицы порошка, а также «захваченный» порошок внутри пор [4]. Этот эффект может быть крайне нежелательным с точки зрения применения напечатанных скаффолдов в медицине. Для эффективного решения этой проблемы, а также для регулирования шероховатости внутренних поверхностей пор, применяют комбинированные методы ультразвуковой и химической обработки аддитивно получаемых пористых структур [4, 5].

Целью данной работы является установление влияния параметров химического травления в ультразвуковой ванне аддитивно полученных образцов пористого биосовместимого титанового сплава ВТ6 с различным размером пор.

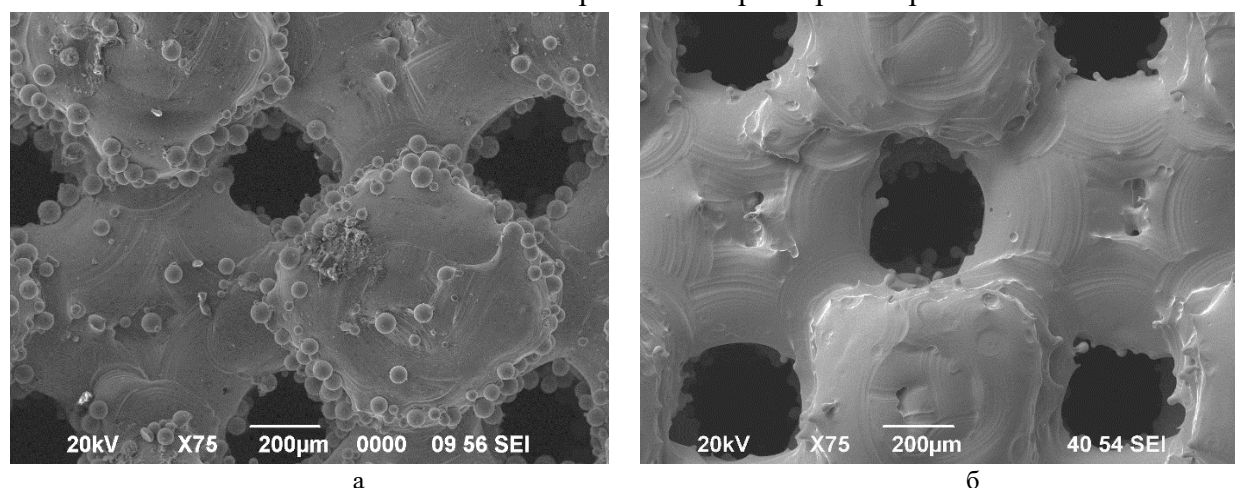


Рис. 1. Поверхности образцов каркаса с порами типа IWP и размером 350мкм до (а) и после (б) химической полировки поверхности (70 мин)

Методические детали проектирования и 3D-печати исследуемых пористых образцов подробно изложены в [6]. Для химического травления был использован водный раствор 2.2% HF+20% HNO<sub>3</sub>. Образцы выдерживались в указанном растворе в ультразвуковой ванне в течение различного времени от двух до 70 минут в зависимости от размера пор. Далее образцы подвергались ультразвуковой чистке в ацетоне и сушке в сушильном шкафу при 100°C в

течение часа.

В результате проведённых исследований показано, что параметры травления, обеспечивающие эффективное удаление недорасплавленных частиц и захваченного порошка (Рис.1), зависят от размера пор. Так время травления варьировалось от нескольких до 60 минут для каркасов с размером пор в диапазоне от 350 до 700 мкм. Для образца с размером пор 700 мкм после 9 минут травления наблюдали разрушение каркаса. Для всех состояний характерным эффектом является значительное уменьшение массы образца на начальных этапах травления, связанное в первую очередь с удалением недорасплавленного и захваченного порошка в конструкции. В дальнейшем скорость уменьшения массы образца заметно снижается, что свидетельствует о переходе к процессу равномерного травления всей внутренней поверхности каркаса, при этом видимый размер пор увеличивается не более чем на 35%.

*Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда (проект № 23-69-10003)*

1. Du Plessis. Properties and applications of additively manufactured metallic cellular materials: A review / Du Plessis, A.; Razavi, S.M.J.; Benedetti, M.; Murchio, S.; Leary, M.; Watson, M.; Bhate, D.; Berto, F // Prog. Mater. Sci. – 2022 – 125 – 100918.
2. M.V. Kiselevskiy. Development of bioactive scaffolds for orthopedic applications by designing additively manufactured titanium porous structures: a critical review / M.V. Kiselevskiy, N.Yu. Anisimova, A.V. Kapustin, A.A. Ryzhkin, D.N. Kuznetsova, V.V. Polyakova, N.A. Enikeev // Biomimetics – 2023 – 546 – <https://doi.org/10.3390/biomimetics8070546>.
3. Zhang, L. A topology strategy to reduce stress shielding of additively manufactured porous metallic biomaterials / Zhang, L.; Song, B.; Choi, S.-K.; Shi, Y. // Int. J. Mech. Sci. – 2021 – 197 – 106331.
4. Khrapov, D. M. Trapped powder removal from sheet-based porous structures based on triply periodic minimal surfaces fabricated by electron beam powder bed fusion. / Khrapov, D.; Paveleva, A.; Kozadayeva, M.; Evsevelev, S.; Mishurova, T.; Bruno, G.; Surmenev, R.; Koptuyug, A.; Surmeneva, M. // Mater. Sci. Eng. A – 2023 – 862 – 144479.
5. Bartłomiej Wysocki The influence of chemical polishing of titanium scaffolds on their mechanical strength and in-vitro cell response / Bartłomiej Wysocki, Joanna Idaszek, Joseph Buhagiar Karol Szlązak, Tomasz Brynk, Krzysztof J. Kurzydłowski, Wojciech Świążkowski // Mat. Sci. and Eng.: C – 2019 – Vol. 95. – P. 428-439.
6. A. Enikeev. Design and mechanical performance of additively manufactured porous structures to develop bioactive titanium scaffolds / A. Enikeev, M.M. Abramova, A.V. Kapustin, V.V. Polyakova, A.A. Ryzhkin, E.S. Kudryashova, N.Yu. Anisimova, M.V. Kiselevskiy // Letters on materials. – 2024 – Vol 14 – P. 3-8.



## Наплавка TiC на композиты Ni<sub>3</sub>Al-TiC воздействием низкоэнергетического сильноточного импульсного электронного пучка

Акимов К.О., Иванов К.В., Фигурко М.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Исследованы особенности изменения структуры и свойств приповерхностного слоя интерметаллических композитов Ni<sub>3</sub>Al-TiC после нанесения суспензии на основе TiC с последующей обработкой низкоэнергетическим высокоточным электронным пучком (НСЭП). Наносимую на поверхность суспензию изготавливали добавлением 5 г порошка TiC в раствор, содержащий 10 мл толуола (C<sub>7</sub>H<sub>8</sub>) и 0,1 мл нитроцеллюлозного лака в качестве связующего. Гомогенизацию суспензии с деагломерацией кластеров TiC проводили с применением ультразвуковой обработки. Для лучшей смачиваемости образцов предварительно проводили ионную очистку поверхности. Полученные суспензии наносили на исследуемые образцы капельным путем с целью формирования более ровного покрытия. Толщина наносимого покрытия была ~35 мкм (рис. 1). Формирование обогащенных TiC приповерхностных слоёв в композитах происходило в рамках трех последовательных циклов состоящих из нанесения суспензии на поверхность образцов с последующей обработкой НСЭП.

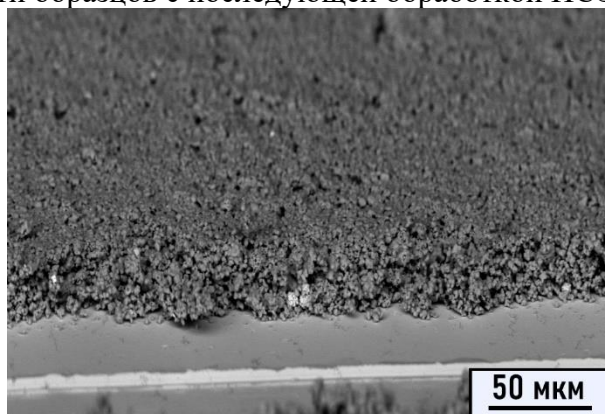


Рис. 1. РЭМ изображение поверхности Ni<sub>3</sub>Al с нанесенным покрытием TiC до обработки НСЭП

Воздействие НСЭП привело к образованию волнистого рельефа и трещин на поверхности материала. Методами рентгенофазового анализа и растровой электронной микроскопии обнаружено, что в рамках трех циклов нанесения суспензии, содержащей TiC, на поверхность Ni<sub>3</sub>Al доля карбидной фазы в приповерхностном слое возросла от 5 до 14 об.%. На поверхности материала наблюдались крупные кластеры карбида титана со средним размером в несколько единиц микрометров, в которых частицы карбида контактируют только друг с другом. Вокруг кластеров располагались частицы округлой формы размером в несколько десятков нанометров окруженные интерметаллической матрицей (рис.2).

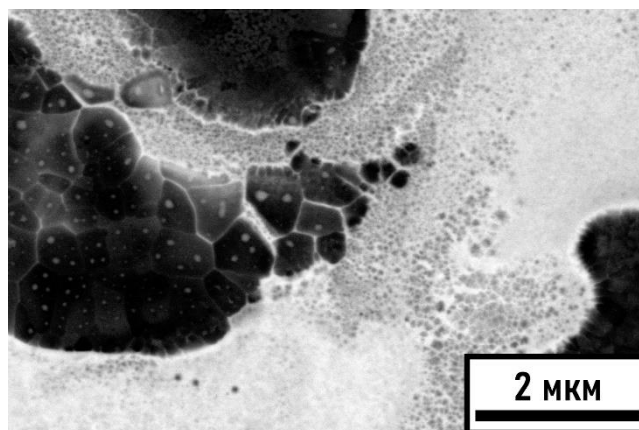


Рис. 2. РЭМ изображение поверхности Ni<sub>3</sub>Al с частицами TiC после обработки НСЭП

Вследствие формирования композита  $\text{Ni}_3\text{Al-TiC}$  в приповерхностном слое после обработки НСЭП наблюдается увеличение микротвердости. По сравнению с исходным материалом микротвердость полученных композитов  $\text{Ni}_3\text{Al-TiC}$  в рамках трех циклов нанесения  $\text{TiC}$  увеличилась на 15, 19 и 26 % соответственно. Причиной такого повышения микротвердости является не только введение карбидных частиц в интерметаллическую матрицу, но и измельчение зерен  $\text{Ni}_3\text{Al}$  и появление внутренних напряжений приповерхностном слое.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского Научного Фонда, грант № 23-29-00673, <https://rscf.ru/project/23-29-00673/>.*

## **Влияние введения фармакологических препаратов в кальций-фосфатные покрытия на титане на их структуру, состав и характеристики смачиваемости**

Акимова Е.Б., Комарова Е.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящее время объемно-пористые кальций-фосфатные (КФ) покрытия на титановых имплантатах являются перспективными материалами в области биоинженерии костной ткани для восстановления или замены дефектов костной ткани, благодаря их химической и структурной схожести с естественной костной тканью. Помимо этого, высокие объемная пористость и удельная свободная поверхность КФ покрытий на титане, сформированных методом микродугового оксидирования (МДО), позволяют рассматривать их в качестве систем адресной доставки лекарственных средств при лечении костных дефектов, в том числе осложненных инфекцией, порозом, опухолью и т.д. [1]. Целью данной работы было изучение влияния введения фармакологических препаратов в кальций-фосфатные покрытия на титане на их структуру, состав и характеристики смачиваемости.

Нанесение КФ покрытий на поверхность титановых пластин проводили методом МДО с приложенным ультразвуком (УЗ) в базовом электролите и при электрофизических параметрах, оптимизированных в работе [2]. Затем проводили импрегнацию антибиотика ванкомицина (ВМН), противоопухолевого препарата 5-фторурацила (5ФУ) и иммуномодулятор интерферона альфа-2b (ИФН) в КФ покрытия. Импрегнацию фармпрепаратов в покрытия проводили путем вымачивания образцов в 1 мл растворов ВМН (50 мг/мл), 5ФУ (50 мг/мл) и ИФН ( $1 \cdot 10^6$  МЕ/мл) в течение 1 ч при температуре 25 °С. Таким образом, было получено четыре группы образцов: «КФ» – КФ покрытия на титане; «ВМН/КФ», «5ФУ/КФ» и «ИФН/КФ» – КФ покрытия на титане, импрегнированные препаратами ванкомицином, 5-фторурацилом и интерфероном соответственно.

Методами растровой электронной микроскопии (РЭМ) и контактной профилометрии установлено, что КФ покрытия как в исходном состоянии, так и после введения фармпрепаратов, характеризуются одинаковыми толщиной  $52 \pm 3$  мкм, внутренней поровой структурой и шероховатым рельефом поверхности ( $R_a = 3,2$  мкм;  $R_z = 18,4$  мкм;  $R_{max} = 21,9$  мкм), представленным сферолитами (сферами) с внутренними и внешними порами. Результаты исследований методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС) показали, что КФ покрытия до/после импрегнации препаратов (образцы «КФ», «ВМН/КФ», «5ФУ/КФ» и «ИФН/КФ») имеют следующий элементный состав: кальций 4,0 – 4,8 ат.%, фосфор 14,7 – 15,9 ат.%, кислород 67,8 – 70,0 ат.% и титан 10,5 – 12,3 ат.%. Наличие элементов, содержащихся в препаратах ВМН (С, Cl, N), 5ФУ (С, F, N) и ИФН (С, Cl, I, N, Na, S), в составе импрегнированных КФ покрытий не было обнаружено, ввиду их низкого массового содержания, недостаточного для определения методом ЭДС.

Методом рентгенофазового анализа (РФА), также как и метом ЭДС, факт вхождения фармпрепаратов в структуру КФ покрытий не был установлен. Так, на рентгенограммах для всех групп образцов «КФ», «ВМН/КФ», «5ФУ/КФ» и «ИФН/КФ» наблюдалась широкая область диффузного рассеяния на углах  $2\theta = 17 - 37^\circ$ , соответствующая аморфной КФ фазе, а слабоинтенсивные рефлексы на углах  $2\theta$  24,1; 26,7; 28,5; 30,2 и 32,3 ° соответствовали кристаллической фазе безводного дикальцийфосфата (монетит,  $\text{CaHPO}_4$ ), на углах  $2\theta$  23,6; 26,5 и 31,5° – кристаллической фазе  $\beta$ -пирофосфата кальция ( $\beta\text{-Ca}_2\text{P}_2\text{O}_7$ ). Также на рентгенограммах присутствовали интенсивные рефлексы на углах  $2\theta$  выше 37 °, соответствующие  $\alpha$ -фазе Ti (материал подложки). Это указывает на то, что КФ покрытия до и после введения лекарств находятся в аморфно-кристаллическом состоянии.

На обзорных рентгеновских фотоэлектронных (РФЭ) спектрах КФ покрытий наблюдались линии 1s-электронов кислорода и углерода при энергиях связи 532,9 и 284,8 эВ соответственно, а также пики при энергиях связи 459,3 эВ (2р-электроны титана), 348,1 эВ (2р-электроны кальция) и при 134,5 эВ (2р-электроны фосфора). Наличие углерода на РФЭ спектрах КФ покрытий обусловлено адсорбцией примесных углеводородов. Обзорные РФЭ

спектры образцов «ВМН/КФ» содержали линии электронов, аналогичные КФ покрытиям, и дополнительные пики при энергии связи 399,8 эВ, соответствующие 1s-электронам азота, и при 200,4 эВ, соответствующие 2p-электронам хлора. На обзорных РФЭ спектрах образцов «5ФУ/КФ» помимо линий электронов, обнаруженных на РФЭ спектрах КФ покрытий, наблюдались линии 1s-электронов фтора (энергия связи 686,8 эВ) и азота (энергия связи 399,6 эВ). В свою очередь на обзорных РФЭ спектра образцов «ИФН/КФ» наблюдались линии 1s-электронов натрия (1072,5 эВ), кислорода (530,6 эВ), азота (399,6 эВ) и углерода (285,0 эВ), а также линии 2p-электронов хлора (200,4 эВ), серы (164,0 эВ) и фосфора (134,1 эВ). Таким образом, методом РФЭС экспериментально установлен факт вхождения фармпрепаратов в состав КФ покрытий.

Исследование смачиваемости показало, что КФ покрытия являются гидрофильными, о чем свидетельствуют низкие краевые углы смачивания водой и глицерином 22,8 и 25,7 ° соответственно. Импрегнация КФ покрытий препаратами ВМН и 5ФУ (образцы «ВМН/КФ» и «5ФУ/КФ») приводит к увеличению гидрофильных свойств образцов, из-за снижения краевых углов смачивания водой и глицерином соответственно до 10,6 и 17,4 °. Это свидетельствует о высоких гидрофильных свойствах препаратов ВМН и 5ФУ. В свою очередь, импрегнация КФ покрытий препаратом ИФН (образцы «ИФН/КФ») приводит к снижению краевого угла смачивания полярной жидкостью (вода) до 17,4 ° и к значительному увеличению краевого угла смачивания дисперсионной жидкостью (глицерин) до 74,2 °, что указывает на то, что препарат ИФН, содержащийся на поверхности КФ покрытий, активнее вступает в связь с полярными жидкостями, чем с дисперсионными.

Результаты расчета свободной поверхностной энергии (СПЭ) образцов показали, что КФ покрытия до и после импрегнации фармпрепаратами ВМН и 5ФУ, (образцы «КФ», «ВМН/КФ» и «5ФУ/КФ») имеют схожую высокую СПЭ (68,2 – 73,8 мН/м) с преобладанием в 5 раз полярной компоненты (54,9 – 63,7 мН/м) над дисперсионной (10,1 – 13,5 мН/м). Преобладание полярной компоненты СПЭ над дисперсионной может указывать на наличие в образцах полярных функциональных групп покрытия и лекарств, например, ОН<sup>-</sup>, Р–О, С=О, N–Н групп и др. При импрегнации КФ покрытий препаратом ИФН (образцы «ИФН/КФ») наблюдается экстремальное увеличение СПЭ до 173,6 мН/м за счет сильного увеличения полярной компоненты до 157,8 мН/м. Такое высокое значения полярной компоненты может быть связано с наличием открытых полярных участков в структуре интерферона (например, карбонильные и амидные группы, остаток тирозина), которые способны образовывать водородные связи с соседними молекулами жидкости.

Таким образом, в работе показано, что введение препаратов ВМН, 5ФУ и ИФН в объемно-пористые МДО КФ покрытия не влияет на их структуру, морфологию, топографию поверхности и фазовый состав, однако приводит к изменению химического состава и, как следствие, характеристик смачиваемости.

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

1. Nanostructure and biomimetics orchestrate mesenchymal stromal cell differentiation: An in vitro bioactivity study on new coatings for orthopedic applications / M. Sartori, G. Graziani, E. Sassoni, S. Pagani, M. Boi, M.C. Maltarello, N. Baldini, M. Fini // Mater. Sci. Eng. C. – 2021. – Vol. 123. – P. 112031(17). – DOI:10.1016/j.msec.2021.112031.
2. UMAOH calcium phosphate coatings designed for drug delivery: Vancomycin, 5-fluorouracil, interferon  $\alpha$ -2b case / K.A. Prosolov, E.G. Komarova, E.A. Kazantseva, A.S. Lozhkomoev, S.O. Kazantsev, O.V. Bakina, M.V. Mishina, A.P. Zima, S.V. Krivoshchekov, I.A. Khlusov, Y.P. Sharkeev // Materials. – 2022. – Vol. 15. – P. 4643(24). – DOI:10.3390/ma15134643.

## Влияние структурных особенностей на свойства сплавов на основе триалюминида титана, легированных Fe, Co и Ni

Александрова Н.С.

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Триалюминид титана является перспективным высокотемпературным материалом, что обусловлено уникальным сочетанием его свойств, таких как высокая стойкость к окислению, высокая удельная прочность и жесткость. Однако  $\text{TiAl}_3$ , образующийся в бинарной системе, имеет тетрагональную  $D0_{22}$  кристаллическую структуру, которая обладает ограниченным количеством систем скольжения и, как следствие, характеризуется недостаточной пластичностью при комнатной температуре [1]. Это ведет к тому, что на текущий момент применение триалюминида титана ограничено только формированием защитных покрытий, хотя набор физико-химических и механических характеристик  $\text{TiAl}_3$  свидетельствует о его потенциале для использования в аэрокосмической промышленности [2, 3]. Таким образом, исследование сплавов на основе триалюминидов титана с упором на пластические свойства до сих пор является актуальной задачей. Одним из методов решения проблемы высокой хрупкости является легирование триалюминида титана переходными металлами, в частности Fe, Co и Ni, для стабилизации более пластичной кубической  $L1_2$  структуры  $\text{TiAl}_3$  [4]. Этот подход был реализован в рамках данной работы.

Объектами для исследования выступали сплавы  $\text{Ti}(\text{X}, \text{Al})_3$ , где X – легирующий элемент (Fe, Co и Ni). Материалы содержали 11 ат. % легирующего элемента и были получены методом дугового переплава в аргонодуговой печи Böhler ArcMelter AM. Для обеспечения однородности химического состава слитка их переплавляли несколько раз.

Структура сплавов была исследована с помощью растрового электронного микроскопа Carl Zeiss EVO50 XVP. Проведение энергодисперсионного анализа и рентгенофазового анализа позволило установить, что структура сплавов (рис. 1) состоит из кубической  $L1_2$  модификации  $\text{TiAl}_3$  и второй фазы типа  $\text{TiXAl}_2$ .

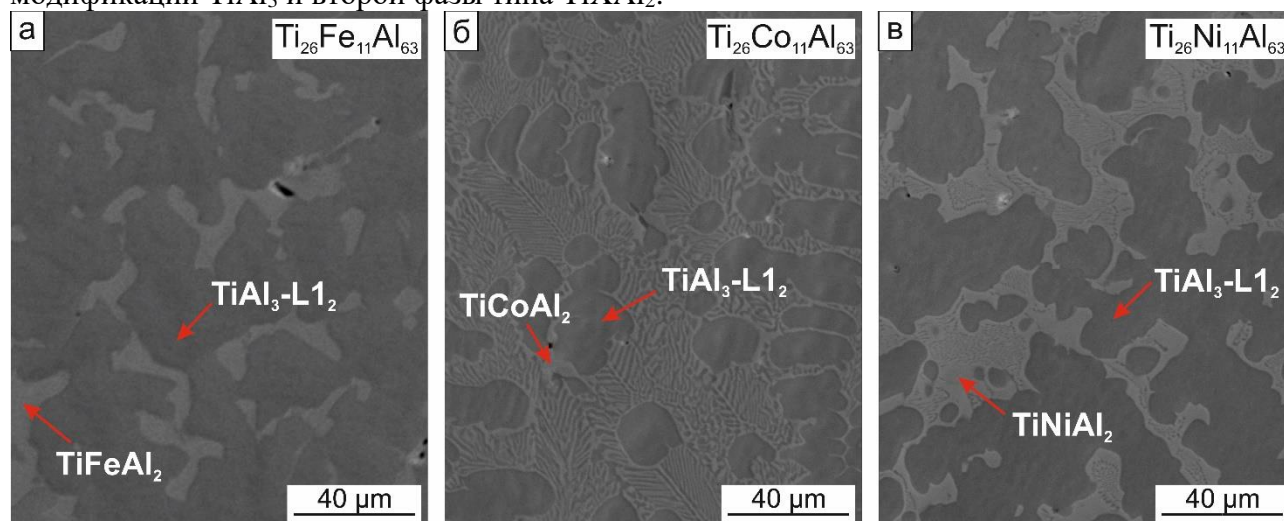


Рис. 1. Структурные особенности сплавов, стабилизированных Fe (а), Co (б) и Ni (в)

Результаты измерения трещиностойкости (рис. 2) показали, что наличие фазы  $\text{TiXAl}_2$  снижает пластичность сплавов. Уровень трещиностойкости сплавов с никелем и кобальтом очень низкий и составляет  $\sim 2 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ . При этом трещиностойкость триалюминида титана, стабилизированного железом, достигает  $7 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ , что связано с меньшей долей хрупкой второй фазы в структуре материала. Также следует отметить, что трещиностойкость сплавов с различными легирующими элементами была обратно пропорциональна твердости.

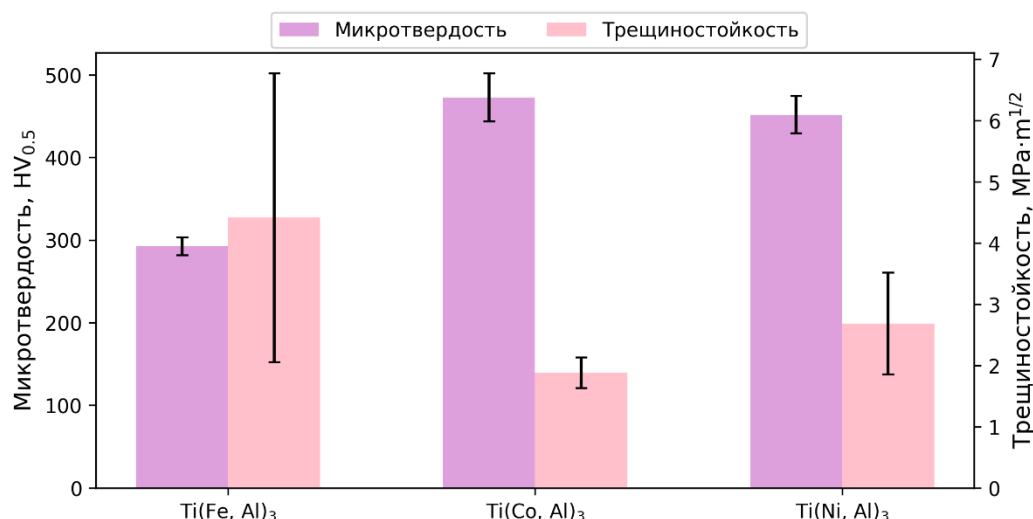


Рис. 2. Уровень микротвердости и трещиностойкости сплавов в зависимости от типа легирующего элемента

С целью оценки возможности изменения структуры сплавов путем термической обработки, позволяющей гомогенизировать структуру и избежать образования фазы, снижающей пластичность, были проведены расчеты относительной фазовой стабильности с использованием теории функционала плотности. В качестве критерия фазовой стабильности была выбрана свободная энергия Гиббса. Полученные результаты свидетельствуют о том, что во всем диапазоне температур фазы типа  $TiXAl_2$  являются более стабильными относительно кубической модификации триалюминид титана.

Таким образом, можно прийти к выводу, что в сплавах триалюминид титана, стабилизированных Fe, Co и Ni происходит образование хрупкой второй фазы типа  $TiXAl_2$ , которая сильно снижает уровень трещиностойкости материалов. При этом расчеты энергии Гиббса показывают, что гомогенизирующий отжиг не сможет изменить сформированный фазовый состав.

*Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».*

1. Lightweight  $Al_3Ti$ -based medium-entropy alloys with well-balanced strength and ductility / G. Diao, A. He, M. Wu, Y. Tang, W. G. Chen, Q. Y. Li, D. Li // Scr. Mater.. – 2024. – Vol. 242. – Art. 115928 (6 p.). – DOI:10.1016/j.scriptamat.2023.115928.
2. Laska N., Braun R., Knittel S. Oxidation behavior of protective Ti-Al-Cr based coatings applied on the  $\gamma$ -TiAl alloys Ti-48-2-2 and TNM-B1 // Surf. Coat. Technol.. – 2018. – Vol. 349. – P. 347-356. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2018.05.067.
3. Microstructure and mechanical properties of  $(Al, Cr)_3Ti$  based alloy with different Al additions / S. Wang, P. Guo, L. Yang, F. Zhao, Y. Wang // Mater. Des.. – 2009. – Vol. 30, № 3. – P. 704-709. – DOI:10.1016/j.matdes.2008.05.011.
4. Brandt C., Inal O. T. Mechanical properties of Cr, Mn, Fe, Co, and Ni modified titanium trialuminides // J. Mater. Sci.. – 2002. – Vol. 37. – P. 4399-4403. – DOI:10.1023/A:1020673123684.

## Ультразвуковая сварка термопластичных композитов с различной плотностью заполнения проводника энергии

<sup>1</sup>Алексенко В.О., <sup>1</sup>Буслович Д.Г., <sup>2</sup>Тянь Д., <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

Промышленно выпускаемые термопластичные полимеры условно можно разделить на три группы: общего назначения, инженерно-технические и суперконструкционные. Слоистые углекомпози́ты на основе суперконструкционных термопластичных матриц обладают высокой трещиностойкостью, широким интервалом температур эксплуатации, простотой изготовления, возможностью вторичной переработки и т. д. Благодаря таким свойствам они широко применяются в аэрокосмической и других высокотехнологичных отраслях промышленности [1]. Для сборки элементов конструкции из термопластичных композитов используются контактная, индукционная и ультразвуковая сварка. К преимуществам использования технологии ультразвуковой сварки относится: малые временные затраты; минимальное повреждение поверхности; преимущественная генерация тепла на границе раздела; экологическая чистота процесса. При УЗ-сварке слоистых композитов технология формирования неразъемного соединения основана на введении между свариваемыми поверхностями проводника энергии (Energy Director/ED), который вследствие фрикционного нагрева расплавляется, и частично выдавливается из зоны сплавления, смачивая и соединяя контактирующие поверхности.

В работе [2] было показано, что при использовании проводника энергии в виде полимерной сетки, прочность на сдвиг соединения внахлест, повышается в 1,8 раза по сравнению с пленочным (сплошным) проводником энергии. По мнению авторов, это обусловлено более равномерным контактом сетчатого проводника энергии со свариваемыми поверхностями, более ранним плавлением нитей и заполнением расплавом внутренних участков сетки, что приводит к более однородной структуре неразъемного соединения. В работе [3] показано, что в случае возникновения несоосности свариваемых поверхностей, соединение с сетчатым проводником энергии, обладает прочностью на сдвиг в 2 раза выше по сравнению с пленочным (сплошным) проводником энергии.

Целью работы являлось исследование влияния плотности заполнения при 3D печати проводника энергии из полиэфиримида (ПЭИ) на структуру и свойства сварных соединений углекомпози́тов на основе ПЭИ.

Углекомпози́ты на основе ПЭИ изготавливали путем послойной укладки пленок ПЭИ (Solver, Китай) и двунаправленной углеродной ткани ACM C285S (UMATEX, РФ) в прессформу с последующим горячим прессованием при температуре 330°C и давлении 10 МПа. Проводник энергии изготавливали из филамента ПЭИ (Kexcelled, Китай) на промышленной установке (3D принтер) "3DLIFE THERMO" для печати высокоэффективными полимерами и композитами по технологии FDM/FFF (ООО 3ДЛАЙФ, Россия). Внутреннее заполнение проводников энергии варьировали от 5 до 25 %. Для ультразвуковой сварки использовали станок УЗПС-7 (ООО «СпецмашСоник», Россия). Оценка прочности на сдвиг соединенных внахлест пластин проводили согласно ASTM D5868 (ГОСТ Р 57066). Испытания проводили на разрывной электро-механической машине Instron 5582. Скорость перемещения подвижного захвата составляла 13 мм/мин. Исследование топографии поверхности проводили на оптическом микроскопе Neophot 2 (Carl Zeiss Jena, Германия), оборудованном цифровой камерой Canon EOS 550D (Canon Inc., Япония).

На рисунке 1 представлены результаты оценки прочности на сдвиг неразъемных соединений с разной плотностью заполнения проводника энергии (ED).

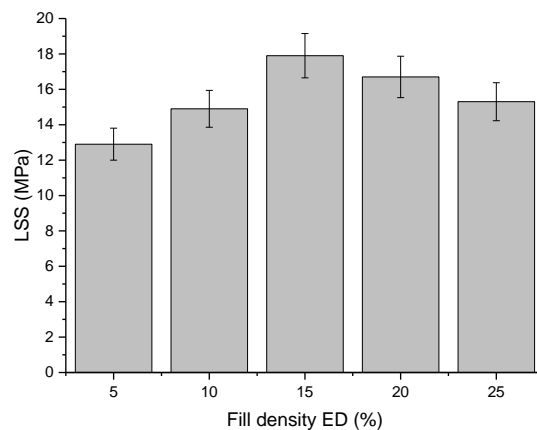


Рис. 1. Прочность на сдвиг неразъемных соединений с использованием с разной плотностью заполнения ED

В результате выполнения работы была показана перспективность использования 3D напечатанного проводника энергии для ультразвуковой сварки слоистых углекомполитов на основе ПЭИ. Было показано, что оптимальная плотность заполнения при печати проводника энергии составляет 15 %; при этом прочность на сдвиг соединения внахлест составляет  $17,9 \pm 1,2$  МПа.

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

1. Brabazon D. Encyclopedia of Materials: Composites. – Amsterdam: Elsevier, 2021. – 1134 pp.
2. Jongbloed B., Teuwen J., Palardy G., Villegas I., Benedictus R. Continuous ultrasonic welding of thermoplastic composites: Enhancing the weld uniformity by changing the energy director // J. Compos. Mater. – 2019. – Vol. 54. – P. 1-13. – DOI:10.1177/0021998319890405.
3. Brito C. B. G., Teuwen J., Dransfeld C.A., Villegas I. F. On improving process efficiency and weld quality in ultrasonic welding of misaligned thermoplastic composite adherends // Compos. Struct. – 2023. – Vol. 304. – P. 116342. – DOI: 10.1016/j.compstruct.2022.116342.



# Разрушение контактных слоев стали при сухом скольжении под током при разных коэффициентах трансформации

Алеутдинова М.И., Фадин В.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Выходные характеристики трибосистемы (износостойкость, коэффициент трения, температура контакта и т.п.) зависят, в первую очередь, от структурных состояний контактных слоёв. Эти состояния задаются исходной структурой материалов пары трения, а также другими параметрами трибосистемы. Трибосистема с токоосъёмом должна иметь контактные слои, состояния которых обеспечивают высокую износостойкость и, кроме того, высокую электропроводность контакта [1]. Отметим, что выбор начальной структуры материала для скольжения по стальному контртелу иногда обеспечивает удовлетворительные характеристики контакта. Однако эти характеристики могут быть улучшены дополнительно за счёт изменения других параметров трибосистемы, в частности, за счёт увеличения коэффициента трансформации питающего трансформатора  $k$  ( $k=V_1/V_2=n_1/n_2$ , где  $V_1$  и  $V_2$  – напряжения на первой и второй обмотках соответственно,  $n_1$  and  $n_2$  количество витков на первой и второй обмотках) [2]. Представляется целесообразным показать уменьшение износа при увеличении коэффициента трансформации питающего трансформатора. Этот эффект удобно изучать, применяя нелегированные стали как модельные материалы, т.к. они имеют простые начальные структуры.

Целью настоящей работы является получение начальных сведений о взаимосвязи фазового состава контактного слоя, электропроводности контакта, износа и коэффициента трансформации питающего трансформатора при сухом скольжении стали Ст3 (<0,22 %С) по закаленной стали 45 (0,45 %С) под переменным током плотностью более 100 А/см<sup>2</sup>.

Скользкий электрический контакт был осуществлён в цепи силовой вторичной обмотки трансформатора с коэффициентами трансформации  $k$  - 13; 29 и 62. Рентгеновский фазовый анализ поверхностных слоёв проведён на дифрактометре ДРОН-7. 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  $I_h=h/D$ , где  $h$  есть изменение высоты образца на дистанции скольжения  $D$  (9 км). Контактная плотность тока определена как  $j=i/A_a$ , где  $i$  есть ток, протекающий через номинальную площадь контакта  $A_a$ . Электрическая проводимость контакта  $\sigma_A$  рассчитывалась как  $\sigma_A=j/U$ , где  $U$  - контактное падение напряжения.

Электропроводность контактов сталь/сталь увеличивалась при увеличении плотности тока до некоторого значения  $j_c$ , соответствующего каждому  $k$ . При этой же плотности тока  $j_c$  интенсивность изнашивания резко увеличивается, что соответствует началу катастрофического изнашивания. Из таблицы 1 видно, что катастрофическое изнашивание начинается при относительно высоких значениях электропроводности  $\sigma_A=\sigma_{Ac}$  и плотности тока  $j_c$  в случае задания  $k=62$ . В этом же случае интенсивность изнашивания  $I_{hc}$  имеет относительно низкие значения при  $j<300$  А/см<sup>2</sup>. Высокие контактные характеристики  $\sigma_{Ac}$ ,  $I_{hc}$  и  $j_c$  можно рассматривать как показатели высокой механической прочности контактных слоёв в процессе трения. Уменьшение коэффициента трансформации  $k$  вызывает увеличение интенсивности изнашивания  $I_h$  и уменьшение плотности тока  $j_c$ , соответствующих началу катастрофического изнашивания (см. таблица 1).

Таблица 1. Характеристики контакта ( $\sigma_{Ac}$ ,  $I_{hc}$ ,  $j_c$ ) при скольжении под током от питающего трансформатора, имеющего разные коэффициенты трансформации  $k$

$k=62$			$k=29$			$k=13$		
$\sigma_{Ac}$ , S/cm <sup>2</sup>	$I_{hc}$ , $\mu\text{m/km}$	$j_c$ , A/cm <sup>2</sup>	$\sigma_{Ac}$ , S/cm <sup>2</sup>	$I_{hc}$ , $\mu\text{m/km}$	$j_c$ , A/cm <sup>2</sup>	$\sigma_{Ac}$ , S/cm <sup>2</sup>	$I_{hc}$ , $\mu\text{m/km}$	$j_c$ , A/cm <sup>2</sup>
310	44	500	190	33	330	95	6	200

Показано образование FeO на поверхности контакта. Содержание FeO увеличивалось при уменьшении коэффициента трансформации. Это была одна из причин снижения электропроводности контакта. Были представлены морфологические детали поверхности скольжения. Были проявлены два сектора на номинальной площади контакта. Граница между секторами была вполне чёткая и перпендикулярная к направлению скольжения. Сектор, направленный навстречу набегающей контактной поверхности контртела, имел следы адгезии, пропахивания и т.п., которые обычно появляются при пластической деформации поверхности контакта. Другой сектор имел признаки деформации, аналогичные деформации вязкой жидкости. В этом случае напряжения релаксируют быстро, что способствует снижению интенсивности изнашивания. Следы адгезии здесь не наблюдались.

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

1. Kragelsky I.V., Dobychin M.N., Kombarov V.S. Friction and Wear Calculation Methods. – New York: Pergamon Press, 1982. – 464 pp.
2. Aleutdinova M.I., Kolubaev A.V., Fadin V.V. Structure of Contact Layer of Steel (0.2% C) and Electrical Conductivity of Contact in Sliding on Steel Under Alternative Electric Current with Different Turn Ratios of Current Source//Russ. Phys. J. –2022. – Vol. 65(6).– P.1041-1047. – DOI 10.1007/s11182-022-02730-1.

## **Влияние износа инструмента из карбида вольфрама на получаемое соединение при сварке трением с перемешиванием титановых сплавов**

Амиров А.И., Сидоров Е.А., Семенчук Н.В., Чумаевский А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сварка трением с перемешиванием (СТП) используется для получения неразъемных соединений с начала 1990-х годов [1]. Данный вид сварки широко и успешно применяется для соединения алюминиевых сплавов в таких областях, как и транспортная, аэрокосмическая, энергетическая, судостроительная промышленность [2, 3]. Титановые сплавы в указанных областях промышленности используются также часто, как и алюминиевые сплавы [4]. И хотя эти сплавы обладают хорошей свариваемостью [5], классическая сварка плавлением титановых сплавов приводит к ряду нежелательных эффектов, таких как образование пористости, крупнозернистой литой структуры и остаточных напряжений [6]. Из-за этого титановые детали, сваренные классическими методами, часто подвергаются дополнительной термической обработке, которая зачастую является трудоемкой и дорогостоящей из-за больших размеров сварных конструкций. Сварка трением с перемешиванием является более перспективной для соединения титановых сплавов, поскольку титановые  $\alpha$ -сплавы и титановые ( $\alpha+\beta$ )-сплавы, полученные данным методом, не требуют дополнительной термической обработки. Также, существует фрикционная перемешивающая обработка с помощью, которой можно увеличить прочность материала, а характеристика её процессов не отличается от характеристик сварки трением с перемешиванием.

Однако, существует проблема не позволяющая внедрить сварку трением с перемешиванием титановых сплавов в производство это быстрый износ сварочного инструмента. Титановые сплавы намного прочнее, чем алюминиевые и поэтому инструменты, из инструментальной стали, используемые при СТП алюминиевых сплавов, разрушаются практически моментально при СТП титановых сплавов. На данный момент наибольшей популярностью пользуются инструменты из вольфрамовых соединений, такие как карбид вольфрама или вольфрам-ренийевый сплав, которые, как правило, имеют либо слишком сильный износ, либо обладают высокой стоимостью за счёт наличия редкоземельного металла – рения. В данной работе были получены данные об износе инструмента из карбида вольфрама (BK8) при СТП титанового сплава BT1-0.

В процессе исследований были рассмотрены инструменты с диаметрами плеч 20 мм, 16 мм, 12 мм. У инструментов с диаметром плеч 20 мм, как правило, разрушались плечи в среднем после 40-70 мм соединения. Подобный быстрый износ инструмента сильно деградировал структуру получаемых соединений. Из-за сколотых плеч инструмента происходила неравномерная адгезия материала. А из-за уменьшения соприкасаемой площади инструмента и свариваемого материала увеличивалось давление на титановую пластину, и впоследствии, инструмент вдавливался в титановый сплав.

Инструменты с диаметром плеч 16 мм позволяли получать проходы большей длины, размером 60-140 мм однако также изнашивались из-за того, что участок плеч сварочного инструмента скалывался. Также наблюдалась высокая степень налипания на инструмент. Так же на этом диаметре были опробованы режимы с низкой скоростью вращения (375 об/мин, в отличие от предыдущих 500-900 об/мин). После 30 миллиметрового прохода на таком режиме штифт инструмента утонился до размеров менее 1 мм. На соединениях, полученных при высокой скорости оборотов, так же как и в предыдущем случае, виднеется не стабильные соединения материала, с большим количеством цветов побежалости, что говорит о сильном перегреве и окислении материала, не смотря на то, что в процессе сварки трением с перемешиванием шов обдувался аргоном через боковые пазухи инструмента. В соединении, полученном при низких скоростях вращения инструмента картина иная. Здесь цвета побежалости отсутствуют, однако наблюдаются дефекты в виде не провара, туннеля, что в свою очередь свидетельствует о нехватки тепла при сварке трением с перемешиванием. На томографических снимках соединений полученных при высоких скоростях вращения

инструмента видна относительно однородная структура. При этом видны остатки продуктов износа инструмента из карбида вольфрама, которые характеризуются явно более светлыми участками на изображении. После 20мм прохода этим же инструментом они отсутствуют, однако структура шва более разнородная и обладает большим количеством дефектов. А на томографических изображениях соединений, полученных при низких скоростях вращения инструмента (375 об/мин) видны светлые участки карбида вольфрама, замешанные от разрушенного штифта инструмента.

Затем была проведена сварка инструментом с диаметром плеч 12 мм. Данный инструмент позволил получать ещё более стабильные соединения, длина которых в сумме варьировались от 240 до 380 мм, прежде чем инструмент разрушался. В отличие от предыдущих инструмент с большим диаметром плеч разрушение данного инструмента происходило по штифту инструмента, как правило, при окончании сварки, на этапе выхода инструмента из материала. Проблема инструментов с малым диаметром плеч заключается в том, что тепловложение в материал уменьшаются при сварке с уменьшением диаметра из-за чего сложнее подобрать сварочный режим, при котором будут отсутствовать дефекты. Поэтому при использовании данного инструмента, было испытано наибольшее количество режимов. На первых режимах проявлялся явный дефект в виде туннеля по всей длине шва, наблюдался даже на его поверхности. Впоследствии подбора режимов на поверхности соединения дефекты отсутствовали, однако томографические снимки показали, что туннельный дефект всё же присутствовал. Он происходил из-за того что при высоких скоростях вращения инструмента сварки трением с перемешиванием ближние слои материала к инструменту перемешивались слишком быстро, не успевая захватывать дальние слои, из-за чего возникал туннельный дефект. Очевидно, что возникла необходимость понижать скорость вращения инструмента, однако это привело к понижению тепловложения. При этом туннельный эффект уменьшился, но не перестал существовать. Снижение тепловложения удалось компенсировать увеличением нагрузки на сварочный инструмент благодаря чему был получен стабильное неразъёмное соединение.

Износ инструмента при сварке обусловлен преимущественно его хрупким полным или частичным разрушением, обусловленным высокой адгезией инструмента при сварке со сплавом ВТ1-0 в совокупности с высокой хрупкостью карбида вольфрама. Это приводит к выходу из строя инструмента даже после сварки небольшого по длине участка титанового сплава.

*Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда № 23-79-01316.*

- 1 Dawes C. J., Thomas W. M Friction stir welding process for aluminum Alloys [J] // Welding Journal. – 1996. – Vol. 75. – №. 3. – P. 41-45.
2. Kolubaev A. V. et al. General regularities of the microstructure formation during friction stir welding and sliding friction // Journal of friction and wear. – 2015. – Vol. 36. – P. 127-131.
3. Sizova O. et al. Microstructure features of aluminum alloys welded joint obtained by friction stir welding // Advanced Materials Research. – 2014. – Vol. 872. – P. 174-179.
4. Peters M. et al. Structure and properties of titanium and titanium alloys // Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications. – 2003. – P. 1-36.
5. Steele M. C., Hein R. A. Superconductivity of titanium // Physical Review. – 1953. – Vol. 92. – №. 2. – P. 243.
6. Wang J. et al. Tool wear mechanisms in friction stir welding of Ti–6Al–4V alloy // Wear. – 2014. – Vol. 321. – P. 25-32.

## **Характер износа сварного инструмента из карбида вольфрама при сварке трением с перемешиванием титановых сплавов**

Амиров А.И., Утяганова В.Р., Семенчук Н.В., Чумаевский А.В.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Титановые сплавы получили широкое распространение в авиационной, космической, судостроительной, транспортной, химической промышленности и медицине, из-за их высокой удельной прочности, термостойкости, коррозионной стойкости, а также биосовместимости с органическими тканями [1]. Возможность создания сварных конструкций из титановых сплавов позволит существенно расширить технологические возможности производства изделий, чем объясняется актуальность исследований в данном направлении. Хотя при сварке титановых сплавов классическими методами возникает проблема хрупкости получаемых соединений, на устранения которой возникает необходимость в дополнительных технологических операциях [2]. Решение данной проблемы кроется в способе получения неразъёмных соединений без расплавления металла как сварки трением с перемешиванием (СТП) [3]. Данный процесс хорошо зарекомендовал себя для получения неразъёмных соединений в основном для алюминиевых сплавов, которые применяются в тех же отраслях что и титановые сплавы, как авиация, ракетостроение, военная промышленность [4]. Однако, в случае с титановыми сплавами технология СТП имеет проблему быстрого износа сварочного инструмента, так как в процессе СТП титановых сплавов материал сварочного инструмента испытывает более суровые термомеханические нагрузки, чем при СТП алюминиевых сплавов и инструменты из инструментальной стали изнашиваются крайне быстро [5]. Поэтому на данный момент в качестве материала инструмента используются различные термостойкие материалы, как правило, на основе вольфрама. Однако, до сих пор не устанавливалась зависимость прочностных характеристик соединения от износа инструментов изготовленных из вольфрамовых соединений. В данной работе будет рассмотрено взаимодействие материалов СТП - инструмента и свариваемого титанового сплава в процессе сварки трением с перемешиванием.

После сварки титанового сплава BT1-0 инструментом из карбида вольфрама с 8% содержанием кобальта (BK8) были получены неразъёмные соединения. Они обладали характерной «бассейнообразной» структурой для титановых соединений, полученных методом СТП. В центре наблюдается зона перемешивания (ЗП), характеризующаяся уменьшенными рекристаллизованными зёрнами. Здесь стоит отметить, что углубление зоны перемешивания, образованное благодаря штифту инструмента, была соразмерна с высотой образца. По бокам от неё наблюдается зона термомеханического воздействия (ЗТМВ) характеризующаяся вытянутыми зёрнами, зона термического воздействия в титановых соединениях, как правило, отсутствует из-за низкой теплопроводности титана [5]. Затем идёт зона основного металла (ОМ), где зёрна остались без видимых изменений, так как здесь материал не был подвержен влиянию сварки трением с перемешиванием.

В образце, полученном после  $\approx 25$  мм от начала сварки наблюдается значительный туннельный дефект на отступающей стороне (ОС) ЗП, а так же провар корня шва. Не смотря на это в нём сохраняется «бассейнообразная» структура. Так же в районе касания плеч на ОС видны светлые участки замешанного материала BK8 в полученное соединение. Это говорит о том, что между материалом инструмента и свариваемым материалом в процессе происходила настолько сильная адгезия, что часть инструмента часть хрупкого вольфрамового сплава откалываясь от инструмента, замешивалась в титановое соединение. Что и являлось причиной разрушения данного инструмента.

В образце, полученном  $\approx 50$  мм от начала сварки не прослеживается характерная для титановых соединений «бассейнообразная» структура. Такая структура возможна при отсутствии штифта у сварочного инструмента, как будто материал титанового сплава касались только плечами. Возможно, что в процессе сварки трением с перемешиванием износ сварочных инструментов происходил не только в районе плеч, но и в районе штифта

инструмента.

Описанное предположение подтвердил анализ микроструктуры ЗП. В её нижней части были обнаружены более мелкие частицы материала инструмента. Следует отметить, что в данную область ЗП частицы инструмента могли попасть только со штифта инструмента, так как плечи не внедрялись настолько глубоко в материал к корню шва. Но на микроструктурных снимках, полученных с образца, полученного  $\approx 50$  мм от начала сварки, данных участков не наблюдалось ни в ЗП, ни в зоне касания плеч. Значит, инструмент из ВК8 начал разрушаться после 20-30 мм сварки. А после  $\approx 50$  мм сварки разрушился на столько, что штифтом не доставал до корня шва.

С помощью элементного анализатора в соединении ВТ1-0, кроме титана были выявлены вольфрам и кобальт, попавшие туда из инструмента. При этом, полученные карты распределения элементов показывают наличие вольфрама и кобальта лишь на участках, где замешан материал инструмента, а в материале соединения сплава ВТ1-0 отсутствовал. Это свидетельствует об отсутствии диффузионного взаимодействия свариваемого сплава и элементами материала инструмента, которое возникало сплавами ВТ1-0 и ЖС6У сварке трением с перемешиванием титановых сплавов [6] или между сплавами Р6М5 и АМг5М при сварке трением с перемешиванием алюминиевых сплавов инструментальной сталью [7].

Подобные структурно-фазовые исследования были проведены и на инструменте из карбида вольфрама, на котором образовался слой титана, перенесённом из свариваемых листов благодаря адгезии. Отколотые участки инструмента замешались не только в сварное соединение, но и в налипший на инструмент титановый сплав. Это нам так же подтверждают полученные карты титана, кобальта и вольфрама. Кроме того, эти карты показывают, что как вольфрам и кобальт не диффундировали в налипший титан, но и налипший титан не диффундировал в материал инструмента, так как на карте титана отсутствует его более глубокое внедрение линии стыка материалов. В свою очередь отсутствие взаимной диффузии свариваемого титана и материала инструмента свидетельствует об адгезионном износе инструмента на основе вольфрама в процессе сварки трением с перемешиванием титановых сплавов. В данном процессе из-за высокотемпературной адгезии свариваемый титан налипает на инструмент. Затем из-за хрупкости карбида вольфрама, в материале в ВК8 зарождаются трещины одна на границе налипшего титана и вольфрама. Потом части инструмента начинают откалываться, по границе этих трещин и замешиваться как в сварное соединение, так и в налипший слой титана на инструмент и в процессе непрерывной сварки этот слой увеличивается. Это приводит к сколам инструмента в районе плеч и сколам в районе штифта инструмента.

*Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда № 23-79-01316.*

1. Peters M. et al. Structure and properties of titanium and titanium alloys // Titanium and titanium alloys: fundamentals and applications. – 2003. – P. 1-36.
2. Wang J. et al. Tool wear mechanisms in friction stir welding of Ti-6Al-4V alloy // Wear. – 2014. – Vol. 321. – P. 25-32.
3. Dawes C. J., Thomas W. M Friction stir welding process for aluminum Alloys [J] // Welding Journal. – 1996. – Vol. 75. – №. 3. – P. 41-45.
4. Kolubaev A. V. et al. General regularities of the microstructure formation during friction stir welding and sliding friction // Journal of friction and wear. – 2015. – Vol. 36. – P. 127-131.
5. Mironov S., Sato Y.S., Kokawa H. Friction-stir welding and processing of Ti-6Al-4V titanium alloy: A review // Journal of Materials Science & Technology. – 2018. – Vol. 34. – P. 58–72. – DOI:10.1016/j.jmst.2017.10.018.
6. Amirov A., Eliseev A., Kolubaev E., Filippov A., Rubtsov V. Wear of ZhS6U nickel superalloy tool in friction stir processing on commercially pure titanium Cerium in aluminum alloys // Metals. – 2020. – Vol. 10. – P. 799. – DOI:10.3390/met10060799.
7. Tarasov S.Y., Rubtsov V.E., Kolubaev E.A. A proposed diffusion-controlled wear mechanism of alloy steel friction stir welding (FSW) tools used on an aluminum alloy // Wear. – 2014. – Vol. 318. – P. 130-134. – DOI:10.1016/j.wear.2014.06.014.

## Структура разнородных соединений алюминиевого и титанового сплавов получаемом при сварке трением с перемешиванием

Амиров А.И., Утяганова В.Р., Чумаевский А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сварка трением с перемешиванием (СТП) разнородных соединений в настоящее время становится всё более важной и часто используемой технологией. Это объясняется тем, что потребность в эффективных и новых конструкциях возрастает с каждым днём [1]. Эффективность конструкций можно повысить за счёт использования в них сплавов с различными свойствами [2]. Например, как титановые, так и алюминиевые сплавы используются в авиационной и космической промышленности, благодаря их высокой удельной прочности и пластичности [3]. При этом титановые сплавы более прочные, чем алюминиевые сплавы, а алюминиевые сплавы являются более дешевыми и лёгкие, чем титановые сплавы [4]. Поэтому при использовании титановых сплавов в точках конструкций, которые испытывают большие механические нагрузки, а в остальных местах конструкций алюминиевых сплавов, можно получить одновременно более прочную, лёгкую и дешёвую конструкцию, чем у конструкции, при создании которой использовался только один сплав [5]. Однако при традиционных методах сварки титановых и алюминиевых сплавов возникают хрупкие слои интерметаллидных компонентов  $Al_xTi_y$  [6]. Возможным решением может стать применение не традиционных видов сварки, как СТП [7]. Особенность СТП заключается в том, что соединение формируется в твёрдой фазе за счёт адгезии и плавление при такой сварке исключено [8]. Поэтому множество ученых уже занимались исследованиями по данной тематике [9], однако до сих пор свойства данных соединений детально не изучены.

При сварке использовался инструмент, изготовленный из жаропрочного сплава ЖС6У. Сварка производилась по параметрам, которые показаны в таблице 1. Сварка трением с перемешиванием разнородных соединений алюминиевого сплава В95 и титанового сплава ВТ6 происходила под водой из-за сильного перегрева алюминиевого листа в процессе сварки. Листы сваривались внахлест, а сварочный инструмент внедрялся со стороны алюминиевой пластины.

Таблица 1. Сварочные параметры, использованные при СТП.

Шов, №	Fв, кН	Fс, кН	$\omega$ , 1/мин	V, мм/мин
1	25	27	375	90
2	28	30	375	90
3	31	33	375	90
4	34	36	375	90
5	28	30	400	90

Для анализа полученных соединений, из каждого соединения вырезались образцы для металлографических исследований и для механических испытаний. При сварке по режиму №1 часть материала сплава В95 проник в матрицу сплава ВТ6, в области где инструмент касался титановой пластины на глубину 0,1-0,7 мм. Данный значительный диапазон объясняется тем, что осевая нагрузка на инструмент СТП была различной, и при низких нагрузках внедрение инструмента было не значительным, когда как при высоких нагрузках инструмент внедрялся глубже в ВТ6. В структуре сварного соединения в результате травления на стороне сплава В95 выделяются четыре характерные для СТП зоны: зона основного металла (ОМ), зона термического влияния (ЗТВ), зона термомеханического влияния (ЗТМВ) и зона перемешивания (ЗП). Они проявились на алюминиевой стороне соединения, так как инструмент внедрялся с данной стороны. При этом в ЗП образца №1 со стороны В95 наблюдаются участки внедрённого ВТ6 на высоте до 0,8 мм по центру соединения. На наступающей стороне ЗП также наблюдаются сплошной участок титанового сплава, внедрённый диагонально в участок В95 на глубину до 0,5 мм.

В образце полученному по режиму №2 взаимное проникновение титанового и

алюминиевого сплавов намного выше. Например, на наступающей стороне (НС) ЗП сплава В95 наблюдаются внедрённые участки титана, глубина одного из которых доходит до 2,5 мм (высота всей пластины В95), а второй 1,7 мм. В центральной части соединения наблюдается участок интерметаллидных компонентов, высотой от 0,5 до 1,5 мм и длиной 2,5 - 3 мм, что соотносится с диаметром штифта инструмента. На отступающей стороне (ОС) зоны перемешивания также наблюдается участок сплава ВТ6 внедрённый в матрицу сплава В95 высотой 0,2-0,3 мм. Стоит отметить, что увеличение осевой усилия на инструмент, очевидно, увеличивает как взаимную адгезию, так и диффузию свариваемых материалов.

На металлографическом изображении образца полученного по режиму №3, в поперечном сечении показаны отдельные фрагменты титанового сплава ВТ6 внутри алюминиевого сплава В95 на глубине более 1,8 мм. При этом наиболее крупные фрагменты расположены на наступающей стороне зоны перемешивания как соединенные с основным «участком» пластины ВТ6, высотой до 1 мм, так и крупные фрагменты длиной до 1,8 мм замешанные в матрицу сплава В95 на глубину до 1,5 мм. В центральной части ЗП также наблюдаются фрагменты, титанового сплава «замешанные» в алюминиевый сплав. Однако в этой зоне данные внедрения проникли лишь на глубину до 0,5 мм, а их длина, составляет 0,01 - 0,3 мм. На отступающей стороне зоны перемешивания наблюдается лишь незначительные внедрения титана в алюминий на глубину не более 0,25 мм.

В соединении полученное по режиму №4, не наблюдается сплошного участка выходящего из титанового сплава на большую глубину в матрицу алюминиевого сплава, в отличие от предыдущих образцов. Вместо этого на НС ЗП наблюдается «крюк», который «выходит» из матрицы ВТ6 и «цепляет» матрицу алюминиевого сплава. Высота данного «крюка» порядка 0,26-0,27 мм. Также имеются отделившиеся участки титанового сплава в матрице алюминиевого сплава, которые наблюдаются на границе ЗП и ЗТМВ. Они проникли на глубину от 1,1 до 1,8 мм в В95, а их длина составляет от 0,1 до 0,9 мм. В центральной части ЗП имеются небольшие «выходы» титана в матрицу В95 на глубину до 0,4 мм, а на отступающей стороне ЗП наблюдается 1 «выход» глубиной 0,1 мм.

В отличие от предыдущих соединений на металлографическом изображении образца №5 не наблюдается взаимного проникновения сплавов В95 и ВТ6. Структура алюминиевого сплава характеризуется всеми зонами описанными выше. Однако в титановом сплаве присутствует лишь зона термомеханического влияния. Несмотря на это сплавы очень плотно соединены друг с другом.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004.*

1. Mironov S., Sato Y. S., Kokawa H. Grain structure evolution during friction-stir welding // Phys. Mesomech. – 2020. – Vol. 23. – P. 21–31. – DOI:10.1134/S1029959920010038.
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. – Vol. 638–642. – P. 1185–1190. – DOI:10.4028/www.scientific.net/MSF.638-642.1185.
3. Pilchak A. L., Juhas M. C., Williams J. C. Microstructural changes due to friction stir processing of investment-cast Ti-6Al-4V // Metallurgical and materials Transactions A. – 2007. – Vol. 38. – P. 401–408. – DOI:10.1007/s11661-006-9061-x.
4. Zhao Q., Sun Q., Xin S., Chen Y., Wu C., Wang H., Xu J., Wan M., Zeng W., Zhao Y. High-strength titanium alloys for aerospace engineering applications: A review on melting-forging process // Materials Science and Engineering: A. – 2022. – Vol. 845. – P. 143260. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.143260.
5. Jain S., Bhuvu K., Patel P., Badheka V.J. A review on dissimilar friction stir welding of aluminum alloys to titanium alloys // Innovations in Infrastructure: Proceedings of ICIIF. – 2018. – P. 415–425.
6. Wei Y., Aiping W., Guisheng Z., Jialie R. Formation process of the bonding joint in Ti/Al diffusion bonding // Materials Science and Engineering: A. – 2008. – Vol. 480(1-2). – P. 456–463. – DOI: 10.1016/j.msea.2007.07.027.
7. Sambasivam S., Gupta N., Singh D.P., Kumar S., Giri J.M., Gupta M. A review paper of FSW on dissimilar materials using aluminum // Materials Today: Proceedings. – 2023. – DOI:10.1016/j.matpr.2023.03.304.
8. Dawes C.J.; Thomas W.M. Friction stir welding of aluminium alloys // Bull. TWI. – 1995. – Vol. 6. – P. 124–127.
9. Chen Z.W., Yazdani S. Microstructures in interface region and mechanical behaviours of friction stir lap Al6060 to Ti-6Al-4V welds // Materials Science and Engineering: A. – 2015. – Vol. 634. – P. 37-45. – DOI:10.1016/j.msea.2015.03.017.



## Влияние концентрации хрома на износостойкость борсодержащих модифицированных слоев

Андрюшкина В.Е., Бушуева Е.Г.

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Формирование борсодержащих модифицированных слоев на поверхности стальных заготовок способствует повышению комплекса свойств, например, прочности, износостойкости. Изменение концентрации порошковых компонентов оказывает существенное влияние на структуру и свойства покрытия, а также работу готовой детали в целом. В связи с этим, целью исследования стала подборка оптимального соотношения в порошковой смеси хрома и бора. Варьирование соотношения этих компонентов может существенно влиять на уровень микротвердости и износостойкости поверхностных слоев изделия [1].

Поверхностный слой формировался на хромоникелевой аустенитной стали 12Х18Н9Т методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки. Параметры эксперимента представлены в таблице 1.

В качестве порошковой смеси, для упрочнения поверхностных слоёв использовалась смесь бора и хрома. Концентрация бора во всех образцах составляла 10 масс.%, а количество хрома варьировалось (таблица 1). Флюс ( $MgF_2$ ) применяется для защиты поверхности от воздействия атмосферы во время обработки.

Таблица 1. Соотношение компонентов порошковой смеси и параметры обработки

Таблица 1. Соотношения компонентов порошковой смеси и параметры обработки							
Состав порошков	H5	H10	H20	H202 (наплавка в 2 слоя)	H30	H40	Удельная поверхностная энергия, кДж/см <sup>2</sup>
Cr, масс.%	5	10	20	20	30	40	
B, масс.%	10						
MgF <sub>2</sub> , масс.%	85	80	70	70	60	50	

Методом растровой электронной микроскопии было выявлено формирование боридов, имеющих размер от 5 до 150 мкм (см. рис. 1).

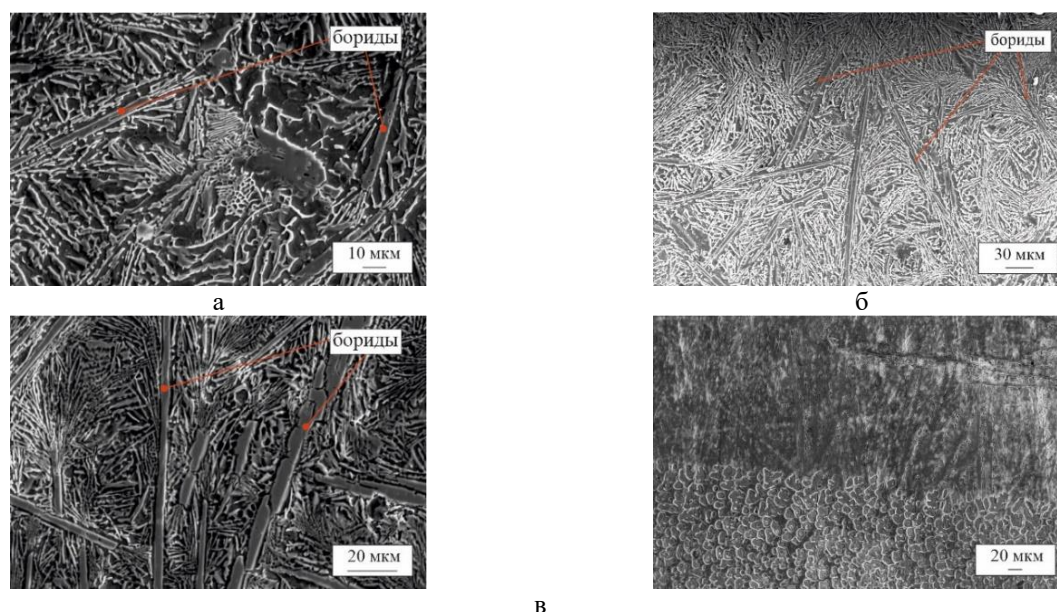


Рис. 1. Структура сформированных слоев: 20 масс.% Cr + 10 масс.% В (а); 40 масс.% Cr + 10 масс.% В (б); 20 масс.% Cr + 10 масс.% В (двухслойное нанесение) (в)

Отмечается образование крупных вытянутых боридов, расположенных в пластичной матрице, при соотношении 20 масс.% Cr + 10 масс.% В (рис. 1а), 40 масс.% Cr + 10 масс.% В (рис. 1б), а также при формировании двухслойной структуры (рис. 1в). Помимо этого, во всех

образцах образуется дендритная структура, между которыми располагаются мелкие бориды.

Сформированная структура позволяет повысить твердость поверхностного слоя в 2 раза. Толщина сформированных слоев варьируется от 1700 до 4000 мкм. Максимальный уровень микротвердости наблюдается у образца с концентрацией 20 масс.% Cr + 10 масс.% В как при однослойном так и двухслойном нанесении (528 HV<sub>0,1</sub> и 546 HV<sub>0,1</sub> соответственно). Минимальный уровень микротвердости – 40 масс.% Cr + 10 масс.% В (442 HV<sub>0,1</sub>).

Оценка износостойкости проводилась двумя методами: в условиях трения о закрепленные и нежестко закрепленные абразивные частицы [2, 3]. Результаты исследования на износостойкость представлены на рисунках 2 и 3.

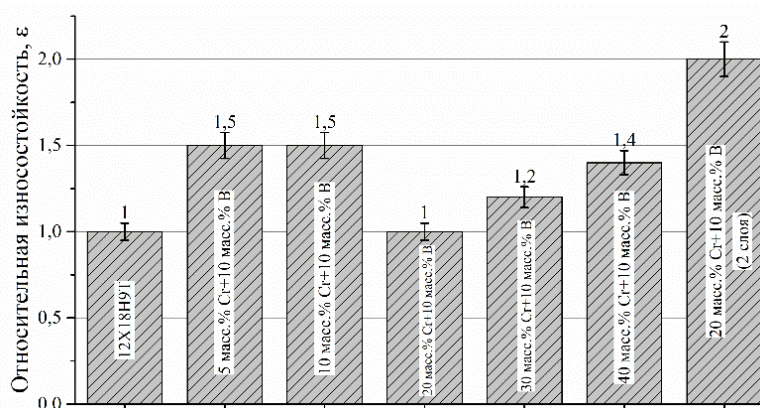


Рис. 2. Результаты испытаний на износостойкость о закрепленные частицы абразива

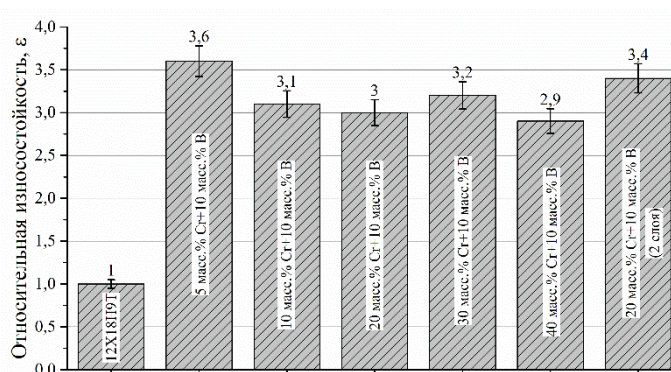


Рис. 3. Результаты испытаний на износостойкость о нежестко закрепленные частицы абразива

Оба метода измерения показали, что износостойкость всех образцов возрастает относительно хромоникелевой аустенитной стали 12X18H9T. При трении о закрепленные частицы лучший результат показал двойной слой, уровень износостойкости повысился в 2 раза. Меньше всего потери массы после трения о незакрепленные частицы абразива имеет образец с 5 масс.% Cr, в результате его износостойкость оказалась почти в 4 раза выше, чем у хромоникелевой аустенитной стали 12X18H9T.

*Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-00066, <https://rscf.ru/project/23-79-00066/>.*

1. Структура и свойства борсодержащих покрытий, наплавленных электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу / Е.А. Дробяз, Д.С. Кривеженко, И.А. Поляков, С.Ю. Нагавкин, В.В. Иванцовский // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2012. - № 4 (57). – С. 83–85.
2. ГОСТ 17367–71. Металлы. Метод испытания на абразивное изнашивание при трении о закрепленные абразивные частицы Москва : Изд-во стандартов, 1972. – 5 с.
3. ГОСТ 23.208–79. Обеспечение износостойкости изделий. Метод испытания материалов на износостойкость при трении о нежестко закрепленные абразивные. Москва: Стандартинформ, 1994. – 4 с.

## Влияние температуры спекания на структуру керамических материалов системы оксид алюминия - оксид бария

Антропова К.А.

*Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск*

Керамические материалы на основе оксида алюминия применяются в качестве огнеупорных элементов, изоляторов и диэлектрических подложек, имплантатов, бронепластин и т.д. Наиболее ценным его делают высокие твердость и прочность, химическая стойкость и легкость. В связи с возрастающими требованиями к изделиям показатели надежности  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -керамик становятся недостаточными. Это является ограничением для расширения области применения, а повышение трещиностойкости и других свойств данных материалов остается актуальной задачей. В качестве эффективного подхода большое внимание привлекло упрочнение алюмооксидных материалов с помощью удлиненных армирующих элементов, формируемых *in situ*. Известно, что в материалах системы  $\text{Al}_2\text{O}_3$ -BaO формируется соединение гексаалюминат бария ( $\text{BaAl}_{11}\text{O}_{18}$ ). При этом, соединение  $\text{BaAl}_{11}\text{O}_{18}$  является менее изученным, в сравнении с другими гексаалюминатами. Сообщается, что  $\text{BaAl}_{11}\text{O}_{18}$  обладает значительной химической стойкостью и термической стабильностью, ионной проводимостью, стойкостью к тепловым ударам. Пластинчатое, слоистое строение этой фазы положительно влияет на вязкость разрушения композитов  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , посредством изменения траектории распространения трещины, образования мостков трещин, транскристаллитного разрушения кристаллов гексаалюминатов. На уровень трещиностойкости влияние оказывает количество и размеры кристаллов, а также их распределение [1-3]. Целью данной работы является исследование влияния температуры спекания на структуру керамических материалов системы оксид алюминия - оксид бария.

Исходными материалами являлись субмикронные порошки  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и BaO. Порошки смешивали из расчета формирования 15 масс. %  $\text{BaAl}_{11}\text{O}_{18}$ . Были подготовлены суспензии, в которых соотношение компонентов (порошок-дисперсионная среда (изопропиловый спирт)) составляло 1 к 1 по массе. Диспергирование проводили в шаровой мельнице в течение 8 часов. Спекание осуществляли методом электроискрового спекания (установка SPS10-4) в графитовой форме с использованием графитовой бумаги при температурах 1500, 1550 и 1600 °С. Для всех образцов давление прессования составляло 17 МПа, время выдержки – 5 минут. После спекания графитовую бумагу удалили механически, образцы подвергали шлифовке и затем полировке на алмазных суспензиях, до размера алмазных частиц 1 мкм.

Сформированный фазовый состав оценивали при анализе дифракционных картин, полученных на рентгеновском дифрактометре ADVIN POWDIX 600. Структуру исследовали на растровом электронном микроскопе Carl Zeiss EVO50XV. Дополнительную идентификацию фаз проводили при микрорентгеноспектральном анализе.

Установлено, что фазовый состав всех материалов представлен  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{BaAl}_{11}\text{O}_{18}$ . Не обнаружено рефлексов, соответствующих исходному оксиду бария или другим соединениям, которые могут формироваться в данной системе.

$\text{BaAl}_{11}\text{O}_{18}$  наблюдается в виде призм, в этих областях происходит наложение спектров Al и Ba. Зерна  $\text{Al}_2\text{O}_3$  равноосные. Компоненты равномерно распределены в структуре материалов, спеченных при 1550 и 1600 °С. В материале, спеченном при 1500 °С, обнаружены немногочисленные скопления кристаллов гексаалюминатов. Малочисленные поры субмикронного размера располагаются в местах скоплений пластинок  $\text{BaAl}_{11}\text{O}_{18}$ , а также в тройных стыках зерен. Также вблизи некоторых кристаллов гексаалюминатов обнаружены микротрещины, что может оказать положительное влияние на уровень трещиностойкости. Средний размер зерен  $\text{Al}_2\text{O}_3$  с повышением температуры спекания изменился незначительно, а размеры гексаалюминатов – увеличились, при этом сохранилось соотношение длины и ширины (1:4). Средние длина и ширина кристаллов  $\text{BaAl}_{11}\text{O}_{18}$  спеченных при 1600 °С составляют  $5,23 \pm 0,02$  и  $1,20 \pm 0,01$  мкм соответственно.

Таким образом, фазовый состав всех материалов представлены  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  и  $\text{BaAl}_{11}\text{O}_{18}$ .

Изменение температуры спекания материалов системы  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-BaO}$  от 1500 до 1600 °С сопровождалось увеличением размеров пластинчатых кристаллов гексаалюминатов с сохранением соотношения их длин и ширин, а размеры зерен  $\text{Al}_2\text{O}_3$  практически не изменились. В структурах также обнаружены поры субмикронного размера и микротрещины, которые могут оказывать положительное влияние на уровень трещиностойкости рассмотренных материалов. Для более рационального подхода к выбору режимов спекания необходимо определение физико-механических характеристик.

*Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».*

*Микроструктурные исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).*

1. Абызов А.М. Оксид алюминия и алюмооксидная керамика (Обзор). Часть 1. Свойства  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и промышленное производство дисперсного  $\text{Al}_2\text{O}_3$  // Новые огнеупоры. – 2019. – № 1. – С. 16–23. – DOI: 10.17073/1683-4518-2019-1-16-23
2. Lei L. et al. Influence of in-situ formed Ba- $\beta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  on mechanical properties and thermal shock resistance of ZTA/Ba- $\beta$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  composites // Ceram. Int. – 2020. – Vol. 46 (3). – P. 3738–3743. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2019.10.095
3. Sri N. et al. Solid-state synthesis and formation mechanism of barium hexaaluminate from mechanically activated  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-BaCO}_3$  powder mixtures // J. Alloys Compd. – 2010. – Vol. 502 (2). – P. 466–471. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2010.04.198

## Температурная зависимость механических свойств интерметаллида системы Ni-Al-Cr, полученного методом аддитивного производства

<sup>1,2</sup>Астапов Д.О., <sup>1</sup>Загибалова Е.А., <sup>1</sup>Астафурова Е.Г., <sup>1</sup>Колубаев Е.А.

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

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

В работе изучены микроструктура, фазовый состав и механические свойства ( $T = 297 - 1273$  К) образцов интерметаллидного сплава системы Ni-Al-Cr, полученного методом двухпроволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Образцы получали с использованием оборудования, разработанного в ИФПМ СО РАН. В ходе ЭЛАП на подложку из нержавеющей стали последовательно наносили шесть параллельных дорожек материала, а затем на каждую дорожку осаждали по 40 слоев. Толщина одного слоя составляла 0,5-0,7 мм. Две проволоки – NiCr (73-79 % Ni, 20-23 % Cr, 0,9-1,5 % Si,  $\leq 1,5$  % Fe,  $\leq 0,7$  % Mn,  $\leq 0,3$  % Ti,  $\leq 0,03$  % P,  $\leq 0,02$  % S,  $\leq 0,2$  % Al,  $\leq 0,1$  % C, мас. %) и Al ( $\geq 99,5$  % Al,  $\leq 0,4$  % Fe,  $\leq 0,3$  % Si,  $\leq 0,07$  % Zn,  $\leq 0,05$  % Mn,  $\leq 0,05$  % Ti,  $\leq 0,05$  % Cu, мас. %) – подавались под электронный пучок одновременно. Соотношение скоростей подачи проволок NiCr:Al составляло 3:1 (сплав «3NiCr+Al»). Перед нанесением основного состава на подложке был выращен барьерный слой NiCr. Исследования проведены с использованием сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), рентгеноструктурного анализа (РСА) и одноосного растяжения.

Методом СЭМ показано, что изучаемый интерметаллидный сплав обладает дендритной микроструктурой. Дендриты и междендритные области морфологически одинаковы в разных частях заготовки. Часть межфазных границ «дендрит/междендрит» гладкая, а часть имеет «зубчатое» строение. Средняя ширина дендритной ламели составляет 10 мкм, но имеются участки с дендритами, поперечный размер ламелей которых не превышает 1 мкм.

Методом РСА выявлено, что сплав «3NiCr+Al» является гетерофазным: основные фазы – упорядоченная  $\gamma'$ -фаза  $\text{Ni}_3\text{Al}$ , обладающая кристаллической решеткой типа  $\text{L}_{12}$ , и фаза  $\text{Ni}_3\text{Cr}$ . Объемная доля дендритной фазы ( $\gamma\text{-Ni} + \gamma'\text{-Ni}_3\text{Al}$ ) составляет 37 %. С помощью энергодисперсионного анализа определено, что междендритные области обогащены по хрому, дендриты – по алюминию, а Ni распределен по образцу.

Установлена температурная зависимость механических свойств полученного сплава. Наилучшее сочетание прочностных и пластических свойств наблюдается при  $T = 873$  К. При  $T < 873$  К значения удлинения до разрушения интерметаллида невелики ( $\delta < 10$  %), однако при  $T \geq 873$  К исследуемый сплав демонстрирует хорошую пластичность ( $\delta = 36$  % при 1273 К). Предел текучести  $\sigma_{0,2}$  при 873 К составляет 660 МПа, а в интервалах  $T < 873$  К и  $T > 873$  К он уменьшается (минимальное значение  $\sigma_{0,2} = 50$  МПа наблюдается при 1273 К). Рост предела текучести с увеличением температуры испытания до 873 К связан с изменением дислокационной структуры и образованием термоактивированных барьеров типа Кира-Вильсдорфа при деформировании. Переход через температуру, соответствующую максимальному значению  $\sigma_{0,2}$ , сопровождается сменой октаэдрического скольжения кубическим, после чего предел текучести сплава «3NiCr+Al» уменьшается. Для предела прочности  $\sigma_B$  температурная зависимость аналогична температурной зависимости предела текучести. При  $T = 873$  К максимальные деформирующие напряжения составляют 1010 МПа. В интервале температур  $T < 873$  К и  $T > 873$  К происходит уменьшение предела прочности, и  $\sigma_B$  достигает минимума своих значений при 1273 К ( $\sigma_B = 60$  МПа). Сплав «3NiCr+Al» разработан для производства интерметаллических покрытий методом электронно-лучевого аддитивного производства.

*Исследования выполнены по проекту государственного задания FWRW-2022-0005 и на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН. Авторы выражают благодарность к.ф.-м.н. Рубцову В.Е. и к.ф.-м.н. Никонову С.Ю. за помощь в аддитивном производстве материала.*

## Влияние режимов комбинированной высокоэнергетической электромеханической обработки на износостойкость титанового сплава переходного класса

Багмутов В.П., Захаров И.Н., Баринов В.В., Романенко М.Д.

*Волгоградский государственный технический университет, Волгоград*

В настоящее время титановые сплавы активно применяются в различных отраслях машиностроения. Из них изготавливают узлы и детали для пищевых и нефтехимических аппаратов (насосы, предохранительные клапаны, центрифуги, компрессоры, котлы высокого давления, теплообменники — сплавы ОТ-4, ВТ1-0, ПТ-3В и др), автотранспорта (коленвалы, клапаны, втулки, шатуны — сплавы ВТ5, ВТ6, ВТ8 и др), медицины (протезы, хирургические инструменты — сплавы ВТ6, ВТ1-0 и др), а также детали для ответственной техники: пассажирских и военных самолетов (детали шасси, гидроцилиндры, стойки, рейки механизма управления закрылками, метизы), бронетехники, деталей космических кораблей и ракет, корпуса военных судов — сплавы ВТ22, ВТ32, ВТ35, ВТ3-1 и др.

Создание модифицированного слоя осуществлялось с помощью ЭМО, заключающегося в воздействии на материал переменного и постоянного электрического тока плотностью 300 и 600 А/мм<sup>2</sup> и низкого напряжения (2–6 В), пропускаемого через малое пятно контакта (порядка 1 мм<sup>2</sup>) деформирующего электрод-инструмента с поверхностью образца. Зона контакта охлаждалась технической водой. Продольная подача составляла 0,4 мм/об, деформирующее усилие 150 Н, скорость обработки 1,6...1,63 м/мин, электрод-инструмент — тороидальный ролик из твердого сплава ВК6С диаметром 60 мм, радиусом в плане 5–6 мм. Шероховатость исходной поверхности после чистового точения и шлифования бумагой составляла порядка 0,8-1 мкм.

Старение образцов после ЭМО проводилось при нагреве до 600 °С и выдержке 14 ч на воздухе, обеспечивающих в сочетании с предшествующей термомодеформационной обработкой достаточный прирост прочности (по величине микротвердости) при сохранении вязкостных характеристик.

МикродюрOMETрический анализ проводился на микротвердомере ПМТ-3М с нагрузкой на индентор 0,5 Н и временем выдержки 10 с. Использовался программно-аппаратный комплекс, включающий микротвердомер, оптический микроскоп, компьютер и программное обеспечение ВидеоТест-Структура с возможностью статистической обработки результатов. Микро- и макроструктуру выявлялась после обработки шлифбумагой с уменьшающейся зернистостью и последующим травлением составом 2,5% HNO<sub>3</sub>–2,5% HF–95% H<sub>2</sub>O. Условия испытаний по определению износостойкости реализовывались в соответствии с требованиями ГОСТа 30480-97. Для испытаний на определение относительной износостойкости титанового сплава ВТ22 были назначены следующие серии по различным режимам (см. таблица 1). Каждая серия состояла из трех образцов.

Таблица 1. Режимы, назначенные для испытаний на определение относительной износостойкости

№ серии	1	2	3	4	5	6	7	8	9	Примеч.
~ ЭМО	–	300	300	–	–	600	600	–	–	А/мм <sup>2</sup> , «~» — переменный ток
— ЭМО	–	–	–	300	300	–	–	600	600	А/мм <sup>2</sup> , «—» — постоянный ток
старение	–	–	+	–	+	–	+	–	+	14 ч, 600 °С

Для упрочненных образцов ЭМО переменным током плотностью 600 А/мм<sup>2</sup> характерно в первые 2500 циклов стирание поверхностной темной оксидной пленки. По достижении этого количества циклов и до базового числа циклов наблюдается тот же механизм износа, что и для исходных образцов.

Экспериментально замечен и подтвержден факт роста фактической площади контакта

для режима ЭМО постоянным током плотностью  $600 \text{ А/мм}^2$  в процессе эксперимента за счет увеличения количества пятен контакта, а не их суммарной площади.

Электрохимическая обработка переменным током высокой плотности ( $600 \text{ А/мм}^2$ ) позволяет образовать упрочняющую метастабильную  $\beta$ -фазу. Дальнейшее высокотемпературное старение способствует выделению  $\alpha$ ,  $\alpha'$ , и  $\beta$ -частиц различной морфологии и размеров. Постоянный ток высокой плотности формирует мультимодальные градиентные структуры, эффективно подавляющие сдвиговые деформации при трении за счет различных масштабных уровней деформации, обеспечивающих существенное распределение энергии и минимальную скорость накопления дефектов кристаллической решетки.

1. На первом этапе исследования определены эффективные режимы повышения износостойкости титанового сплава переходного класса ВТ22. Режим ЭМО постоянным током плотностью  $600 \text{ А/мм}^2$  повышает стойкость к износу данного сплава до 100 раз от исходного состояния, режим ЭМО переменным током той же плотности — до 80 %.

2. В результате анализа результатов исследования обозначен факт отсутствия корреляции между повышением микротвердости поверхностного слоя и износостойкостью в случае ЭМО переменным и постоянным током.

3. Ключевую роль в повышении износостойкости титанового сплава ВТ22 играет особый тип многомасштабных структур с перераспределенными химическими элементами между фазами, формирующихся при ЭМО переменным и постоянным током высокой плотности, в том числе с применением последующего старения.

*Исследование выполнено за счет средств программы развития ВолгГТУ «Приоритет 2030», в рамках научного проекта № 5/640-24.*



## Электровзрывные наночастицы стали 316L и Cu/CuO/Cu<sub>2</sub>O для создания биомедицинских изделий методом аддитивного формования

<sup>1,2</sup>Бакина О.В., <sup>1,2</sup>Иванова Л.Ю., <sup>1</sup>Глазкова Е.А., <sup>1</sup>Сваровская Н.В., <sup>1,2</sup>Лернер М.И.,  
<sup>1</sup>Речкунова А.О.

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

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

Медицинские имплантаты и другие биоматериалы используются миллионами людей по всему миру для восстановления функций организма, утраченных в результате травм или болезней. Аддитивные технологии для создания биоматериалов привлекают внимание благодаря возможности производить сложные конструкции за одну операцию без использования специальных инструментов. Такие металлы, как сплавы титана (Ti), кобальт-хромовые сплавы (Co-Cr) и нержавеющей стали (SS), являются популярным выбором для имплантатов из-за их превосходной механической прочности, биологической инертности, отсутствия цитотоксичности и хорошей коррозионной стойкости. В течение последних двух десятилетий исследователи активно разрабатывают металлические конструкции на основе Ti, Co-Cr и SS, используя методы аддитивного производства [1]. В настоящее время нержавеющая сталь 316L широко используется в биомедицине и модифицируется различными способами: путем варьирования химического состава, параметров термической обработки и постобработки поверхности изделий для улучшения ее биосовместимости, придания свойств биодеградации изделию, либо устойчивости к патогенным микроорганизмам. Основными подходами к модификации стали 316L для медицинского назначения является внесение добавки в объем или нанесение покрытий уже на готовое изделие [2, 3]. Например, авторы [4] наносили пористое титановое покрытие для обеспечения наилучшей остеоинтеграции.

В настоящей работе методом 3Д-печати были получены новые композитные пористые материалы с антимикробными свойствами на основе наночастиц (НЧ) стали 316L и наночастиц Cu/CuO/Cu<sub>2</sub>O с содержанием НЧ меди 3, 5, 7% масс. относительно массы 316L. Комплексом физико-химических и биологических методов анализа была исследована морфология НЧ и пористого материала, фазовый состав, выделение ионов Cu<sup>2+</sup> при экспозиции в физиологическом растворе, антимикробные свойства в отношении *S.aureus* и *E.coli* и рассчитана скорость биодеградации полученных образцов.

НЧ стали 316L и Cu/CuO/Cu<sub>2</sub>O были получены электрическим взрывом стальной и медной проволочек, соответственно, в атмосфере аргона. Непосредственно после синтеза НЧ пассивировались кислородом воздуха. Для получения композитных пористых материалов из НЧ 316L и Cu/CuO/Cu<sub>2</sub>O готовили механическую смесь, с последующим введением связующего на основе полиамида и полиола MC2162 (40% об.) и тщательно перемешивали при помощи Z-образного смесителя Brabender R2400 при 150°C. С помощью одношнекового экструдера получали гранулы размером 1,5 мм, используемые для печати конечных деталей. Образцы для испытаний печатали методом послойного наплавления (FDM). Режим печати был подобран экспериментально: температура хотэнда 143 °C, диаметр сопла 0,6 мм, скорость печати 30 мм/с. Далее проводили дебайдинг «зеленой» детали в растворе ацетона в течении 72 часов. Потеря массы после дебайдинга составляла от 45 до 54 % относительно массы полимера. Спекание проводили в вакуумной печи поэтапно: этап 1 – 220 °C в течении 2 часов; этап 2 – 500 °C в течении 1 часа для удаления оставшегося полимерного связующего; этап 3 – 800 °C для снятия напряжений в течение 40 мин.; этап 4 – 1150 °C в течение 2 ч для окончательного спекания детали. Содержание НЧ Cu/CuO/Cu<sub>2</sub>O в композитных материалах составило 3, 5, 7 % относительно массы 316L.

По данным просвечивающей электронной микроскопии установлено, что все синтезированные НЧ имели близкую к сферической форму и средний размер не более 100 нм. По данным рентгенофазового анализа наночастицы Cu/CuO/Cu<sub>2</sub>O помимо металлической меди содержали фазы Cu<sub>2</sub>O с дифракционными пиками при 2θ 36°, 42,5° и 74° и CuO, с пиками при 39° и 71°. Предварительные испытания антибактериальной активности механической смеси



наночастиц стали 316L и Cu/CuO/Cu<sub>2</sub>O в отношении *S.aureus* и *E.coli* позволили выбрать оптимальные концентрации для изготовления образцов композитных материалов.

Полученные механические смеси использовались для получения пористых материалов, пористость задавалась параметрами печати, средний диаметр пор составлял 1 мм. Исследование антибактериальной активности образцов композитных материалов в отношении бактерий *S.aureus* показали, что после 1 часа инкубирования бактерий с концентрацией 10<sup>6</sup> КОЕ/мл на поверхности образцов приводило к сокращению количества бактерий на 7, 89 и 44,5% для композитных материалов, содержащих 3, 5 и 7% масс. НЧ Cu/CuO/Cu<sub>2</sub>O, соответственно. Антибактериальный эффект в отношении *E.coli*, выраженный в сокращении количества бактерий, составил в 54; 56,3 и 41,7, соответственно. Подобный эффект можно объяснить большей чувствительностью бактериальной стенки грамотрицательной кишечной палочки, по сравнению с *S.aureus*. Данные выделения ионов меди в физиологический раствор коррелировали с антибактериальной активностью образцов, максимальное количество ионов меди выделилось в композите, содержащем 5% масс. НЧ Cu/CuO/Cu<sub>2</sub>O. Кроме того, результаты исследования биodeградации в соответствии с ASTM G31 подтвердили максимальную скорость деградации (0,0361 мм/год) у композита, содержащего 5% масс. НЧ Cu/CuO/Cu<sub>2</sub>O.

В настоящем исследовании впервые разработан состав новых антибактериальных композитных материалов из механической смеси электровзрывных наночастиц 316L и Cu/CuO/Cu<sub>2</sub>O и методика изготовления изделий из них с помощью аддитивных технологий, позволяющая печатать изделия с заданной пористостью.

*Работа выполнена за счет проекта государственного задания ИФПМ СО РАН FWRW-2021-0007.*

1. Metal additive manufacturing for load-bearing implants / A. Bandyopadhyay, S. Ciliveri, S. Bose // J. Indian Inst. Sci. – 2022. – Vol. 102. – №. 1. – P. 561-584. – <https://link.springer.com/article/10.1007/s41745-021-00281-x>.
- Short review on hydroxyapatite powder coating for SS 316L / J. Singh et al // J. Electrochem. Sci. . Eng. – 2023. – Vol. 13. – №. 1. – P. 25-39. – <https://doi.org/10.5599/jese.1611>.
2. Surface modification of 316L stainless steel dental implants by novel bioinert nano zirconia coating / S. Mohandoss et al. // Trends Biomater. Artif. Organs. – 2020. – Vol. 34. – №. 3. – P. 100-108.
3. Study of the properties of titanium porous coating with different porosity gradients on 316L stainless steel by a cold spray process / K. Wathanyu et al. // J. Therm. Spray Technol. – 2022. – Vol. 31. – №. 3. – P. 545-558. – <https://doi.org/10.1007/s11666-021-01316-6>.

## Получение железоматричных композитов спеканием механоактивированных смесей титанидов железа с углеродом

Барановский А.В., Прибытков Г.А., Фирсина И.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Композиционные материалы на железной основе широко применяются для деталей, работающих в тяжелых условиях трения и абразивного изнашивания. Структура таких материалов состоит из стальной матрицы, в которой однородно распределены дисперсные твердые частицы тугоплавких соединений. В качестве упрочняющей фазы чаще всего применяется кубический карбид титана, включения которого имеют равноосную форму. Такие композиты находят широкое применение для изготовления режущего инструмента, штампов пуансонов, измерительного инструмента, конструкционного материала кулачков, роликов, втулок, зубчатых колес, работающих в условиях сухого трения и воздействия агрессивных сред [1].

Железоматричные композиты с карбидным упрочнением получают либо спеканием (карбидостали), либо более сложными способами компактирования порошковых смесей карбида титана и железа (сталей). Наиболее перспективной в технологическом и экономическом отношении является технология самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Многочисленные исследования продуктов синтеза в этих реакционных смесях посвящены термокинетическим характеристикам синтеза [2] и их влиянию на формирование структуры композита [3, 4]. Для однородного распределения карбидных частиц по объему порошковые смеси подвергают длительному смешиванию или помолу в планетарных мельницах. Однако для субмикронного и наноразмерного карбида добиться однородного распределения карбидных частиц не удастся из-за агломерирования.

В нашей работе предлагается оригинальный способ получения железоматричных композитов, упрочненных субмикронными частицами карбида титана. Способ заключается в *in-situ* синтезе карбида титана в реакционных смесях титанида железа с углеродом (сажей), подвергнутых предварительной интенсивной обработке в планетарной шаровой мельнице. В результате реакции  $\text{Fe}_2\text{Ti} + \text{C} \rightarrow \text{TiC} + 2\text{Fe}$  происходит восстановление железа из титанида углеродом с образованием железоматричного композита, упрочненного субмикронными карбидными частицами. Для получения большой удельной реакционной поверхности твердых реагентов (титанид железа и углерод) необходимы интенсивные режимы обработки смесей в планетарной мельнице, при которых происходит нагрев и налипание порошков на шары и стенки барабанов.

Целью настоящей работы было исследовать фазовый состав и структуру продуктов взаимодействия титанидов железа  $\text{Fe}_2\text{Ti}$  и  $\text{FeTi}$  с углеродом в условиях реакционного спекания механоактивированных порошковых смесей и выяснить возможность синтеза железоматричных композитов, упрочненных субмикронными частицами карбида титана. Для приготовления реакционных смесей использовали интерметаллидные порошки, полученные спеканием в вакууме прессовок из порошковых смесей железа и титана двух составов:  $2\text{Fe}+\text{Ti}$  и  $\text{Fe}+\text{Ti}$ . В интерметаллидные порошки добавляли сажу в количестве, необходимом для того, чтобы весь титан, находящийся в интерметаллидах, был связан в карбид. Полученные смеси с добавлением спирта обрабатывали в течение 10 минут в планетарной мельнице “Activator-2S” при нагрузке 40g (755 об/мин). Из механоактивированных смесей прессовали цилиндрические заготовки диаметром 20 мм, которые спекали в вакууме при температуре 1200 °С с изотермической выдержкой 60 минут.

Согласно результатам рентгеноструктурного анализа практически весь титан, содержащийся в титанидах железа, вступает в реакцию с углеродом с образованием карбида и восстановленного железа. Продукты спекания прессовок обоих составов содержат целевые фазы: карбид титана с признаками смещения его состава от эквиатомного в сторону титана и  $\alpha$ -железо с параметрами решетки близкими к справочным данным, а также незначительное количество других фаз (рис. 1).

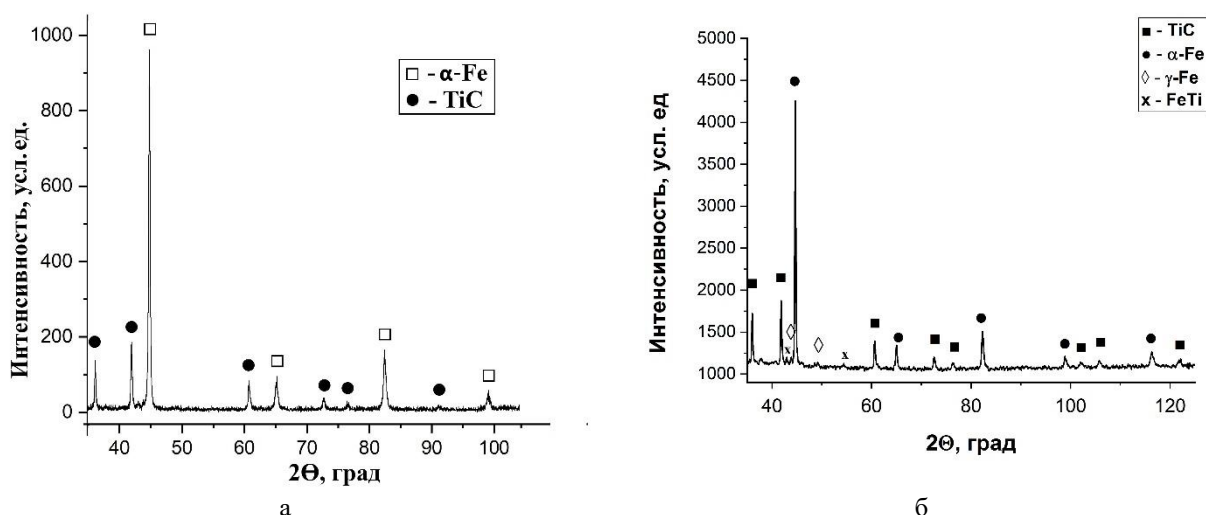


Рис. 1. Рентгенограммы спеченных (1200 °С, 60 мин) прессовок из механоактивированных смесей Fe<sub>2</sub>Ti+C (а) и FeTi+C (б)

Относительное содержание карбида титана и железа в продуктах спекания, как и следовало ожидать, зависит от элементного соотношения железа и титана в реакционных смесях, которое осталось неизменным в процессе синтеза.

Таблица 1. Фазовый состав продуктов спекания

№	Состав смеси	Содержание фаз, об. %		
		TiC	$\alpha$ -Fe	Прочие
1	Fe <sub>2</sub> Ti+C	45	54	1,0 (Ti)
2	FeTi+C	57,3	40,3	0,8 ( $\gamma$ -Fe), 1,6 (FeTi)

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

1. Svistun, L.I. Constructional carbide steels: A review of their fabrication, properties, and application // Russ. J. Non-ferrous Metals. – 2010. – № 51. – P. 188–196. – DOI: 10.3103/S1067821210020215.
2. Composites fabricated by self-propagating high-temperature synthesis / Fu Z.Y., Wang H., Wang W.M., Yuan R.Z. // J. of Mat. Proc. Tech.. – 2003. – Vol. 137. – №. 1–3. – P. 30–34. DOI: 10.1016/s0924-0136(02)01061-0.
3. Фадин В.В., Колубаев А.В., Алеутдинова М.И. Композиты на основе карбида титана, полученные методом технологического горения // Перспективные материалы. – 2011. – №. 4. – P. 91–96.
4. Telepa V.T., Shcherbakov V.A., Shcherbakov A.V. TiC–30 wt. % Fe composite by pressure-assisted electrothermal explosion // L. on mat. . – 2016. – Vol. 6. – №. 4. – P. 286–289. DOI: 10.22226/2410-3535-2016-4-286-289.

## **Формирование волнообразной межслойной границы при сварке высокоскоростным соударением: результаты экспериментальных исследований и SPH-моделирования**

Батаев И.А., Головин Е.Д.

*Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск*

Формирование волнообразных границ является самым необычным явлением, сопровождающим сварку заготовок высокоскоростным соударением [1-6]. Несмотря на то, что данный вид сварки известен и применяется в промышленности уже более полувека вопрос о причинах формирования волн до сих пор остаётся открытым и продолжает обсуждаться в сообществе сварщиков. Известно, что геометрические параметры волн (амплитуда  $a$  и длина  $\lambda$ ) зависят не только от условий соударения, но и от механических свойств свариваемых материалов. Однако вплоть до настоящего времени влияние механических свойств на процесс волнообразования обсуждалось лишь в небольшом количестве работ. В данной работе для решения этой задачи мы использовали процесс численного моделирования. Во-первых, мы показали, что численная модель позволяет хорошо воспроизвести результаты тщательно контролируемого эксперимента по сварке высокоскоростным соударением. Во-вторых, основываясь на валидированной модели, мы провели системное исследование влияния прочностных параметров на процесс волнообразования. Используя численное моделирование и модели прочности Джонсона-Кука и упруго-идеально-пластического материала, мы показываем, что прочностные свойства оказывают огромное влияние на процесс волнообразования. При этом значение имеет не только величина предела текучести, но и деформационное и деформационно-скоростное упрочнение, которые могут «подавить» процесс волнообразования даже если он уже начался.

*Работа выполнена при поддержке проекта FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов".*

1. Дерибас А.А. Физика упрочнения и сварки взрывом. – Новосибирск: Наука, 1980. – 224 с.
2. Bahrani A., Black T., Crossland B. The mechanics of wave formation in explosive welding // Proceedings of the Royal Society of London. Series A. Mathematical and Physical Sciences. – 1967. – Vol. 296(1445). – P. 123-136
3. Лысак В.И., Кузьмин С.В. Сварка взрывом. – Москва: Машиностроение, 2005. – 543 с.
4. Robinson J.L. The mechanics of wave formation in impact welding // Philosophical Magazine. – 1975. – Vol. 31(3). – P. 587-597. – doi: 10.1080/14786437508226540
5. Cowan G.R., Bergmann O.R., Holtzman A.H. Mechanism of bond zone wave formation in explosion-clad metals // Metallurgical and Materials Transactions B. – 1971. – Vol. 2(11). – P. 3145-3155. – doi: 10.1007/BF02814967
6. J.N. Hunt. Wave formation in explosive welding // Philosophical Magazine. – 1968. – Vol. 17(148). – P. 669-680. – doi: 10.1080/14786436808223020

## Влияние механической активации порошковой борсодержащей смеси на качество и структуру модифицированных слоев

Батыров Б.Б., Бушуева Е.Г., Пухова Е.А.

*Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск*

Формирование борсодержащих модифицированных слоев на поверхности стали 12Х18Н9Т позволяет повысить прочность, износостойкость, жаростойкость поверхностных слоев [1 – 2]. Но вследствие большой разницы в размерах частиц порошка (рис.1 а, б) хрома (до 150 мкм) и бора (до 10 мкм) достаточно сложно получить равномерную наплавку. Было выдвинуто предположение, что уменьшение размера частиц хрома, позволит более плотно прессовать порошковую смесь перед наплавкой. Более плотное прессование позволит уменьшить потери порошка в процессе наплавки и сформировать более равномерный модифицированный слой.

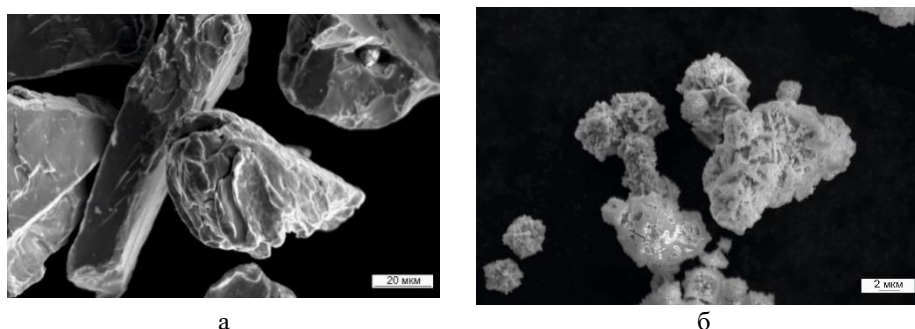


Рис.1. Частицы порошка до механической активации: хром (а); бор (б)

Основной целью данной работы является оценка влияния предварительной механической активации на структуру и свойства сформированных модифицированных слоёв.

Для борирования поверхности использовались порошковые смеси хрома и бора в соотношении компонентов 50 масс.% В – 50 масс.% Cr и 30 масс.% Cr – 70 масс.% В. Механическая активация проводилась в течении разного времени – 30 секунд, 2, 5, 10 минут. Порошковые композиции после механической активации наплавлялись на подложку из стали 12Х18Н9Т методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки. Режим ВЭЛН: ток пучка – 23 мА, удельная поверхностная энергия – 6,4 кДж/см<sup>2</sup>.

Было установлено, что предварительная механическая активация позволяет уменьшить размер частиц хрома до 10 – 20 мкм вне зависимости от соотношения компонентов в порошковой смеси. Частицы бора агломерируют, вследствие чего увеличивается их размер до 15 – 20 мкм. Также наблюдается переход бора из аморфного состояния в кристаллическое. Методом рентгенофазового анализа установлено, что в процессе механической активации формируются бориды Cr<sub>2</sub>B независимо от времени механической активации, а также наблюдается хром и бор.

При наплавке мехактивированных порошковых смесей отмечается более ровная поверхность наплавленных слоев (рис.2 а). Механическая активация в течении 30 секунд позволяет снизить потери порошка в процессе наплавки на 10 %.

После вневакуумной электронно-лучевой наплавки, методом рентгенофазового анализа, установлено, что во всех образцах наблюдаются бориды хрома Cr<sub>2</sub>B (рис.2 б), различного размера (рис.2 в, г), а также дендриты на основе твердого раствора  $\gamma$ -Fe и хрома.

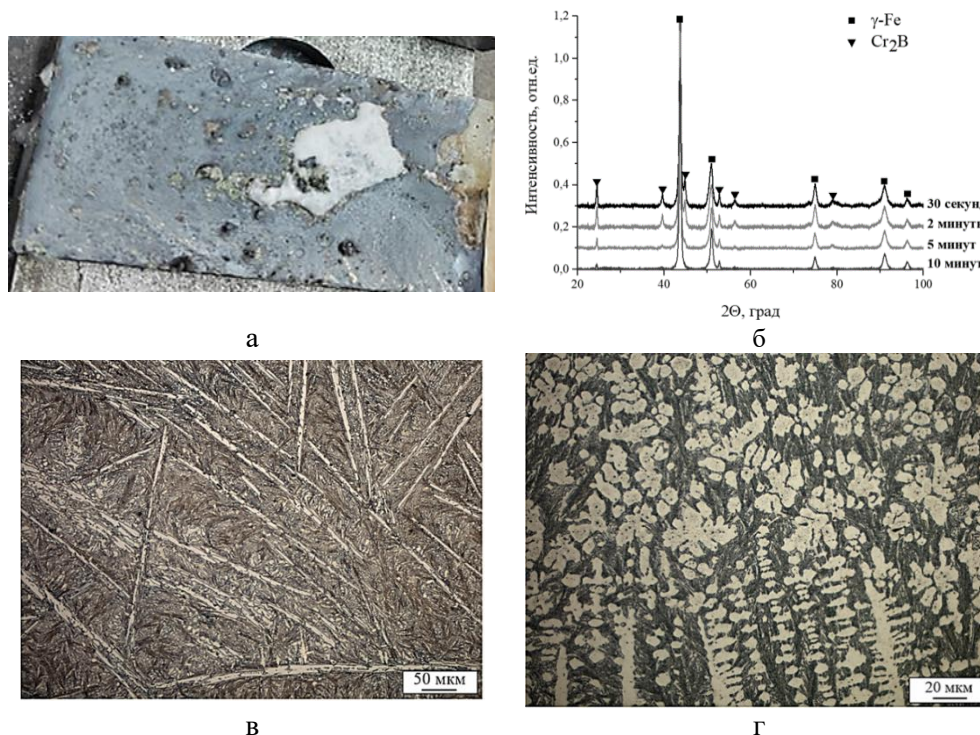


Рис. 3. Поверхность после наплавки (а); РФА наплавленных модифицированных слоев (б); структура наплавленных модифицированных слоев после предварительной механической активации в течении 2-х минут при соотношении компонентов 30 масс.% Cr и 70 масс.% В (в); структура наплавленных модифицированных слоев после предварительной механической активации в течении 5 минут при соотношении компонентов 50 масс.% Cr и 50 масс.% В (г)

При соотношении компонентов 30 масс.% Cr – 70 масс.% В уровень микротвердости распределяется следующим образом:

- после предварительной механической активации в течение двух минут  $\approx 500 \text{ HV}_{0.1}$ ;
- механическая активация в течение 30 секунд  $\approx 420 \text{ HV}_{0.1}$ ;
- уровень микротвердости при 5 и 10 минутах находится примерно на одном уровне и составляет  $\approx 350 \text{ HV}_{0.1}$ ;

При соотношении компонентов 50 масс.% Cr – 50 масс.% В:

- максимальное значение  $450 \text{ HV}_{0.1}$  при 30 секундах механической активации.
- дальнейшее увеличение времени предварительной механической активации до 2, 5 и 10 минут не способствует повышению микротвердости, значение находится на уровне  $375 \text{ HV}_{0.1}$ .

*Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-00066, <https://rscf.ru/project/23-79-00066/>.*

1. Santana D.A. Wear-resistant boride reinforced steel coatings produced by non-vacuum electron beam cladding / D.A. Santana, G.Y. Koga, W. Wolf, I.A. Bataev, A.A. Ruktuev, C. Bolfarini, C.S. Kiminami, W.J. Botta, A.M. Jorge Jr. // Surface & Coatings Technology. 2020. Vol. 386.
2. Голковский М.Г. Закалка и наплавка релятивистским электронным пучком вне вакуума. Технологические возможности метода. / М.Г. Голковский. – Saarbrücken: LAPLAMBERT Academic Publishing, 2013. 317 с.



## Исследование сплава $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$ после низкотемпературного старения

<sup>1, 2, 3</sup>Белослудцева Е.С., <sup>1, 2</sup>Винокуров Д.Е., <sup>1, 2</sup>Царигородцева А.А.

<sup>1</sup>Институт физики металлов УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет, Екатеринбург

<sup>3</sup>ООО «НЬЮТОНС», Москва

Создание новых материалов, способных функционировать в разнообразных условиях, становится все более востребованным в условиях современного развития науки, техники и экономики. Наличие термоупругого мартенситного превращения в сплавах обеспечивает в них ряд уникальных физических явлений, таких как сверхупругость, сверхпластичность и эффект памяти формы. К таким сплавам относятся сплавы на основе системы  $\text{NiMn}$

В последнее время возник интерес к сплавам на основе бинарной системы  $\text{NiMn}$  как к сплавам с магнитоуправляемым термоупругим превращением, а следовательно, магнитоуправляемыми эффектами памяти формы, за счет которых могут применяться в качестве элементов твердотельных хладагентов [1]. Также исследуются пленки на основе антиферромагнитного сплава  $\text{NiMn}$ , поскольку имеют высокий потенциал практического применения в сфере спинтроники. Интерес обусловлен эффектом обменного смещения, наблюдаемым в системах с обменно-связанными антиферромагнитным и ферромагнитным слоями [2].

Однако не проводилось исследований на предмет фазовой стабильности исследуемых сплавов. В данной работе впервые обнаружено, что в результате естественного старения (примерно 20 лет) произошло фазовое расслоение сплава  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$  в результате перераспределения никеля и марганца (рис.1). Установлено, что в областях выделившейся фазы содержание никеля больше на 2...3 ат. % от стехиометрического состава. Соответственно, в матрице образца наблюдается повышенное содержание марганца.

Установлено, что объемная доля выделений составляет около 18%. Субструктура отдельных выделений формируется в результате деградация пластинчатой мартенситной структуры с образованием мелких зерен, чьи линейные размеры сопоставимы с шириной предшествующих мартенситных пластин, и зерен размером порядка 10 мкм (возможно, образовавшихся из нескольких более мелких).

При РСФА сплава после старения обнаружены рефлексы только от тетрагональной решетки  $\text{L1}_0$ . С параметрами:  $a = 0,372$  нм,  $c = 0,354$  нм,  $c/a = 0.95$ . Рефлексы второй фазы не идентифицированы.

Показано, что мартенсит в исследуемом сплаве становится менее твердым после перераспределения химических элементов на 25 % (3,13 и 4,30 ГПа, соответственно). При этом выделившиеся структурные составляющие имеют значения твердости 4,38 ГПа, близкие к исходному состоянию. И именно они, вероятно, демонстрируют вязкий характер излома.

Методом дифференциального термического анализа при нагреве образца  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$  после низкотемпературного старения установлены температуры начала и конца обратного мартенситного поведения  $A_s = 980$  К,  $A_f = 1040$  К,  $\Delta T = 60$  К, что в пределах погрешности совпадает с данными критических точек для этого сплава в исходном состоянии [3].

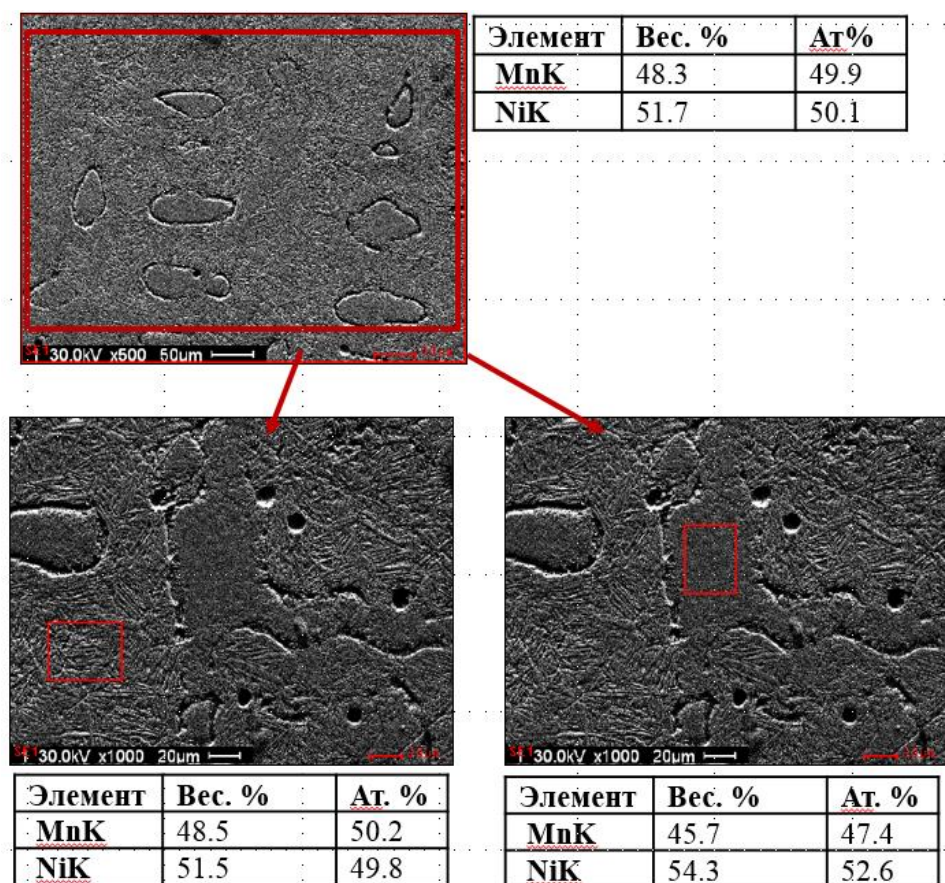


Рис.1. СЭМ-изображение микроструктуры сплава  $\text{Ni}_{50}\text{Mn}_{50}$  после естественного старения и данные о химическом составе в указанных областях

Работа выполнена в рамках государственного задания МИНОБРНАУКИ России (Шифр «Структура» Г.р. № 122021000033-2) Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП «Испытательный центр нанотехнологий и перспективных материалов» ИФМ УрО РАН. При финансовой и технической поддержке ООО «НЬЮТОНС».

1. Siyao Ma. Toughening of Ni-Mn-Based Polycrystalline Ferromagnetic Shape Memory Alloys / Siyao Ma, Xuexi Zhang, Guangping Zheng, Mingfang Qian, Lin Geng // Materials. – 2023. – Vol. 16. – P. 5725-1 – 5725-20.
2. Москалев М.Е. Закономерности формирования и механизмы обменного смещения в поликристаллических пленках Ni-Mn/Ni-Fe: дис. ... канд. физ. мат. наук: 1.3.12/ М.Е. Москалев- ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, 2021 - 141 с.
3. Белослудцева Е.С. Микроструктура, термоупругие мартенситные превращения и свойства В2 сплавов на основе Ni-Mn: дис. ... канд. физ. мат. наук: 01.04.07/ Е.С. Белослудцева- ИФМ УрО РАН, Екатеринбург, 2017 - 167 с.



## **Изменение структуры и свойств многокомпонентных сплавов с памятью формы при переходе от низкоэнтропийного к высокоэнтропийному состоянию**

<sup>1</sup>Беляев С.П., <sup>1</sup>Реснина Н.Н., <sup>1</sup>Сибирев А.В., <sup>1</sup>Поникарова И.В., <sup>1</sup>Иванов А.М., <sup>1</sup>Бикбаев Р.М.,  
<sup>1,2</sup>Базлов А.И., <sup>3</sup>Андреев В.А.

<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", Москва*

<sup>3</sup>*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва*

Целью работы явилось исследование изменения структуры, мартенситных переходов, механических и функциональных свойств при изменении состава шестикомпонентного сплава Ti-Hf-Zr-Ni-Cu-Co. Было выплавлено 12 сплавов, отличающихся концентрациями титановой (Ti+Hf+Zr) и никелевой (Ni+Cu+Co) групп с соотношениями 51/49, 50/50 и 49/51 ат.%. Внутри каждой группы одновременно меняли концентрации добавочных элементов (Hf, Zr, Cu, Co) от 1 до 17 ат%, что позволило получить шестикомпонентные сплавы с низкой, средней и высокой конфигурационной энтропией. Сплавы были получены электро-дуговой и электро-лучевой плавками с пяти-десяти кратными переплавками.

Исследования структуры показали, что все сплавы кристаллизуются в аустенитную B2 фазу (кубическая, упорядоченная по типу CsCl). Кроме этого образуются частицы вторичных фаз, состав которых зависит от концентрации титановой и никелевой групп также, как это наблюдается и в бинарном сплаве TiNi.

Все сплавы испытывают мартенситные переходы и чем больше концентрация никелевой группы или концентрация добавочных элементов, тем ниже температуры переходов. Так, в сплавах с концентрацией добавочных элементов 10 ат% и более температуры превращений оказываются ниже температуры -180 °С. Это связано с тем, что увеличение концентрации добавочных элементов увеличивает упругую энергию, поэтому необходимо больший выигрыш в химической энергии для того, чтобы началось мартенситное превращение.

Неупругая деформация в многокомпонентных сплавах может быть реализована за счет традиционных механизмов деформирования (пластическая деформация, переориентация мартенсита или наведение мартенсита под нагрузкой), как и в бинарных сплавах с памятью формы. Инициирование того или иного механизма не зависит от состава сплава, а определяется положением температуры деформирования относительно температур мартенситного превращения. Увеличение концентрации добавочных элементов повышает дислокационный предел текучести до максимума, который наблюдается в сплавах с 10 ат% каждой из добавок. Дальнейшее увеличение концентрации добавочных элементов понижает предел дислокационного скольжения. Деформация до разрушения уменьшается в несколько раз при переходе от низкоэнтропийного к среднеэнтропийному состоянию, что связано с подавлением пластичности, при этом характер разрушения меняется с вязкого на хрупкий.

Многокомпонентные сплавы проявляют все функциональные свойства, присущие бинарным сплавам на основе TiNi. Увеличение концентрации добавочных элементов уменьшает коэффициент Клаузиуса - Клапейрона и расширяет температурное окно псевдоупругости. Эффект памяти формы наблюдали во всех сплавах, тогда как эффект обратимой памяти формы был обнаружен только в низкоэнтропийных сплавах. Это связано с тем, что для реализации этого эффекта необходимы ориентированные внутренние напряжения, которые обычно иницируются пластической деформацией. Поскольку этот процесс в средне и высокоэнтропийных сплавах затруднен, то эффект обратимой памяти формы не проявляется.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (№ 22-19-00169).*

## **Влияние исходного R-мартенситного состояния нанокристаллического сплава Ti-50,9 ат. % Ni сплава на его циклическую устойчивость**

Биттер С.М., Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Миронов Ю.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сплавы на основе TiNi с памятью формы имеют широкий спектр инженерных применений благодаря высокой сверхэластичности. В то же время стабильность сверхэластичного поведения TiNi в процессе механического циклирования существенно ограничена, что связано с недостаточной совместимостью решеток B2 аустенитной и B19'мартенситной фаз, вызывающей накопление дислокаций и остаточного мартенсита в ходе повторяющихся  $B2 \leftrightarrow B19' \leftrightarrow B2$  мартенситных превращений, снижение напряжения мартенситного сдвига и деградацию механического гистерезиса. В настоящей работе исследовано влияние исходного структурного состояния (B2-аустенит, либо R-мартенсит) нанокристаллического (НК) сплава TiNi на изменение неупругих свойств и структуры в процессе механического циклирования. R-превращения являются привлекательными из-за малой деформации превращения (менее 1%), что позволяет ожидать снижения накопления дефектов и роста циклической стабильности.

Для исследований использовали трубчатые образцы коммерческого НК сплава Ti-50,9 ат. % Ni, средний размер зерен/субзерен 80 нм. Проводили отжиги при температурах 300° и 350°C (1 час), что позволило получить B2-аустенитное (B2-образцы) и R-мартенситное состояния (R-образцы) сплава соответственно. Циклическую деформацию образцов в режиме нагружение-разгрузка проводили одноосным растяжением на испытательной машине LFM-125 при комнатной температуре со скоростью  $4 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  до 45 циклов. Структурные исследования проводили в ЦКП «НАНОТЕХ» методами ПЭМ на микроскопе JEM 2100 и рентгеноструктурного анализа на дифрактометре ДРОН-8.

Установлено, что для B2-образцов кривые зависимости изменения напряжения мартенситного сдвига  $\sigma_m$ , гистерезисов  $\Delta\sigma$  и  $\Delta\varepsilon$  с ростом количества циклов являются двухстадийными, а точка перелома соответствует смене механизма деформации от накопления дислокаций к недислокационным механизмам. Характер изменения  $\sigma_m$ , полуширин и интенсивностей профилей рентгеновских линий свидетельствует о высокой скорости накопления дефектов в процессе циклирования.

Установлено, что для R-образцов с увеличением количества циклов наблюдается монотонные зависимости изменения неупругих характеристик  $\sigma_m$ ,  $\Delta\sigma$  и  $\Delta\varepsilon$ . Сравнение данных зависимостей для R- и B2-образцов показало, что скорость снижения значений данных величин после 30 циклов для R-образцов в 2-3 раза ниже, чем для B2-образцов. Физическое уширение рентгеновских линий R-образцов изменяется незначительно, при этом основной вклад в физическое уширение вносят микроискажения кристаллической решетки, при этом упругая деформации R-фазы осуществляется путем переориентации. Таким образом, R-мартенситная структура обеспечивает в процессе механического циклирования более высокую устойчивость к накоплению дефектов, чем B2 аустенит, что может способствовать поддержанию относительно стабильных механических свойств.

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

## Обработка трением с перемешиванием медного сплава системы Cu-Cr-Zr

Бодякова А.И., Чистюхина Э.И., Ткачев М.С., Малофеев С.С.

НИУ «БелГУ», Белгород

Термоупрочняемые медные сплавы системы Cu-Cr-Zr нашли широкое применение во многих отраслях электротехнической промышленности и теплоотводящих устройствах благодаря сочетанию прочности, термостойкости и тепло/электропроводности [1, 2]. После обработки на пересыщенный твердый раствор и старения электрическая проводимость сплавов может достигать 80-95% IACS (% проводимости относительно технически чистой меди), при этом твердость соответствует 100-140 HV. Дополнительного упрочнения медных сплавов можно добиться методами интенсивной пластической деформации, среди которых можно выделить обработку трением с перемешиванием (ОТП), которая позволяет сформировать в зоне обработки мелкое зерно [3]. Варьирование параметров обработки, в частности, скорости вращения и скорости подачи инструмента, позволяет менять температуру процесса и формировать различные структурные состояния. Поэтому изучение влияния ОТП на структуру и свойства медных сплавов системы Cu-Cr-Zr представляет научный и практический интерес.

В качестве материала исследования был выбран медный сплав Cu-0,3%Cr-0,5%Zr (весовые проценты). Пластины размером 70мм×90мм×3мм были обработаны на пересыщенный твердый раствор (далее закалка) с выдержкой при температуре 920 °С в течение 1 ч и охлаждением в воде. Затем часть образцов была состарена при температуре 450 °С в течение 1 ч. Твердость и электропроводность образцов после закалки составляла 70 HV и 40 %IACS соответственно, размер зерен достигал 20-30 мкм, плотность дислокаций  $\sim 10^{13} \text{ м}^{-2}$ . Старение привело к росту твердости и электропроводности до 100 HV и 47% IACS соответственно. Размер зерен и плотность дислокаций не изменились. ОТП проводили с использованием инструмента из карбида вольфрама на установке AccuStir 1004 фирмы General Tool Company, диаметр плечиков составлял для закаленных образцов 12 мм, для старенных – 14,5 мм, диаметр сферического пина – 5 мм. Угол наклона инструмента к поверхности пластины – 2,5°. Скорость подачи и скорость вращения инструмента варьировались. Данные о влиянии параметров ОТП на структуру и свойства Cu-Cr-Zr сплава в зоне перемешивания приведены в таблице 1.

Таблица 1. Влияние параметров ОТП на структуру и свойства Cu-Cr-Zr сплава в зоне перемешивания

№ образца	Предварительная термообработка	Скорость вращения, об./мин	Скорость подачи, об./мин	Максимальная температура, °С	Постдеформационная термообработка	Твердость, HV	Электропроводность, % IACS	Размер зерен, мкм	Плотность дислокаций, $\times 10^{14} \text{ м}^{-2}$
1	Закалка + старение	400	125	-	-	120-140	60-65	0,78	6
2	Закалка + старение	500	125	600	-	120-150	60-63	0,86	5
3	Закалка + старение	1000	375	800	-	80-90	38-40	4,03	3
4	Закалка + старение	1000	375	800	старение	100-140	60-75	4,48	5
5	Закалка	400	125	360	-	160-180	45-67	0,36	8
6	Закалка	400	125	360	старение	130-200	60-75	0,35	7
7	Закалка	800	375	440	-	100-155	40-57	0,60	5
8	Закалка	800	375	440	старение	140-160	70-75	0,50	6

Параметры обработки и геометрические характеристики инструмента существенным образом влияют на температуру деформации, которая была измерена с помощью термопар, подведенных к границе зоны перемешивания и зоны термического влияния. Повышение скорости вращения инструмента приводит к росту максимальной температуры деформации. Так, в случае увеличения скорости вращения с 500 до 1000 об./мин максимальная температура обработки в состаренном сплаве Cu-Cr-Zr возросла на 200 °С. Отметим, что увеличение диаметров плечиков в значительной степени определяет термический цикл, так что максимальная температура процесса при диаметре плечиков 14,5 мм и скорости вращения инструмента 1000 об./мин составляет 800 °С, а при диаметре 12,5 мм и скорости вращения 800 об./мин – 440 °С.

Структуру и свойства сплава Cu-Cr-Zr в зоне перемешивания определяет главным образом температура обработки. ОТП, обеспечивающая высокую температуру деформации, приводит к падению твердости и электрической проводимости. При этом формируется зеренная структура с наибольшим размером зерен и наименьшей плотностью дислокаций в сравнении с представленными режимами обработки. Отметим, что относительно исходного состояния размер зерен падает, а плотность дислокаций возрастает, что должно способствовать повышению прочностных характеристик, однако после ОТП по режиму 3, твердость в зоне перемешивания снижается на 20-30 HV. Снижение твердости и электропроводности можно связать с растворением дисперсных частиц в зоне перемешивания, т.е. ОТП, обеспечивающая высокую температуру деформации, приводит к закалке медного сплава. Снижение температуры деформации при ОТП до 360-600 °С способствует измельчению зеренной структуры, так что в зоне обработки формируется ультрамелкозернистая структура с размером зерен 0,35-0,85 мкм и плотностью дислокаций  $(5-8) \times 10^{14} \text{ м}^{-2}$ . При этом повышается электрическая проводимость до 60-65% IACS, что свидетельствует о выделении частиц. Все это способствует дополнительному упрочнению Cu-Cr-Zr сплава, так что твердость в зоне обработки может достигать 150-180 HV. Дополнительное старение после ОТП способствует дополнительному повышению твердости и электрической проводимости предварительно закаленного сплава, так что твердость достигает 160-200 HV, а электрическая проводимость – 75 % IACS.

Поскольку температуры деформации Cu-Cr-Zr сплава соответствуют температурам распада пересыщенного твердого раствора, для получения высокой твердости и электрической проводимости целесообразно проводить ОТП закаленного сплава по режимам, обеспечивающим деформационное старение, и последующее искусственное старение. Кроме того, представляется интересным варьирование скорости подачи инструмента для изменения времени деформационного и постдеформационного старения.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00628, <https://rscf.ru/project/24-29-00628/> с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Технологии и Материалы НИУ «БелГУ».*

1. Восстановление стенок кристаллизаторов машин непрерывного литья заготовок из хромоциркониевой бронзы методом многопроходной сварки трением с перемешиванием / А.В. Макаров, Н.В. Лежнин, А.Б. Котельников, А.А. Вопнерук, Ю.С. Коробов, А.И. Валиуллин, Е.Г. Волкова // Изв. ВУЗов. Цвет. Металлург. – 2024. – №. 6. – С. 66-83. – DOI: 10.17073/0021-3438-2023-6-66-83.
2. Effect of trace silicon addition on microstructure and properties of a Cu–0.26 Cr–0.14 Mg alloy / J. Dai, M. Ma, Z. Xiao, X. Meng, G. Sun, T. Zhang, T. Zhou, L. Li, Y. Zhu // Mater. Sci. Eng.: A. – 2022. – Vol. 833. – P. 142511. – DOI: 10.1016/j.msea.2021.142511.
3. Development of high strength and high electrical conductivity Cu-Cr-Zr alloy through friction stir processing / R.B. Naik, K.V. Reddy, G.M. Reddy, R.A. Kumar // Fus. Eng. Des. – 2020. – Vol. 161. – P. 111962. – DOI: 10.1016/j.fusengdes.2020.111962.

## **Композиционный материал на основе эпоксидной смолы и SAOE фосфоров**

Брусенцева Т.А., Лукин С.Э.

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

Материалы на основе фотолюминесцентных веществ и эпоксидной смолы находят широкое применение в различных областях науки и техники. Появление эффективных фосфоресцирующих веществ, обладающих длительным временем послесвечения, позволило начать разработку композиционных материалов, способных аккумулировать излучение от внешних источников, а затем испускать его в виде света в течение длительного времени при удалении от внешних источников.

В качестве полимерной матрицы для композитного материала использовалась прозрачная двухкомпонентная смола Crystal 85-5. В качестве наполнителя использовался зеленый люминофор MNG-4E со средним размером частиц 5-15 микрон и люминофор ФВ-530Д со средним размером частиц 25 микрон. Массовая концентрация люминофора в различных образцах материала составляла от 0 до 17 %, для каждой концентрации наполнителя было изготовлено по 10 образцов. Механические испытания на одноосное растяжение и трехточечный изгиб были выполнены на испытательной машине Zwick Roell Allround Z005. Эксперименты по инструментальному индентированию были проведены на испытательном комплексе Наноскан 3D. Образцы с различной концентрацией люминофора аккумулировали энергию света, облучаясь 1800 люксами от стандартного источника света D65 в течение 90 минут, что считалось достаточным для установления равновесия между облучающим потоком и излучающими образцами. После этого образцы помещались в темную камеру. На расстоянии 1.5 см от поверхности образца устанавливался датчик и проводилась непрерывная регистрация освещенности, создаваемой образцом на заданном отдалении от него, во времени. Измерения характеристик свечения проводились с использованием профессионального люксметра-яркомера-пульсметра eЛайт01 с первичной поверкой.

В результате проведенных экспериментов показано, что для всех комбинаций матрицы и наполнителей максимальное относительное увеличение модуля упругости составило порядка 20 % в сравнении с ненаполненной смолой. Методом инструментально индентирования впервые установлено, что модуль упругости частиц люминофоров составил 43 ГПа. На основании полученных данных произведено сравнение экспериментальных зависимостей с простейшими теоретическими моделями. Получено монотонное, близкое к линейному, возрастание времени затухания свечения и рассчитанной экспозиции, выражающей величину аккумулированной энергии, при увеличении массовой концентрации наполнителя. Максимальное время затухания было зарегистрировано для образцов с порошком MNG-4E в качестве наполнителя и составило 860 мин при массовой концентрации 13 %.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИТПМ СО РАН.*

## Исследование структуры и механических свойств градиентного материала Ti/TiN

Бурхинова Н.Ю., Филиппов А.А., Дик Д.В.

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

Титаноматричные композиты армированные наночастицами обладают рядом привлекательных свойств, такими как высокая удельная прочность, коррозионная стойкость, немагнитность и биосовместимость и низкой плотностью. Добавление нитрида титана повышает твердость, модуль упругости, износостойкость и позволяет композиту не терять свойства при воздействии высоких температур. Таким образом, композит Ti + nano TiN перспективный материал для использования в космической, авиационной, а также для изготовления изделий, устойчивых к однократным высокоскоростным нагрузкам [1]. В настоящее время с ростом требований к материалам для применения в данных сферах вводят градиентные материалы, которые способны менять свои свойства, за счет изменения структуры слоев композита [2]. Так целью работы является определение зависимости физико-механических свойств по толщине слоя титаноматричного композита, содержащих различное количество наноразмерного нитрида титана 4-21 об.%.

Исходными материалами для изготовления градиентного композита Ti/TiN являлись порошки Ti (марки ПТС-1) и наноразмерный нитрид титана. Порошковую смесь механически активировали в высокоэнергетической планетарной мельнице в течение 9 минут [3]. Спекание осуществляли горячим прессованием при температуре 1300°C и при максимально прикладываемом давлении 30 МПа [4]. Структурные исследования осуществляли с помощью сканирующего электронного микроскопа, а механические свойства – твердость и модуль Юнга – методом инструментального индентирования.

Микроструктура спеченных композита представлена на рис. 1.

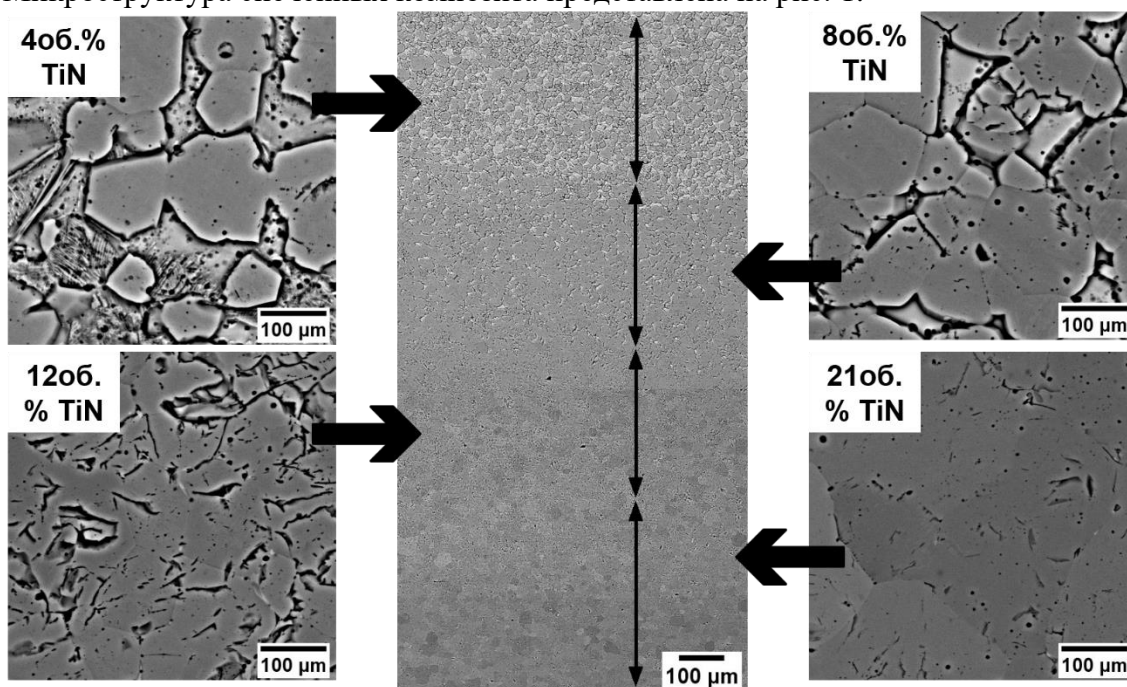


Рис. 1. Микроструктура градиентного композита Ti/TiN

У композита наблюдается непрерывная структура, переход между слоями плавный (рис. 1). Первый слой материала с содержанием нитрида титана 4 об.% содержит пластинчатую матрицу  $\alpha+\beta$ -Ti и темные зерна  $\alpha$ -Ti с различными нитридами титана. Увеличение содержания TiN приводит к росту зерен  $\alpha$ -Ti+TiN, происходит стабилизация азотом  $\alpha$ -титана и нитрида титана, зерна с  $\beta$ -фазой титана, отвечающие за пластичность материала, уменьшаются. Таким образом, при больших концентраций нитрида титана (12, 21 об.%) происходит рост зерен, содержащих твердую фазу.

Результаты измерений механических свойств методом инструментального индентирования представлены на рис. 2.

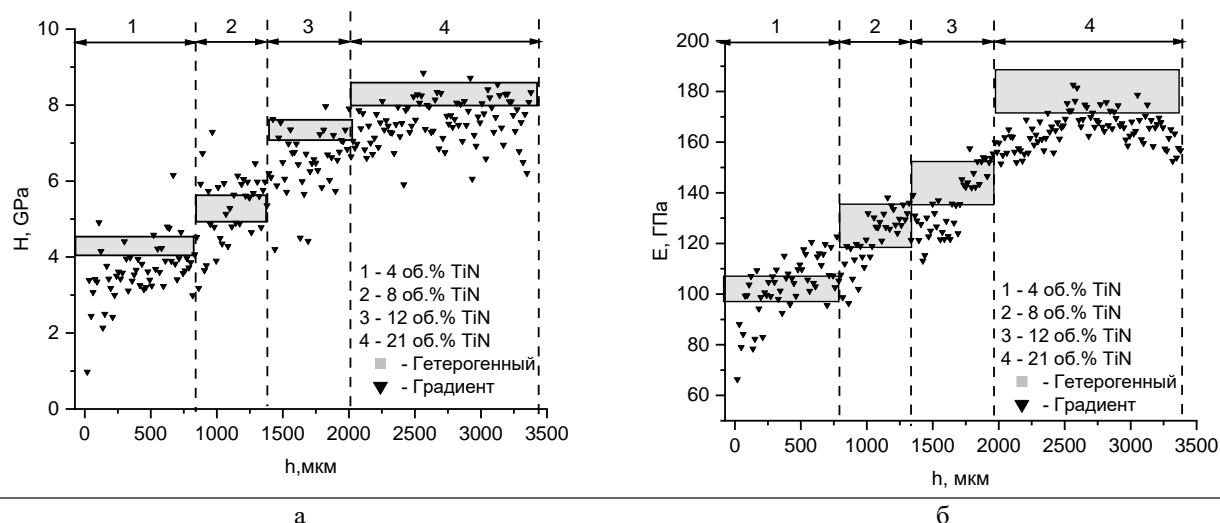


Рис. 2. Твердость (а) и модуль Юнга (б) композита Ti/TiN в зависимости от толщины слоя

На рис. 2 представлены результаты измерений механических свойств градиентного материала и темные области отдельно приготовленных композитов, содержащих только одну концентрацию нитрида титана (гетерогенный материал). Видно, что полученные значения для градиентного образца качественно соотносятся с гетерогенными. Увеличение твердости и модулю упругости у обоих материалов связано с увлечением концентрации нитрида титана. Средние значения твердости и модуля упругости для слоя, содержащего 4% TiN, составили 3,7 ГПа и 106,8 ГПа соответственно, а для 8% TiN - 5,6 ГПа и 133 ГПа, для 12% TiN - 6,7 ГПа и 147 ГПа, для 21% TiN - 7,7 ГПа и 165,3 ГПа.

Таким образом, микроструктура полученного материала состоит из увеличивающихся зерен, включающих твердые фазы –  $\alpha+\beta$ -Ti. Твердость и модуль Юнга композитов повышаются за счет добавления роста содержания нитрида титана. Полученный градиентный материал обладает менее твердым слоем плавно переходящий в область с повышенными значениями твердости и модуля упругости.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-21-00353) с использованием оборудования ЦКП «Механика» (ИТПМ СО РАН).*

1. Falodun O.E., Obadele B.A. Titanium-based matrix composites reinforced with particulate, microstructure, and mechanical properties using spark plasma sintering technique: a review. // J. Adv. Manuf. Technol. – 2019. – Vol. 102. – P. 1689-1701. – doi.org/10.1007/s00170-018-03281-x
2. Udupa G., Rao S.S. Functionally graded composite materials: an overview. // Mater. Sci. – 2014. – Vol. 5. – P. 1291-1299. – doi.org/10.1016/j.mspro.2014.07.442
3. Drozdov V.O., Chesnokov A.E., Study of the influence of the time of mechanical processing of powder mixture of composition Ti–25 wt.% TiN in a planetary mill on the characteristics of composite particles // J. Phys. Conf. Ser. – 2021. – Vol. 1945. – №. 1. – P. 012005. – doi.org/10.1088/1742-6596/1945/1/012005
4. Чесноков А.Е., Филиппов А.А. Исследование физических свойств металлокерамических компактов TiC-NiCr, полученных методом горячего прессования // ПМТФ. – 2022. – Т. 63, No. 2. – С. 175-181. – doi:10.15372/PMTF20220216

## Трещиностойкость слоисто-градиентных керамических композитов $\text{ZrC-Al}_2\text{O}_3$

Буяков А.С., Фотин И.А., Мировой Ю.А., Бурлаченко А.Г., Абдульменова Е.В.,  
Шмаков В.В., Буякова С.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Композиты на основе оксидных, и не оксидных керамик, например,  $\text{ZrC}$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , представляют интерес как материалы для комплексных электротехнических решений в высокоэнергетических установках:  $\text{ZrC}$  обладает высокой термической стабильностью и является проводником, в то время как  $\text{Al}_2\text{O}_3$  один из наиболее широко применяемых диэлектриков. Однако, получение композитов на основе  $\text{ZrC}$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , обладающих градиентной, или слоистой структурой, затруднено, ввиду значительной разницы в температуре плавления и величине коэффициентов теплового расширения этих соединений. Кроме того, несмотря на выдающиеся эксплуатационные характеристики керамик и композитов, высокая хрупкость остается одним из основных факторов, ограничивающим широкое замещение ими конструкционных сталей и сплавов.

Цель настоящего исследования – оценка принципиальной возможности получения композитов  $\text{ZrC-Al}_2\text{O}_3$ , обладающих слоисто-градиентной структурой (рис. 1а), и исследование зависимости, между фазовым составом и параметрами структуры и трещиностойкостью такого рода композитов.

При выполнении исследования было обнаружено, что формирование композитов  $\text{ZrC-Al}_2\text{O}_3$ , путем последовательной укладки порошков в пресс-форму при последующем спекании под давлением в вакууме позволяет получить материал, обладающий слоисто-градиентной структурой, в которой отсутствуют дефекты, характерные для слоистых композитов с различным коэффициентом теплового расширения и модулем упругости слоев – интерфейсные трещины и деляминации. Градиентная структура полученного композита обеспечивается тем, что внешние слои представлены исключительно  $\text{ZrC}$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , а промежуточные – их композициями с различным соотношением компонент.

Исследование фазового состава и микроструктурных параметров фаз спеченного композита показало, что в  $\text{ZrC}$  формируются поля остаточных сжимающих упругих напряжений, в то время как в  $\text{Al}_2\text{O}_3$  – растягивающих. Определяя трещиностойкость керамических композитов методом трехточечного изгиба образца в форме балки с нанесенным V-образным надрезом, было обнаружено, что в случае зарождения трещины во внешнем слое, представленном  $\text{ZrC}$  трещиностойкость  $K_{IC}$  заметно выше, чем в случае зарождения трещины в  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Это обусловлено тем, что развитие трещины сопряжено с прохождением областей остаточных напряжений, а сжимающие, как известно, оказывают диссипативное воздействие на ее энергию, рис. 1б.

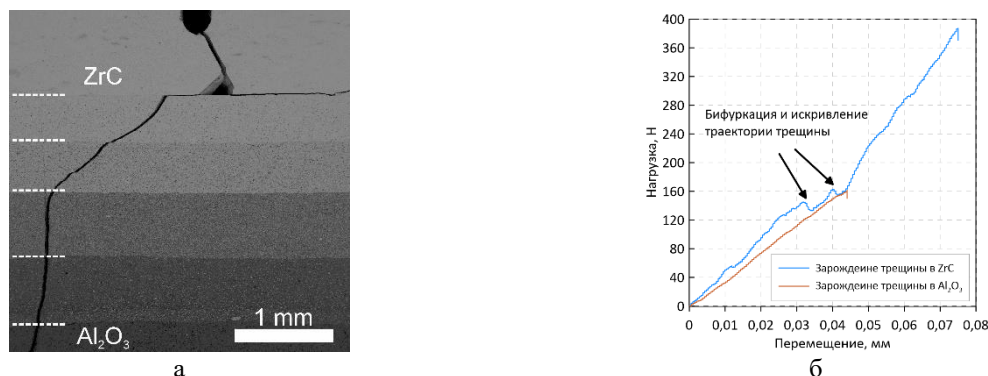


Рис. 1. Микроструктура исследуемых композитов (а); Деформационные кривые исследуемых композитов при зарождении трещины в слоях, представленных  $\text{ZrC}$  и  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (б)

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



## **Исследование влияния углеродных волокон с оксидом циркония на свойства политетрафторэтилена**

Васильев А.П., Лазарева Н.Н., Стручкова Т.С., Охлопкова А.А., Алексеев А.Г.  
*Северо-Восточный федеральный университет им. М.К. Аммосова, Якутск*

Одной из актуальных задач современного материаловедения является разработка полимерных композиционных материалов (ПКМ), которые будут надежно работать в арктических регионах при низких температурах, где особенно важны компоненты техники и машин с сопряжёнными поверхностями, такие как подшипники скольжения, уплотнения и втулки, трибосистемы в целом. Большинство существующих полимерных материалов не обладают низкой морозостойкостью, что часто приводит к выходу из строя техники и технологического оборудования в зимний период эксплуатации. Политетрафторэтилен (ПТФЭ) обладает химической инертностью и термостойкостью, низким коэффициентом трения и широким диапазоном рабочих температур, что делает его универсальным материалом в разных областях применения [1]. Однако крайне низкая износостойкость и низкое сопротивление ползучести ограничивают его применение в качестве деталей узлов трения [2]. Поэтому задача улучшения физико-механических свойств и износостойкости ПТФЭ, особенно в условиях жесткого трения и агрессивной среды, остается актуальной и в настоящее время. В общем случае введение наполнителей в ПТФЭ улучшает термические, трибологические и физико-механические свойства ПКМ на его основе [3]. Углеродные волокна (УВ) по своим эксплуатационным качествам относятся к наиболее прочным и легким по весу материалам, которые можно использовать в качестве альтернативы традиционным материалам для многих конструктивных применений. К основным особенностям УВ относят высокий модуль упругости, удельную прочность, превосходную устойчивость к высоким температурам и самосмазывающиеся свойства [4]. Также в последнее время наиболее предпочтительным становится использование комплексных наполнителей, состоящих из волокон и дисперсных частиц, вводимых в полимерную матрицу [5].

Цель работы – исследование влияния углеродных волокон с оксидом циркония на свойства и структуру ПТФЭ.

Полимерной матрицей служил ПТФЭ марки ПН со средними размерами частиц ~90 мкм, плотностью 2,16 г/см<sup>3</sup> (АО «ГалоПолимер», Россия). Наполнителями служили углеродные волокна (УВ) со средней длиной 0,2 мм, диаметр 7 мкм и плотностью 1,7 г/см<sup>3</sup>, а также диоксид циркония ZrO<sub>2</sub> порошок с размерами частиц 40-75 нм, с чистотой продукта 99,75% (Plasmoterm LLC, Россия).

Используемые наполнители в данной работе исходя из предыдущей работы [5] предварительно активировали:

1) ZrO<sub>2</sub> активировали в УЗ-диспергаторе ИЛ100-6/4 (ИН-ЛАБ-Ультразвук, Россия) в течение 5 мин;

2) УВ механоактивировали в планетарной мельнице Активатор-2S (Активатор, Россия) в течение 5 мин.

Затем полимерные композиты получали следующим образом: смешение сухих компонентов в высокоскоростном смесителе, прессование в гидравлическом прессе при 50 МПа с выдержкой в 2 мин, спекание в программируемой печи SNOL 15 (Литва) при 375 °С.

Механические свойства: напряжение на сжатие при установленной относительной деформации 10% ( $\sigma_{сд10\%}$ ) определяли согласно ГОСТ 4648-2014 (ISO 178:2010), твердость по Шору Д согласно ГОСТ 24621-2015 (ISO 868:2003) и плотность ( $\rho$ ) по ГОСТ 15139-69 (СТ СЭВ 891-78). Триботехнические испытания проводили с использованием машины трения CETR UMT-3 (CETR, США) по схеме трения палец–диск при контактном давлении 2 МПа и скорости скольжения 0,2 м/с. Продолжительность испытания – 3 ч. В данной работе оценивали скорость массового изнашивания ( $I$ ) и коэффициент трения ( $f$ ).

В таблице 1 приведены физико-механические и триботехнические свойства ПТФЭ и ПКМ в зависимости от содержания наполнителей.

Таблица 1. Физико-механические и триботехнические свойства ПТФЭ и ПКМ

Образец	$\sigma_{сд10\%}$ , МПа	$\rho$ , г/см <sup>3</sup>	Твердость по Шору D	$I$ , мг/ч	$f$
ПТФЭ исходный	14 ± 1	2,16	55 ± 1	120,00	0,22
ПТФЭ+5%УВ+1%ZrO <sub>2</sub>	20 ± 1	2,15	62 ± 1	0,14	0,32
ПТФЭ+10%УВ+1%ZrO <sub>2</sub>	22 ± 1	2,07	66 ± 1	0,20	0,32
ПТФЭ+15%УВ+1%ZrO <sub>2</sub>	16 ± 1	1,86	62 ± 1	0,28	0,36

Из таблицы 1 видно, что введение УВ в ПТФЭ от 5 до 10 мас.% приводит к повышению напряжения при сжатии на 57% по сравнению с исходным полимером. Усиление полимерной матрицы при введении УВ связано с армирующим эффектом за счет передачи напряжений от матрицы к волокнам. Однако, при увеличении содержания УВ до 15 мас.% приводит к снижению напряжения при сжатии, что только на 14% выше полимерной матрицы. Подобное снижение можно объяснить тем, что при увеличении волокон от 10 мас.% и более приводит к образованию дефектной структуры с образованием пор. На это также указывает значительное снижение плотности ПКМ на ~14% относительно полимерной матрицы. Аналогичные выводы были сделаны в работе [6]. Твердость по Шору D композитов повысилась с 5 до 10 мас.% на 20%, при дальнейшем увеличении содержания наполнителей на 12% по сравнению с исходным ПТФЭ. Таким образом, введение комплексных наполнителей в ПТФЭ приводит к улучшению прочностных свойств на сжатие и твердости полимерной матрицы, что является важным для материалов триботехнического назначения.

Результаты триботехнических исследований показали значительное улучшение износостойкости ПТФЭ при введении комплексных наполнителей во всех ПКМ (таблица 1). При введении 5 мас.% УВ+1 мас.% ZrO<sub>2</sub> в ПТФЭ приводит к снижению скорости массового изнашивания в 857 раз, при содержании 10 мас.% в 600 раз по сравнению с полимерной матрицей. Дальнейшее увеличение содержания волокнистого наполнителя до 15 мас.% повышает износостойкость в 428 раз относительно полимерной матрицы и 2 раза ниже по сравнению с ПТФЭ+5%УВ+1%ZrO<sub>2</sub>. Во всех случаях коэффициент трения ПКМ возрастает относительно полимерной матрицы. При содержании 5-10 мас.% УВ в ПТФЭ значение коэффициента трения повысилась на 45%, а при содержании 15 мас.% УВ на 63% по сравнению с исходным полимером. Таким образом, наилучшие результаты по износостойкости и коэффициенту трения получены в ПКМ состава ПТФЭ+5%УВ+1%ZrO<sub>2</sub> и ПТФЭ+10%УВ+1%ZrO<sub>2</sub>. Из проведенных работ видно, что введение комплексных наполнителей в ПТФЭ положительно сказывается на его эксплуатационных свойствах. Разработанные материалы благодаря высокой износостойкости могут найти применение в узлах трения машин и техники.

*Работа выполнена в рамках государственного задания FSRG-2023-0026.*

1. Shindalkar S.S., Humbe S.S., Joshi G.M., Kumar C.R. Engineering Properties of Teflon Derived Blends and Composites: A Review // Polymer-Plastics Technology and Materials. – 2022. – Vol. 61, No. 18. – P. 1973–1987.
2. Shi X., Wu C., Rong M., Czigany T., Ruan W., Zhang M. Improvement of Creep Resistance of Polytetrafluoroethylene Films by Nano-Inclusions // Chinese Journal of Polymer Science. – 2013. – Vol. 31, No. 3. – P. 377–387.
3. Khedkar J., Negulescu I., Meletis E. I. Sliding Wear Behavior of PTFE Composites // Wear. – 2002. – Vol. 252, No. 5–6. – P. 361–369.
4. Alshammari B.A., Alsuhybani M.S., Almushaikh A.M., Alotaibi B.M., Alenad A.M., Alqahtani N.B., Alharbi A.G. Comprehensive review of the properties and modifications of carbon fiber-reinforced thermoplastic composites // Polymers. – 2021. – Vol. 13, No. 15. – P. 2474.
5. Vasiliev A.P., Lazareva N.N., Struchkova T.S., Okhlopko A.A., Danilova S.N. Mechanical and Tribological Properties of Polytetrafluoroethylene Modified with Combined Fillers: Carbon Fibers, Zirconium Dioxide, Silicon Dioxide and Boron Nitride // Polymers. – 2023. – Vol. 15, No. 2. – P. 313.
6. Калистратова Л.Ф., Калистратова Н.П., Колосов П.Е. Структурная организация модифицированного скрытокристаллическим графитом политетрафторэтилена // Омский научный вестник. – 2001. – №. 14. – С. 71-73.

## Проводящие покрытия на основе сеток однослойных углеродных нанотрубок, нанесенных на эластичные подложки для приложений гибкой электроники

Вершинина А.И., Гордая О.Р., Чиркова И.М.

Кемеровский государственный университет, Кемерово

Современное стремление к миниатюризации носимых электронных устройств, требует новых материалов, которые обладали бы высокой проводимостью, стабильностью, а в некоторых случаях и эластичностью, для создания умных тканей, растягивающихся датчиков и т.д. Однослойные углеродные нанотрубки (ОУНТ), способны удовлетворить возникающий интерес, так как они обладают тензорезистивными свойствами.

В данной работе были исследованы электромеханические свойства эластичных и проводящих структур на основе сеток ОУНТ, нанесенных на подложку из силиконового эластомера. Сетки ОУНТ получали аэрозольным CVD-методом синтеза из различных прекурсоров с длиной пучков ОУНТ ~20-40 мкм и ~2-5 мкм соответственно [1,2]. Были изготовлены четыре типа образцов: 1) сетки ОУНТ наносили на подложку из силиконового эластомера с медными контактами без каких-либо обработок; 2) сетки ОУНТ наносили на предварительно растянутую (до 100% от исходной длины) подложку [3]; 3) сетки ОУНТ наносили на подложку, а затем пропитывали этанолом для лучшей адгезии; 4) сетки ОУНТ наносили на подложку, а затем обрабатывали частицами восстановленного оксида графена (ВОГ). На заключительном этапе все образцы покрывались слоем эластомера. Электромеханические измерения (в том числе и циклические) проводились с помощью испытательной машины Shimadzu EZTest со скоростью 1 мм/мин и измерителем Keithley 2450 Source Measure при  $I=1$  мА. Основной характеристикой тензорезистивных датчиков является коэффициент тензочувствительности  $K$ :

$$K = (\Delta R/R_0)/\varepsilon,$$

где  $\Delta R$  – изменение сопротивления при деформации,  $R_0$  – исходное сопротивление,  $\varepsilon$  – относительная деформация. Выполненные испытания на деформацию показали, что  $\Delta R$  зависит как от способа обработки сеток ОУНТ, так и от самих характеристик ОУНТ. Сетки ОУНТ, нанесенные на подложки без обработок показали, что  $K$  составил ~ 0,6 и ~1,4 для ОУНТ с длиной пучков ~ 20–40 и ~ 2–5 мкм соответственно при деформации до 40%. Сетки ОУНТ, нанесенные на предварительно растянутую подложку показали  $K \sim 0,2$  и демонстрировали стабильное поведение  $\Delta R$  (в пределах 1 %) при растяжении до 62 %, из-за разглаживания сетки ОУНТ и сохранения контакта между нанотрубками при деформации. Сетки ОУНТ, уплотненные этанолом, показали значения  $K \sim 2$ . Сетки ОУНТ с частицами ВОГ показали наибольшие значения для  $K \sim 3$ –5 и ~15-16 для ОУНТ с длиной пучков ~ 20–40 и ~ 2–5 мкм соответственно при деформации до 50%. В работе показано влияние модификации, помещенных на эластичные подложки сеток ОУНТ с различной длиной пучков, на электромеханические свойства. Подобные структуры могут применяться в гибкой электронике для создания тензорезистивных датчиков.

*Работа выполнена при поддержке министерства науки и высшего образования РФ (проект № FZSR-2024-0005).*

1. On-line detection of single-walled carbon nanotube formation during aerosol synthesis methods / A. Moisala, A.G. Nasibulin, S.D. Shandakov, H. Jiang, E. I. Kauppinen // Carbon. – 2005. – Vol. 43. – P. 2066-2074. – DOI: 10.1016/j.carbon.2005.03.012.
2. Effect of gaseous and condensate products of ethanol decomposition on aerosol CVD synthesis of single-walled carbon nanotubes / S.D. Shandakov, A. V. Kosobutsky, M.S. Rybakov, O.G. Sevostyanov, D.M. Russakov, M.V. Lomakin, A.I. Verzhinina, I.M. Chirkova // Carbon. – 2018. – Vol. 126. – P. 522-531. DOI:10.1016/j.carbon.2017.10.064.
3. Mechanically Tunable Single-Walled Carbon Nanotube Films as a Universal Material for Transparent and Stretchable Electronics / E.P. Gilshteyn, S.A. Romanov, D.S. Kopylova, G.V. Savostyanov, A.S. Anisimov, O.E. Glukhova, A.G. Nasibulin // ACS Appl. Mater. Interfaces. – 2019. – Vol. 11. – P. 27327–27334. – DOI: 10.1021/acsami.9b07578.

**Ориентационная зависимость механического поведения при двойниковании и  
ГЦК-ГПУ мартенситном превращении монокристаллов CrMnFeCoNi  
высокоэнтропийных сплавов**

Выродова А.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Сибирский  
физико-технический институт, Томск*

На  $\bar{1}11$ -,  $[001]$  и  $\bar{1}44$ - монокристаллах  $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Co}_{20}\text{Ni}_{20}$  (I) с  $\gamma_0=18\text{--}22$  мДж/м<sup>2</sup> (ат.%) и  $\text{Cr}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Co}_{33}\text{Ni}_7$  (II) (ат.%) с  $\gamma_0<15$  мДж/м<sup>2</sup> высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) исследована температурная зависимость напряжений на пределе текучести  $\sigma_{0.1}$ , механизм деформации и кривые течения при деформации растяжением в температурном интервале от 77 до 573 К.

Установлено, что в  $\bar{1}11$ -,  $[001]$  и  $\bar{1}44$ - монокристаллах ВЭС (I) температурная зависимость  $\sigma_{0.1}(T)$ , деформационное упрочнение и пластичность определяются скольжением и двойникованием. Температурная зависимость  $\sigma_{0.1}(T)$  имеет вид, характерный для ГЦК сплавов при деформации скольжением, где с повышением температуры испытания  $\sigma_{0.1}$  уменьшаются. Основным механизмом деформации при  $T<296\text{K}$  является двойникование, а при  $T\geq 296\text{K}$  – скольжение. Максимальные значения коэффициента деформационного упрочнения  $\theta = d\sigma/d\varepsilon = 2700$  МПа и уровня напряжений перед разрушением  $\sigma_{\max} = 1730$  МПа имеют место в  $\bar{1}11$ -монокристаллах при 77 К, когда деформация развивается двойникованием в нескольких системах. С повышением температуры  $\theta$  и  $\sigma_{\max}$  уменьшаются, что обусловлено температурной зависимостью  $\sigma_{0.1}(T)$  и уменьшением вклада от двойникования с ростом температуры испытания. Максимальная пластичность  $\delta = 104$  % достигается  $\bar{1}44$ - монокристаллах при 296 К при развитии скольжения и двойникования преимущественно в одной системе.

В  $\bar{1}11$ -,  $[001]$  и  $\bar{1}44$ - монокристаллах ВЭС (II) температурная зависимость  $\sigma_{0.1}(T)$ , деформационное упрочнение и пластичность определяются ГЦК-ГПУ мартенситным превращением (МП), двойникованием и скольжением. Температурная зависимость  $\sigma_{0.1}(T)$  имеет вид характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой. При 77 К в  $\bar{1}11$ - и  $[001]$ -монокристаллах ВЭС (II) одновременное развитие нескольких вариантов ГПУ-мартенсита с начала деформации приводит к значительному увеличению коэффициента деформационного упрочнения  $\theta=4600$  и  $3900$  МПа и уменьшению пластичности  $\delta=16$  и  $14\%$ , соответственно, по сравнению с ВЭС (I), где деформация развивается двойникованием при этой температуре. С ростом температуры испытания в  $\bar{1}11$ - и  $[001]$ -монокристаллах ВЭС (II)  $\theta$  уменьшается, а  $\delta$  увеличивается, что связано со сменой механизма деформации от ГЦК-ГПУ МП к скольжению и двойникованию. Максимальная пластичность  $\delta = 95$  % наблюдается  $\bar{1}44$ -монокристаллах при 296 К при развитии деформации двойникованием преимущественно в одной системе.

Показано, что в  $\bar{1}11$ -,  $[001]$ - и  $\bar{1}44$ - монокристаллах ВЭС (II) ГЦК-ГПУ МП является обратимым, и реализуется эффект памяти формы (ЭПФ), который зависит от ориентации кристалла и условий деформации: изотермической ( $T=\text{const}$ ) и изобарической ( $\sigma_{\text{вн}}=\text{const}$ ). В условиях изотермической деформации при  $T=77$  К максимальный ЭПФ  $11$  % получен в  $\bar{1}44$ -монокристаллах, а минимальный ЭПФ  $3.43\%$  в  $[001]$ -монокристаллах. В условиях изобарической деформации максимальный ЭПФ  $9.27$  % наблюдали в  $\bar{1}44$ - монокристаллах, а минимальный ЭПФ  $1.57$  % в  $\bar{1}11$ -монокристаллах. В  $[001]$ -монокристаллах ВЭС (II) в условиях изобарической деформации ЭПФ не проявляется.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00016.*

## Повышение прочности и модификация поверхности медицинского сплава Ti-15Mo

<sup>1</sup>Гатина С.А., <sup>1</sup>Полякова В.В., <sup>2</sup>Анисимова Н.Ю., <sup>2</sup>Киселевский М.В., <sup>1</sup>Еникеев Н.А.

<sup>1</sup>Уфимский университет науки и технологий, Уфа

<sup>2</sup>НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина, Москва

В настоящее время во всем мире наблюдается тенденция к росту хирургических операций с установкой временных или постоянных имплантатов для остеосинтеза и эндопротезирования [1, 2]. Основными требованиями, предъявляемыми к материалам имплантатов, являются: высокая удельная прочность, биосовместимость, сопротивление коррозии, низкий модуль упругости, биоактивность поверхностного слоя для ускорения остеогенеза [3].

Долгое время наиболее популярным металлическим материалом для изготовления имплантатов являлся титановый сплав Ti-6Al-4V, прочность которого превышает прочность чистого титана в 2-3 раза [4]. Однако современные исследования выявили цитотоксический эффект, который оказывает V и его оксиды на организм человека, а большое количество Al может спровоцировать нейрокогнитивные расстройства [2]. Кроме того, данный сплав обладает модулем упругости, значительно превышающим модуль упругости костной ткани (110-120 ГПа и 0.5-20 ГПа, соответственно). Такая высокая разница может привести к неправильному распределению нагрузки, и вследствие этого к резорбции участка кости, контактирующего с имплантатом [5]. Поэтому в последние годы активно ведется работа по разработке материалов для имплантатов нового поколения, имеющих пониженный модуль упругости и не содержащих токсичные элементы. К таким материалам относятся метастабильные  $\beta$ -титановые сплавы, основными легирующими элементами которых являются Mo, Nb, Ta, Zr, а их модуль упругости лежит в пределах 40-90 ГПа [5].

Однако данные сплавы характеризуются низким пределом прочности. Традиционные методы повышения механических свойств сплавов, заключающиеся в термомеханической обработке со старением, неизбежно приводят к повышению модуля упругости за счет выделения вторых фаз [6]. Таким образом проблема повышения прочности метастабильных  $\beta$ -титановых сплавов является актуальной задачей. Другая важная задача связана с выяснением особенностей биомиметических органических покрытий, наносимых на материал с разной структурой, а также их влиянием на биологические свойства получаемых материалов.

В настоящей работе материалом исследования является метастабильный  $\beta$ -титановый сплав Ti-15Mo, который в однофазном состоянии характеризуется невысокой прочностью ( $\sigma_{0,2} < 650$  МПа,  $\sigma_b < 800$  МПа) при относительно низком модуле упругости (87 ГПа), а также отличным сопротивлением коррозии [7]. Цель исследования: повышение прочности сплава Ti-15Mo с сохранением низкого модуля упругости и создание биоактивного поверхностного слоя, близкого по физической морфологии и химическому составу к костной ткани.

Для достижения поставленной цели проводили равноканальное угловое прессование (РКУП) сплава с последующей модификацией его поверхности методом плазменно-электролитического оксидирования (ПЭО). С помощью РКУП ( $T=250$  °C,  $\epsilon=2,8$ ) в сплаве была сформирована ультрамелкозернистая структура со средним размером элементов 250 нм (рис. 1а), что позволило существенно повысить прочностные характеристики сплава (таблица 1), при сохранении низкого модуля упругости. ПЭО позволило сформировать поверхностный слой, обогащенный кальцием и фосфором, характеризующийся развитой системой пор размером 5 - 10 мкм и обладающей шероховатостью поверхности 1-2 мкм (рис. 1б). На основе биомедицинских испытаний in-vitro обсуждается, каким образом модификация микроструктуры и поверхности сплава оказывает воздействие на клеточную пролиферацию.

По итогам исследования можно сделать вывод, что предложенная обработка сплава Ti-15Mo, делает его перспективным для изготовления имплантатов длительного применения, подвергающихся интенсивным статическим и циклическим нагрузкам.

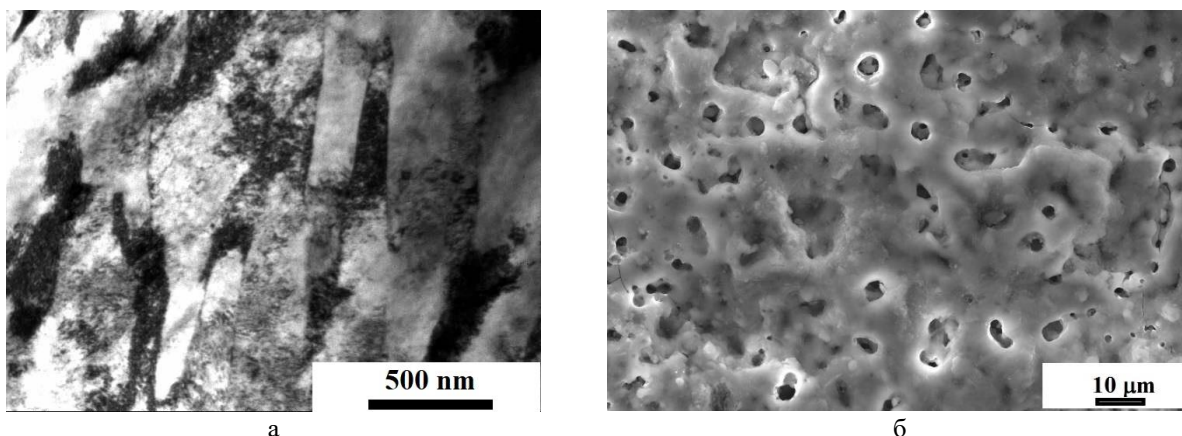


Рис. 1. Микроструктура сплава Ti-15Mo, подвергнутого РКУП (продольное сечение) (а) и ПЭО покрытие (вид сверху) (б)

Таблица 1. Механические свойства сплава Ti-15Mo

Состояние	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{-1}$ , МПа	$\delta_{отг}$ , %
Исходное	650±10	800±10	400±15	38.0±0.2
УМЗ	1390±10	1400±15	640±20	10.3±0.1

Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 23-69-10003, <https://rscf.ru/project/23-69-10003/>.

1. Projections and Epidemiology of Revision Hip and Knee Arthroplasty in the United States to 2030/ A.Schwartz, K. Farley, G. Guild, T. Bradbury // J. Arthroplasty – 2020 – Vol. 35. – P. 79-85. -DOI:10.1016/j.arth.2020.02.030.
2. Brunke F., Siemers C., Rösler J. Second-generation Titanium alloys Ti-15Mo and Ti-13Nb-13Zr: A Comparison of the Mechanical Properties for Implant Applications// MATEC Web of Conferences: Conference Paper. – France, 2020. – DOI:10.1051/mateconf/202032105006.
3. Zhang, L.-C., Chen, L.-Y. A Review on Biomedical Titanium Alloys: Recent Progress and Prospect// Adv. Eng. Mater. – 2019. – Vol. 21. – DOI:10.1002/adem.201801215.
4. Campos F.O., Araujo A.C., Kapoor Sh.G.. Experimental Comparison of Micromilling Pure Titanium and Ti-6Al-4V// J. Micro Nano-Manuf. – 2019. – Vol. 7. – DOI: 10.1115/1.4043501.
5. Pesode P., Barve S. A review—metastable  $\beta$  titanium alloy for biomedical applications // J. Eng. Appl. Sci. – 2023. – Vol. 70. – DOI:10.1186/s44147-023-00196-7.
6. Furuhashi T., Maki T., Makino T. Microstructure control by thermomechanical processing in  $\beta$ -Ti-15-3 alloy//J. Mater. Process. Technol. – 2001. – Vol. 117. – P. 318-323. – DOI:10.1016/S0924-0136(01)00790-7.
7. Phase Transformations, Strength, and Modulus of Elasticity of Ti-15Mo Alloy Obtained by High-Pressure Torsion/ S. Gatina, I. Semenova, E. Ubyyvovk, R. Valiev // Inorg. Mater. Appl. Res. – 2018. – Vol. 9. – P. 14-20. – DOI: 10.1134/S2075113318010136.

## Структура и деформационное поведение стареющего нанокристаллического сплава TiNi в процессе механоциклирования

Гирсова С.Л., Биттер С.М., Полетика Т.М.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Нанокристаллические (НК) стареющие сплавы TiNi благодаря высокой прочности и повышенным сопротивлением усталости находят широкое применение в качестве функциональных материалов в медицине. Однако нерешенной является проблема долговечности изделий из сплавов TiNi при циклическом нагружении. До конца неясными остаются механизмы влияния системы когерентных частиц  $Ti_3Ni_4$  в структуре НК стареющих сплавов TiNi на сопротивление усталости. Целью настоящей работы является получение новых данных о влиянии когерентных частиц  $Ti_3Ni_4$  и их пространственного распределения на деформационную структуру и неупругие свойства сверхэластичного НК сплава Ti-50.9 ат. % Ni в процессе циклической деформации в режиме нагружение-разгрузка.

Исследовали образцы сверхэластичного НК сплава TiNi после низкотемпературного старения при 300°C. Механические испытания на одноосное растяжение в режиме нагружение-разгрузка проводили при комнатной температуре со скоростью  $4 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  на испытательной машине LFM-125. Количество циклов от 1 до 45. Микроструктуру исследовали методом ПЭМ на микроскопе JEOL JEM 2100 (ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН). В исходном состоянии сплав имел зеренно/субзеренную B2-аустенитную структуру со средним размером структурных элементов 80 нм. Температуры мартенситных превращений  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$ :  $T_R = 22^\circ\text{C}$ ,  $A_F = -14^\circ\text{C}$ ,  $A_S = -37^\circ\text{C}$ ,  $M_S = -52^\circ\text{C}$ .

Установлено, что структура сплава после низкотемпературного старения отличается равномерным распределением сферических когерентных частиц  $Ti_3Ni_4$  размером до 10 нм. Дислокации образуют сетку с узлами, закрепленными наночастицами, что способствует упрочнению B2-аустенита и сохранению сверхэластичности в процессе циклирования. С ростом количества циклов происходит снижение критического напряжения мартенситного сдвига  $\sigma_m$  и уменьшение полной деформации цикла при отсутствии накопления остаточной деформации ( $\epsilon_{ост}$  менее 0,1%). Параболические зависимости изменения гистерезисов  $\Delta\sigma$  и  $\Delta\epsilon$  являются двухстадийными, при этом точка перелома соответствует смене механизма деформации в процессе циклирования от быстрого накопления дислокаций в результате роста их плотности к переориентации кристаллической структуры.

Установлено, что недислокационные каналы деформации, реализуемые в процессе циклирования являются деформационные  $B2 \leftrightarrow R \leftrightarrow B19'$  прямое + обратное мартенситные превращения под нагрузкой и формирование мезополос локализованной деформации, содержащих двойники аустенита  $\{114\}$  и R-фазу. Мезополосы деформации обеспечивают коллективный характер переориентации кристаллической решетки вдоль определенных направлений. Выявленные механизмы деформации, возникающие в процессе циклической деформации при растяжении, участвуют в образовании  $\{111\}\langle hkl \rangle$  текстуры. Обсуждается влияние исходной микроструктуры на накопление дефектов при циклировании.

Показано, что R-фаза имеет преимущественно нанодоменную морфологию с размером доменов до 10 нм, что свидетельствует об ограничении пространства для развития  $B2 \rightarrow R$  превращений в условиях высокой плотности дефектов. Равномерное распределение нанодоменов R-фазы в объеме наноструктуры связано с однородным пространственным распределением выделяющихся на дислокациях частиц  $Ti_3Ni_4$ . Нанодоменная структура R-фазы способствует однородной деформации сплава при циклировании и дополнительной стабилизации эффекта сверхэластичности.

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

## **Эволюция морфологии R-фазы при механическом циклировании нанокристаллического стареющего сплава TiNi**

Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Биттер С.В., Миронов Ю.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сплавы на основе TiNi широко используются из-за свойств эффекта памяти формы и сверхэластичности, обусловленных термоупругими мартенситными превращениями между B2 аустенитом и моноклинной фазой мартенсита B19' или ромбоэдрической R-фазой. Ключевым требованием к инженерным устройствам из сплавов TiNi является высокая циклическая стабильность проявления эффекта сверхэластичности. Основной проблемой при использовании сверхэластичных материалов на основе TiNi остается функциональная деградация циклической устойчивости в результате накопления остаточной деформации. В качестве способа повышения усталостной прочности TiNi, наряду с увеличением предела текучести материала, возможно использование мартенситных превращений, вызывающих малые деформации превращения, например, R-превращения с деформацией до 1%. Однако закономерности эволюции R-мартенсита в процессе циклической деформации не изучены. Цель настоящей работы - исследование особенностей изменения морфологии R-фазы в процессе механического циклирования нанокристаллического сплава Ti-50,9 ат.% Ni.

Исследовали образцы сверхэластичного НК сплава Ti-50,9 ат. % Ni в аустенитном состоянии (старение при 300°C) и преимущественно в R-фазе (при 350°C). Испытания на одноосное растяжение в режиме нагружение-разгрузка до 45 циклов проводили со скоростью  $4 \times 10^{-5} \text{ с}^{-1}$  на испытательной машине LFM-125. Структуру исследовали методом ПЭМ на микроскопе JEOL JEM 2100. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-8. (ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН).

Установлено, что после низкотемпературного старения при 300°C сплав имел неоднородную наноразмерную структуру, содержащую высокую плотность дислокаций и высокодисперсных когерентных частиц  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$ . R-фаза демонстрирует нанодоменную морфологию с размером доменов до 10 нм, что связывают с сильным ограничением пространства для развития B2→R превращений в условиях высокой плотности дефектов и когерентных частиц. На фоне накопления дислокаций в процессе циклирования наблюдается рост объемной доли R-фазы, что согласуется с данными рентгеноструктурного анализа. Изменение значений физического уширения рентгеновских линий свидетельствует о росте дефектности материала. Эволюция отдельных R-нанодоменов в ходе циклирования связана с их коалесценцией в плоскостях  $\{110\}_{\text{B2}}$  и  $\{001\}_{\text{B2}}$ . Сохранение нанодоменной морфологии R-фазы в процессе циклирования (до 45 циклов) обеспечивает однородную деформацию и способствует сохранению сверхупругости сплава. С ростом количества циклов происходит смена механизма деформации от накопления дислокаций к переориентации кристаллической структуры с образованием деформационных полос.

Установлено, что после низкотемпературного старения при 350°C происходит снижение плотности дефектов и увеличение размеров частиц  $\text{Ti}_3\text{Ni}_4$ . Размеры нанодоменов R-фазы составляют 10÷40 нм. При циклировании отсутствуют изменения морфологии R-фазы, изменение полуширины рентгеновских линий незначительны. Наблюдается переориентация R-фазы, и снижение скорости накопления дефектов. Таким образом, R-фаза обеспечивает в процессе механического циклирования более высокую устойчивость к накоплению дефектов, чем B2 аустенит, что может способствовать поддержанию относительно стабильных механических свойств.

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



## **Плазменная резка крупногабаритного листового проката алюминиевых, медных и титановых сплавов на токе обратной полярности**

<sup>1</sup>Гриненко А.В., <sup>2</sup>Чумаевский А.В., <sup>2</sup>Сидоров Е.А., <sup>2</sup>Рубцов В.Е., <sup>2</sup>Колубаев Е.А.

<sup>1</sup>ООО «ИТС-Сибирь», Красноярск

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

Технология плазменной резки широко используется в современном промышленном производстве из-за высокой производительности и экономичности при изготовлении заготовок для последующей механической обработки. При резке листового проката повышенной толщины возникает ряд проблем с получением равномерного и бездефектного реза, а также с износом сопла и электрода плазматрона при работе. Повышение эффективности резки толстолистового проката возможно за счет применения плазмотронов, работающих на токе обратной полярности. Изменение полярности тока позволяет также снизить износ рабочих элементов плазматрона в условиях высоких значений тока плазмообразующей дуги при резке крупногабаритных заготовок. Дополнительно при реализации впрыска воды в рабочую зону плазматрона возможно повышение эффективности его работы и увеличение срока службы сопла и электрода. В настоящее время в производственной сфере имеется недостаток в наличии плазмотронов высокой мощности, работающих на токе обратной полярности, в связи с чем производится реализация проекта, направленного на разработку плазмотронов, источников и технологии резки совместно ООО «ИТС-Сибирь» и ИФПМ СО РАН. Данная работа является частью реализуемого проекта и направлена на изучение закономерности формирования морфологии реза, структуры и свойств приповерхностной зоны при плазменной резке на токе обратной полярности толстолистового (до 100 мм) проката алюминиевого сплава АМг6, титанового сплава ВТ6 и бронзы БрАМц9-2 с дополнительным впрыском воды в рабочую зону.

Исследования производили на экспериментальном оборудовании в ИФПМ СО РАН и на производственном участке ООО «ИТС-Сибирь». Резку плит толщиной до 100-110 мм алюминиевого сплава АМг6, бронзы БрАМц9-2 и титанового сплава ВТ6 проводили при токе 360-400 ампер, напряжении 400 вольт и скорости 100-250 мм/мин. Впрыск воды в рабочую зону осуществляли через отверстие в полом водоохлаждаемом медном электроде с формированием в зоне резки «водяного тумана». Введение воды имело основной целью стабилизацию процесса горения дуги и плазмообразования, а также защиты от износа рабочих элементов плазматрона и защиты зоны реза. Давление газа в системе составляло 3,0-3,5 бар. В качестве защитного и плазмообразующего газа использовался воздух. После получения экспериментальных образцов из них производилась вырезка образцов для структурных исследований и определения параметров морфологии поверхности. Исследования производили с помощью оптической (Altami MET 1C), лазерной сканирующей (Olympus LEXT 4100) растровой электронном (Zeiss LEO EVO 50) микроскопии совмещенной с энергодисперсионным химанализом и измерений микротвердости (Duramin 5). Проведенные исследования показывают, что с использованием плазмотронов, работающих на токе обратной полярности возможно получение реза листового проката сплавов АМг6, БрАМц9-2 и ВТ6 100-110 мм толщиной с минимальным отклонением от перпендикулярности (до 1-2 мм), шероховатостью Ra менее 50 мкм и достаточно низкой степенью окисления кромки.

*Результаты получены при выполнении комплексного проекта "Создание производства высокотехнологичного оборудования адаптивной высокоточной плазменной резки цветных металлов больших толщин для металлургической, авиакосмической и транспортной отраслей РФ" (соглашение о предоставлении субсидии от 06.04.2022 № 075-11-2022-012), реализуемого ИФПМ СО РАН при финансовой поддержке Минобрнауки России в рамках постановления Правительства РФ от 09.04.2010 № 218.*

## Особенности структурно-фазового состояния и механических свойств сплава Inconel 625 после WAAM и EBAM процессов

Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Семенчук В.М., Шамарин Н.Н., Чумаевский А.В.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Традиционные методы изготовления изделий из жаропрочных и жаростойких никелевых сплавов обладают низкой производительностью в силу многоэтапности процесса, быстрого износа рабочего инструмента и большого количества отходного материала [1-3]. В качестве альтернативы традиционным методам рассматриваются аддитивные технологии, призванные повысить производительность и уменьшить стоимость изготовления. При аддитивном производстве используются высокоэнергетические тепловые источники в виде лазерного луча, электронного пучка и электрической дуги. Материалы, полученные аддитивными методами, характеризуются наличием анизотропии свойств. И если в большинстве изделий это является недостатком и от направленной структуры необходимо избавляться, то в случае изделий из жаропрочных и жаростойких никелевых сплавов данная структура является необходимой. Для формирования изделий с преимущественной кристаллографической ориентацией применяют методы направленной кристаллизации, которые характеризуются высоким температурным градиентом на фронте кристаллизации.

В проведенном исследовании сравнивались структура и свойства образцов изделий из сплава Inconel 625 ( $\text{Ni}_{22}\text{Cr}_9\text{Mo}_{3,5}\text{Nb}_5\text{Fe}$ ), полученных проволоочной электродуговой аддитивной технологией (WAAM) и электронно-лучевой аддитивной технологией (EBAM).

В обоих случаях полученные образцы в виде тонких стенок не содержали макроскопические дефекты в виде трещин, отслоений и избыточного растекания материала. Макроструктура представлена направленно растущими дендритами, не смотря на то, что применялась разнонаправленная траектория аддитивного нанесения слоев. Расстояния между осями дендритов первого порядка увеличиваются по мере увеличения высоты образцов и составляют 20-25 мкм (у образцов, полученных EBAM технологией) и 10-16 мкм (у образцов, полученных WAAM технологией). Учитывая, что технологические режимы подбирались таким образом, чтобы величины погонных энергий были одинаковы для каждого из аддитивных процессов, можно сказать, что при реализации WAAM процесса величина температурного градиента на фронте кристаллизации достигает больших величин, чем в случае EBAM процесса.

В обоих случаях тонкая структура представлена матричной  $\gamma$ -фазой (твердый раствор на основе никеля) и карбидами двух составов: NbC и (Nb, Ti)C. Несмотря на то, что WAAM процесс протекает в защитной среде аргона, это не полностью препятствует формированию  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . При проведении исследований тонкой структуры образцов, полученных методами EBAM и WAAM, не было обнаружено  $\gamma'$ - и  $\gamma''$ -фаз. Это объясняется тем, что для формирования данных фаз необходимо проводить термическую обработку, включающую старение, продолжительность несколько десятков часов. По этой же причине не происходит формирование фазы Лавеса и  $\delta$ -фазы.

При проведении исследований механических свойств, было установлено, что в обоих случаях наблюдается анизотропия свойств. Так образцы, вырезанные в горизонтальном направлении, имеют больший предел текучести и относительное удлинение. Это связано с тем, что в данном случае направление роста осей дендритов является перпендикулярным направлению растяжения образцов, что способствует повышению пластичности материала. Стоит отметить, что образцы, полученные по разным аддитивным процессам, не демонстрируют значительных различий по механическим свойствам. Пределы прочности образцов полученных EBAM и WAAM технологиями составляют  $649 \pm 37$  и  $652 \pm 19$  МПа, соответственно.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2022-0004.*

1. Mechanical and microstructural characterisation of bulk Inconel 625 produced by direct laser deposition / A. Ferreira, A. Reis, R. Amaral, J. Cruz, P. Romio, J. Seabra, M. Vieira // Mater. Sci. Eng. A. – 2022. – Vol. 838. – 142777. – DOI: 10.1016/j.msea.2022.142777.
2. A critical review on the microstructure and mechanical properties correlation of additively manufactured nickel-based superalloys / M. Shahwaz, P. Nath, I. Sen // J. Alloys Compd. – 2022. – Vol. 907. – 164530. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2022.164530.
3. Review on Direct Laser Deposition of Inconel 625 and Inconel 625-Based Composites—Challenges and Prospects / F. Zafar, O. Emadinia, J. Conceição, M. Vieira, A. Reis // Metals. – 2023. – Vol. 13. – 787. – DOI: 10.3390/met13040787.

## Структура и свойства жаропрочного сплава на основе кобальта после электронно-лучевого аддитивного процесса

Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Черемнов А.В., Никонов С.Ю.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Жаропрочные сплавы на основе кобальта применяются для изготовления деталей, которые должны обладать необходимой термостойкостью, износостойкостью, коррозионной стойкостью и т.д. [1]. Эти сплавы могут работать в условиях 730-1100°C, поэтому они широко используются в промышленности [2, 3]. С точки зрения повышения скорости производства и снижения количества отходного материала перспективной технологией изготовления изделий из жаропрочных сплавов являются аддитивные технологии.

С целью оценки принципиальной возможности получения изделий из жаропрочных кобальтовых сплавов методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства были получены образцы в виде тонких стенок из прутков сплава Stellite 12 (Co29Cr3Ni8W1.5C).

В ходе подбора технологических режимов варьировались три параметра: ток электронного пучка, скорость перемещения рабочего стола и результирующая погонная энергия (напряжение электронного пучка было постоянным и составляло 30 кВ). Было установлено, что в условиях избыточной погонной энергии (1,17-2,25 кДж/мм) происходит излишнее растекание материала, что приводит к потере заданной геометрии. Недостаточная величина погонной энергии (0,24-0,54 кДж/мм) приводит к формированию трещин, непроплавов и завалам формируемой стенки. Наиболее удовлетворительные результаты (отсутствие макроскопических дефектов и формирование заданной геометрической формы) показывают образцы, полученные в диапазоне величин погонной энергии от 0,43 до 0,76 кДж/мм.

Структура материала после электронно-лучевого аддитивного процесса является смешанной дендритной. В объеме аддитивно сформированных слоев преобладают столбчатые дендриты, а между слоями присутствуют ячеистые и равноосные дендриты. Сами дендриты содержат твердый раствор на основе кобальта. Микроструктурные исследования показали, что междендритное пространство заполнено эвтектическими структурами и карбидами на основе хрома и вольфрама (см. рис. 1).

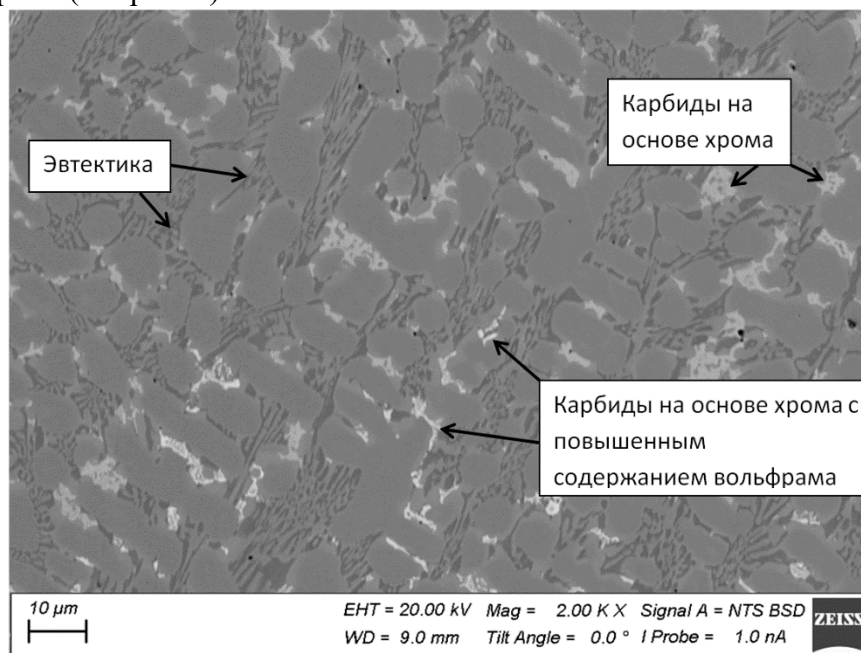


Рис. 1. Микроструктура сплава Stellite 12 после электронно-лучевого аддитивного производства

При проведении исследований механических свойств, было установлено, наличие анизотропии. Так образцы, вырезанные в горизонтальном направлении (вдоль траектории

печати), имеют предел прочности - 615 МПа, предел текучести - 604 МПа и относительное удлинение - 6%. В то время как у образцов, вырезанных в вертикальном направлении (вдоль направления аддитивного выращивания), предел прочности - 514 МПа, предел текучести - 494 МПа, относительное удлинение - 6%

*Работа выполнена в рамках проекта Российского научного фонда № 24-22-00281.*

1. Microstructure, tribological property and high temperature tensile property of Co-Cr-Ni-W alloy parts fabricated by laser directed energy deposition / Y. Huang, H. Wu, T. Xu, R. Wang, S. Zhang, C. Zhang, C. Wu, H. Chen // Surf. Coat.Int. – 2024. – Vol. 483. – 130807. – DOI: 10.1016/j.surfcoat.2024.130807.
2. Additive manufacturing of Stellite 6 alloy by laser-directed energy deposition: Engineering the crystallographic texture / M. Moshkbar Bakhshayesh, F. Khodabakhshi, M.H. Farshidianfar, S. Nagy, M. Mohammadi, G. Wilde // Mater. Charact. – 2024. – Vol. 207. – 113511. – DOI: 10.1016/j.matchar.2023.113511.
3. Twin hot-wire arc welding additive manufacturing deposition of high tungsten Stellite-6 hard-facing coating: Processing, microstructure and wear properties / M. Toozandehjani, F. Ostovan, M. Shamshirsaz // Mater. Today Commun. – 2023. – Vol. 35. – 105572. – DOI: 10.1016/j.mtcomm.2023.105572.

**Влияние химического состава подложки на структурно-фазовое состояние образцов сплава на основе никелида титана, полученного методом электронно-лучевого проволочного аддитивного производства**

Гусаренко А.А., Жапова Д.Ю., Круковский К.В., Мартынов С.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В последние годы становится все более востребованным аддитивное производство функциональных изделий из сплавов на основе никелида титана для медицинского применения в качестве имплантатов [1-4]. Сплавы на основе никелида титана (TiNi) используются в качестве материалов с эффектами памяти формы и сверхэластичности. Одним из перспективных методов аддитивного производства является метод электронно-лучевого проволочного аддитивного производства (ЭЛАП). Метод ЭЛАП предполагает работу в вакууме, что позволяет избежать загрязнения атомами кислорода, азота и углерода и получать образцы с необходимым фазовым составом [3, 4]. В настоящее время при аддитивном производстве сплавов на основе TiNi в качестве подложки используют титан и его сплавы [1], никелид титана [2] и сталь [5]. Эти материалы обладают низкими значениями теплопроводности (от 10 до 22 Вт\*м<sup>-1</sup>\*К<sup>-1</sup>), что приводит к формированию крупных зёрен [1-5]. Кроме того, использование подложки из титана [1] и стали [5] приводит к обогащению нижних слоев получаемого материала атомами титана и железа, соответственно. Такое изменение химического состава, в свою очередь, приводит к изменению температур мартенситных превращений в получаемых образцах: повышению - при использовании подложки из титана и понижению - при использовании подложки из стали.

Целью данной работы было исследовать структурно-фазовое состояние образцов сплава на основе никелида титана после электронно-лучевого проволочного аддитивного производства на подложках из титана, никелида титана и никеля. Последний обладает более высокими значениями теплопроводности, чем титан и никелид титана. В качестве материала для печати была выбрана проволока сплава Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub>(ат.%). Микроструктуру и фазовый состав напечатанных образцов изучали с помощью растрового электронного микроскопа высокого разрешения с полевой эмиссией (FEG SEM) Apreo 2 S (Thermo Fisher Scientific, Waltham, Massachusetts, United States), оснащённом детектором энергодисперсионного спектрального анализа (ЭДС/EDS) Octane Elect Super (EDAX, Mahwah, New Jersey, United States) и системой регистрации обратно отраженных электронов (ДОЭ/EBSD) Velocity Super (EDAX, Mahwah, New Jersey, United States). Механические испытания были выполнены на машине для растяжения «w+b ag Testing mashines Тип LFM-125» с программным обеспечением «Dionpro» при комнатной температуре.

Отметим, в настоящее время нам не удалось произвести печать образцов сплава на основе TiNi на подложке из никеля. Вследствие большой разницы в коэффициентах теплопроводности (~10 Вт\*м<sup>-1</sup>\*К<sup>-1</sup> и ~90 Вт\*м<sup>-1</sup>\*К<sup>-1</sup> для никелида титана и никеля, соответственно) при печати образцов в вакууме на подложке из никеля образуется капельная фракция (краевой угол больше 90°). При печати образцов на подложках из титана и никелида титана удалось вырастить образцы (высотой ~15 мм, шириной ~30 мм и толщиной ~25 мм). При печати образцов как на подложке из титана, так и на подложке из никелида титана формируются крупнозернистые образцы. Зерна при этом имеют выраженную неравноосность (параллельно подложке ~50 мкм, а в поперечном сечении свыше 150 мкм). Результаты исследований показали, что в образцах исследуемого сплава, напечатанного на подложке из титана, присутствует высокая объемная доля фазы Ti<sub>2</sub>Ni, рис. 1а. Это обусловлено сплавлением материала подложки (титан ВТ1-0) со сплавом Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub>(ат.%) в ванне расплава в процессе ЭЛАП. В образцах, напечатанных на подложке из сплава на основе никелида титана Ti<sub>49.8</sub>Ni<sub>50.2</sub>(ат.%) присутствовали частицы Ti<sub>4</sub>Ni<sub>2</sub>(O,N,C)<sub>x</sub>, доля которых в середине образца по его высоте составляла (1.2±0.5) об.%. Формирование этих частиц обусловлено присутствием этой фазы в материале подложки и проволоке.

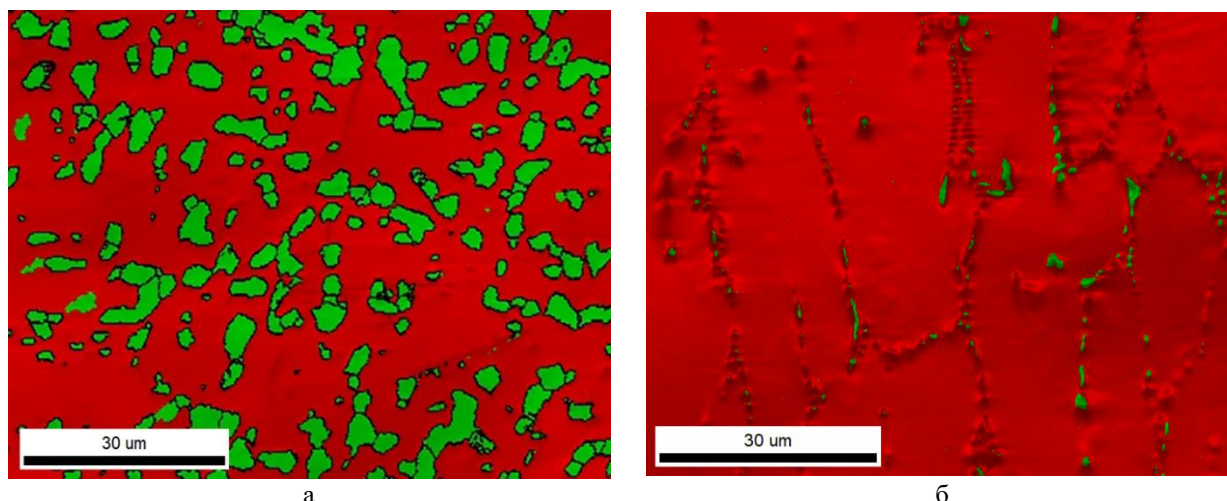


Рис. 1. Карты фаз, полученные методом анализа дифракции обратно рассеянных электронов, для тонкостенного образцов в виде бруска на подложке из титана (а) и подложке из  $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$  (ат.%) (б). Фаза B2 показана красным, фаза  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  (или  $\text{Ti}_4\text{Ni}_2(\text{O},\text{N},\text{C})_x$ ) зелёным цветом

В образце, напечатанном на подложке из титана, зёрна фазы  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  имели равноосную форму. В случае образца, напечатанного на подложке из сплава  $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$  (ат.%), морфология фазы  $\text{Ti}_4\text{Ni}_2(\text{O},\text{N},\text{C})_x$  имела ячеистую структуру, стенки ячеек состояли из отдельных кристаллитов. Установлено, что образцы, напечатанные на подложке из титана, имеют более высокое значением микротвёрдости, чем образцы, напечатанные на подложке из сплава  $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$  (ат.%). Это обусловлено тем, что фазы  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  и  $\text{Ti}_4\text{Ni}_2(\text{O},\text{N},\text{C})_x$  являются более прочными и хрупкими, чем матрица.

Таким образом, очевидно, что для проявления высокого уровня эффектов памяти формы и сверхэластичности необходимо использовать в качестве подложки сплав на основе никелида титана того же состава, что и сплав, из которого печатают изделие.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (№ 24-29-00598).*

1. Resnina N., Palani I.A., Belyaev S., Singh S., Liulchak P., Karaseva U., Mani Prabu S.S., Jayachandran S., Kalganov V., Iaparova V., Demidova E. Influence of heat treatment on the structure and martensitic transformation in NiTi alloy produced by wire arc additive manufacturing // *Materialia*. – 2021. – Vol. 20. – P. 101238. – DOI: 10.1016/j.mtla.2021.101238.
2. Liu G., Zhou S., Lin P., Zong X., Chen Z., Zhang Z., Ren L. Analysis of microstructure, mechanical properties, and wear performance of NiTi alloy fabricated by cold metal transfer-based wire arc additive manufacturing // *Journal of Materials Research and technology*. – 2022. – Vol. 20. – P. 246–259. – DOI: 10.1016/j.jmrt.2022.07.068.
3. Li B., Wang L., Wang B., Li D., Cui R., Su B., Yao L., Luo L., Chen R., Su Y., Guo J., Fu H. Solidification characterization and its correlation with the mechanical properties and functional response of NiTi shape memory alloy manufactured by electron beam freeform fabrication // *Additive Manufacturing*. – 2021. – Vol. 48. – P. 102468. – DOI: 10.1016/j.addma.2021.102468.
4. Chen G., Ma Y., Teng X., Liu J., Zhang B., Cao J. Microstructure evolution and shape memory function mechanism of NiTi alloy by electron beam 4D printing // *Applied Materials Today*. – 2023. – Vol. 31. – P. 101749. DOI: 10.1016/j.apmt.2023.101749.
5. Resnina N.N., Palani I.A., Liulchak P.S., Belyaev S.P., Mani Prabu S.S., Jayachandran S., Kalganov V.D. Structure of a 3D frame-bridge NiTi sample deposited on a low carbon steel substrate by wire arc additive manufacturing // *Letters on Materials*. – 2020. – Vol. 10. – No.4. – P.496-500. – DOI: 10.22226/2410-3535-2020-4-496-500.

## **Микроструктура и микротвердость интерметаллида системы Fe-Ti, полученного при помощи электронно-лучевого аддитивного производства**

Данилова Л.В., Лучин А.В., Нифонтов А.С., Астафуров С.В., Астафурова Е.Г., Колубаев Е.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящей работе были исследованы микроструктура, химический и фазовый состав, а также микротвердость образцов интерметаллидного сплава системы Fe-Ti, полученного методом двухпроволочного электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП) из титановой проволоки ВТ1 ( $\geq 99,24$  % Ti,  $\leq 0,1$  % Si,  $\leq 0,25$  % Fe,  $\leq 0,04$  % N,  $\leq 0,2$  % O,  $\leq 0,01$  % H,  $\leq 0,07$  % C, мас. %) и стальной сварочной проволоки 08Г2С ( $\geq 95,5$  % Fe, 0,7-1 % Si, 1,5-2,3 % Mn,  $\leq 0,3$  % Ni,  $\leq 0,025$  % S,  $\leq 0,03$  % P,  $\leq 0,3$  % Cr,  $\leq 0,3$  % Cu,  $\leq 0,08$  % As, 0,05-0,15 % C мас. %). Образцы получали с использованием оборудования, разработанного в ИФПМ СО РАН. В ходе ЭЛАП на подложку из нержавеющей стали последовательно наносили шесть параллельных дорожек материала, а затем на каждую дорожку осаждали по 67 слоев. Обе проволоки подавались под электронный пучок одновременно с одинаковой скоростью. Толщина одного слоя составляла 0,4-0,5 мм. Образцы для исследования прямоугольной формы с размерами 12,5×9,8×1,5 мм<sup>3</sup> были вырезаны из центральной части полученного бруска перпендикулярно направлению осаждения слоев. Исследования проводились с использованием сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), дифракции обратно-рассеянных электронов (ДОЭ), рентгеноструктурного анализа (РСА) и измерением микротвердости по методу Виккерса.

При исследовании методом РСА было выявлено, что полученный интерметаллидный сплав системы Fe-Ti является гетерофазным. В качестве основных фаз с высокой степенью достоверности определены кубическая фаза FeTi и гексагональная фаза Fe<sub>2</sub>Ti. Также можно предположить наличие  $\alpha$ -Ti, но этот вопрос требует анализа микроструктуры сплава другими методами. Исследование полученного интерметаллида системы Fe-Ti при помощи метода СЭМ показало наличие в материале дендритной микроструктуры. Дендриты имеют вытянутую форму и ориентированы преимущественно в направлении роста заготовки. По мере приближения к поверхности заготовки дендриты приобретают более разветвленный характер. Дендритные и междендритные области морфологически схожи в разных частях заготовки, при этом объемная доля дендритной фазы составляет порядка 60 %. Средняя ширина дендритной ламели около 23,0±0,2 мкм, но в локальных областях достигает 90 мкм. ЭДС-анализ показал, что дендритная и междендритная области имеют схожий, близкий к эквивалентному элементный состав. Однако, в дендритных областях объемная доля Fe меньше, чем в междендритных. Следовательно, можно предположить, что дендритной области соответствует кубическая фаза FeTi, а междендритной – гексагональная фаза Fe<sub>2</sub>Ti. При этом исследования при помощи СЭМ показали, что дендритная и междендритная области имеют гетерогенную микроструктуру, а на поверхности образцов наблюдается явно выраженный рельеф, свидетельствующий о том, что дендритные и междендритные участки представляют собой смесь фаз.

Микротвердость полученного интерметаллида системы Fe-Ti изменяется в диапазоне от 17 ГПа (в верхних слоях) до 24 ГПа (у подложки). По мере наращивания материала микротвердость снижается, а сплав становится менее твердым и более хрупким: макроскопические трещины в верхней части заготовки выявляются при металлографических исследованиях.

*Исследования выполнены по проекту государственного задания FWRW-2022-0005 и на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН. Авторы выражают благодарность к.ф.-м.н. Рубцову В.Е. и к.ф.-м.н. Никонову С.Ю. за помощь в аддитивном производстве материала.*



# **Влияние частоты импульсов на микроструктуру и механические свойства покрытий на основе системы Ti-Al-Ta-N, осажденных методом сильноточного импульсного магнетронного распыления**

Дербин А.Ю., Кузьминов Е.Д., Шугуров А.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Защитные керамические покрытия широко используются в различных отраслях промышленности с целью улучшения эксплуатационных свойств деталей, инструментов и механизмов. В частности, перспективными являются покрытия на основе системы Ti-Al-Ta-N, обладающие повышенной твердостью, износостойкостью и термической стабильностью [1]. Однако образование столбчатых зерен в процессе нанесения покрытий Ti-Al-Ta-N методами физического осаждения из паровой фазы негативно сказывается на их характеристиках [2]. Одним из эффективных способов подавления образования столбчатой микроструктуры является бомбардировка растущего покрытия низкоэнергетическими ионами [3]. Для этого можно использовать метод сильноточного импульсного магнетронного распыления (СИМР), который характеризуется высокой степенью ионизации частиц, распыляемых с поверхности мишени [4]. В данной работе было исследовано влияние частоты импульсов тока при СИМР на структуру и механические свойства покрытий Ti-Al-Ta-N.

Покрытия Ti-Al-Ta-N были нанесены методом реактивного СИМР в атмосфере Ar + N<sub>2</sub> (рабочее давление составляло 0,3 Па) при частотах следования импульсов 1, 2, 5 и 10 кГц с коэффициентом заполнения 10%. Толщина покрытий составляла  $3,00 \pm 0,05$  мкм. Методами энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии (ЭДС), дифракции рентгеновских лучей (излучение CuK<sub>α</sub> с длиной волны  $\lambda = 1,5406$  Å) и наноиндентирования были определены элементный состав, структура и механические характеристики покрытий Ti-Al-Ta-N, соответственно. Анализ морфологии поперечных сечений покрытий был проведен методом сканирующей электронной микроскопии.

Проведенные исследования выявили, что увеличение частоты импульсов разрядного тока приводит к монотонному росту среднего ионного тока на подложку с 0,11 А при частоте 1 кГц до 0,19 А при 10 кГц. Методом ЭДС установлено, что полученные покрытия Ti-Al-Ta-N характеризуются составом, близким к стехиометрическому (содержание азота 48,0-49,5 ат.%). Показано, что при повышении частоты импульсов тока самораспыление растущего покрытия, обусловленное высокой степенью ионизации частиц, распыляемых с поверхности мишени, приводит к монотонному снижению содержания в покрытиях более легких атомов Al и, соответственно, к росту концентраций более тяжелых атомов Ti и Ta. Анализ картин рентгеновской дифракции показал, что все исследованные покрытия представляют собой твердый раствор Ti-Al-Ta-N с ГЦК структурой типа B1 и характеризуются выраженной текстурой (220).

Обнаружено, что частота импульсов оказывает существенное влияние на микроструктуру получаемых покрытий. Покрытие Ti-Al-Ta-N, нанесенное при частоте 1 кГц, характеризуется столбчатой микроструктурой. В покрытиях, нанесенных при 2, 5 и 10 кГц, столбчатые зерна отсутствуют и наблюдается плотная однородная микроструктура без видимых дефектов. Эволюция микроструктуры полученных покрытий обусловила изменение их механических характеристик. С увеличением частоты импульсов с 1 до 5 кГц твердость покрытий возрастает, достигая максимального значения 35,4 ГПа, а затем снижается. При этом приведенный модуль Юнга монотонно снижается с 333 до 318 ГПа при 10 кГц.

Таким образом, в работе впервые исследованы зависимости элементного состава, микроструктуры и механических свойств покрытий на основе системы Ti-Al-Ta-N, полученных методом СИМР, от частоты следования импульсов тока. Установлено, что повышение частоты импульсов при постоянном коэффициенте заполнения обеспечивает более интенсивную ионную бомбардировку растущих покрытий Ti-Al-Ta-N. Повышение количества ионов в общем потоке частиц, осаждаемых на подложку, приводит к изменению элементного состава получаемых покрытий. Оптимальный выбор частоты импульсов

позволяет подавить образование в данных покрытиях столбчатой микроструктуры, тем самым обеспечив улучшение их механических характеристик.

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

1. Hemmati A., Abdoos M., Veldhuis S. C. Developing Ti-Al-Ta-N based coatings: Thermal stability, oxidation resistance, machining performance and adaptive behavior under extreme tribological conditions // Mater. Today Commun. – 2022. – Vol. 31. – P. 103373.
2. Shugurov A., Panin A., Kasterov A. Effect of Ta alloying on isothermal oxidation behavior of DC magnetron sputtered  $Ti_{1-x}Al_xN$  coatings on titanium substrate // Surf. Coat. Technol. – 2021. – T. 421. – C. 127488.
3. Microstructural evolution during film growth / I. Petrov, P.B. Barna, L. Hultman, J.E. Greene // J. Vac. Sci. Technol. A. – 2003. – Vol. 21. – P. S117-S128.
4. Anders A. Tutorial: Reactive high power impulse magnetron sputtering (R-HiPIMS) // J. Appl. Phys. – 2017. – Vol. 121. – No. 171101. – P. 1-35.

## Получение градиентных слоистых материалов на основе керамики карбид бора-диборид хрома

Дик Д.В., Филиппов А.А., Бурхинова Н.Ю.

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

Керамика на основе карбида бора на сегодняшний день используется в областях применения, где необходимы такие характеристики материала, как высокая твердость, износостойкость, жаростойкость, химическая инертность. Однако, области ее применения сильно ограничены малыми значениями трещиностойкости и ресурсозатратными способами формования плотных изделий [1].

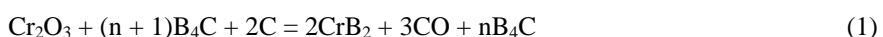
Одним из наиболее эффективных методов улучшения свойств керамики  $B_4C$  является введение пластичных добавок, способствующих спеканию. Природа этих добавок сильно влияет на механические и химические свойства получаемого композиционного материала, а малые концентрации таких добавок не способны ощутимо изменить параметры формования.

Для минимального изменения, в первую очередь, химических свойств, а также для введения достаточных для снижения условий спекания концентраций добавки, природа добавляемой фазы должна быть сходна с материалом матрицы ( $B_4C$ ). С учетом этих условий подходят добавки диборидов металлов ( $MeB_2$ ) IV-VI групп таблицы Менделеева [2].

Так же, расширить область применения такой композиционной керамики способно изготовление материалов с изменяющимися вдоль одной из осей монотонно (градиентные материалы) или скачкообразно (слоистые материалы) свойствами. Такие материалы называют функционально-градиентными материалами (ФГМ), и они отличаются улучшенными в объеме механическими свойствами, такими как трещиностойкость и износостойкость.

Целью данной работы является изучение возможности получения ФГМ на основе карбида бора, спекающей добавкой выбран диборид хрома ( $CrB_2$ ). Метод получения и внедрения добавки – реакция карбидоборного восстановления оксида хрома в присутствии углеродного материала. Методом формования выбрано горячее прессование.

Для приготовления реакционных смесей использовали просушенные в вакууме при температуре 100 °С порошки оксида, карбида бора и нановолокнистого углерода (НВУ), с удельной поверхностью (150 000 м<sup>2</sup>/кг). Навески для шихты рассчитывались исходя из стехиометрических коэффициентов реакции:



Для изучения возможности получения ФГМ были послойно засыпаны и уплотнены шихты для получения керамики с мольным составом  $95B_4C-5CrB_2/85B_4C-15CrB_2/75B_4C-25CrB_2$ . Шихты для изготовления керамики прессовали на компактном лабораторном горячем прессе (КТИ НП СО РАН, Россия).

Общий вид микроструктуры полученного слоистого материала представлен на рис. 1а, так же на нем приведен анализ распределения частиц добавки по размерам. Внутри каждого слоя частицы распределены равномерно и между слоями нет переходной зоны, что говорит о достаточности шага концентрации слоев в 10 мол. %  $CrB_2$  для получения визуального подтверждения получения ФГМ. С увеличением концентрации добавки растет количество зерен, их средний размер и размер максимально разросшихся зерен. Средние размеры зерен ( $d_{50}$ ) для слоев 5, 15 и 25 мол. % равны соответственно 1.5, 2.5 и 3.5 мкм.

Микротвердость и модуль упругости образца слоистого материала измерялись вдоль его высоты наноиндентированием. Параметры нагружения  $F = 200$  мкН, характерная глубина индентирования  $\sim 1000$  нм., шаг между нагружениями - 50 мкм. График, отображающий зависимость этих параметров от высоты слоистого образца, а, следовательно, и от концентрации добавки, представлен на рис. 1б.

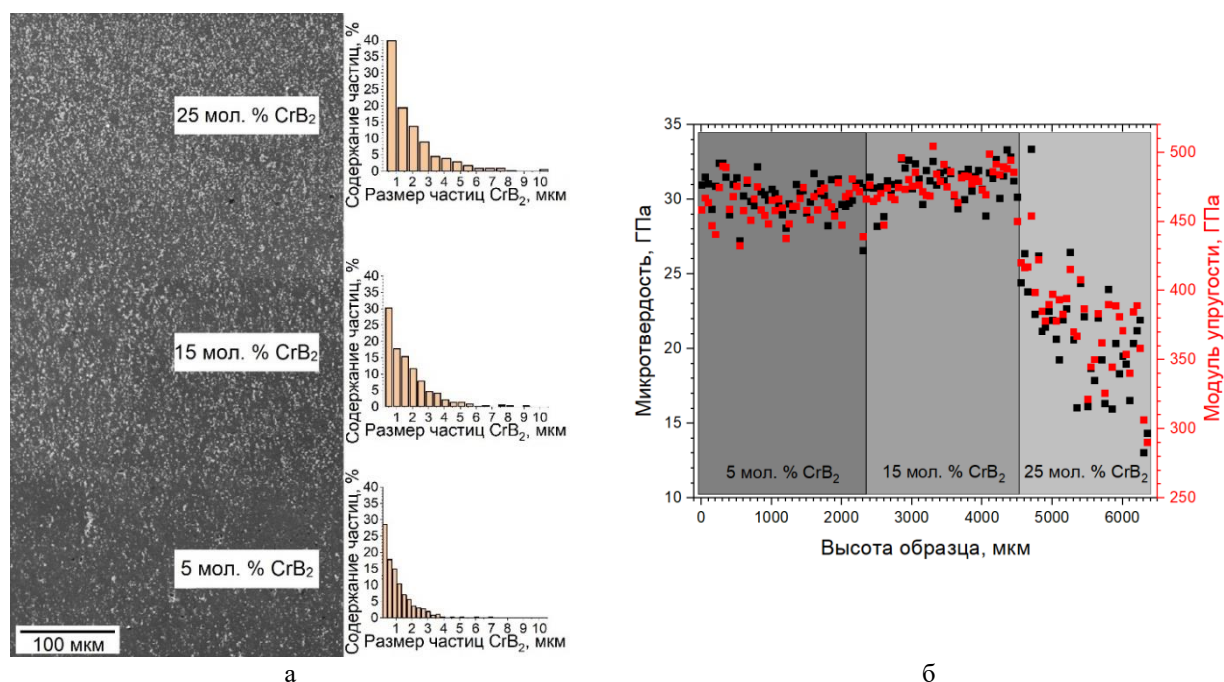


Рис. 1. Слоистый образец керамики с составом  $95\text{B}_4\text{C}-5\text{CrB}_2/85\text{B}_4\text{C}-15\text{CrB}_2/75\text{B}_4\text{C}-25\text{CrB}_2$  мол. %:  
 а) общий вид микроструктуры и распределение частиц по размерам внутри слоя;  
 б) зависимость твердости и модуля упругости от высоты образца

В образце слой 5 мол. %  $\text{CrB}_2$  имеет меньшую твердость относительно слоя 15 мол. %  $\text{CrB}_2$ , несмотря на наличие в последнем большего количества пластичной, менее твердой добавки. Для слоя 25 мол. % характерен большой разброс значений механических параметров. Известно, что пик относительной плотности для композиционной керамики, получаемой предложенным методом, приходится на диапазон мольных концентраций добавки 10-15 % и для концентрации 25 мол. % пористость достаточно высока ( $>5\%$ ), что влияет на величину разброса значений.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (24-21-00353).*

1. Suri A.K., Subramanian C., Sonber J.K. Synthesis and consolidation of boron carbide: A review // International Materials Reviews. – 2010. – Vol. 55. – P. 4-40.
2. Yamada S., Hirao K., Yamauchi Y.  $\text{B}_4\text{C}-\text{CrB}_2$  composites with improved mechanical properties // Journal of Euriean Ceramic Societeyan Ceramic Society. – 2002. – Vol. 23. – P. 561-565.

## **Композиты типа Me-Al (Cu, Ni, Nb), полученные путем механической активации порошковых смесей с последующей консолидацией кручением под давлением**

<sup>1,2</sup>Дитенберг И.А.

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

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

Металлические композиты в виде наноламинатов обладают комплексом уникальных физико-механических свойств (высокая прочность, ударостойкость, коррозионная стойкость, стойкость к экстремальным воздействиям и т.д.) и имеют большой потенциал для использования в различных направлениях науки и техники. Особый интерес представляют слоистые биметаллические (Me-Me) нанокомпозиты, образующие компоненты которых, как правило, чередуются друг с другом. При этом компоненты могут существенно различаться прочностью, пластичностью, температурой плавления, релаксационной способностью, коэффициентами термического расширения, взаимной растворимостью, химическим сродством и т.д. Выявление механизмов трансформации структурно-фазового состояния, а также особенностей взаимодействия компонентов композита при формировании и разрушении, по-прежнему остаются актуальными вопросами.

В настоящей работе проведено сравнительное исследование особенностей микроструктуры биметаллических композитов типа Me-Al (Cu, Ni, Nb), полученных механической активацией порошковых смесей с последующей консолидацией кручением под давлением.

На этапе механической активации происходит диспергирование и перемешивание исходных компонентов. Даже непродолжительная по времени обработка приводит к формированию конгломератов, состоящих из перемежающихся между собой мелких частиц исходных материалов.

В условиях консолидации методом кручения под давлением формирование наноламинатной структуры, элементы которой вытянуты преимущественно вдоль направления, параллельного плоскости наковален, в изучаемых системах происходит только при наличии алюминия. Наиболее тонкие прослойки наноламинатной структуры наблюдаются в системах Ni-Al и Nb-Al. В системе Ni-Al компоненты характеризуются существенной разницей в значениях модуля сдвига. В случае системы Nb-Al компоненты значительно различаются гомологической температурой. Более широкие полосы формируются в системе Cu-Al, оба компонента которой характеризуются высокой релаксационной способностью в рассматриваемых условиях консолидации и деформации. В случаях отсутствия алюминия локальные области, представленные только вторым компонентом системы, характеризуются СМК состоянием, типичным для данного способа нагружения.

Высказано предположение, что низкие значения модуля сдвига алюминия, по сравнению с другими компонентами, в совокупности с более высокой гомологической температурой, обеспечивают высокую аккомодационную способность алюминиевого компонента, в результате чего алюминий выступает в роли своеобразной «твердой» смазки при консолидации и структурной трансформации в условиях кручения под давлением. Фактически, алюминиевый компонент обеспечивает проскальзывание и расплющивание прочных слоев и способствует формированию наноламинатной структуры в рассматриваемых системах металл-алюминий.

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

**Теоретико-экспериментальный подход получения метаматериала  
со свойствами ауксетика**

Дмитриев А.И., Акимов К.О.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Метаматериал это материал, свойства которого обусловлены не столько свойствами составляющих его элементов, сколько искусственно созданной регулярной структурой (каркаса) из макроскопических элементов, обладающих произвольными размерами и формой. В виду того, что экспериментальный дизайн структуры метаматериала является достаточно сложной и трудоемкой задачей, предполагающей не только понимание характера влияния особенностей его регулярной структуры, но и необходимости получения такой структуры с требуемыми геометрическими особенностями, то для решения поставленной задачи эффективным представляется использование методов компьютерного моделирования. На основе данных компьютерного моделирования можно спроектировать дизайн метаматериала и проанализировать его механический отклик в условиях внешнего воздействия. Это позволит в значительной степени сократить временные и трудозатраты для достижения поставленной цели. В настоящей работе была построена компьютерная модель материала, обладающего элементами регулярной структуры и демонстрирующим аномальные физико-механические свойства, с последующим получением такого образца методом селективного лазерного сплавления. Для 3D печати использовался порошок отожжённой нержавеющей стали марки 316L, свойства которого также использовались для описания свойств материала компьютерной модели.

С помощью моделирования было установлено, что для проявления аномальных физических свойств структурной ячейки метаматериала (отрицательного коэффициента Пуассона) необходимо, чтобы часть стержневой системы его каркаса образовывала угол  $\sim 74^\circ$  с осью нагружения. Приложение сжимающей нагрузки к подобной структурной ячейке приводит к тому, что ее внутренний угол увеличивается, что, фактически, приводит к сжатию всей конструкции в направлении, перпендикулярном к оси нагружения. Результаты испытаний напечатанного образца на одноосное сжатие показали хорошее качественное и количественное согласие значения коэффициента Пуассона с данными, полученными в ходе компьютерного моделирования. Таким образом, была подтверждена эффективность и достоверность предложенного подхода, что позволяет использовать его и для проектирования керамических и металломатричных композиционных метаматериалов с иерархически организованной пористой структурой для предсказания их механического поведения в условиях внешнего воздействия.

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

## Влияние коррозионных повреждений на усталостную долговечность стали ВНС-5 после ионной обработки

Дорофеева Т.И., Федорищева М.В., Калашников М.П., Губайдулина Т.А.,  
Красновейкин В.А., Сергеев В.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Известно, что сталь ВНС-5 позиционируется как коррозионностойкая высокопрочная авиационная сталь. Производители рекомендуют для придания ей необходимых качеств проводить двухступенчатую термообработку с последующей закалкой при 1070°C для придания прочностных характеристик и отпуском при 350°C в течение 1 час для увеличения коррозионной стойкости. Но даже при соблюдении всех условий обработки, сталь ВНС-5 при работе в агрессивных средах подвержена активной коррозии, которая сопровождается, в том числе выкрашиванием зерен, что впоследствии может вызывать значительные разрушения при механической нагрузке.

В данной работе предложен способ увеличения усталостной долговечности материала, посредством обработки высокоэнергетическими пучками в вакууме, а также изучено влияние множественных равномерных коррозионных повреждений, возникших в результате электрохимического воздействия 3,5% раствора NaCl при приложенном потенциале в пределах от -800 мВ до 800 мВ.

В качестве объекта исследований использовали образцы галтельного типа, приготовленные из стали ВНС-5 со стандартной термической обработкой, закалкой и отпуском. Одна партия этих образцов была отобрана для модификации поверхности высокоэнергетическими пучками углерода. Проникновение атомов углерода вглубь поверхности стали при этом не превышало 200нм. Часть образцов без обработки и с обработкой подвергали электрохимическому воздействию. Установлено, что при одинаковых параметрах этого воздействия, поверхностные разрушения имели существенное отличие. При размерах кратера около 100мкм, глубина кратера для необработанных образцов достигала 250мкм, а для образцов после имплантации глубина кратера составляла всего около 50 мкм (рис.1). Количество кратеров также существенно снижается для образцов после имплантации.

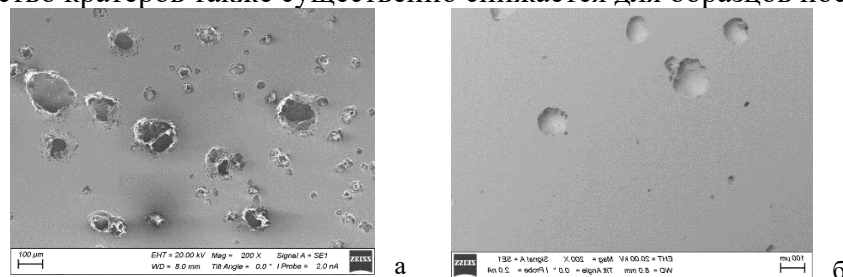


Рис. 1. Морфология поверхности после электрохимических испытаний для исходных (а), и имплантированных образцов (б)

При испытаниях на усталостную долговечность четырех типов образцов выявлено, что при наличии множественных коррозионных повреждений при амплитуде нагружения не превышающей значения 1000 МПа, обработанные образцы показывают большее число циклов по сравнению с исходными. Предположительно, увеличение усталостной долговечности в образцах после электрохимического воздействия объясняется тем, что происходит релаксация возникающих мелких трещин между имеющимися кратерами, пока глубина лидирующей трещины не превысит среднюю глубину кратера при увеличении нагрузки. При увеличении амплитуды нагружения свыше 1000 МПа формируется основная трещина, увеличивающаяся со временем и приводящая к разрыву. Поверхностные явления при этом перестают оказывать существенный вклад в усталостную долговечность.

Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.

## Влияние пластической деформации на структуру и свойства борсодержащих покрытий

Дударева А.А., Бушуева Е.Г., Тюрин А.Г.

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Новосибирский государственный технический университет», Новосибирск

В нефтегазовой и энергетической промышленности, хромоникелевая аустенитная сталь часто используется для производства деталей, которые имеют цилиндрическую или фасонные поверхности. Важным моментом является защита рабочих поверхностей этих изделий от воздействия агрессивной и абразивной среды. Одним из решений является создание листовых заготовок с модифицированным слоем и формирование из них трубного профиля.

Ранее [1–3] были проведены исследования наплавки борсодержащих порошковых смесей на низкоуглеродистую и хромоникелевую сталь. Эффективность использования обработки пучком релятивистских электронов, выведенным в воздушную атмосферу, позволяет получать композицию, состоящую из основного металла и покрытия, содержащего бориды.

Исследование поведения композиций "модифицированный слой – основной металл" при пластической деформации является принципиально важным моментом для прогнозирования надежности изделия. Так дюрометрические исследования показали, что микротвердость модифицированных слоев после горячей пластической деформации в 6,5 раз (1300 HV) выше микротвердости материала основы 12X18H9T (200 HV) для составов 10Cr-30B, и в 4 (800 HV) и 3 (600 HV) раза выше для составов 20Cr-20B и 30Cr-10B соответственно.

Оценка износостойкости модифицированных слоев после горячей пластической деформации в условиях трения о нежестко закрепленные абразивные частицы проводилась в соответствии с ГОСТ 23.208-79. На рисунке 1 приведен график, показывающей изменение массы в зависимости от времени изнашивания. В качестве эталонного материала выступала сталь 12X18HT.

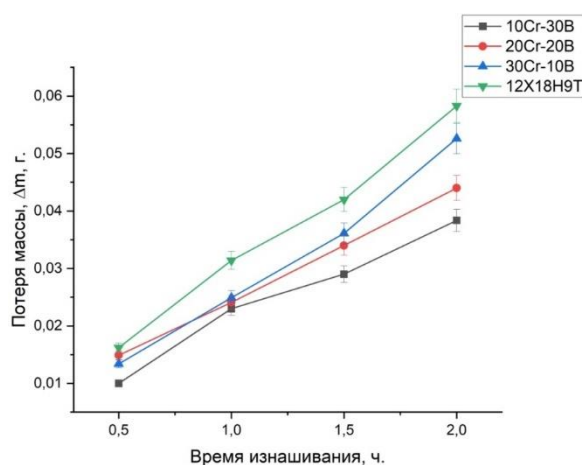


Рис. 1. Зависимость изменения массы анализируемых материалов от времени изнашивания

Максимальным уровнем износостойкости обладают модифицированные слои состава 10Cr-30B по сравнению с эталонным образцом. Относительная износостойкость для 10Cr-30B составляет 1,52, для 20Cr-20B – 1,33, 30Cr-10B – 1,1. В сравнении с материалом эталона для состава 10Cr-30B износостойкость возрастает на 50%, а для составов 20Cr-20B и 30Cr-10B на 30 и 10%, соответственно.

Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов" (соглашение с Минобрнаукой № 13.ЦКП.21.0034, 075-15-2021-698).

Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-00066, <https://rscf.ru/project/23-79-00066/>.



1. Non-vacuum electron-beam boriding of low-carbon steel / I.A. Bataev, A.A. Bataev, M.G. Golkovsky, A.M. Teplykh, V.G. Burov, S.V. Veselov // Surface & Coatings Technology. – 2012. – Vol. 207. – P. 245–253.
2. Boride coatings structure and properties, produced by atmospheric electron-beam cladding / A.M. Teplykh, M. Golkovsky, A.A. Bataev, E.A. Drobyaz, S.V. Veselov, E.D. Golovin, I.A. Bataev, A.A. Nikulina // Advanced Materials Research. – 2011. – Vol. 287-290 : Applications of Engineering Materials. – P. 26-31.
3. Зимоглядова Т.А. Повышение износостойкости стали с использованием технологии вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой смеси самофлюсующегося никелевого сплава в сочетании с ниобием и бором : дис. – 2019, 2019.

**Влияние поверхностного Ti-Ni-Ta сплава субмикронной толщины  
на механические свойства и деформационное поведение сплава TiNi  
при нагружениях кручением и изгибом**

Дьяченко Ф.А., Лобань В.В., Чепелев Д.В., Семин В.О., Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Перспективным способом улучшения физико-механических и поверхностно-чувствительных свойств миниатюрных изделий, изготавливаемых из сплавов на основе никелида титана (сплавов TiNi), является формирование многокомпонентных поверхностных сплавов (ПС) с использованием аддитивного тонкоплёночного электронно-пучкового способа синтеза.

Для изделий с линейными размерами  $\geq 1$  мм контролируемые модификация поверхности и изменение свойств поверхностных слоев толщиной от  $\sim 100$  нм до  $\sim 1-5$  мкм позволяют сохранять объемную структуру и свойства сплавов TiNi, в том числе эффекты памяти формы и сверхэластичности (ЭПФ-СЭ). Однако, в тех случаях, когда изделия имеют линейные размеры  $\leq 1$  мм объемные свойства материала подложки во многом будут определяться структурой и свойствами модифицированного слоя (его твёрдостью и пластичностью, уровнем остаточных упругих напряжений, возникающих после облучения). В этом случае, с одной стороны, необходимо, чтобы материал сохранял неупругие свойства (ЭПФ-СЭ). С другой стороны, требуется улучшать как физико-механические, так и поверхностно-чувствительные свойства материала подложки. В связи с этим, перспективной представляется возможность модификации поверхности миниатюрных изделий из сплава TiNi ( $\leq 1$  мм) и управления механическими и неупругими свойствами материала подложки путём формирования ПС субмикронной толщины.

Цель работы – изучить влияние поверхностного Ti-Ni-Ta сплава субмикронной толщины на механические свойства и деформационное поведение сплава TiNi при нагружениях кручением и изгибом.

В работе на поверхности сплава TiNi синтезирован ПС на основе системы Ti-Ni-Ta путём 2-кратного чередования операций: 1) осаждения легирующей пленки (состава  $\text{Ti}_{60}\text{Ta}_{40}$  (ат. %) и толщины ( $\sim 100$  нм)); 2) жидкофазного перемешивания компонентов пленки и подложки с помощью импульсного низкоэнергетического ( $\leq 30$  кэВ) сильноточного (до  $\sim 25$  кА) электронного пучка (НСЭП) микросекундной длительности ( $\sim 2-4$  мкс) в едином вакуумном цикле (в режиме: плотность энергии электронного пучка  $E_s = 2$  Дж/см<sup>2</sup>, количество импульсов воздействия  $n = 10$ , максимальная энергия электронов  $U = 17$  кэВ, длительность импульса  $\sim 2-3$  мкс).

Обнаружено, что в испытаниях на кручение TiNi-образцов в форме прямоугольных параллелепипедов ( $1 \times 1 \times 25$  мм), синтезированные ПС субмикронной толщины приводят к увеличению напряжений начала накопления мартенситной деформации  $\tau_M$  на  $\sim 25$  МПа, ширины механического гистерезиса напряжений  $\Delta\tau$  на  $\sim 30$  МПа, а также к способности материала накапливать и возвращать неупругую деформацию на  $\sim 0,2\%$  больше по сравнению с образцами TiNi без ПС. В условиях испытаний на трёхточечный изгиб прямоугольных TiNi-образцов ( $1,3 \times 10 \times 120$  мм) показано, что наличие ПС на поверхности TiNi-подложки приводит к понижению напряжений начала накопления мартенситной деформации  $\tau_M$  на  $\sim 30$  МПа. Электронно-микроскопический анализ показал сохранение сплошности модифицированных слоёв при квазистатических и циклических нагружениях кручением и изгибом.

*Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.*

**Деформационное поведение и механические свойства никелида титана,  
обработанного радиально сходящимися низкоэнергетическими  
сильноточными электронными пучками**

<sup>1</sup>Дьяченко Ф.А., <sup>1</sup>Лобань В.В., <sup>1</sup>Мейснер Л.Л., <sup>2</sup>Озур Г.Е., <sup>2</sup>Кизириди П.П., <sup>1</sup>Чепелев Д.В.

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

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

Сплавы на основе никелида титана (сплавы TiNi) используются в медицине для изготовления имплантатов и эндохирургического инструментария. Данные сплавы проявляют уникальные эффекты памяти формы и сверхэластичности (ЭПФ-СЭ), что делает их особенно важными и необходимыми для использования в медицине. В связи с расширением потребности в имплантатах, особенно в области эндоваскулярной и кардиохирургии, требуется все более высокий уровень технологии производства и обработки материалов [1].

При эксплуатации имплантаты из сплавов TiNi, находясь в биологических средах, подвергаются сложным циклическим, знакопеременным деформационным воздействиям, что приводит к деградации поверхностного слоя и, в конечном счете, к разрушению изделия [1]. Целенаправленная модификация поверхности позволяет обезопасить материал от внешнего воздействия, улучшать функциональные свойства сплава (например, биоинертность, рентгеноконтрастность, коррозионную стойкость), а также расширять области медицинского применения данного материала. Тем не менее, поверхностные обработки могут приводить к изменению интегральных физико-механических характеристик сплава TiNi, в том числе к подавлению неупругих свойств (ЭПФ-СЭ).

На сегодняшний день новым способом обработки поверхности сплавов TiNi является обработка радиально сходящимися низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками (НСЭП) [2]. Высокая плотность энергии (до  $\sim 20$  Дж/см<sup>2</sup>) и короткая длительность импульса ( $\sim 2$ -4 мкс) позволяют выделить значительную энергию пучка в тонком (от нескольких долей до единиц микрометров) поверхностном слое, доводя его до плавления. Вместе с тем существует много задач, когда требуется облучать протяженные изделия цилиндрической формы, а для этого наиболее рационально использовать радиально сходящиеся пучки. Источник радиально сходящихся НСЭП – установка «МикрЭП» (ИСЭ СО РАН, Россия, Томск) позволяет генерировать пучки электронов с энергией  $\sim 5$ -30 кэВ, током до  $\sim 30$  кА и плотностью энергии не менее  $\sim 5$  Дж/см<sup>2</sup> [2]. Геометрия пучка приводит к равномерному плавлению поверхностных слоев, вследствие чего уменьшается вероятность искривления образца под действием термомеханических напряжений, а также к снижению длительности модификации поверхности образцов, что является актуальным для облучения миниатюрных изделий, у которых один из линейных размеров не превышает значения  $\sim 1$  мм.

Таким образом, цель работы – исследовать деформационное поведение и механические свойства образцов никелида титана с поверхностями, обработанными радиально сходящимися низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками.

В работе исследованы TiNi-образцы в форме прямоугольных параллелепипедов (1×1×25 мм) (промышленный сплав марки ТН-1, Ti (баланс)-55.75 Ni-0.035 O-0.02 C-0.003 N-0.001 H (вес. %)), которые были вырезаны методом электроэрозионной резки из горячекатаного листового проката. Подготовку поверхности образцов (TiNi-исходный) перед облучением проводили методами: 1) вибромеханической обработки; 2) электролитической полировки; 3) ультразвуковой очистки.

Всестороннюю НСЭП-обработку поверхности образцов TiNi-НСЭП проводили на установке «МикрЭП» [2] в следующем режиме: плотность энергии пучка  $E_s = 3,7$  Дж/см<sup>2</sup>, число импульсов  $n = 10$ .

На рис. 1а приведены диаграммы «нагружения  $\tau$  – разгружения  $\gamma$ » в зависимости от цикла испытания  $N$  при кручении TiNi-образцов в виде прямоугольных параллелепипедов в режиме: число циклов  $N = 20$ , скорость деформации 70 град/мин (4 %/мин), максимальная величина деформации на каждом цикле  $\gamma_{max} = 4$  %, полученные на образцах TiNi-исходный (кривая 1), TiNi-НСЭП (кривая 2) при  $T = 298 \pm 1$  К. На рис. 1(б-д) приведены РЭМ-изображения

поверхности образцов TiNi-исходный (рис. 1б, 1в) и TiNi-НСЭП (рис. 1г, 1д) до (рис. 1б, 1г) и после (рис. 1в, 1д) испытаний на кручение.

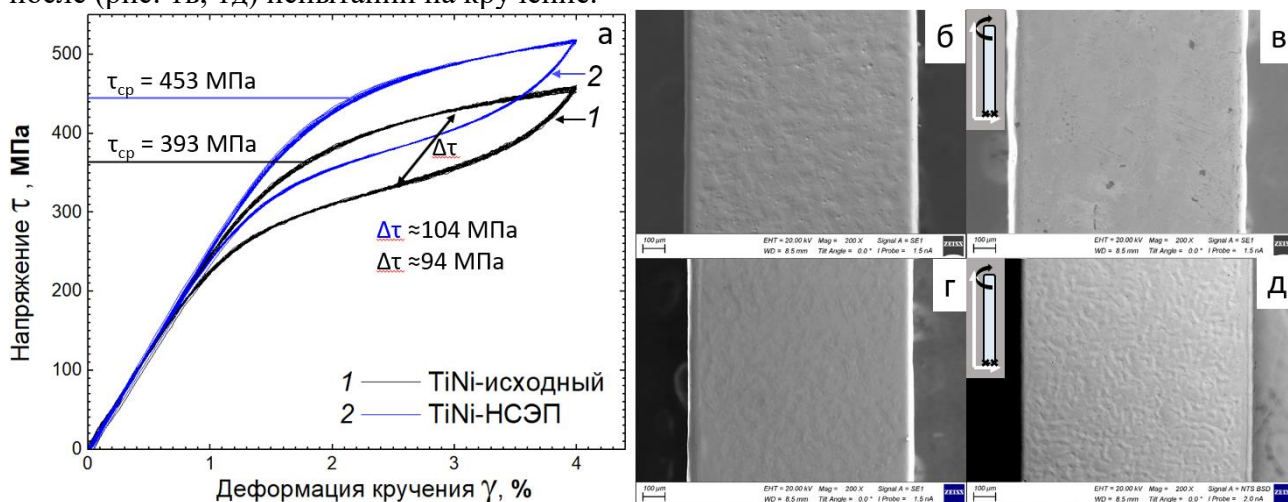


Рис. 1. Диаграммы  $\tau$ – $\gamma$  при испытании на циклическое кручение (а) и РЭМ-изображения поверхности образцов TiNi-исходный (б, в) и TiNi-НСЭП (г, д) до (б, г) и после (в, д) испытаний на кручение

Как видно из рис. 1а, в исследуемых образцах диаграммы  $\tau$ – $\gamma$  имеют близкий по характеристикам флагообразный вид, типичный для сплавов TiNi. У образца TiNi-исходного форма петель повторяется при накоплении числа циклов  $N$  от 1 до 20. У образца TiNi-НСЭП, аналогично исходному, также наблюдается повторение формы петель на всех циклах. Видно, что НСЭП-обработка привела к росту накапливаемых напряжений. Так, в образце TiNi-НСЭП напряжения начала накопления мартенситной деформации  $\tau_M$  и ширина механического гистерезиса напряжений  $\Delta\tau$  увеличились на  $\sim 60$  и  $\sim 10$  МПа, соответственно, по сравнению с образцами TiNi-исходный.

Из рис. 1б видно, что до проведения испытаний на образцах TiNi-исходный морфология поверхности однородная. При исследовании образцов после циклического кручения (рис. 1в) обнаружено, что на поверхности образцов образовались полосы скольжения, расположенные под углом к оси кручения, средняя длина полос составляет  $\sim 100$  мкм. После кручения наличие трещин на поверхности образцов TiNi-исходный не обнаружено. На рис. 1г видно, что на поверхности образцов TiNi-НСЭП формируется однородная поверхность. Важно отметить, что однородность в обработке видна не только на гранях образца, но и на его ребрах. После циклического кручения (рис. 1д) однородная морфология поверхности сохраняется.

Таким образом, в ходе всесторонней НСЭП-обработки поверхности сплава TiNi радиально сходящимися пучками установлено, что обработка: 1) приводит к упрочнению сплава TiNi; 2) приводит к формированию однородной поверхности на гранях и рёбрах образца; 3) не приводит к образованию критических разрушений (сколов, отслоения) модифицированного слоя после циклических испытаний кручением.

*Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.*

1. A review of shape memory alloy research, applications and opportunities / J.J. Mohd, M. Leary, A. Subic, M.A. Gibson // Mater. Des. – 2014. – Vol. 56. – P. 1078–1113. – DOI:10.1016/j.matdes.2013.11.084
2. Киризиди П. П., Озур Г. Е. Источник радиально сходящихся низкоэнергетических сильноточных электронных пучков // Приборы и техника эксперимента. Общая экспериментальная техника. – 2022. – № 6. – С. 61–67.

## **Проектирование, виртуальное тестирование и аддитивная печать пористого сплава Ti-6Al-4V для разработки биоактивных скаффолдов**

<sup>1</sup>Еникеев Н.А., <sup>1</sup>Капустин А.В., <sup>1</sup>Абрамова М.М., <sup>1</sup>Гатина С.А., <sup>1</sup>Полякова В.В.,

<sup>1</sup>Кудряшова Е.С., <sup>1</sup>Рыжкин А.А., <sup>2</sup>Анисимова Н.Ю., <sup>2</sup>Киселевский М.А.

<sup>1</sup>НИЛ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях», Уфимский университет науки и технологий, Уфа

<sup>2</sup>ФГБУ НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина, Минздрав России, Москва

Разработка передовых, в том числе металлических, материалов для применения в биомедицине является одним из приоритетных направлений современного материаловедения. С развитием новых методов прецизионного получения сложных структур, таких как аддитивная печать, большое внимание в последние несколько лет уделяется разработке пористых материалов для создания индивидуально проектируемых имплантатов, применяемых для замещения поражённых или повреждённых участков костной ткани. Целенаправленный дизайн топологии и размера пор делает возможным получение образцов биосовместимых материалов с не только с контролируемым механическим поведением, но с возможностью насыщения антимикробными или противоопухолевыми препаратами для локальной терапии, что закладывает основы для создания биоактивных скаффолдов нового поколения.

В данной работе представлены результаты междисциплинарного исследования, включающего проектирование, численное конечно-элементное моделирование, прецизионную аддитивную печать методом селективного лазерного плавления и экспериментальную валидацию, направленного на разработку пористых структур из биосовместимого титанового сплава Ti-6Al-4V.

Для разработки трёхмерных полноразмерных моделей пористых титановых структур с заданной геометрией пор и соответствующих экспериментальной форме образцов использовали CAD. Виртуальное тестирование образцов, спроектированных при помощи различных моделей с разными параметрами, осуществляли в рамках метода конечных элементов в среде ANSYS Workbench. Образцы пористых материалов для механических испытаний (цилиндры диаметром 6 мм и высотой 9 мм) печатали при помощи метода селективного лазерного сплавления с использованием порошка биосовместимого титанового сплава Ti-6Al-4V диаметром 10-40 мкм, размер луча лазера составил 40 мкм. Механические свойства образцов были охарактеризованы при испытаниях на сжатие, структура была изучена при помощи растрового электронного микроскопа. Биосовместимость разработанных материалов испытывали с использованием различных биологических моделей – in vitro и in vivo.

В результате исследований была проведена численная оценка влияния параметров моделей пористых структур на механические характеристики. Показана зависимость прочностных параметров различным образом спроектированных образцов от пористости в рамках одной модели и установлено влияние типа модели при зафиксированном размере поры. Данные моделирования хорошо соответствуют тенденциям, установленным опытным путём. Полученные результаты обсуждаются в привязке к данным исследованиям биосовместимости разработанных пористых образцов.

*Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-69-10003.*

## Особенности деформационной микроструктуры биоинертных сплавов Ti-Nb-Zr и Mg-Y-Nd в ультрамелкозернистом и крупнокристаллическом состояниях при разрушении

<sup>1</sup>Ерошенко А.Ю., <sup>1</sup>Легостаева Е.В., <sup>1</sup>Глухов И.А., <sup>1</sup>Уваркин П.В., <sup>1</sup>Толмачев А.И.,  
<sup>1,2</sup>Шаркеев Ю.П.

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

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

В работе изучены особенности формирующейся субструктуры при квазистатическом растяжении образцов биоинертных сплавов Ti-Nb-Zr и Mg-Y-Nd в ультрамелкозернистом (УМЗ) и крупнокристаллическом (КК) состояниях. В качестве материала исследования были выбраны сплавы следующих составов (мас. %): сплав Ti-42Nb-7Zr: Ti ≤ 50,3; Nb ≤ 42,3; Zr ≤ 7,4 и коммерческий магниевый сплав систем Mg-Y-Nd: Mg ≤ 95,0; Y ≤ 2,9; Nd ≤ 1,3; Fe ≤ 0,2; Al ≤ 0,6. УМЗ состояние в сплаве Ti-Nb-Zr формировали комбинированным методом интенсивной пластической деформации, который включал *abc*-прессование и последующую многоходовую прокатку в ручьевых валках. Суммарная логарифмическая степень деформации составила  $e=2,94$ . Образцы КК титанового сплава получали отжигом из УМЗ состояния при температуре 800°C в течение 1 часа. С целью измельчения зерна и повышения механических свойств заготовки сплава Mg-Y-Nd подвергались экструзией при температуре 350°C. Накопленная деформация заготовок составила  $e=1,46$ . КК состояние в магниевом сплаве было получено отжигом при температуре 525°C в течение 8 часов.

В работе выявлены отличительные особенности структурных превращений при деформировании растяжением образцов сплавов Ti-Nb-Zr и Mg-Y-Nd в КК и УМЗ состояниях. Результаты растровой электронной микроскопии показали, что для образцов титанового сплава Ti-Nb-Zr в УМЗ и КК состояниях характерно вязко-ямочное разрушение при растяжении с образованием ямок и гребней на поверхности изломов. В то время как, разрушение образцов УМЗ магниевового сплава Mg-Y-Nd происходит вязко с образованием ямочного микрорельефа, а КК образцов – хрупко с образованием фасеток и сколов.

Согласно результатам ПЭМ исследований у образцов УМЗ сплава Mg-Y-Nd при разрушении преобладает дислокационная субструктура ячеисто-сетчатого типа, а у образцов КК сплава – полосы локализованной деформации и области с ячеисто-сетчатой разориентированной субструктурой. В УМЗ титановом сплаве Ti-Nb-Zr микроструктура, формирующаяся при разрушении, неоднородная, содержит полосовую структуру с ячеисто-сетчатой субструктурой и более крупные субзерна с пониженной плотностью дислокаций. Для КК состояния сплава Mg-Y-Nd при разрушении наблюдается формирование полос локализованной деформации с ячеисто-сетчатой дислокационной субструктурой.

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

## Особенности структурно-фазового состояния и механических свойств никелида титана, полученного методом электронно-лучевого проволочного аддитивного производства

Жапова Д.Ю., Круковский К.В., Гусаренко А.А., Мартынов С.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сплавы на основе никелида титана (TiNi) нашли широкое применение в медицине [1,2]. Интерес к данным сплавам обусловлен сочетанием уникальных физико-механических и функциональных свойств (эффекты памяти формы и сверхэластичности). Активно разрабатываемые методы аддитивного производства могут позволить расширить ассортимент возможных устройств и конструкций из сплавов на основе TiNi. Одним из перспективных методов аддитивного производства является метод электронно-лучевого проволочного аддитивного производства (ЭЛАП). Метод ЭЛАП предполагает работу в вакууме, что позволяет избежать загрязнения атомами кислорода, азота и углерода и получать образцы с необходимым фазовым составом [3, 4]. Создание образцов из TiNi, полученных методом ЭЛАП, обладающих мартенситными превращениями и высокими значениями неупругих свойств, является актуальной задачей, так как позволит создавать персонифицированные эндопротезы со свойствами, близкими к тканям человека.

В данной работе была проведена печать образцов на подложке из титана проволокой из сплава на основе никелида титана (Ti<sub>49,3</sub>Ni<sub>50,7</sub> (% ат.)). Целью работы было определить величину зоны обогащения атомами титана по высоте образца и её влияние на структурно-фазовое состояние полученных образцов в зависимости от стратегии печати. Образцы были напечатаны на установке электронно-лучевого проволочного аддитивного производства с использованием двух стратегий: тонкостенные образцы и образцы в виде бруска. Были напечатаны тонкостенные образцы высотой 25 мм, шириной 30 мм и толщиной 3-5 мм, а также образцы в виде бруска высотой 15 мм, шириной 30 мм и толщиной 25 мм. В качестве подложки использовалась пластина титана ВТ1-0 толщиной 5 мм. Микроструктуру и фазовый состав напечатанных образцов изучали с помощью растрового электронного микроскопа Apreo 2 S с приставками для исследований методом анализа дифракции обратно рассеянных электронов и методом энергодисперсионного рентгеноспектрального микроанализа. Для оценки механических свойств образцов сплава на основе никелида титана были проведены исследования микротвердости по Виккерсу (нагрузка на индентор 490 Н).

Результаты исследований методом дифракции обратно рассеянных электронов показали, что образцы, напечатанные по использованным стратегиям (тонкостенный образец и образец в виде бруска), состоят из фазы В2 никелида титана и фазы Ti<sub>2</sub>Ni (рис. 1). В тонкостенном

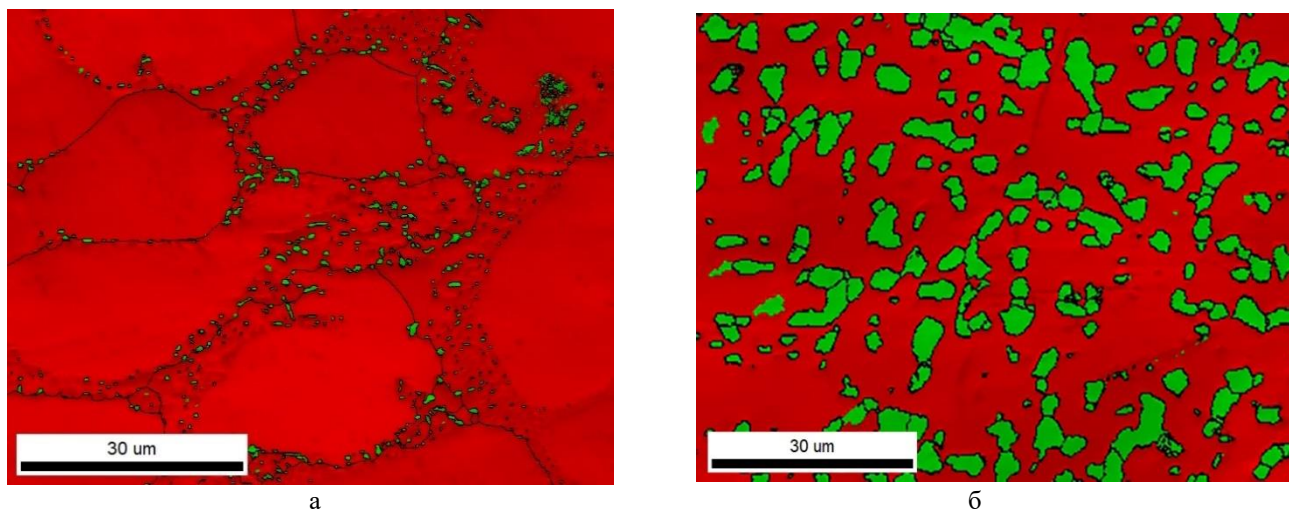


Рис. 1. Карты фаз, полученные методом анализа дифракции обратно рассеянных электронов, для тонкостенного образца (а) и для образца в виде бруска (б). Фаза В2 показана красным, фаза Ti<sub>2</sub>Ni зелёным цветом

образце на расстоянии 3 мм от подложки объёмная доля фазы Ti<sub>2</sub>Ni составляет около 25%. С увеличением высоты объёмная доля фазы Ti<sub>2</sub>Ni плавно уменьшалась и у вершины образца



составляла 5%. В образце в форме бруска объёмная доля фазы  $Ti_2Ni$  была больше и изменялась по высоте от 50% на расстоянии 3 мм от подложки до 15% у вершины образца. В случае тонкостенного образца, морфология фазы  $Ti_2Ni$  представляла из себя ячеистую структуру, стенки ячеек состояли из отдельных кристаллитов. В образце в форме бруска зёрна фазы  $Ti_2Ni$  имели равноосную форму.

Измерения микротвёрдости показали, что формирование частиц фазы  $Ti_2Ni$  приводит к увеличению твёрдости, таблица 1. У подложки материал образцов обладает более высокой твёрдостью, а при удалении от подложки, по мере уменьшения доли фазы  $Ti_2Ni$ , значение микротвёрдости снижается и приближается к значениям таковой для исходных крупнозернистых однородных образцов.

Таблица 1. Микротвёрдость образцов в зависимости от области измерения

	HV, ГПа		
	Низ (у подложки)	Середина	Вершина
Стенка	3.58±0.41	2.93±0.37	2.56±0.35
Брусок	5.21±0.47	3.16±0.40	2.63±0.35
NiTi (исходный)	2.25±0.10		

Основываясь на полученных результатах, можно сделать вывод, что стратегия, которая предполагает печать образцов, переплавляющихся с подложкой на большей площади, приводит к увеличению проникновения материала подложки в образец по сравнению с тонкостенными образцами. Это приводит к увеличению доли фазы  $Ti_2Ni$  и повышению микротвёрдости, в областях, прилегающих к подложке. С удалением от подложки доля фазы  $Ti_2Ni$  уменьшается, и как следствие, уменьшается микротвёрдость образцов.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (№ 24-29-00598).*

1. Li Y., Yang C., Zhao H., Qu S., Li X., Li Y. New Developments of Ti-Based Alloys for Biomedical Applications // Materials. – 2014. – Vol. 7. – No. 3. – P. 1709-1800. – DOI: 10.3390/ma7031709.
2. Pelton A.R., Russell S.M., DiCello J. The physical metallurgy of nitinol for medical applications // JOM. – 2003. – Vol. 55. – P. 33–37. – DOI:10.1007/s11837-003-0243-3.
3. Li B., Wang L., Wang B., Li D., Cui R., Su B., Yao L., Luo L., Chen R., Su Y., Guo J., Fu H. Solidification characterization and its correlation with the mechanical properties and functional response of NiTi shape memory alloy manufactured by electron beam freeform fabrication // Additive Manufacturing. – 2021. – Vol. 48. – P. 102468. – DOI: 10.1016/j.addma.2021.102468
4. Chen G., Ma Y., Teng X., Liu J., Zhang B., Cao J. Microstructure evolution and shape memory function mechanism of NiTi alloy by electron beam 4D printing // Applied Materials Today. – 2023. – Vol. 31. – P. 101749. – DOI: 10.1016/j.apmt.2023.101749.



## Влияние старения образцов сплава $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$ (АТ.%) на «реальный» (условный) предел текучести

Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Гришков В.Н., Гусаренко А.А., Бармина Е.Г., Бобров Д.И.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В работе представлены результаты исследований развития неупругих свойств (сверхэластичность, СЭ, эффект памяти формы, ЭПФ) и пластической деформации при кручении образцов сплава  $\text{Ti}_{49.3}\text{Ni}_{50.7}$  (ат.%) в состоянии поставки от производителя. Актуальность работы обусловлена тем, что в [1-3] предложено принимать за предел текучести сплавов на основе никелида титана величину напряжения в конце стадии деформационного упрочнения (стадия III) на зависимости « $\sigma$ - $\epsilon$ ». При этом прямо пропорциональную зависимость « $\sigma$ - $\epsilon$ » на стадии III предложили связывать с упругой деформацией мартенситной фазы. Однако в [4] было обнаружено, что предел текучести  $\sigma_{0.2}$  или  $\sigma_{0.3}$  (при растяжении и кручении образцов соответственно) достигается в конце стадии псевдотекучести, то есть на стадии II. Поэтому для достижения ясности в том, как же определять условный предел текучести в сплавах на основе никелида титана, и других сплавах с термоупругими мартенситными превращениями (МП), необходимы дальнейшие исследования.

В настоящей работе при комнатной температуре образцы сплава находились в состоянии высокотемпературной B2-фазы. По данным EBSD-анализа средний размер зёрен образцов исследуемого сплава составлял  $\sim 34$  мкм. При охлаждении и нагреве образцы сплава испытывали мартенситное превращение (МП)  $B2 \leftrightarrow B19'$ . Температуры начала и конца МП в B19' фазу составляли  $M_H=252\text{K}$  и  $M_K=223\text{K}$ , а температуры начала и конца обратного МП в B2 фазу –  $A_H=258\text{K}$  и  $A_K=273\text{K}$ , соответственно.

В работе проведены исследования механических и неупругих свойств образцов исследуемого сплава в состоянии поставки и после отжигов при температурах  $400^\circ\text{C}$  и  $450^\circ\text{C}$ . Показано, что «реальный» (условный) предел текучести в исследованных образцах существенно меньше, чем предел текучести, определяемый по предложенной в [1-3] методике, и расположен в пределах площадки псевдотекучести. Полученные результаты показывают, что корректное определение предела текучести в сплавах с термоупругими мартенситными превращениями возможно только при анализе зависимостей «напряжение-заданная деформация» методами растяжения, кручения или изгиба образцов с обязательным выделением упругой, неупругой и пластической составляющих деформации.

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

1. Wayman C.M., Duerig T.W. An Introduction to Martensite and Shape Memory, in: T.W. Duerig, K.N. Melton, D. Stockel, C.M. Wayman (Eds.), Eng. Asp. Shape Mem. Alloy., Elsevier, 1990: pp. 3–20. doi:10.1016/B978-0-7506-1009-4.50005-6.
2. Structure and Properties of Severely Cold-Rolled and Annealed Ti-Ni Shape Memory Alloys / S.D. Prokoshkin, V. Brailovski, K.E. Inakyan, V. Demerus, I.Yu. Khmelevskaya, S.V. Dobatkin, E.V. Tatyagin // Mater. Sci. Eng. A – 2008. – Vol. 481-482. – P. 114-118.
3. Исследование природы высокой прочности и пластичности ультрамелкозернистого сплава TiNi, полученного равноканальным угловым прессованием / Д.В. Гундеров, Е.А. Прокофьев, В.Г. Пушин, Р.З. Валиев // Деформация и разрушение материалов. – 2007. – №10. – С. 13-21.
4. Yield stress in titanium nickelide-based alloys with thermoelastic martensitic transformations / A. Lotkov, V. Grishkov, V. Timkin, A. Baturin, D. Zhapova // Mater. Sci. Eng. A. – 2019. – Vol. 744. – P. 74-78.

# **Эволюция микроструктуры и механическое поведение композитов на основе сплава Ti-6,5Al-2Zr-1Mo-1V, упрочненных боридами, полученных методом искрового плазменного спекания**

Жеребцов С.В., Озеров М.С., Соколовский В.С.

*Белгородский национальный исследовательский университет, Белгород*

Известно, что жаропрочные титановые сплавы можно использовать для производства деталей, работающих при повышенных температурах, например компрессоров авиационных турбин [1]. Однако заметное снижение прочностных характеристик при температурах 500–600°C, ограничивает применение этих сплавов. В частности, рабочие температуры известного высокотемпературного псевдо-альфа-сплава Ti-6,5Al-2Zr-1Mo-1V (BT20) составляют менее 500°C [2]. Повышение жаропрочности титановых сплавов является одновременно фундаментальной и технической задачей, решение которой открывает возможность этим сплавам частично заменить гораздо более тяжелые стали и никелевые сплавы [1–3]. Перспективным подходом повышения прочности титановых сплавов при комнатных и повышенных температурах является создание металломатричных композитов (ММК) путем введения в пластичную титановую матрицу высокопрочных тугоплавких керамических фаз [4]. За счет меньшей плотности и высокой удельной прочности замена жаропрочных сплавов или сталей на ММК может привести к снижению массы до 40 %, что делает ММК чрезвычайно перспективными материалами для аэрокосмической, автомобильной и судостроительной промышленности [1, 5]. Предыдущие исследования установили положительное влияние армирования волокнами TiB на высокотемпературные свойства некоторых однофазных  $\alpha$ -титановых сплавов. В частности, ММК, армированные TiB, могут использоваться при температурах на 100–200°C выше, чем обычные промышленные жаропрочные титановые сплавы, достигая диапазона рабочих температур 600–800 °C [5, 6]. Важным фактором, влияющим на морфологию боридов, структуру матрицы и механические свойства композитов, является способ получения ММК. Например, размер боридов, образующихся в процессе литья, может быть весьма большим как из-за относительно медленной скорости охлаждения, так и из-за заэвтектического состава системы Ti-TiB. Образование крупных игольчатых выделений может снизить пластичность и трещиностойкость ММК [5]. Напротив, короткое время синтеза и высокая скорость охлаждения при искровом плазменном спекании (ИПС) приводили к образованию гораздо меньших по размеру (вплоть до нанометрового диапазона) боридов [5–7]. Таким образом, целью настоящей работы было исследование влияния способа синтеза (ИПС) на структуру и механические свойства композита на основе сплава Ti-6,5Al-2Zr-1Mo-1V, армированного TiB, при комнатной и повышенных температурах.

Металломатричный композит Ti-6,5Al-2Zr-1Mo-1V/TiB с 3 вес.% TiB<sub>2</sub>, а также неармированный сплав Ti-6,5Al-2Zr-1Mo-1V были получены методом искрового плазменного спекания. Микроструктура неармированного сплава Ti-6,5Al-2Zr-1Mo-1V представляла собой колонии  $\alpha$ -ламелей, внедренных в  $\beta$ -матрицу. Композит, в свою очередь, продемонстрировал сетчатую микроструктуру, в которой области двухфазной  $\alpha/\beta$ -матрицы были ограничены стенками волокон TiB. При комнатной температуре предел текучести неармированного сплава Ti-6,5Al-2Zr-1Mo-1V составил 915 МПа при пластичности 18 %. Добавление волокон TiB способствовало увеличению прочности композита до 1370 МПа без существенного снижения пластичности. Стоит отметить, что для композита эффект упрочнения снижается при 400°C и практически исчезает при повышенных температурах 800–950 °C. При горячем сжатии сформированная в композите сетчатая микроструктура трансформировалась в кластеры боридов, неравномерно распределенных внутри матрицы. На основании полученных результатов рассчитана кажущаяся энергия активации пластической деформации и обсуждены механизмы деформации композита.

*Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда №23-49-00108.*

1.. Pushp P, Dasharath S.M., Arati C. Classification and applications of titanium and its alloys // Mater. Today: Proc. – 2022. – Vol. 54. – P. 537–542.

2. Sun Q.J., Xie X. Microstructure and mechanical properties of TA15 alloy after thermo-mechanical processing // Mater. Sci. Eng. A. – 2004. – Vol. 724. – P. 493–501.
3. Sun Z., Yang H. Microstructure and mechanical properties of TA15 titanium alloy under multi-step local loading forming // Mater. Sci. Eng. A. – 2009. – Vol. 523. – P. 184–192.
4. Titanium metal matrix composites: An overview / M.D. Hayat, H. Singh, Z. He, P. Cao // Compos. - A: Appl. Sci. Manuf. – 2019. – Vol. 121. – P. 418–438.
5. Morsi K. Review: titanium–titanium boride composites // J. Mater. Sci. – 2019. – Vol. 54 . – P. 6753–6771.
6. Multiscale Architecture and Superior High-Temperature Performance of Discontinuously Reinforced Titanium Matrix Composites / L. Huang, Q. An, L. Geng, S. Wang, S. Jiang, X. Cui, R. Zhang, F. Sun, Y. Jiao, X. Chen, C. Wang // Adv. Mater. – 2021. – Vol. 33 P. 1–27.
7. Deformation behavior and microstructure evolution of a Ti/TiB metal-matrix composite during high-temperature compression tests / M. Ozerov, M. Klimova, A. Kolesnikov, N. Stepanov, S. Zhrebtsov // Mater. Des. – 2016. – Vol. 112. – P. 17–26.

## **Структура сварного соединения из коррозионностойкого никелевого сплава, работающего в расплавленных солях**

<sup>1, 2</sup>Жиляков А.Ю., <sup>1</sup>Голоднов А.И., <sup>1</sup>Пырин Д.В., <sup>1</sup>Чукимарка К. <sup>1</sup>Половов И.Б.,  
<sup>1, 2</sup>Беликов С.В.

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет им. Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

<sup>2</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург

Сплавы системы Ni-Cr-Mo обладают уникальным сочетанием комплекса механических свойств, сформированного закалкой на однофазный пересыщенный  $\gamma$ -твердый раствор, и коррозионной стойкости в различных, в том числе и крайне агрессивных, средах, что делает их одними из лучших конструкционных материалов для химического машиностроения. Сплав Hastelloy® G-35® относится к группе коррозионностойких сплавов на основе системы Ni-Cr-Mo. Данный сплав был разработан в начале первого десятилетия XXI века компанией Haynes International с целью повышения коррозионной стойкости конструкционных материалов при производстве фосфорной кислоты и фосфатных удобрений [1, 2]. Кроме того, сплав Hastelloy® G-35® нашел применение в технологиях окислительного выщелачивания [3], травления металлов [1], перспективен в качестве конструкционного материала для безопасного хранения ядерных отходов [4]. Также как другие сплавы на основе системы Ni-Cr-Mo данный материал считается кандидатным для использования в контакте с агрессивными солевыми и металлическими расплавами [5–7]. Одной из проблем при создании конструкций из таких сплавов является локализация коррозионного разрушения вблизи сварных соединений или непосредственно в сварных швах. Поэтому вопрос о структуро- и фазообразовании при сварке никель-хром-молибденовых сплавов является важным.

В настоящей работе была исследована структура сварного соединения и основного металла трубы из сплава Hastelloy® G-35®. Показаны отличия в структуре сварного шва, зоны термического влияния и основного металла на разных иерархических уровнях.

ДюрOMETрическим методом оценено распределение напряжений по сечению сварного соединения. Для сплавов системы Ni-Cr-Mo характерно образование ближнего и дальнего порядка (фаза  $Ni_2Cr(Mo)$  по типу  $Pt_2Mo$ ). Методами дифференциального термического анализа определены температуры разупорядочения в сплаве Hastelloy® G-35®.

Дилатометрическим методом определены времена, при которых начинается «сверхструктурное» сжатие основного металла и сварного соединения.

На основе дилатометрических данных оценено изменение напряжённо-деформированного состояния сварного соединения из сплава Hastelloy® G-35®.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Программы развития Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина в соответствии с программой стратегического академического лидерства «Приоритет-2030».*

1. The welding characteristics of a new Ni-Cr-Mo alloy designed to resist wet process phosphoric acid / Chirieleison G.M., Hoback G.L., Crook P. et al. // Welding Journal (Miami, Fla). – 2008. – Vol.87, No.5. – P.119-123.
2. Houille P., Chagraoui M. Interest of alloy G-35® heat exchangers in phos-acid concentration loops // Procedia Engineering. – 2012. – Vol.46. – P.279-284.
3. Testing of new corrosion-resistant materials and alloys for autoclave processes / Zinovev V.A., Kalashnikova M.I., Lisakov Yu.N. et al. // Tsvetnye Metally. – 2015. – No.7. – P.68-73.
4. Haudet S.S., Rodríguez M.A. and Carranza R.M. Effect of alloy composition on the localized corrosion resistance of nickel alloys // Materials Research Society Symposium Proceedings. – 2012. – Vol.1475. – P.489-494
5. Corrosion of corrosion-resistant and high-temperature nickel-based alloys in chloroaluminate melts / Abramov A.V., Karpov V.V., Zhilyakov A.Yu. et al. // ECS Transactions. – 2014. – Vol.64, No.4. – P.217-226.
6. Corrosion of nickel-based superalloys in molten chloroaluminates / Polovov I.B., Abramov A.V., Karpov V.V. et al. // ECS Transactions. – 2017. – Vol.77, No.11. – P.753-766.
7. Corrosion resistance of nickel-based alloys in salt and metal melts containing REE / Abramov A.V., Karpov V.V., Zhilyakov A.Yu. et al. // AIP Conference Proceedings. – 2017. – Vol. 1886. – Art. 020029.

# **Влияние термической обработки на эволюцию структурно-фазового состояния и механические характеристики сплава Al-12Si, полученного электронно-лучевым аддитивным производством**

Зыкова А.П., Николаева А.В., Панфилов А.О., Воронцов А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Наиболее широко используемыми конструкционными сплавами после сталей для изготовления деталей автомобильной и аэрокосмической промышленности являются алюминиевые сплавы [1]. Результаты исследования деталей из алюминиевых сплавов, полученных аддитивным производством показывают более высокие значения предела текучести и прочности на растяжение, чем у литых деталей [2]. Однако, в результате аддитивного производства может образоваться неоднородная структура, что приводит к анизотропии механических свойств [3]. Для достижения равнопрочности изделия, определяемой однородностью микроструктуры металла, аддитивно изготовленные детали подвергают термической обработке. Однако до сих пор нет ясности относительно выбора подходящего метода термообработки сплавов Al-12Si, полученных методом проволочного аддитивного производства, и последующего влияния термообработки на механические характеристики. Поэтому целью данной работы являлось изучение влияния термической обработки на эволюцию структурно-фазового состава и механические свойства сплава Al-12Si, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП).

На установке электронно-лучевого аддитивного производства (ИФПМ СО РАН) был изготовлен блок силумина Al-12Si размером  $\sim 100 \times 40 \times 80$  мм на подложке из алюминиевого сплава АМг5. При печати блока была выбрана стратегия с возвратно-поступательным перемещением образца с перемещением на величину одного валика в каждом краю образца. После нанесения каждого слоя система возвращалась в исходное положение со смещением по высоте на величину порядка 0,8 мм и процесс печати производился далее. Для образцов Al-12Si, полученных ЭЛАП, были выбраны два типа термической обработки: выдержка в печи при температуре 450 °С в течение 2 часов с последующей закалкой в воде и отжиг при температуре 350 °С в течение 1 часа в печи с последующим охлаждением на воздухе.

Показано, что неоднородная структура сплава Al-12Si, полученного методом ЭЛАП, характеризуется наличием дендритов  $\alpha$ -Al и эвтектикой Al/Si с преимущественно равноосными мелкими частицами Si. На границе сплавления слоев были обнаружены крупные частицы Si, которые возникли в результате повторного нагрева ранее нанесенных слоев. Тем не менее закалка образцов Al-12Si привела к увеличению объемной доли эвтектики Al/Si на 9% и уменьшению размеров Fe-содержащих фаз. При этом достигается наилучшее сочетание значений предела прочности (до 150 МПа) и относительного удлинения (до 25%) по сравнению с исходным образцом Al-12Si. Показано, что отжиг сплава Al-12Si привел к укрупнению частиц кремния и железосодержащих частиц, увеличению объемной доли эвтектики Al/Si, что в свою очередь повлияло на снижение механических характеристик. Образец после закалки продемонстрировал самый высокий уровень микротвердости до  $0,54 \pm 0,02$  ГПа.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001.*

1. 3D printing of high-strength aluminium alloys / J.H. Martin, B.D. Yahata, J.M. Hundley, J.A. Mayer, T.A. Schaedler, T.M. Plock // Nature. – 2017. – Vol. 549. – P. 365–369. – DOI:10.1038/nature23894.
2. Additive manufacturing using WAAM with AA5183 wire / A. Horgar, H. Fostervoll, B. Nyhus, X. Ren, M. Eriksson, O.M. Akselsen // J. Mater. Process. Tech. – 2018. – Vol. 259. – P. 68–74. – DOI:10.1016/j.jmatprotec.2018.04.014.
3. Focchi J., Tuissi A., Biffi C.A. Heat treatment of aluminium alloys produced by laser powder bed fusion: A review // Mater. Design. – 2021. – Vol. 204. – P. 109651. – DOI:https://doi.org/10.1016/j.matdes.2021.109651.

## Влияние обработки атмосферной воздушной плазмой на поверхностную энергию углеродных волокон

<sup>1</sup>Зыонг В. Ш., <sup>2,3</sup>Космачев П.В., <sup>1,3</sup>Панин С.В.

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

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

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

Поверхность углеродных волокон (УВ), состоящая из графитовых кристаллических структур, из-за своей гладкости и химической инертности обладает низкой адгезией к полимерной матрице [1, 2]. Для повышения адгезии между УВ и полимерной матрицей (связующим) обычно применяют методы поверхностной обработки волокон. Плазменная обработка является одним из эффективных методов модификации поверхности. Этот процесс включает помещение волокон в активную среду ионизированного газа ( $O_2$ ,  $He$ ,  $N_2$ ,  $NH_3$  и др.). В результате происходит активация поверхности, образование и закрепление функциональных полярных групп, а также увеличение поверхностной энергии волокон [3-5].

Целью данной работы является установление влияния скорости обработки атмосферной воздушной плазмой на величину поверхностной энергии углеродных волокон.

Влияние плазменной обработки на смачиваемость поверхности материалов оценивали количественно с помощью определения величины угла смачивания с последующим расчетом свободной поверхностной энергии [6]. Для этого применяли метод разработанный Оуэнсом, Вендтом, Рабелем и Кельбле (метод ОВРК) для определения поверхностной энергии путем расчета угла смачивания жидкостей с известной дисперсионной и полярной составляющей поверхностного натяжения [7]. Так, полярная ( $\sigma_T^H$ ) и дисперсионная ( $\sigma_T^D$ ) компоненты поверхностной энергии ( $\sigma_T$ ) рассчитывались по уравнениям (1), (2):

$$\frac{\sigma_{ж}(1 + \cos \theta)}{2\sqrt{\sigma_{ж}^D}} = \sqrt{\sigma_T^H} \cdot \sqrt{\frac{\sigma_{ж}^H}{\sigma_{ж}^D}} + \sqrt{\sigma_T^D} \quad (1)$$

$$\sigma_T = \sigma_T^H + \sigma_T^D \quad (2)$$

Измерения угла смачивания были проведены на системе для измерения краевого угла LR-SDL-100 (Dongguan Lonroy Equipment Co LTD, КНР) с использованием метода лежащей капли с использованием тестовых жидкостей с различной полярностью: дистиллированная вода, этиленгликоль, диодметан. Количественная оценка смачиваемости одиночных волокон углерода оказалась сложной задачей. Было предпринято несколько попыток измерить угол смачивания капель на углеродных волокнах с использованием различных жидкостей, но эти попытки не увенчались успехом, поскольку на одиночных волокнах сложно сформировать капли одинакового размера, а в некоторых случаях жидкость испарялась слишком быстро, так что размер и форма мелких капель менялись во времени измерения. Но, поскольку поверхность УВ состоит из графитовых кристаллических структур [2], для исследования использовались модельные образцы – плоские графитовые пластины. Измерения угла смачивания проводились на пластинах, обработанных плазмой при тех же режимах, что и при работе с УВ. На рисунке 2 показаны диаграммы зависимости угла смачивания на графитовых пластинах при различных скоростях обработки плазмой.

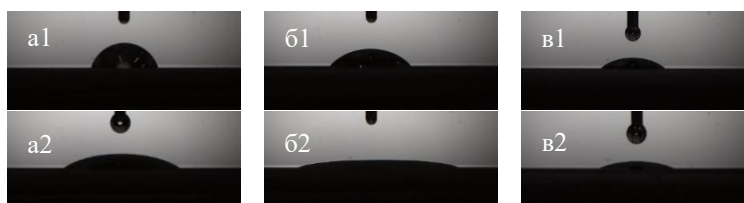


Рис. 1. Угол смачивания до (a1, b1, v1)

и после плазменной обработки при скорости плазматрона 100 мм/мин (a2, b2, v2),  
a1, a2 - дистиллированная вода; b1, b2 – этиленгликоль; v1, v2 – диодметан

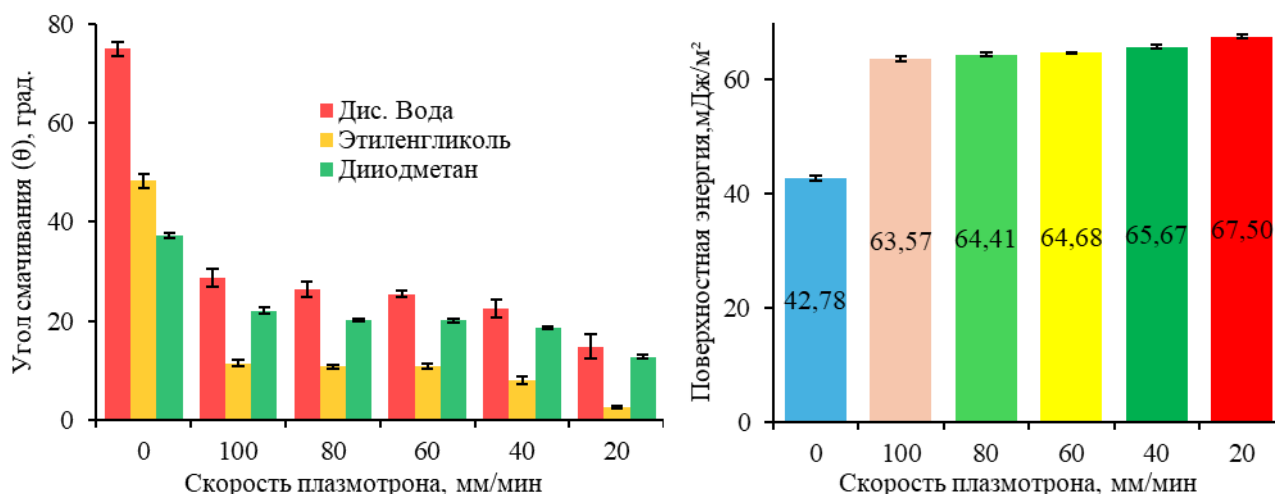


Рис. 2. Диаграммы зависимости угла смачивания и поверхностной энергии от скорости движения плазматрона

Было установлено, что обработка плазмой во всех случаях приводила к увеличению смачиваемости углеродного материала. При этом поверхностная энергия увеличивалась с 42,78 мДж/м<sup>2</sup> для необработанного образца до 63,57 мДж/м<sup>2</sup> для образца, обработанного при скорости плазматрона 100 мм/мин. Но при скорости плазменной обработки менее 100 мм/мин, поверхностная энергия графитовой пластины практически не изменяется. Ожидается, что это может привести к увеличению смачиваемости УВ полимерным связующим при изготовлении полимерных композиционных материалов.

Данная работа выполнена в рамках исследований, посвященных анализу структуры и особенностей формирования дефектов при изготовлении волоконно-армированных полимерных композитов на основе суперконструкционных термопластов. Понимание факторов изменения адгезии между матрицей и волокном является одной из ключевых задач в этой области.

*Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания Минобрнауки России, проект № FSWM-2022-0018.*

1. Mechanical enhancement of carbon fiber-reinforced polymers: From interfacial regulating strategies to advanced processing technologies / Z. Sun, Y. Luo, C. Chen, Z. Dong, G. Jiang, F. Chen, P. Ma // Progress in Materials Science. – 2024. – Vol. 142. – P. 101221. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2023.101221.
2. Influence of oxygen plasma treatment parameters on the properties of carbon fiber / M. Bagheri Boroj, A. Mousavi Shoushtari, E. Nosratian Sabet, A. Haji // Journal of Adhesion Science and Technology. – 2016. – Vol. 30. – N° 21. – P. 2372–2382. – DOI: 10.1080/01694243.2016.1182833.
3. Surface Modification of Carbon Fibers by Low-Temperature Plasma with Runaway Electrons for Manufacturing PEEK-Based Laminates / Kosmachev P. V., Panin S. V., Panov I. L., Bochkareva, S.A. // Materials. – 2022. – Vol. 15. – N° 7625. – DOI: 10.3390/ma15217625.
4. Structure and Deformation Behavior of Polyphenylene Sulfide-Based Laminates Reinforced with Carbon Fiber Tapes Activated by Cold Atmospheric Plasma / Kosmachev P. V., Panin S. V., Panov I. L., Bochkareva, S.A. // Polymers. – 2024. – Vol. 16. – N° 121. – DOI: 10.3390/polym16010121.
5. Advance in Using Plasma Technology for Modification or Fabrication of Carbon-Based Materials and Their Applications in Environmental, Material, and Energy Fields / X. Sun, J. Bao, K. Li, M.D. Argyle, G. Tan, H. Adidharma, K. Zhang, M. Fan, P. Ning // Advanced Functional Materials. – 2020. – Vol. 31. – N° 7. – DOI: 10.1002/adfm.202006287.
6. Gravis D., Moisan S., Poncin-Epaillard F. Surface characterization of plasma-modified carbon fiber: Correlation between surface chemistry and morphology of the single strand // Surfaces and Interfaces. – 2020. – Vol. 21. – P. 100731. – DOI: 10.1016/j.surfin.2020.100731.
7. Owens D. K., Wendt R. C. Estimation of the surface free energy of polymers // Journal of Applied Polymer Science. – 1969. – Vol. 13. – P. 1741–1747. – DOI: 10.1002/app.1969.070130815.

**Исследования процесса формирования металлического покрытия на основе ВЭС состава HfNbTaTiZr, выполненные *IN-SITU* методом рентгенофазового анализа с использованием синхротронного излучения**

Иванов Ю.Ф., Ахмадеев Ю.Х., Прокопенко Н.А., Крысина О.В., Коваль Н.Н.,  
Петрикова Е.А., Шугуров В.В., Толкачев О.С.

*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

Высокоэнтропийные сплавы (ВЭС), возможность получения которых впервые была продемонстрирована в [1, 2], являются одним из перспективных направлений развития современного материаловедения. Одним из направлений разработки ВЭС являются сплавы на основе тугоплавких металлов Hf, Ta, Ti, Nb, Zr, W, Mo (так называемые RHEAs) [3, 4]. Благодаря своим превосходным механическим характеристикам, термической стабильности и коррозионной стойкости RHEAs HfNbTaTiZr был предложен в качестве перспективного кандидата для использования в высокотемпературных компонентах авиационных двигателей и лопатках турбин [4, 5]. Сплав HfNbTaTiZr содержит только биосовместимые элементы, следовательно, он может быть использован также в биомедицинских целях [6]. Обладая сверхпроводимостью II типа с температурой перехода  $T_c \approx 7.3$  К, как было обнаружено в [7], сплав может быть рекомендован для использования в сильных сверхпроводящих электромагнитах, таких как сканеры магнитно-резонансной томографии (МРТ), ядерно-магнитные резонансные (ЯМР) машины и ускорители частиц.

Целью настоящей работы являлся анализ процесса формирования металлического покрытия на основе ВЭС состава HfNbTaTiZr, выполненный *in-situ* методом рентгенофазового анализа с использованием синхротронного излучения. Источник синхротронного излучения – накопитель электронов ВЭПП-3, ИЯФ СО РАН, высокотемпературная рентгеновская камера Anton Paar НТК-2000, позиционно-чувствительный однокоординатный детектор ОД-3М-350, программное обеспечение – программа для обработки результатов измерений Fityk v.1.3.1. Съемка и запись рентгенограмм осуществлялись в непрерывном режиме каждую минуту. Подложкой являлись образцы твердого сплава ВК8 (WC-8%Co) размерами 10x10x5 мм. Формирование покрытий ВЭС осуществляли методами вакуумно-дугового плазменно-ассистированного осаждения на установке ВЭИПС-1, разработанной и созданной в ИСЭ СО РАН для исследования процессов формирования покрытий на источнике синхротронного излучения. Использовали спеченный катод состава HfNbTaTiZr, близкого к эквиаtomному. Процесс формирования металлической пленки протекал следующим образом: (1) очистка подложки (ВК8) плазмой аргона (1-22 мин.), (2) нагрев подложки и катода плазмой аргона до температуры 573 К (23-35 мин.), (3) напыление покрытия (36-90 мин.), (4) охлаждение системы «пленка/подложка» в вакууме (91-106 мин.), (5) напуск воздуха (107-154 мин.).

Установлено, что на первой стадии напыления формируется  $\beta$ -фаза (ОЦК решетка,  $a = 0,34748$  нм). Одновременно с этим, в угловом интервале (24-25) град. наблюдается поднятие фона дифракционной линии, указывающее на формирование аморфно-кристаллического состояния пленки. На завершающей стадии напыления в данном угловом интервале обнаруживаются дифракционные линии  $\omega$ -фазы (гексагональная кристаллическая решетка,  $a = 0,46636$  нм,  $c = 0,27872$  нм) и  $\alpha$ -фазы (ГПУ кристаллическая решетка,  $a = 0,31261$  нм,  $c = 0,47846$  нм). Фрагменты соответствующих рентгенограмм приведены на рис. 1.

Таким образом, исследования *in-situ* процесса формирования металлического покрытия (подложка – твердый сплав ВК8) на основе высокоэнтропийного сплава HfNbTaTiZr, выполненные методом рентгенофазового анализа с использованием синхротронного излучения (источник синхротронного излучения – накопитель электронов ВЭПП-3, ИЯФ СО РАН) выявили многостадийный многофазный характер процесса роста покрытия. Применение *in-situ* исследований методами рентгенофазового анализа с использованием синхротронного излучения позволили выявить временные интервалы формирования и перестройки обнаруженных фаз.



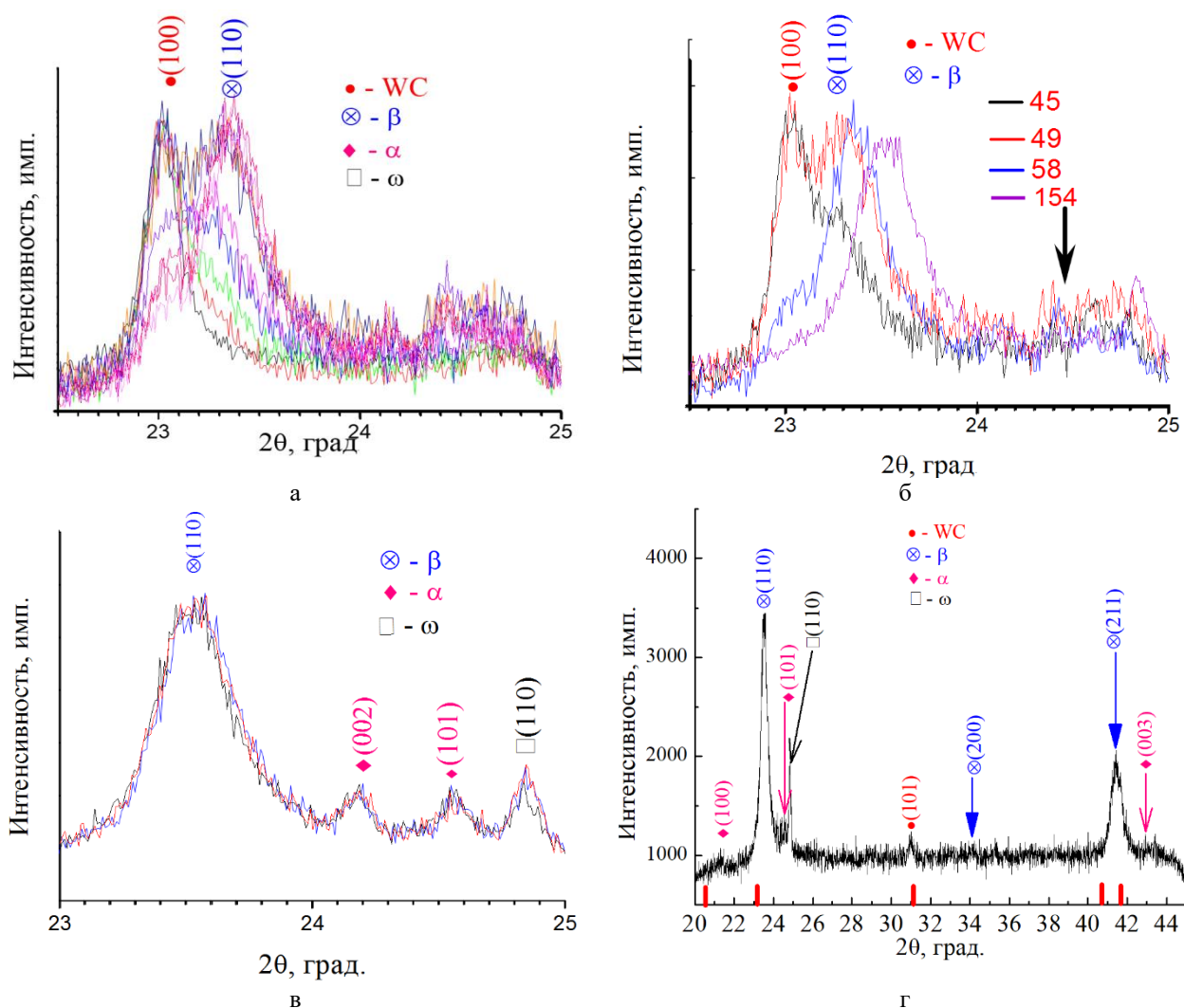


Рис. 1. Фрагменты рентгенограмм, полученных *in-situ* в процессе формирования металлического покрытия на основе ВЭС состава HfNbTaTiZr, методом рентгенофазового анализа с использованием синхротронного излучения в различные временные интервалы роста покрытия: (23-154) мин (а); 45 мин, 49 мин, 58 мин, 154 мин (б); (90-106) мин (в); 154 мин (г)

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

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. – Vol. 375-377. – P. 213-218. – <https://doi.org/10.1016/j.msea.2003.10.257>.
2. Yeh J.-W., Chen S.-K., Lin S.-J., Gan J.-Y., Chin T.-S., Shun T., Tsau C.-Y., Chang S. Nanostructured High-Entropy Alloys with Multiple Principal Elements: Novel Alloy Design Concepts and Outcomes // Adv. Eng. Mater. – 2004. – Vol. 6 (5). – P. 299-303. – DOI: 10.1002/adem.200300567.
3. Senkov O.N., Miracle D.B., Chaput K.J. Development and exploration of refractory high entropy alloys—A review // J. Mater. Res. – 2018. – Vol. 33, No. 19. – P. 3092-3128. – DOI: 10.1557/jmr.2018.153.
4. Senkov O.N., Wilks G.B., Miracle D.B., Chuang C.P., Liaw P.K. Refractory high-entropy alloys // Intermetallics. – 2010. – Vol. 18. – P. 1758-1765.
5. Canumalla R., Jayaraman T.V. Ti-containing High-Entropy Alloys for Aeroengine Turbine Applications // Materials Research. – 2023. – Vol. 26. – Art. 20220213. – 9 p. – DOI: <https://doi.org/10.1590/1980-5373-MR-2022-0213>.
6. Zýka J., Málek J., Pala Z., Andršová I., Veselý J. Structure and mechanical properties of TaNbHfZrTi high entropy alloy // Metal-2015. Conference Paper June 2015 - Jun 3rd - 5th 2015, Brno, Czech Republic, EU.
7. Koželj P., Vrtnik S., Jelen A., Jazbec S., Jagličić Z., Maiti S., Feuerbacher M., Steurer W., Dolinšek J. Discovery of a Superconducting High-Entropy Alloy // Phys. Rev. Lett. – 2014. – Vol. 113, Iss. 10. – Art. 107001. – DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevLett.113.107001>.

## **Градиентная структура высокохромистой стали, подвергнутой комплексной электронно-ионно-плазменной обработке**

Иванов Ю.Ф., Лопатин И.В., Петрикова Е.А., Прокопенко Н.А., Толкачев О.С., Тересов А.Д.  
*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

В последние годы активно развиваются методы комплексной обработки, основанные на использовании КПЭ, сочетающие в различной последовательности насыщение поверхностного слоя детали атомами газовых элементов (азот, кислород, углерод), напыление тонких пленок различных металлов с последующим перемешиванием под действием лучей лазера, высокоэнергетических импульсных электронных пучков и потоков плазмы, нанесение твердых и сверхтвердых износостойких покрытий и т.д. Как правило, реализованные к настоящему времени методы комплексной электронно-ионно-плазменной обработки заключаются в последовательной модификации структуры и свойств поверхностного слоя металлов и сплавов, используя совокупность некоторого числа специализированных установок [1-6]. Следствием такой обработки является градиентная субмикронанокристаллическая многофазная структура в приповерхностном слое с плавным изменением концентрации легирующих элементов по глубине, что позволяет значительно повысить твердость и износостойкость, коррозионную стойкость и электропроводность и т.д. поверхностного слоя и обрабатываемой детали в целом.

Целью настоящей работы является анализ элементного и фазового состава, дефектной субструктуры поверхностного слоя стали 20Х23Н18, подвергнутой комплексной электронно-ионно-плазменной обработке, сочетающей формирование системы «пленка (Ti)/(сталь 20Х23Н18) подложка», облучение ее импульсным электронным пучком и последующее азотирование в плазме газового разряда низкого давления в элионном режиме. Объектом исследования являлась аустенитная жаропрочная коррозионностойкая сталь марки 20Х23Н18 (0.2C, 1.0Si, 0.30Cu, 2.0Mn, (17.0-20.0)Ni, 0.2Ti, 0.035P, (22.0-25.0)Cr, 0.02S, остальное Fe, вес.%), которая используется для изготовления деталей печного оборудования, работающих при температурах до 1323 К; лопаток, бандажей, поковок, работающих при температурах до 973 К. Образцы имели прямоугольную форму размерами 15х15х5 мм. Электронно-ионно-плазменная обработка заключалась в нанесении тонкой (0,5 мкм) пленки титана на предварительно полированную поверхность образцов, облучении системы «пленка (Ti)/(сталь) подложка» импульсным электронным пучком и последующем азотировании. Нанесение плёнки титана на поверхность образцов стали 20Х23Н18 проводилось на установке «КВИНТА», разработанной в лаборатории плазменной эмиссионной электроники ИСЭ СО РАН (ЛПЭЭ ИСЭ СО РАН). После помещения образцов в рабочую камеру установки и ее вакуумирования, проводили очистку поверхности и нагрев образца в течение 15 минут в аргоновой плазме при давлении 0,3 Па. Осаждение пленки титана производилось в течении 170 сек. при давлении аргона 0,3 Па. Для очистки и нагревания образцов перед напылением использовался генератор газовой плазмы ПИНК-П04М, а для нанесения плёнки титана – протяжённый дуговой испаритель ДП400 с катодом из технически чистого титана ВТ1-0. Облучение системы «пленка (Ti, 0,5 мкм)/(сталь 20Х23Н18) подложка» импульсным электронным пучком осуществляли на установке «СОЛО» (ЛПЭЭ ИСЭ СО РАН) при следующих параметрах: 18 кэВ, 30 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс, 0,3 с<sup>-1</sup>, 3 имп., давление рабочего газа (аргон) в камере установки 0,02 Па. Азотирование легированного титаном поверхностного слоя стали 20Х23Н18 осуществляли в плазме газового разряда низкого давления при температуре 793 К в течение 1 часа на установке «ТРИО» (ЛПЭЭ ИСЭ СО РАН), работающей в элионном режиме. Суть элионного метода азотирования заключается в использовании для нагревания и поддержания температуры процесса электронную компоненту плазмы [7]. Сравнительно низкий уровень травления поверхности позволяет рекомендовать элионный режим азотирования деталей и изделий, для которых повышение уровня шероховатости поверхности недопустимо. Исследования микротвердости проводились методом Виккерса на приборе ПМТ-3. Исследования трибологических свойств модифицированного слоя по схеме

“pin-on-disc” при скольжении по окружности выполнены на трибометре Oscillating TRIBOtester (ASTM G99). Исследование структуры, элементного и фазового состава поверхностного слоя модифицированной стали осуществляли методами просвечивающей дифракционной электронной микроскопии (прибор JEM 2100F, JEOL).

Установлено, что комплексная обработка, сочетающая три последовательные операции (напыление тонкой пленки титана, облучение импульсным электронным пучком, азотирование в элионном режиме) привела к формированию протяженной (до 8 мкм) многослойной многофазной субмикро- нанокристаллической структуры, характерное изображение подслоев которой приведено на рис. 1.

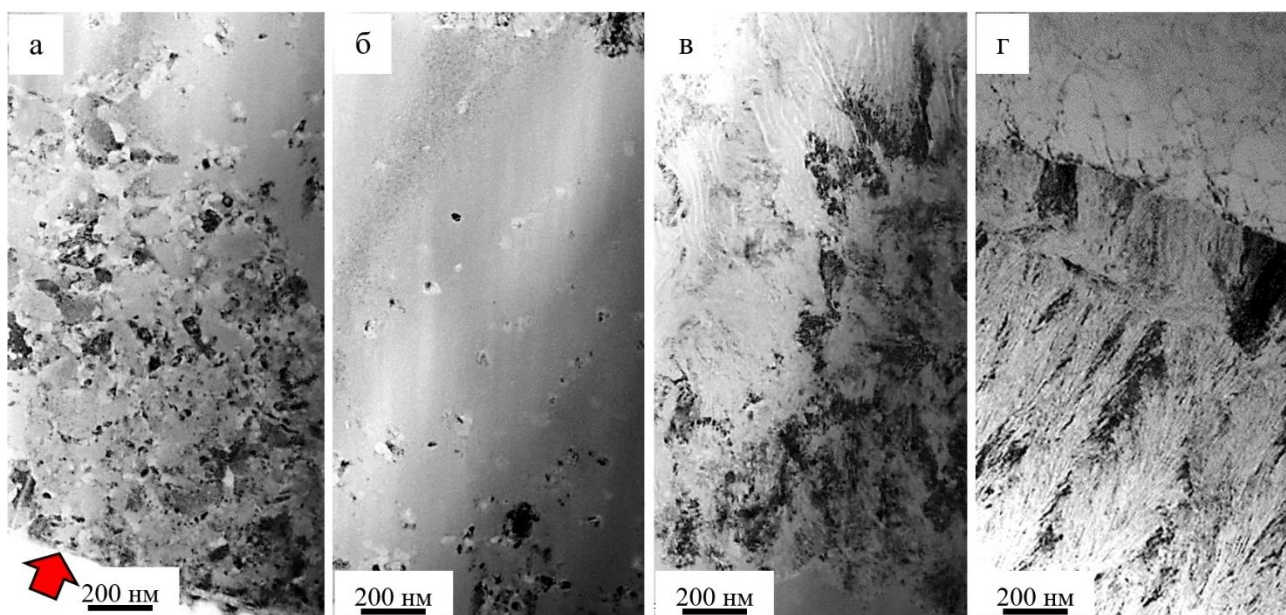


Рис. 1. Структура поверхностного слоя стали 20X23H18, подвергнутой комплексной обработке, сочетающей напыление пленки титана (0,5 мкм), облучение импульсным электронным пучком (18 кэВ, 30 Дж/см<sup>2</sup>, 200 мкс, 0,3 с<sup>-1</sup>, 3 имп., 0,02 Па) и последующее азотирование в плазме газового разряда (793 К, 1 час.); буквами обозначены формирующиеся подслои в порядке удаления от поверхности модифицирования, указанной на (а) стрелкой

Выполненные исследования показали, что использованное в работе комплексное модифицирование поверхностного слоя стали приводит к увеличению микротвердости материала в 6 раз (до HV = 14,6 ГПа), способствует снижению параметра износа более чем в 100 раз (до  $k = 6,4 \times 10^{-8}$  мм<sup>3</sup>/Н\*м) и коэффициента трения в 2 раза (до  $\mu = 0,28$ ).

*Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (номер: FWRM-2021-0006).*

1. Ласковнев А.П., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А. и др. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой. Минск: Беларус. Навука, 2013. – 287 с.
2. Структура, фазовый состав и свойства титана после комплексных упрочняющих технологий / Под ред. В.Е. Громова, Ю.Ф. Иванова. Новокузнецк: Изд. центр СибГИУ, 2015. – 304 с.
3. Эволюция структуры поверхностного слоя стали, подвергнутой электронно-ионно-плазменным методам обработки. / под общ. ред. Н.Н. Коваля и Ю.Ф. Иванова. Томск: Изд-во НТЛ, 2016. – 304 с.
4. Электронно-ионно-плазменная модификация поверхности цветных металлов и сплавов. / под общ. ред. Н.Н. Коваля и Ю.Ф. Иванова. Томск: Изд-во НТЛ, 2016. – 312 с.
5. Иванов Ю.Ф., Крысина О.В., Петрикова Е.А., Прокопенко Н.А., Толкачёв О.С., Шмаков А.Н. Металлокерамические покрытия, полученные вакуумно-дуговым методом при испарении высокоэнтропийного сплава // MaTeD. – 2023. – Т. 5(15). – С. 29-42.
6. Крысина О.В., Иванов Ю.Ф., Прокопенко Н.А., Тересов А.Д., Петрикова Е.А., Толкачёв О.С. Комплексная электронно-ионно-плазменная обработка силумина // MaTeD. – 2023. – Т. 5(15). – С. 52-64.
7. Akhmadeev Yu.N., Ivanov Yu.F., Krysin O.V. et al. Electron-ion-plasma modification of carbon steel // High Temperature Material Processes. – 2021. – Vol. 25(1). – P. 47–55.

## **Использование канифоли для создания гранулированного сырья (фидстоков) с реактивными металлами для аддитивного производства**

<sup>1</sup>Иванова Л. Ю., <sup>2</sup>Сваровская Н. В., <sup>2</sup>Глазкова Е.А.

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

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

Аддитивные технологии создания металлических деталей сложной формы основаны на формировании детали из металлического порошка со связующим, удалении связующего и спекании детали [1]. При использовании порошков реактивных металлов, например, титана и его сплавов, часть связующего предпочтительнее удалять из напечатанной детали с помощью растворителя (растворный дебайдинг), чтобы создать открытые поры для удаления оставшегося компонента связующего, снизить количество остаточного углерода в детали после спекания и предотвратить карбидизацию металла. Связующее обычно содержит два основных полимерных компонента, отвечающих за сохранение формы детали до спекания и обеспечивающих текучесть материала (фидстока). В последнее время ведутся поиски новых нетоксичных связующих для создания фидстоков, например, биополимеры [2, 3]. Канифоль является нетоксичным природным материалом, смесью органических соединений, в основном смол, хорошо растворимых в органических растворителях с низкой температурой плавления [4]. В литературе нет данных о применении канифоли для создания фидстоков, однако она обладает необходимыми свойствами. Карбоксильные группы смол, из которых состоит канифоль, могут координироваться с металлами, обеспечивая диспергирование частиц металлических порошков в связующем. Канифоль хорошо совмещается с этиленвинилацетатом (EVA) и хорошо растворяется в спирте и ацетоне, в которых EVA плохо растворяется. Ранее было показано, что в присутствии металлических порошков (316L и меди) EVA быстрее разлагается термически и образуется меньше остаточного углерода [5]. В настоящей работе впервые были получены фидстоки для 3-D печати деталей из нанопорошка Ti-Al с использованием канифоли таловой и EVA в качестве связующего.

Полимерное связующее готовили из EVA28025 и канифоли таловой, в качестве добавок использовали 1,6-гександиол или диоктиладипинат. Нанопорошки Ti-Al различной дисперсности были получены методом совместного электрического взрыва двух проводников (ЭВП) [6]. Для получения фидстоков, навески порошков Ti-Al, после получения в инертной атмосфере, помещались в емкость с бутилацетатом, чтобы избежать окисления на воздухе и самовоспламенения. К суспензии порошков добавляли раствор связующего в бутилацетате, растворитель выпаривали при постоянном перемешивании. Полученную смесь перемешивали с помощью Z-образного смесителя на воздухе при температуре 120-150 °С и гранулировали. Гранулы фидстока использовали для печати с помощью 3D-принтера (P3 Steel 300, Россия) квадратных пластинок размером 15×15×7 мм со сплошным ортогональным заполнением. Температура печати – 150 °С, температура столика – 80 °С. Для удаления связующего пластинки помещали в герметичную емкость с растворителем (ацетон, изопропанол) при комнатной температуре. По истечении 24 часов пластинки извлекали, сушили на воздухе, взвешивали и определяли количество экстрагированного полимера. Термический дебайдинг и спекание деталей проводили в вакуумной печи. Исследование фидстоков и компонентов полимерного связующего проводили с помощью синхронного термического анализа на дериватографе (NETZSCH STA449F3A-0010M, Германия), элементный состав и распределение элементов в спеченных деталях исследовали методом сканирующей электронной микроскопии с EDAX-анализом с помощью электронного микроскопа (LEO EVO 50, Германия).

Полученные результаты показали, что дебайдинг деталей в изопропанол в течение 24 часов при комнатной температуре позволяет удалить практически все спирторастворимые компоненты полимерного связующего. Однако эффективность дебайдинга зависела не только от растворимости полимерного связующего, но и от дисперсности наполнителя. С уменьшением среднего размера порошков при увеличении введенной энергии при ЭВП с 0,5

до 1,5 снижалось количество удаленного при дебайдинге полимера с 87,4 до 56 %. Около 65 % масс. полимера удалялось в течение первых 8 часов дебайдинга, за последующие 16 часов масса удаленного полимера достигала максимальных значений ( $\approx 80$  % об.) и далее практически не изменялась. Эффективность дебайдинга была немного выше у деталей с загрузкой порошка 65 и 70 % об., чем у деталей с 60 % об. порошка. Содержание углерода в спеченных образцах не превышало 0,2 %, независимо от степени удаления связующего при дебайдинге. Содержание кислорода в образцах составило 0,5-0,7 % масс.

Таким образом, установлено, что количество остаточного полимера определяет кажущуюся плотность, твердость и пористость деталей, но практически не влияет на количество остаточного углерода после спекания. При этом, хорошая растворимость канифоли позволяет сократить время дебайдинга. Эффективность растворного удаления полимера растет с повышением дисперсности порошка Ti-Al, вероятно, из-за снижения толщины полимерных слоев между частицами. Эффективность дебайдинга зависит от использованного растворителя, температуры дебайдинга и объемной загрузки порошка.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект 21-79-30006.*

1. A comprehensive review of extrusion-based additive manufacturing processes for rapid production of metallic and ceramic parts / K. Rane, M. Strano // Adv. Manuf. – 2019. – Vol. 7. – P. 155–173.
2. Additive manufacturing materials, methods and applications: A review / A. Bhatia, A. Kumar Sehgal // Materials Today: Proceeding. – 2023. – Vol. 81. – Part 2. – P 1060–1067. – <https://doi.org/10.1016/j.matpr.2021.04.379>.
3. Polylactic acid as biobased binder for the production of 3D printing filaments for Ti6Al4V alloy manufacturing via bound metal deposition / M. Bragaglia et al // Journal of Materials Research and Technology. – 2023. – Vol. 27. – P. 168-181. – <https://doi.org/10.1016/j.jmrt.2023.09.227>.
4. Rosin Product Review / V. Mahendra // Applied Mechanics and Materials. – 2019. – Vol. 890. – P. 77-91. – <https://doi.org/10.4028/www.scientific.net/AMM.890.77>.
5. Master decomposition curve analysis of ethylene vinyl acetate pyrolysis: influence of metal powders / S. Atre, R. Enneti, S. Park, R. German // Powder Metallurgy. – 2008. – Vol. 51. – № 4. – P. 368-375. – <https://doi.org/10.1179/174329008X286622>.
6. Synthesis of Ti-Al Bimodal Powder for High Flowability Feedstock by Electrical Explosion of Wires / Lerner M. et al. // Metals. – 2022. – Vol. 12. – № 3. – P. 478. – <https://doi.org/10.3390/met12030478>.



## **Механическое поведение аддитивных конструкционных металлических материалов при циклическом нагружении**

Ильиных А.В., Паньков А.М., Пермяков Г.Л.

*ФГАОУ ВО Пермский национальный исследовательский политехнический университет,  
Пермь*

Аддитивные технологии изготовления элементов конструкций из исходного металлического сырья находят все большее применение в отраслях машиностроения. Основная ниша рассматриваемых технологий – изготовление деталей и элементов конструкций со сложной геометрической формой, с возможным наличием внутренних полостей. Изготовление подобных изделий является трудоемкой задачей для традиционных методов производства. Комплексный анализ механических свойств изготовленных аддитивными методами изделий является важной задачей в области механики деформированного твердого тела. Сложность анализа механических свойств аддитивных деталей и элементов конструкций связана со множеством технологических факторов [1-6]: физико-механические свойства исходных металлических материалов, технологические параметры изготовления, режимы термообработки и прочее. Все перечисленные факторы оказывают влияние на наведенную анизотропию механических свойств. Термообработка приводит к снижению анизотропии механических свойств при статическом нагружении, но к сохранению анизотропии циклических свойств. Целью данной работы является экспериментальное исследование механических свойств аддитивных металлических материалов при циклическом нагружении.

Представлены результаты циклических испытаний алюминиевого сплава  $AlSi10Mg$ , титанового сплава ВТ6 и нержавеющей стали 316LSi. Заготовки для образцов из алюминиевого сплава  $AlSi10Mg$  получены методом селективного лазерного сплавления. После сплавления заготовки механически обрабатывались для получения образцов стандартной формы. Образцы из сплавов ВТ6 и 316LSi вырезались с помощью электроэрозии из полученных методом плазменной наплавки тонкостенных пластин [7-10]. Затем все образцы проходили процедуру шлифования.

Экспериментальная работа выполнена в Центре экспериментальной механики Пермского национального исследовательского политехнического университета с использованием уникальной научной установки (УНУ) "Комплекс испытательного и диагностического оборудования для исследования свойств конструкционных и функциональных материалов при сложных термомеханических воздействиях <http://ckprf.ru/usu/501309/>". Испытания проводились на электродинамической и сервогидравлической испытательных системах фирмы Instron. Частоты испытаний и параметры цикла подбирались в зависимости от формы и размеров испытываемых образцов.

Анализ результатов циклических испытаний показывает, что характеристики сопротивления усталости аддитивных металлических материалов сильно зависят от направления вырезки образцов, что свидетельствует об анизотропии циклических свойств рассматриваемых аддитивных материалов. Отмечено, что анизотропия циклических свойств проявляется даже в случае изотропии механических характеристик при статическом нагружении. Данный факт свидетельствует о наличии в структуре материала наведенной текстуры (для наплавленных материалов) и межслоевой пористости (для сплавленных материалов), которые определяют механическое поведение аддитивных металлических материалов при циклическом нагружении. Рассматриваются методы и подходы для оценки возможности прогнозирования характеристик сопротивления усталости аддитивных металлических деталей и элементов конструкций.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (проект №23-29-00900).*

1. Исследование влияния параметров селективного лазерного плавления на структуру и физико-механические свойства заготовки из нержавеющей хромоникелевой стали / А. А. Хлыбов, Д. А. Рябов, А. А. Соловьев, А. А.

- Шуянова, А. В. Лукоянов // Вестник ИжГТУ имени М. Т. Калашникова. – 2023. – Т. 26, № 4. – С. 33–41. – DOI: 10.22213/2413-1172-2023- 4-33-41
2. Ильиных А. В. Механические свойства стали 12X18H10T, полученной методом селективного лазерного сплавления // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Аэрокосмическая техника. – 2018. – № 55. – С. 103–109.
  3. Ильиных А.В., Паньков А.М., Струнгарь Е.М. Циклические испытания на кручение алюминиевого сплава АСП35, полученного методом селективного лазерного сплавления // Актуальные вопросы машиноведения. – 2022. – Т. 11. – С. 254-256.
  4. Экспериментальное исследование механических свойств при сдвиге и кручении нержавеющей стали 316LSi, полученной методом дуговой наплавки / Ильиных А.В., Паньков А.М., Струнгарь Е.М., Пермяков Г.Л. // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Аэрокосмическая техника. – 2023. – № 74. – С. 96-106.
  5. Anisotropy of Mechanical Properties and Residual Stress in Additively Manufactured 316L Specimens / A. Fedorenko, B. Fedulov, Y. Kuzminova, S. Evlashin, O. Staroverov, M. Tretyakov, E. Lomakin, I. Akhatov // Materials – 2021. – Vol. 14. – P. 7176. – <https://doi.org/10.3390/ma14237176>
  6. Tarik Hasib, M Fatigue crack growth behavior of laser powder bed fusion additive manufactured Ti-6Al-4V: Roles of post heat treatment and build orientation. / Ostergaard, H. E., Li, X., & Kruzic, J. J. // International Journal of Fatigue. – 2021. – Vol. 142. – doi:10.1016/j.ijfatigue.2020.105955
  7. Microstructure and Properties of the 308LSi Austenitic Steel Produced by Plasma-MIG Deposition Welding with Layer-by-Layer Peening / T. Olshanskaya, D. Trushnikov, A. Dushina, A. Ganeev, A. Polyakov, I. Semenova // Metals. – 2022 – Vol. 12, Iss. 1, January. – Art. 82 – 14 p. - URL: [www.mdpi.com/2075-4701/12/1/82/htm](http://www.mdpi.com/2075-4701/12/1/82/htm). - DOI [10.3390/met12010082](https://doi.org/10.3390/met12010082).
  8. Structure and Mechanical Properties of AlMg Alloy Workpieces in Multilayer Surfacing with Interlayer Deformation / G. L. Permyakov, D. N. Trushnikov, T. V. Olshanskaya, Y. D. Shchitsyn, M. F. Kartashev, T. Hassel // Russian Engineering Research. – 2022. – Vol. 42, № 10. – P. 1061-1064.
  9. Formation of Structure and Properties of Two-Phase Ti-6Al-4V Alloy during Cold Metal Transfer Additive Deposition with Interpass Forging / Y. Shchitsyn, M. Kartashev, E. Krivonosova, T. Olshanskaya, D. Trushnikov // Materials. – 2021. – Vol. 14, Iss. 16, August (II). – Art. 4415. – 18 p. – URL: [www.mdpi.com/1996-1944/14/16/4415](http://www.mdpi.com/1996-1944/14/16/4415). - DOI 10.3390/ma14164415.
  10. Характеристики прочности и пластичности ряда металлических сплавов и нержавеющей сталей, созданных проволочно-дуговой наплавкой, в широком диапазоне скоростей деформаций / Баяндин Ю.В., Дудин Д.С., Ильиных А.В., Пермяков Г.Л., Чудинов В.В., Келлер И.Э., Трушников Д.Н. // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Механика. – 2023. – № 1. – С. 33–45. – DOI: 10.15593/perm.mech/2023.1.04.

## Получение и свойства композита AlOOH/MWCNTs/Ag

Казанцев С.О., Ложкомоев А.С.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Интенсификация технологических процессов и использование новых технологий приводит к появлению различных отходов, в том числе способные загрязнять водные источники. Как правило, в основе защитных устройств, препятствующих загрязнению воды, используют промышленные сорбенты. Однако разработка новых материалов и технологий в решении экологических задач может способствовать повышению эффективности очистки сточных вод. В связи с этим проводятся исследования различных материалов, модифицированных многостенными углеродными нанотрубками (MWCNTs), что обусловлено их высокой удельной поверхностью – до  $2500 \text{ м}^2/\text{г}$ , возможностью функционализации путём различных обработок, благодаря отличной механической, химической и термической стабильности.

Окислением механической смеси MWCNTs и электровзрывных биметаллических наночастиц Al/Ag в воде при  $60^\circ\text{C}$  с последующей термической обработкой при  $300^\circ\text{C}$  были получены композиты на основе мелкокристаллического бемита (AlOOH), MWCNTs и наночастиц Ag (рис. 1). Термическая обработка композита способствовала миграции наночастиц серебра на периферию нанолистовых структур и поверхность углеродных нанотрубок, что способствовало заметному увеличению его антибактериальной активности. При инкубировании MRSA с концентрацией  $5 \times 10^5$  КОЕ/мл в присутствии композита количество жизнеспособных бактерий снизилось на 99,98 %. Текстурные характеристики и фазовый состав композита после термической обработки практически не изменились. Величина удельной поверхности композита составила  $177 \text{ м}^2/\text{г}$ .

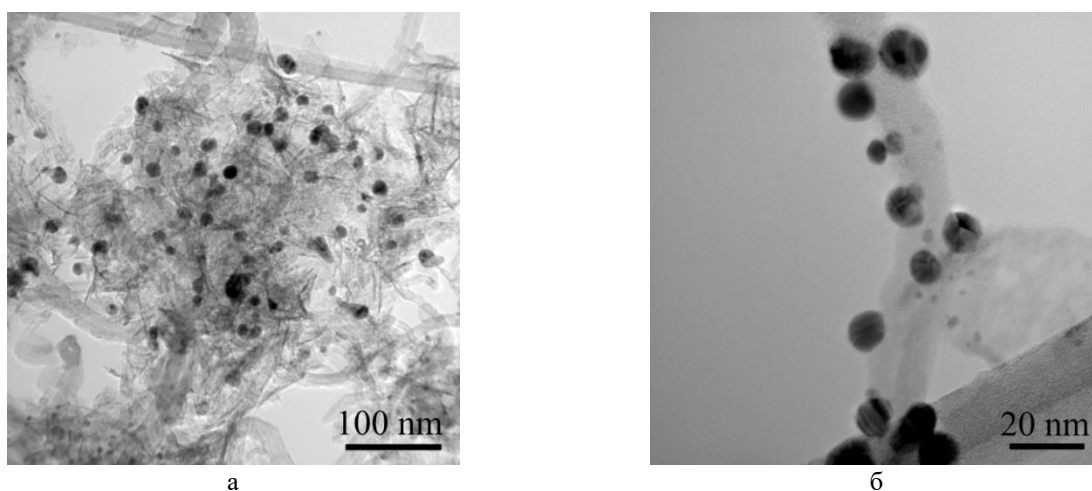


Рис. 1. ПЭМ-изображения композита (а) и отдельной МWCNT, покрытой наночастицами серебра после термической обработки (б)

За счёт сочетания MWCNTs и AlOOH композит способен в равной степени адсорбировать красители различного типа. Максимальная сорбционная емкость композита по отношению к метиленовому голубому составила  $63.1 \text{ мг/г}$ , по отношению к эозину –  $75.0 \text{ мг/г}$ , индигокармину –  $82.4 \text{ мг/г}$ .

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0002 и Плана НИИР Российско-Вьетнамского Тропического научно-исследовательского и технологического центра на 2020-2024 г., тема Эколан М-1.9.*



## Сварка трением с перемешиванием металломатричных дисперсноупрочненных композиционных материалов

<sup>1</sup>Каманцев И.С., <sup>1</sup>Кузнецов А.В., <sup>2</sup>Лежнин Н.В., <sup>2</sup>Макаров А.В., <sup>1</sup>Сенаева Е.И.

<sup>1</sup>ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>ИФМ УрО РАН, Екатеринбург

В работе рассмотрены подходы как к модифицированию структуры металломатричного композиционного материала Al-SiC с различной объемной долей упрочняющей фазы, так и к особенностям формирования неразъемного сварного соединения листовых образцов данного композиционного материала. Для формирования стыковых соединений и проработки структуры композитов использована технология сварки трением с перемешиванием.

Важной составляющей в расширении областей применения композиционных материалов наряду с разработкой технологий их получения является технологичность разрабатываемых материалов. Под технологичностью материалов принято понимать совокупность свойств, обеспечивающих возможность изготовления элементов конструкций и изделий из таких материалов с заданным качеством при минимальных затратах. Развитие способов получения сложных, структурно макронеоднородных материалов обусловлено повышенными требованиями к конструкционной прочности, недостижимой для монолитных материалов. На пути создания элементов конструкций из композиционных материалов возникает вопрос о возможности получения неразъемных соединений, обеспечивающих с одной стороны равнопрочность сварного соединения с материалом основы и сохранением функциональных свойств материала с другой. Так, при получении металломатричных композиционных материалов дисперсноупрочненных частицами карбида бора под функциональностью понимается сохранение эффективного захвата тепловых нейтронов для обеспечения защитных свойств изделий из таких материалов. При введении в матрицу частиц карбида кремния важно сохранить равномерность распределения частиц для обеспечения необходимого уровня как прочностных свойств, так и износостойкости. Формирование неразъемных сварных соединений методами, основанными на сплавлении, приводит к сегрегации частиц или их агломерации в отдельных участках зоны сплавления, что негативно сказывается на сохранении равномерности распределения заданных функциональных свойств композиционного материала. Большим преимуществом в данном случае является применение высокопроизводительного твердофазного метода сварки трением с перемешиванием.

С целью исследования особенностей формирования макроструктуры с позиции распределения упрочняющих частиц и комплекса механических свойств получены сварные соединения композиционного материала Al-SiC. Объемная доля упрочняющих частиц в композиционном материале варьировалась от 5 до 20%. Сварка трением с перемешиванием выполнена в один проход на установке в ИФМ УрО РАН. Исходными материалами служили листовые заготовки толщиной 5 мм.

По результатам изучения макроструктуры установлено, что сварка трением с перемешиванием обеспечивает равномерность распределения частиц карбида кремния в зоне сплавления независимо от их объемной доли (Рис. 1).

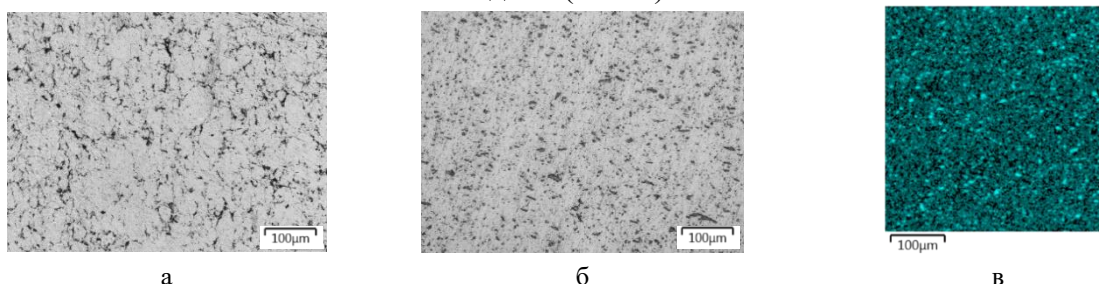


Рис. 1. Микроструктура композиционного материала Al-SiC10%. основной материал (а), зона сварного соединения (б) и (в), распределение частиц SiC по данным микроэлементного анализа (в)

По результатам механических испытаний показано, что процесс сварки трением с перемешиванием оказывает положительное влияние на прочностные характеристики материала. Так, увеличение объемной доли карбида кремния приводит к повышению прочностных свойств и одновременному снижению показателей пластичности. Модифицирование структуры композиционного материала с содержанием упрочняющих частиц 10% и более при формировании сварного соединения позволяет увеличить как прочностные характеристики, так и показатели пластичности (рис. 2).

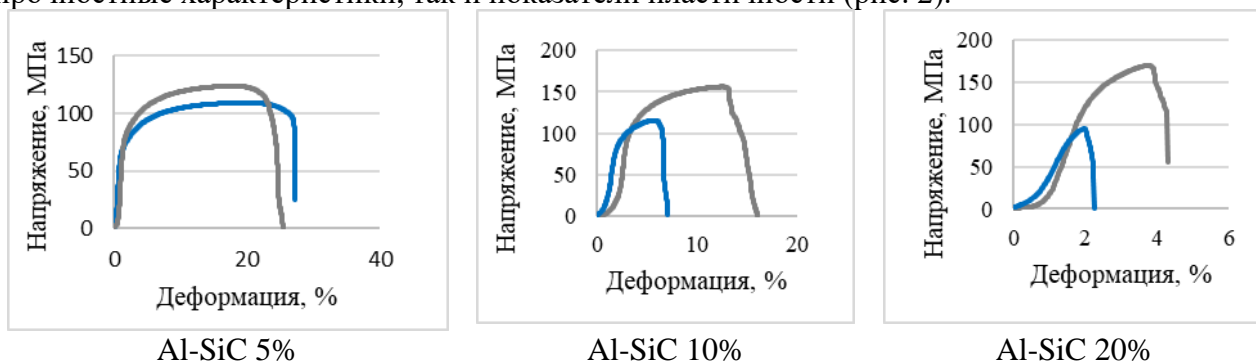


Рис. 2. Диаграммы одноосного растяжения композиционного материала (синие линии) и сварного шва (серые линии)

По всей видимости данный эффект связан с разбиением агломератов твердых частиц в композиционном материале и диспергированием структурных составляющих. Распределение значений микротвердости по сечению сварного соединения также демонстрирует повышение свойств материала и, что не менее важно, равномерность их распределения (рис. 3).

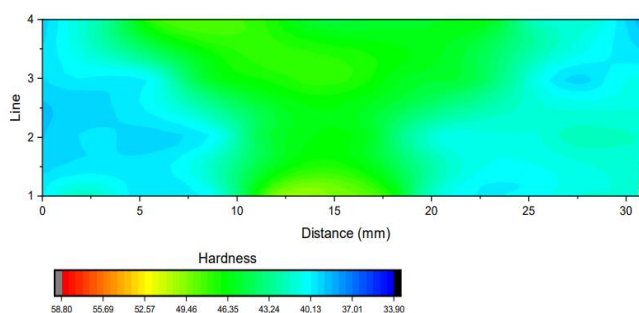


Рис. 3. Распределение микротвердости по сечению сварного соединения композита Al-SiC5%

## **Влияние объемной доли упрочняющих частиц карбида титана на формирование микроструктуры алюмоматричного композиционного материала на основе сплава В95**

Канакин В.С., Смирнов А.С., Спирина И.А.

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

Повышение экологических и конструкционных требований в современном машиностроении приводит к потребности использования новых материалов, обладающих повышенным уровнем физико-механических и функциональных свойств. Во всех областях машиностроения одним из ключевых факторов является масса конечного продукта. Широкое применение в этой области обрели алюминиевые сплавы, обладающие легкостью и прочностью. Для алюминиевых сплавов решением проблемы улучшения удельных характеристик является добавление дорогостоящих редкоземельных элементов, таких как скандий (Sc) и цирконий (Zr), что существенно увеличивает стоимость готового изделия. В качестве альтернативы дорогостоящему легированию возможно применение композиционных материалов, полученных по жидкофазной технологии путем механического замешивания упрочняющих частиц в расплав металла. Данный способ является наименее трудоемким и экономически затратным процессом. Композиционные материалы на основе алюминия, упрочненные дисперсными карбидными частицами, могут выступать как более экономически эффективные материалы с увеличенными физико-механическими и функциональными свойствами. При этом свойства металлических композиционных материалов зависят не только от способа изготовления, но и от их структуры и микроструктуры. Поэтому необходимо проведение исследований, направленных на выявление особенностей формирования микроструктуры композиционных материалов, в зависимости от упрочняющего элемента, его фракционного состава и объемной доли. Целью данной работы было определение влияния объемной доли упрочняющих частиц карбида титана (TiC) на формирование микроструктуры алюмоматричного композита на основе сплава В95.

Композиционные материалы с объемной долей 2,5; 5; 7,5 и 10 % TiC были изготовлены по жидкофазной технологии с помощью механического замешивания упрочняющих частиц в расплав алюминия. Для этого использовался специально разработанный импеллер сложной формы, изготовленный из оксида алюминия, позволяющий внедрить упрочняющие частицы в расплав алюминия с последующим их равномерным распределением в процессе перемешивания. Частицы TiC имели средний размер 5 мкм и соответствовали фракционному составу FERA F800. После процесса синтеза расплав с частицами сливался в предварительно нагретую цилиндрическую изложницу из нержавеющей стали диаметром 56 мм и высотой 140 мм. Все композиционные образцы были подвергнуты гомогенизационному отжигу при температуре 475°C в течение 24 часов.

Для проведения металлографического анализа были изготовлены шлифы путем поэтапной полировки алмазной суспензией и ионным травлением на заключительной стадии. Формирование зеренной микроструктуры изучали с помощью метода дифракции отраженных электронов (EBSD) на электронном микроскопе VEGA II TESCAN с приставкой OXFORD HKL Nordlys F+. Выявлено существенное влияние частиц карбида титана на измельчение зерна матричного сплава даже при содержании 2,5 об. % TiC.

## Электронная концентрация и образование интерметаллических соединений в системе Al–Ti при легировании третьим элементом

<sup>1</sup>Каракчиева Н.И., <sup>2</sup>Клопотов А.А., <sup>2</sup>Абзаев Ю.А., <sup>1</sup>Сачков В.И., <sup>1</sup>Курзина И.А.

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

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

Сплавы на основе интерметаллических соединений Ti–Al являются важными в разработке и создании материалов, в том числе суперсплавов. Для повышения свойств (физических, химических, механических, коррозионных и пр.) таких сплавов вводят в качестве добавки химические элементы различными методами (порошковые технологии, плавка и пр.). Свойства конечного материала (изделия) зависят от фазового состава и структуры, которые формируются в условиях получения. Современные представления о стабильности интерметаллических соединений (ИС) связаны с существенной ролью электронной концентрации. Целью работы является исследование влияния легирования третьим компонентом на образование интерметаллических соединений в системе Ti–Al в зависимости от электронной концентрации.

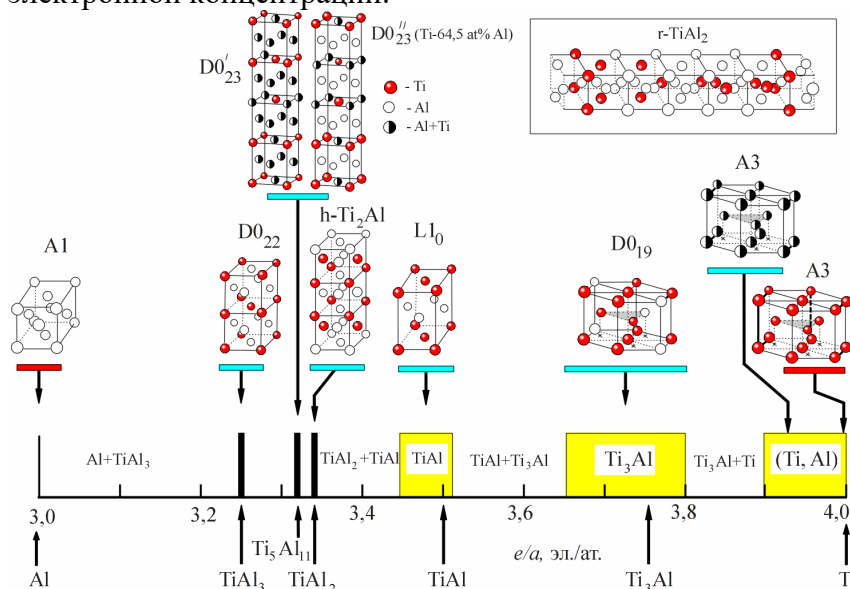


Рис. 1. Диаграмма расположения элементарных ячеек кристаллических структур бинарных сплавов системы Al–Ti в зависимости от электронной концентрации и области гомогенности интерметаллических соединений.

Слева направо по диаграмме последовательность морфотропных переходов с изменением электронной концентрации:  $A1(Al) \rightarrow D0_{22}(TiAl_3) \rightarrow D0'_{23}(Ti_5Al_{11}) \rightarrow h-Ti_2Al(oC12) \rightarrow L1_0(TiAl) \rightarrow D0_{19}(Ti_3Al) \rightarrow (A3)$ .

Структура  $D0'_{23}$  с тремя типами узлов на основе структур  $D0_{23}$  и  $D0'_{23}$  с двумя типами узлов. На сноске в правом углу приведена метастабильная фаза  $r-TiAl_2$

Авторами разработан способ порошковой технологии получения ИС и сплавов в системе Ti–Al–Me [1]. В основе разработанного метода лежит создание гидридов, которые затем смешивали, компактировали и отжигали в вакууме при температуре 1150 °С. Таким способом были получены сплавы с составами Ti–49ат.%Al–2ат.% Me (Me = Sc, Y, Nd, Dy, Ho, Er, Zr, Hf). Для полученных сплавов методом рентгеноструктурного анализа определены структуры ИС. На основе анализ литературных данных [2–8] построена диаграмма расположения элементарных ячеек кристаллических структур в системе Al–Ti в зависимости от электронной концентрации и областей гомогенности интерметаллических соединений (рис. 1). В этой системе установлено существование двух ИС ( $Ti_3Al$ ,  $TiAl$ ) с широкими областями гомогенности. Также существуют два соединения с узкими областями гомогенности ( $TiAl_2$  и  $TiAl_3$ ). Кроме того, установлено существование метастабильных соединений в области составов  $Ti_5Al_3$ ,  $Ti_9Al_{23}$  и  $Ti_5Al_{11}$  [2–8]. Образование целого спектра соединений на основе тетрагональных и гексагональных сингоний связано с электронным фактором. В системе Al–Ti сплавобразующие элементы обладают кардинальным отличием электронных

конфигураций: Al – [Ne]3s<sup>2</sup>3p<sup>1</sup> и Ti–[Ar]4s<sup>2</sup>3d<sup>2</sup>. Это отражает важную роль электронных факторов в проблеме стабильности и образования ИС в системе Al–Ti. Из диаграммы на рис. 1 следует, что при электронной концентрации меньше 3.5 эл./ат. в системе Ti–Al существуют соединения с узкими областями гомогенности и обладающие длиннопериодическими кристаллическими структурами с тетрагональной сингонией. При достижении электронной концентрации значений ~3.5 эл./ат. области гомогенности соединений в системе Ti–Al становятся широкими и обладают кристаллическими структурами с гексагональной сингонией. Такие изменения в ширине области гомогенности и структуре металлических фаз в системе Ti–Al наглядно отражают две характерные специфические особенности металлических соединений. Первое, когда координационное число ближайших соседей в структуре больше числа валентных электронов на элементарную ячейку. Второе, связано с тем, каким образом расположены атомы различных компонент по узлам кристаллической решетки: либо упорядоченным, либо статистическим образом (рис. 1). Оба аспекта свидетельствуют о том, что с ростом электронной концентрации происходит процесс делокализации межатомных связей. Действительно, в сплавах с небольшой электронной концентрацией проявляется заметное влияние вклада ковалентной составляющей в химических связях в металлических фазах. Поскольку делокализация связей в фазах системы Ti–Al с высокой электронной концентрацией значений возрастает, и это отражается в образовании плотноупакованной упорядоченной структуры D0<sub>19</sub> на основе ГПУ решетки, а затем по мере роста электронной концентрации твердого раствора на основе ГПУ решетки. Легирование третьим компонентом сплавов системы Ti–Al меняет электронную концентрацию и как следствие оказывает влияние на стабильность ИС. На основе выше приведенных данных, можно предсказать особенности образования ИС при легировании третьим компонентом в системе Ti–Al элементами с электронной концентрацией меньше 3 эл./ат. (металлы Sc, Y) или образование соединений с другими сингониями, когда легирующие элементы имеют значения электронной концентрации больше 3 эл./ат. (металлы Nd, Dy, Ho, Er, Zr, Hf).

*Работа выполнена при финансовой поддержке Минобрнауки РФ в рамках государственного задания № FSWM-2020-0028.*

1. Патент РФ 2804402 «Способ получения сплавов на основе интерметаллидов» / Сачков В.И., Жуков И.А., Каракчиева Н.И., Курзина И.А., Хрусталева А.П., Соколов С.П., Ворожцов А.Б.
2. Atomic states, potential energies, volumes, stability and brittleness of ordered FCC Ti<sub>3</sub>Al-type alloys / Y.Q. Xie; X.B. Liu; K. Peng; H.J. Peng // Physica B. – 2005. – Vol. 353. – P. 15-33. – DOI: 10.1016/j.physb.2004.08.022
3. Phase stability and interdiffusivity of the L1<sub>0</sub>-based ordered phases in Al-rich portion of the Ti–Al binary system / R. Kainuma; J. Sato; I. Ohnuma; K. Ishida // Intermetallics. – 2005. – Vol. 13. – P. 784–791. – DOI: 10.1016/j.intermet.2004.12.028
4. Sahu P. Lattice imperfections in intermetallic Ti–Al alloys: an X-ray diffraction study of the microstructure by the Rietveld method // Intermetallics. – 2006. – Vol.14. – P. 180–188. – DOI: 10.1016/j.intermet.2005.05.004
5. Hayashi K., Nakano T., Umakoshi Y. Meta-stable region of Al<sub>5</sub>Ti<sub>3</sub> single-phase in time-temperature transformation (TTT) diagram of Ti–62.5 at.% Al single crystal // Intermetallics. – 2002. – Vol. 10. – P. 771–781. – DOI: 10.1016/S0966-9795(02)00058-4
6. Ding J.J., Rogl P., Schmidt H. Phase relations in the Al-rich corner of the Ti–Ni–Al system // J. Alloy Compd. – 2001. – Vol. 317. – P. 379–384. – DOI: 10.1016/S0925-8388(00)01442-0
7. Stein F., Zhang L. C., Sauthoff G. TEM and DTA study on the stability of Al<sub>5</sub>Ti<sub>3</sub>- and h-Al<sub>2</sub>Ti-superstructures in aluminium-rich TiAl alloys // Acta Mater. – 2001. – Vol. 49. – P. 2919–2932. – DOI: 10.1016/S1359-6454(01)00208-7
8. Zhang L.C., Palm M., Stein F. Formation of lamellar microstructures in Al-rich TiAl alloys between 900 and 1100°C // Intermetallics. – 2001. – Vol.9. – P. 229-238. – DOI: 10.1016/S0966-9795(00)00125-4

**Влияние легирования углеродом на эффект памяти формы при ГЦК-ГПУ  
мартенситном превращении в монокристаллах высокоэнтروпийного сплава  
CrMnFeCoNi**

Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Выродова А.В., Сараева А.А., Яковлева Л.П.,  
Куксгаузен Д.А., Куксгаузен И.В.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Сибирский  
физико-технический институт, Томск*

На монокристаллах с осью растяжения  $[\bar{1}44]$  высокоэнтропийного сплава (ВЭС)  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_5$  ат.% исследовано влияние легирования углеродом концентрацией 0.1 ат.% на развитие ГЦК-ГПУ мартенситного превращения (МП), температурную зависимость предела текучести  $\sigma_{0.1}$  и эффект памяти формы (ЭПФ). Показано, что легирование углеродом 0.1 ат.% повышает температуру  $M_s$  для начала развития ГЦК-ГПУ МП при охлаждении в свободном состоянии по сравнению с ВЭС без углерода. Температура  $M_s=200\text{K}$  в монокристаллах  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_5$  без углерода и  $M_s=260\text{K}$  в монокристаллах  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_{4.9}\text{C}_{0.1}$ .

Показано, что легирование углеродом концентрацией 0.1 ат.% понижает напряжения для начала ГЦК-ГПУ МП под нагрузкой при температуре  $M_s$ :  $\sigma_{0.1}(M_s)=50$  МПа в  $[\bar{1}44]$  монокристаллах  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_{4.9}\text{C}_{0.1}$  и  $\sigma_{0.1}(M_s)=125$  МПа в кристаллах этой ориентации  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_5$  без углерода. Напряжения при температуре  $M_d$  в монокристаллах ВЭС без углерода и с 0.1 ат.% оказались близкими 180–190 МПа. В температурном интервале от  $M_s$  до  $M_d$  наблюдается близкий к линейному рост напряжений  $\sigma_{0.1}$ , который связан с развитием под нагрузкой ГЦК-ГПУ МП и зависимость  $\sigma_{0.1}(T)$  в этом интервале описывается соотношением Клапейрона–Клаузиуса:

$$\frac{d\sigma_{0.1}}{dT} = -\frac{\Delta S}{\varepsilon_0} = -\frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0} . \quad (1)$$

Здесь  $\varepsilon_0$  – деформация превращения,  $\Delta S$ ,  $\Delta H$  – соответственно, изменение энтропии и энтальпии на единицу объема при ГЦК-ГПУ МП,  $T_0$  – температура химического равновесия фаз.

Впервые показано, что в  $[\bar{1}44]$ -монокристаллах  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_{4.9}\text{C}_{0.1}$  ГЦК-ГПУ МП является обратимым и проявляет ЭПФ. Максимальная величина ЭПФ 11–12% получена при последовательном увеличении деформации в цикле «нагрузка-разгрузка» при 77К и нагреве в печи в свободном состоянии при температуре 620К в течение 0.5 часа. В циклах «охлаждение-нагрев» максимальная величина ЭПФ составила 9.4% при постоянном растягивающем напряжении  $\sigma_{\text{рас}}=125$  МПа. Увеличение  $\sigma_{\text{рас}}>125$  МПа сопровождалось появлением необратимой деформации и уменьшением величины ЭПФ. При  $\sigma_{\text{рас}}=150$  МПа ЭПФ был равен 9.1%, а необратимая деформация составила 1.5%. По величине максимальный ЭПФ в  $[\bar{1}44]$ -монокристаллах  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_{4.9}\text{C}_{0.1}$  оказался меньше, чем в кристаллах этой ориентации  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{35}\text{Ni}_5$  ВЭС без атомов углерода, где ЭПФ достигал 14–15%.

Показано, что легирование углеродом способствует увеличению толщины пластин ГПУ-мартенсита в первичной системе, которые блокируют движение частичных дислокаций Шокли  $a/6\langle 211 \rangle$  как при прямом при охлаждении под нагрузкой, так и при обратном при нагреве в свободном состоянии. Это является одной из основных причин, приводящих к уменьшению ЭПФ по сравнению с монокристаллами ВЭС без углерода.

*Результаты были получены в рамках выполнения государственного задания  
Минобрнауки России, проект № FSWM-2024-0007.*

## Влияние термообработки на микроструктуру изделий аддитивного производства из сплава ВТ6св

<sup>1</sup>Клименов В.А., <sup>1</sup>Хань Ц., <sup>2</sup>Колубаев Е.А., <sup>1</sup>Ли Ш., <sup>2</sup>Чумаевский А.В., <sup>1</sup>Матренин С.В.,  
<sup>1</sup>Стрелкова И.Л., <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

Аддитивные технологии (АТ) с применением титановых сплавов всё шире осваиваются в различных отраслях с хорошими свойствами. Материалам, полученным с помощью АТ, в дальнейшем используются для конкретных целей, требуется последующая термическая обработка для повышения механических свойств. Несмотря на то, что термообработка титанового сплава хорошо изучена, в тоже время применительный к АТ, интерес к ним обусловлен тем, что могут реализоваться новый упрочняющий механизм. Целью этих термомеханических обработок является управления микроструктуры для получения желаемого сочетания статических и динамических механических свойств. В данном исследовании образцы были напечатаны методом электронно-лучевого сплавления с использованием сварочной проволоки ВТ6св [1], механические свойства и химических составов этой проволоки соответствуют ГОСТ 27265-87 [2]. Образцы травились смесью 2% плавиковой кислоты HF, 10% азотной кислоты HNO<sub>3</sub> и дистиллированной воды. Металлографические исследования образцов проводили на оптическом микроскопе Axio Observer A1m. Термическая обработка выполнена в вакуумном печи на следующий режим:

Режим 1: неполный отжиг: T = 500°C, время – 1ч, охлаждение в печи.

Режим 2: упрочняющая термическая обработка: закалка (T = 950 °C время – 1 ч, охлаждение в печи, и последующее старение (T = 650 °C, время – 1 ч охлаждение в печи).

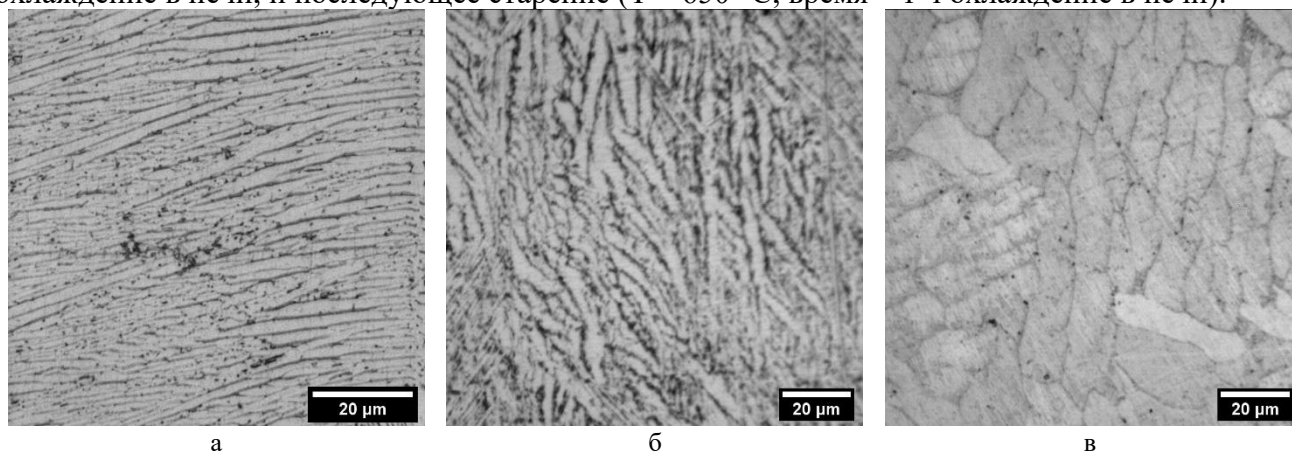


Рис. 1. Структуры ВТ6св после печати (а), после термическую обработку по режим 1 (б), после термическую обработку по режиму 2 (в)

На рис.1 представлены изображения структуры ВТ6св после печати (а), после термическую обработку по режим 1 (б) и после термическую обработку по режиму 2 (в) под оптическом микроскопом. Из микроструктуры образца, подвергнутого термообработке при температуре 500°C наблюдаются дискретные игольчатые α-зерен и первичные β-фазы (рис.1б), такая же микроструктура у образца без термообработки(рис.1а), из рис.1в видим, что первичные β-фазы уменьшились, и имеет пластинчатую структуру. С увеличением температуры термообработки происходит увеличение ширины α-зерен, границы зерна становится виднее, и появились сферические α-зерна. При достижении температуры 950°C границы зерен становятся более четкими. Исследования показали, что твердость термообработанных образцов определяется балансом между α- и β-фазами при температуре обработки, составом этих фаз и распадом мартенсита при закалке [3, 4]. Методом медленного охлаждения (охлаждение в печи) можно сформировать упорядоченную структуру, имеющую более высокую прочность и твердость при комнатной температуре, но меньшую



пластичность [5, 6]. Мартенситные фазы  $\alpha'$  и  $\alpha''$  в титановом сплаве с двухфазной структурой считаются промежуточными фазами и в процессе отжига (отпуска) превращаются в пластинчатую микроструктуру  $\alpha+\beta$ , придавая ему высокие механические свойства [7, 8]

На основании проведенных исследований были получены с помощью металлографического микроскопа фазовый состав деталей из титановых сплавов ВТ6св, обработанных при различных температурах нормализации. Результаты экспериментов показывают, что микроструктура образца полученного методом ЕВМ в основном состоит из фазы  $\alpha$ -Ti с гексагональной структурой с плотной упаковкой (ГПУ) и небольшого количества фазы  $\beta$ -Ti с объемноцентрированной кубической структурой (ОЦК), и ее состав неоднороден. А после нормализующей обработки в области фазы  $\alpha$ -Ti ширина зерна фазы  $\alpha$ -Ti увеличилась. А при более высоких температурах это явление еще более выражено.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке проекта ПИШ НИР-2024-016.*

1. Klimenov V., Kolubaev E., Anatoly K., Chumakovskii A., Ustinov A., Strelkova I., Rubtsov V., Gurianov D., Han Z., Nikonov S., et al. Influence of the Coarse Grain Structure of a Titanium Alloy Ti-4Al-3V Formed by Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing on Strain Inhomogeneities and Fracture // Materials. – 2023. – №16. – P. 3901.
2. ГОСТ 27265-87 проволока сварочная из титана и титановых сплавов, технические условия
3. Vrancken B., Thijs L., Kruth J.P., Humbeeck J.V. Heat treatment of Ti6Al4V produced by selective laser melting: microstructure and mechanical properties. // J Alloys Compd. – 2021. – P. 177.
4. Fopiano P.J., Hickey Jr C.F. Comparison of the heat treatment responses of three commercial titanium alloys // J Test Eval. – 1973– № 1– P. 514-519.
5. Rocha S.S.D., Adabo G.L., Henriques G.E.P., Nóbilo M.A.D.A. Vickers Hardness of Cast Commercially Pure Titanium and Ti-6Al-4V Alloy Submitted to Heat Treatments // Braz. Dent. J. – 2006. – №17. – P. 126–129.
6. Semiatin S.L. An overview of the thermomechanical processing of  $\alpha/\beta$  titanium alloys: Current status and future research opportunities // Metall. Mater. Trans. A – 2020. – № 51. – P. 2593–2625.
7. Motyka M. Martensite Formation and Decomposition during Traditional and AM Processing of Two-Phase Titanium Alloys—An Overview // Metals – 2021. – № 11. – P. 481.
8. Peters M., Lütjering G., Ziegler G. Control of microstructures of ( $\alpha+\beta$ ) titanium alloys // Z. Metallkd – 1983. – № 74. – P. 274–282.



## **Макро- и микроструктура алюминиево-магниевого сплава, модифицированного порошком никеля методом фрикционной перемешивающей обработки**

Княжев Е.О., Чумаевский А.В., Утяганова В.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Обработка алюминиевых сплавов с целью повышения их механических и трибологических свойств применяется давно для увеличения эффективности применения алюминиевых сплавов в авиакосмической и автомобильной промышленности. Одним из способов упрочнения является фрикционная перемешивающая обработка (ФПО). Он представляет собой процесс, используемый для изменения свойств материалов на поверхностном уровне. Этот метод основан на принципе фрикционной сварки и включает использование вращающегося инструмента, который создает трение и перемешивание материала. Этим методом также возможно создание композитов путем добавления во время процесса армирующих компонентов в виде керамических и металлических порошков [1-3].

Целью данной работы является получение бездефектных композитных материалов на основе алюминиево-магниевого сплава с повышенными механическими и трибологическими свойствами. Для этого в пластине из алюминиево-магниевого сплава были просверлены отверстия различного размера, которые в дальнейшем заполнялись порошком никеля. После они подвергались ФПО от одного до четырех проходов для отслеживания эволюции структуры зоны перемешивания.

Первые проходы обработки характеризуются неоднородностью структурных элементов. На снимках поперечного разреза зоны перемешивания видно, что порошок никеля агломерируется в крупные кластеры размером около 3-5 мм, смещаясь при этом в отступающую сторону зоны перемешивания. После второго и третьего проходов агломераты порошка никеля измельчались до средних размеров 200 мкм за счет интенсивной пластической деформации, оказываемой в процессе ФПО. Их распределение в зоне перемешивания становилось более однородным по сравнению с предыдущим проходом, однако стоит отметить, на снимках двухмерной томографии материал порошка располагается в зоне перемешивания в виде дуг, получаемых за счет вращения инструмента. После четвертого прохода дуг скопления порошка в зоне перемешивания не наблюдалось.

Исследования микроструктурных элементов методом растровой электронной микроскопии показали, что алюминиевая матрица за счет деформации и температуры диффундирует в частицы никеля, образуя интерметаллидный граничный слой. В процессе последующих обработок данные частицы вытягиваются в направлении течения материала и разрываются. При этом интерметаллидный слой, состоящий из более твердого и хрупкого материала по сравнению с частицами и матрицей, при деформации самой частицы отрывается от нее и уносится потоками пластифицированного материала. На месте отовравшейся части снова происходит образования интерметаллидов. Таким образом частицы порошка никеля измельчаются с каждым новым проходом.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001.*

1. Iron-Added Aluminum Matrix Composites Prepared by Friction Stir Processing: Structure, Mechanical and Tribological Properties / E. Knyazhev, A. Nikolaeva, A. Chumaevskii, A. Cheremnov, A. Zyкова, D. Gurianov, V. Utyaganova, E. Moskvichev, N. Savchenko, S. Tarasov // *Metallography, Microstructure, and Analysis*. – 2024. – DOI: 10.1007/s13632-024-01085-y
2. Effect of friction stir processing with SiC particles on microstructure and hardness of AZ31 / Y. Morisada, H. Fujii, T. Nagaoka, M. Fukusumi // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 887. – №161433. – DOI: 10.1016/j.jallcom.2021.161433
3. In-situ formation of Al<sub>3</sub>Ni nano particles in synthesis of Al 7075 alloy by friction stir processing with Ni powder addition / S. Zhang, Y. Li, A. Frederick, Y. Wang, Y. Wang, L. Allard Jr., M. Koehler, S. Shin, A. Hu, Z. Feng // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2023. – Vol. 311. – №117803. – 10.1016/j.jmatprotec.2022.117803

**Смачиваемость, топография и химический состав полимер-модифицированных кальций-фосфатных покрытий на титановых имплантатах в качестве систем доставки лекарственных средств**

Комарова Е.Г., Акимова Е.Б., Казанцева Е.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Важным научным направлением тканевой биоинженерии является разработка и исследование новых каркасов в качестве систем доставки фармакологических препаратов для восстановления и/или полного замещения дефектов костной ткани. Биоактивные кальций-фосфатные (КФ) покрытия на костных титановых имплантатах перспективны в качестве таких систем благодаря своему химическому составу, близкому к натуральной кости, высокой адсорбционной способности и объемно-пористой структуре, позволяющей включать в себя заданное количество лекарственного препарата. Однако существует проблема быстрого неконтролируемого высвобождения лекарственного средства из такого носителя. Чтобы продлить и контролировать высвобождение препарата из покрытия, нами предложено инкапсулировать покрытие-носитель лекарственного средства слоем синтезированного биodeградируемого полимера на основе молочной и гликолевой кислот (полилактид-гликолид, PLLG). Целью настоящей работы являлось изучение взаимосвязи между смачиваемостью, топографией и химическим составом PLLG-модифицированных КФ покрытий на титановых каркасах в качестве систем доставки лекарственных средств.

Нанесение КФ покрытий на поверхность титановых образцов осуществляли гибридным методом МДО с приложенным ультразвуком (УЗ) при параметрах, описанных в работе [1]. Затем образцы с КФ покрытием погружали 10 раз в раствор PLLG 50/50 ( $M_w = 56$  кДа) с концентрацией 5, 8 и 10 мас.%, растворенный в трихлорметане.

Исследования методом РЭМ показали, что внутренняя морфология КФ покрытий представлена многочисленными порами размером 5-20 мкм и системой смежных поровых каналов, распределёнными по всей толщине покрытия. Морфология поверхности включает структурные сфероидальные элементы (сферы) с внутренними порами и внешними порами между сферами. Модификация 5% раствором PLLG не привела к изменению структуры и морфологии покрытий (рис. 1б). Однако увеличение концентрации PLLG с 8 до 10 мас.% привело к образованию на поверхности покрытия однородной полимерной пленки с проникновением ее во внутреннюю поровую структуру на глубину до 15 мкм. Тем не менее, поровое пространство на поверхности покрытий не было полностью покрыто полимером, что является благоприятным фактором для успешной адгезии клеток. После полимеризации покрытий с увеличением концентрации PLLG их толщина линейно увеличилась от 52 до 63 мкм, а шероховатость поверхности, напротив, уменьшилась:  $R_a$  от 3,5 до 2,3 мкм;  $R_z$  от 18,4 до 13,9 мкм;  $R_{max}$  от 21,9 до 20,1 мкм.

С помощью инфракрасной спектроскопии (ИКС) установлено для исходных и обработанных 5 мас.% PLLG КФ покрытий наличие интенсивной широкой области поглощения в диапазоне  $1140-840\text{ см}^{-1}$ , соответствующей вибрационным модам групп Р-О и Р-ОН. Эти группы относятся к кристаллической фазе монетита, а также к аморфной КФ фазе. Слабое плечо в области адсорбции  $730-800\text{ см}^{-1}$  соответствует колебаниям фосфатных мостиковых связей Р-О-Р бета-пирофосфата кальция. Увеличение толщины полимерного слоя на поверхности покрытия (8-10 мас.% PLLG) привело к перекрытию сигналов от функциональных групп покрытия сигналами от деформационных асимметричных колебаний связей С-Н (метильной группы) при  $1440-1390\text{ см}^{-1}$  и при  $3000\text{ см}^{-1}$ , характерные для PLLG.

Исследования характеристик смачиваемости показали, что исходные КФ покрытия имеют высокую гидрофильность, о чем свидетельствуют их низкие краевые углы смачивания водой и глицерином соответственно  $22,8^\circ$  и  $25,7^\circ$ . Полимеризация КФ покрытий раствором PLLG с увеличивающейся концентрацией привела к гидрофобизации поверхности. Краевые углы смачивания водой и глицерином составили соответственно  $94,3 - 109,2^\circ$  и  $83,8 - 105,8^\circ$ . Более низкие краевые углы смачивания глицерином, чем водой, могут указывать на

уменьшение количества полярных открытых групп на поверхности PLL-модифицированных покрытий, по сравнению с исходными КФ покрытиями. Важно отметить, что чистый PLL является гидрофильным, имея краевые углы смачивания водой и глицерином соответственно 70,3-73,8 и 67,1-69,1° [1]. Однако, нанесение PLL на покрытие привело к его гидрофобизации, что мы связываем с геометрическим (морфологическим) фактором. Морфологически идеально плоская поверхность чистого PLL соответствует модели Юнга, в то время как шероховатая микрометрическая поверхность PLL/КФ образца демонстрирует поведение, описываемое моделями Венцеля и Кэсси для смачивания [1]. Согласно модели Кэсси, шероховатые неоднородные поверхности PLL/КФ образцов показали увеличенные углы соприкосновения, поскольку фактическая поверхность соприкосновения капли жидкости с поверхностью может значительно отличаться от ожидаемой площади контакта, когда под каплей жидкости образуются воздушные карманы.

Установлено, что исходные КФ покрытия характеризуются высокой свободной поверхностной энергией (СПЭ) 68,2 мН/м со значительным преобладанием полярной компоненты (54,9 мН/м), по сравнению с дисперсионной компонентой (13,3 мН/м). Это указывает на наличие на поверхности покрытий большого количества открытых полярных групп, таких как ОН-группы, фосфаты, карбоксилы и оксиды. Полимеризация покрытия даже тонким слоем 5 мас.% PLL привела к экстремальному уменьшению СПЭ до 8,5 мН/м. При увеличении концентрации PLL от 5 до 10 мас.% и, следовательно, толщины полимерного слоя на покрытии, наблюдался линейный рост СПЭ до 20,5 мН/м за счет увеличения дисперсионной компоненты. Предполагается, что во время формирования полимерного слоя на шероховатом КФ покрытии происходит специфическая адсорбция и последующая ориентация сегментов молекулярной цепи PLL. Менее полярные молекулярные сегменты, в частности, метильные группы (С–Н) на боковой цепи полилактида, имеют тенденцию к ориентации в направлении неполярной границы раздела «воздух/полимер», что в конечном итоге приводит к снижению СПЭ образцов.

Таким образом, полученные результаты дают представление о взаимосвязи между химическим составом поверхности, морфологией и характеристиками смачиваемости, что имеет решающее значение для разработки новых композитных систем доставки лекарственных средств.

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

1. Wettability, topography and chemistry of composite PLGA/CaP/Ti scaffolds for targeted drug delivery / E.G. Komarova, E.B. Akimova, E.A. Kazantseva, A.S. Buyakov, K.A. Prosolov // Rus.Phys.J. – 2024. – Vol. 67. – P. 533(9). – DOI:10.1007/s11182-024-03154-9.

# Изучение влияния отрицательного смещения, приложенного к подложке, на структуру покрытий из оксинитридов титана, полученных методом реактивного магнетронного напыления

<sup>1</sup>Конищев М.Е., <sup>1</sup>Евдокимов К.Е., <sup>1,2</sup>Шаркеев Ю.П.

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

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

Модификация поверхности изделий с помощью различных покрытий широко применяется в промышленности, медицине и в других областях человеческой деятельности [1]. Пленки  $\text{TiO}_{2(1-x)}\text{N}_x$  переменного состава имеют параметры твердости, упругости и совместимости подходящие для использования в среде живого организма [3]. Такие пленки могут использоваться в качестве покрытий для имплантатов или внутренних протезов, чтобы улучшить их долговечность, снизить возможность отторжения организмом, а также способствовать более быстрому восстановлению после операции благодаря положительному влиянию соединений азота.

Метод реактивного магнетронного напыления (РМН) позволяет получать тонкие покрытия с высокой степенью адгезии покрытия и с широким спектром физико-механических свойств [2]. В зависимости от назначения, к покрытиям могут предъявляться требования по уровню механических, биологических, оптических и других свойств. Структуру и свойства покрытия можно модифицировать ионной бомбардировкой. В случае РМН для этого достаточно подать на подложку отрицательное относительно плазмы напряжение смещения. Результирующий поток ионов в сторону поверхности образца будет зависеть как от величины этого напряжения, так и от характеристик плазмы. При этом на подложке будут идти два конкурирующих процесса – напыление и распыление покрытия. Величина смещения, приложенного к подложке, влияет как на скорость распыления, так и на скорость генерации дефектов кристаллической решетки, что приводит к получению аморфизированного покрытия. Изучение влияния величины напряжения смещения на структуру Ti-O-N покрытия является целью данной работы.

Осаждение покрытий из оксинитридов титана проводилось с помощью установки среднечастотного импульсного реактивного магнетронного напыления ТиОН-2М [4] при плотности мощности  $2,45 \text{ Вт/см}^2$ , расходе рабочего газа (Ar)  $4,2 \text{ мл/мин}$  и суммарном расходе реактивных газов ( $\text{O}_2$  и  $\text{N}_2$ )  $6,5 \text{ мл/мин}$ . Время напыления составляло  $60 \text{ мин}$ , рабочее давление в камере  $0,2 \text{ Па}$ , а напряжение смещения, подаваемое на подложку, варьировалось и принимало значения  $0, -80, -100$  и  $-150 \text{ В}$ . Скорость роста покрытия определялась с использованием эллипсометрического комплекса "Эллипс-1891 САГ". Структура пленок исследовалась методом рентгенофазового анализа (XRD, D8 Advance, Bruker, Germany) в геометрии скользящего луча, Cu K $\alpha$ -излучение ( $\lambda = 0,154 \text{ нм}$ , напряжение  $40 \text{ кВ}$ , ток  $40 \text{ мА}$ ). Параметры плазмы – концентрации и температуры носителей заряда – были получены с помощью двойного зонда Ленгмюра по методике, описанной в [7].

Для оценки результатов взаимодействия  $\text{TiO}_2$  покрытия с ионами плазмы  $\text{Ar}^+$ ,  $\text{O}_2^+$  и  $\text{N}_2^+$  при подаче смещения на подложку были проведены расчеты в программе SRIM [5], результаты которых приведен на рис. 1а,б. Кроме того, была вычислена зависимость отношения скорости распыления покрытия ионами  $R_{sp}$  к скорости напыления  $R_{dep}$  от напряжения смещения на подложке (рис. 1 в). Скорость распыления покрытия с плотностью  $\rho$  и молярной массой  $M$  оценивалась по следующей формуле:

$$R_{sp} = \sum_i F_i Y_i M_i / (\rho N_a),$$

где  $i$  нумерует тип иона,  $F_i = \eta n_i \sqrt{\theta_e / m_i}$  – плотность потока ионов [6],  $Y_i$  – коэффициент распыления,  $\eta = 0,61$  – коэффициент для случая плоской геометрии,  $n_i$  – концентрация ионов,  $\theta_e$  – температура электронов в энергетических единицах,  $m_i$  – масса иона,  $N_a$  – число Авогадро.

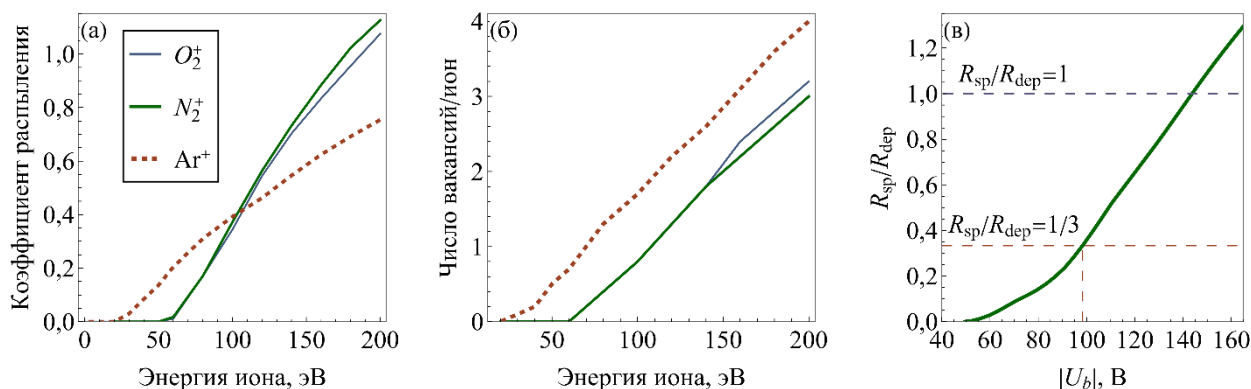


Рис. 1. Зависимости полного коэффицент распыления (а) и числа вакансий на один налетающий ион (б) от энергии иона  $Ar^+$ ,  $O_2^+$  или  $N_2^+$ , падающего на мишень из  $TiO_2$ . Зависимость отношения скорости распыления покрытия ионами  $R_{sp}$  к скорости осаждения  $R_{dep}$   $TiO_2$  покрытия (в) от величины напряжения смещения  $|U_b|$  на подложке

Распыление и генерация вакансий происходит, начиная с определенной энергии налетающего иона:  $\approx 60$  эВ для  $O_2^+$  и  $N_2^+$  и  $\approx 20$  эВ для  $Ar^+$ . При значении модуля напряжения смещения более 145 В скорость распыления превышает скорость напыления, т.е. рост покрытия прекращается. Для изменения кристалличности покрытия величина напряжения смещения должны быть больше 90 В по модулю для того, чтобы все ионы вносили вклад в генерацию дефектов. Разумным выбором для осаждения аморфизированных покрытий является -100 В. При таком напряжении уже генерируется заметное количество вакансий на ион, а скорость распыления составляет около 1/3 от скорости осаждения°.

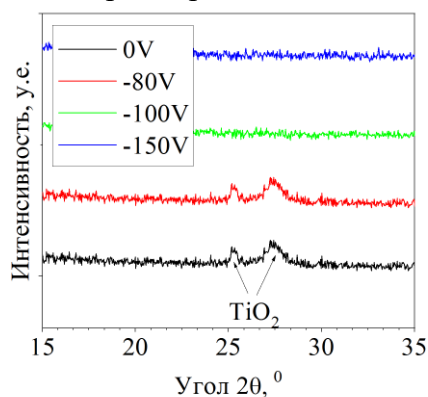


Рис. 2. Дифрактограммы покрытий, полученных при различных значениях напряжения смещения на подложке

Данный результат подтверждается результатами рентгеноструктурного анализа покрытий, осажденных при различных значениях напряжения смещения (рис. 2). При величине напряжении смещения на подложке больше 80 В пропадают пики кристаллического  $TiO_2$ .

Таким образом, для получения более аморфного покрытия из оксидов и оксинитридов титана при осаждении в установке ТиОН-2М необходимо подавать на подложку напряжение смещения -100 В. При меньшем значении не все ионы вносят вклад в изменение структура покрытия, а при большем значении перераспыление приводит к тому, что часть поверхности образца остается без покрытия.

*Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, проект «Наука» FSWW-2023-0007.*

1. Recent advances in photocatalytic self-cleaning performances of  $TiO_2$ -based building materials / Y. Wei , Q. Wu, H. Meng [et al.] // RSC Adv. – 2023. – Vol. 13. – P. 20584–20597.
2. Reactive Sputtering. - In Physics of thin films. Advances in research and development. Contemporary preparation techniques / W.D. Westwood, Ed. M.H. Francombe, J.L. Vossen. - San Diego. USA: Academic Press, - 1989. - 79 с.
3. Oxidative power of nitrogen-doped  $TiO_2$  photocatalysts under visible illumination / M. Mrowetz, W. Balcerski, A. Colussi [et al.] // J. Phys. Chem. B. – 2004. – Vol. 108. – № 45. – P. 17269-17273.
4. Effect of nitrogen-doping and post annealing on wettability and band gap energy of  $TiO_2$  thin film / S. Sun, V.F. Pichugin, K.E. Evdokimov, M.E Konishchev, M.S. Syrtanov, V.N. Kudiyarov, K. Li, S.I. Tverdokhlebov // Appl. Surf. Sci. – 2020. – Vol. 500. – P. 144048.
5. Langmuir probe study of reactive magnetron discharge plasma in a three-component gas atmosphere / K.E. Evdokimov, M.E Konishchev, S. Chzhilei, V.F. Pichugin // Instruments and Experimental Techniques. – 2016. – Vol. 59. – № 6. – P. 816-821.
6. Ziegler J.F. SRIM – The stopping and range of ions in matter / J.F. Ziegler, M.D. Ziegler and J.P. Biersack // Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B. – 2010. – Vol. 268. – P. 1818.
7. Lieberman M.A., Lichtenberg A.J. Principles of Plasma Discharges and Materials Processing - Hoboken, NJ: Wiley-Interscience, 2005. – 757 p.

## **Роль конкурирующих реакционно-диффузионных процессов в формировании структуры металломатричных композитов на основе системы Fe–Al–O**

Коростелева Е.Н., Коржова В.В., Барановский А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Композиционные материалы на основе систем Fe–Al и Fe–Al–O представляют большой интерес для различных областей применения в транспортном машиностроении, химических технологиях и т.д. Исследуемые системы отличает высокая реакционная способность со значительным тепловыделением, что можно использовать в некоторых технологических решениях. В зависимости от сформированного структурно-фазового состава, материалы на основе порошковых композиций (Fe–Al) – (Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) могут использоваться в качестве катализаторов, служить основой для композитов, применяемых в аэрокосмической и автомобильной промышленности, выполнять роль прекурсоров для модификации других промышленных сплавов. Как известно, процессы восстановления оксидов и образование интерметаллидов относятся к числу сложных гетерогенных физико-химических процессов, которые происходят в условиях непрерывно меняющихся термодинамических и кинетических параметров системы. В случае взаимодействия в двухкомпонентной смеси Al–Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> при соответствующем соотношении компонентов реализуется хорошо известная реакция восстановления (алюмотермия), в другой паре компонентов Al–Fe имеет место типичное диффузионное взаимодействие с образованием интерметаллидов (алюминидов железа). Для некоторых практических задач интересны композиции из трех компонентов (Fe–Al–Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>), где в условиях нагрева возможно протекание как первой, так и второй реакции. В такой ситуации очень сложно спрогнозировать вклад каждого процесса в формирование финального структурно-фазового состояния порошкового материала, поскольку они могут как дополнять друг друга, так и конкурировать друг с другом, вызывая торможение реакций. Поэтому существует большая проблема управления структурообразованием металломатричных композитов на основе системы Fe–Al–O несмотря на расчет реагентов с учетом предполагаемых стадий диффузионно-реакционных процессов. В связи с этим представляет интерес более широкое изучение таких порошковых систем с целью выявления и обобщения физико-химических закономерностей, обуславливающих формирование определенного структурно-фазового состояния в композитных материалах на основе (Fe–Al–Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>). В данной работе представлены результаты экспериментальных исследований формирования структуры в порошковых материалах на основе смеси Al–Fe–Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> с разным соотношением реагирующих компонентов в условиях объемного синтеза при регулируемом нагреве. Особенность используемых порошковых продуктов состоит в том, что композиция (Fe–Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) сформирована на основе специально переработанных отходов металлообработки (стальной стружки), дополнительно доокисленных и измельченных в вибромельнице до достижения объемной доли оксидов железа не менее 30 %. Были рассмотрены два варианта порошковых смесей из алюминия и порошка переработанной стальной стружки, соответствующей композиции (Fe–Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>): I состав – (25 вес. % Al + 75 вес. % порошок стружки) ориентирован на область (α-AlFe<sub>3</sub>) двойной диаграммы Al–Fe; II состав – (60 вес. % Al + 40 вес. % порошок стружки) соответствует преимущественной области фазы на основе Al<sub>3</sub>Fe и AlFe. Экзотермичный характер взаимодействия в исследуемых порошковых смесях предполагает реализацию объемного синтеза в условиях нагрева. Согласно равновесной диаграмме состояний в системе Fe–Al возможно образование нескольких интерметаллидов (Fe<sub>3</sub>Al, FeAl, FeAl<sub>2</sub>, Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> и FeAl<sub>3</sub>). В частицах обработанной стружки после окисления и дробления присутствует оксид железа Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, что способствует протеканию реакции восстановления: Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Al→Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>+Fe. Как образование интерметаллидов, так и алюмотермия являются экзотермическими реакциями со значительным выделением тепла, которые могут повышать текущую температуру нагрева, но результаты показали, что объемный нагрев в реакторе в среде аргона не приводит к значительному тепловыделению (рис. 1), и как следствие, в исследуемых порошковых смесях синтез не реализовался в полном объеме с превращением

исходных компонентов в продукты реакции. Реакционное взаимодействие протекает преимущественно в межчастичных контактных зонах, их совокупная доля небольшая для того чтобы инициировать синтез по всему объему прессовки (рис. 2).

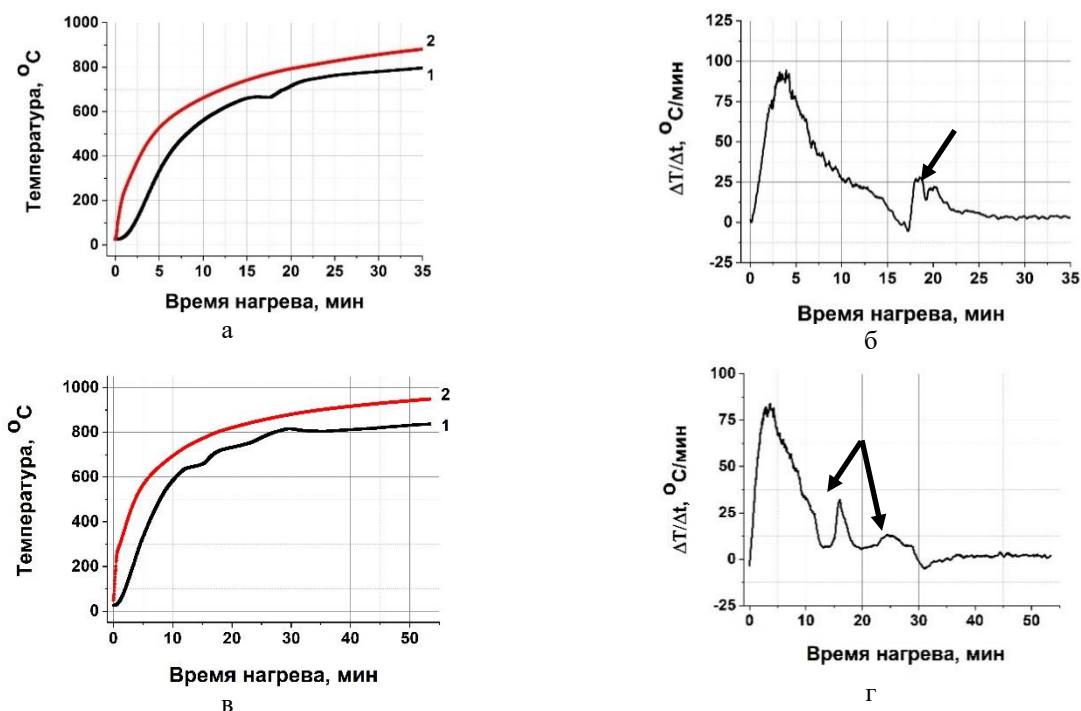


Рис. 1. Термограммы (а, в) и скорость изменения температуры (б, г) от времени нагрева. Стрелкой обозначено тепловыделение; (а, б – смесь (25 вес. % Al + 75 вес. % порошок стружки); в, г - смесь (60 вес. % Al + 40 вес. % порошок стружки)

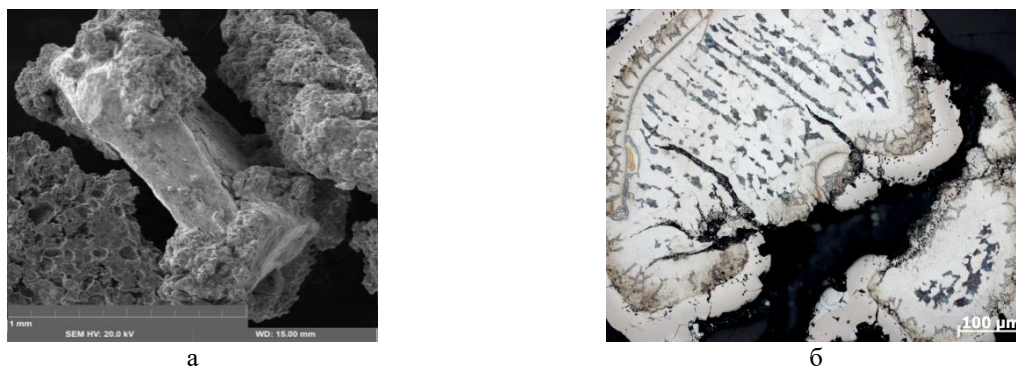


Рис. 2. Микроструктура порошковых продуктов из смеси (25 вес. % Al + 75 вес. % порошок стружки): РЭМ изображение частиц с областями контактного взаимодействия с последующими реакциями (а); микроструктура сечения прореагировавшей частицы с многослойными диффузионными областями (б)

Разное соотношение реагирующих компонентов дает различную картину протекания тепловых процессов. Можно предположить, что сначала активное взаимодействие реализует свободный алюминий с той частью частиц стружки, которая покрыта оксидами железа. Далее уже в реакцию вступает не только исходное железо, но и частично восстановленное после первой реакции.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда и субсидии Администрации Томской области № 22-13-20031, <https://rscf.ru/project/22-13-20031>.*

## **Влияние биополимерной пропитки на деформационное поведение композита $\text{TiAl}_3\text{-TiB}_2$**

Коростелева Е.Н., Коржова В.В., Севостьянова И.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Металломатричные композиты (ММК) представляют интерес в различных отраслях производства благодаря своим физико-механическим и химическим свойствам. Особенностью этих материалов является уникальное сочетание твердости, прочности, пластичности и хорошая стойкость к износу и окислению при высоких температурах. ММК сочетает различные группы матричного материала и упрочняющей фазы. Матрица может быть из алюминия, титана или их соединений, из других металлов и их сплавов. В качестве упрочняющей фазы наиболее используемыми являются карбиды, силициды и бориды титана. На протяжении многих лет системы  $\text{Ti-B}$ ,  $\text{Ti-Al}$  и  $\text{Ti-Al-B}$  исследуются как с точки зрения изучения фундаментальных физических и химических процессов, так и в контексте конкретного применения в машиностроении и химической промышленности [1].

Композиционные пористые материалы можно использовать для пропитки различными органическими соединениями, которые позволяют значительно изменять свойства металлического каркаса. Металл-органические каркасные структуры (МОК) представляют собой новый класс пористых материалов. Они имеют модульное строение и благодаря этому характеризуются огромным разнообразием возможных структур, что дает исследователям широкий простор при создании материалов с необходимыми свойствами [2].

В настоящей работе исследовано влияние биополимерной пропитки (15% водного раствора желатина) на фазовый состав и механические свойства спеченных пористых порошковых композитов  $\text{TiAl}_3\text{+TiB}_2$  при осевом сжатии. В качестве исходных материалов для реакционных смесей использовали порошки титана (основная фракция  $d < 160$  мкм) марки ТПП-8 (АВИСМА, г. Березники), алюминия ПА-4 ( $d < 100$  мкм), бора аморфного марки «А» ( $d < 40$  мкм) и диборида бора класса «Ч» ( $d < 3$  мкм). Спеченные образцы получали в зависимости от комбинирования компонентов в виде элементарных порошков ( $\text{Ti}$ ,  $\text{Al}$  и  $\text{B}$ ) и с использованием готового соединения диборида титана  $\text{TiB}_2$ .

Взаимодействие между элементами в системах  $\text{Ti-Al}$ ,  $\text{Ti-B}$  и  $\text{Al-B}$  носит экзотермический характер с разным количеством выделяемого тепла. В условиях вакуумного реакционного спекания и процесса СВС однозначно предсказать поведение прессовок из порошковой смеси тройной системы  $\text{Ti-Al-B}$  невозможно. Реакционно-диффузионные процессы в смеси титана, алюминия и диборида бора с большим количеством алюминия приводят к заметному объемному росту прессовок. Формируемая структура спеченных образцов  $\text{TiAl}_3\text{+TiB}_2$  отличается высокой остаточной пористостью, достигающей до 45 %.

В случае аналогичной пропорции элементов, но с использованием элементарных порошков титана, алюминия и бора спекание прессовок в вакуумной печи уже при 1000 °С приводит к разрушению образцов в результате интенсивного тепловыделения с потерей исходной формы. Экзотермические реакции происходят не только при взаимодействии алюминия и титана, но и титана с бором. Исследование фазового состава спеченного образца из элементарных порошков показало, что в результате реакционного СВС синтеза также произошло формирование 2-х фаз:  $\text{TiAl}_3$  и  $\text{TiB}_2$ .

Пористый спеченный образец подвергли пропитке биополимерным материалом (15% водный раствор желатина). Образец помещали в свежеприготовленный горячий ( $T \approx 60$  °С) водный раствор желатина. Затем пропитанный образец оставляли на 24 часа при температуре не выше +12 °С для студнеобразования. Испытание спеченных и пропитанных образцов на осевое сжатие проводили на испытательной машине Instron при скорости перемещения подвижной платформы 0,1 мм/мин с автоматической записью диаграмм нагружения в координатах «нагрузка – перемещение», которые затем пересчитывали в координатах «напряжение – деформация» с учетом жесткости системы нагружения (рис.1).



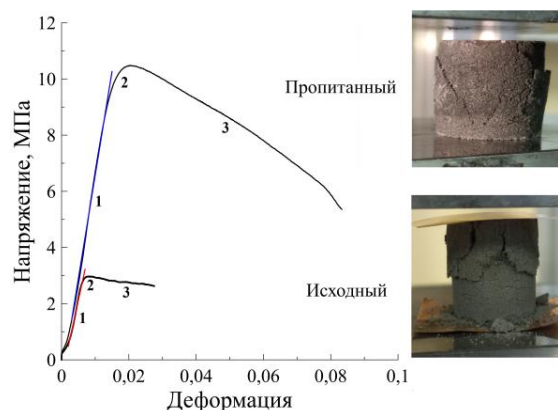


Рис. 1. Деформационные кривые « $\sigma$ – $\epsilon$ » образца с пропиткой и без нее

Из рис. 1 видно, что в результате пропитки композита  $\text{TiAl}_3\text{-TiB}_2$  биополимерным материалом предел прочности при сжатии увеличился с 3,2 до 10,5 МПа, а предельная деформация до разрушения с 0,03 до 0,08 МПа. При этом эффективный модуль упругости незначительно увеличился с 550 до 740 МПа. На деформационных кривых выделяется три участка: 1 – линейный участок накопления деформации с ростом приложенного напряжения; 2 – участок, на котором наблюдается отклонение от линейного поведения до достижения максимальных значений напряжения и 3 участок, характеризующийся снижением напряжения с ростом деформации. Причем протяженность 2 и 3 участков кривых нагружения увеличивается на образце с полимерным наполнителем. На вставках рисунка 1 приведены макрофото образцов после испытаний на осевое сжатие. Видно, что в центральной части пропитанного образца формируются макротрещины, расположенные под углом  $\sim 45^\circ$  к оси нагружения. При этом образец не разрушается на фрагменты. В образце без пропитки разрушение образца сопровождается образованием хаотично расположенных макротрещин со стороны неподвижного захвата и формированием мелких осколков.

По результатам данной работы видно, что биополимерной пропиткой можно значительно изменять свойства спеченного пористого композита  $\text{TiAl}_3\text{-TiB}_2$ . Изменения фазового состава композита при этом не происходит. Предел прочности при сжатии ( $\sigma_c$ ) образца с пропиткой увеличивается в 3,75 раз.

*Исследования выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0005.*

1. Microstructural refinement of boron-containing  $\beta$ -solidifying  $\gamma$ -titanium aluminide alloys through heat treatments in the  $\beta$  phase field / M. Oehring, A. Stark, J.D.H. Paul, T. Lippmann, F. Pyczak // *Intermetallics*. – 2013. – Vol. 32. – P. 12-20. – DOI:10.1016/j.intermet.2012.08.010.
2. Металл-органические каркасные структуры: строение, свойства, методы синтеза и анализа / В.В. Бутова, М.А. Солдатов, А.А. Гуда, К.А. Ломанченко, С. Lamberti. // *Успехи химии*. – 2016. – Т. 85, № 3. – С. 280-307. – DOI:10.1070/RCR4554.

## Атомарно точные вицинальные поверхности для создания геликоидальных состояний

Коротеев Ю.М.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Материалы, демонстрирующие сильную спин-орбитальную (СО) связь Рашбы, вызвали огромную исследовательскую активность, которая привела к открытию новой области спинтроники – спин-орбитоники. Взаимодействие электронов Рашбы с одномерным периодическим потенциалом может индуцировать стоячие спиновые волны и волны СО плотности. В последнем случае накопление спинов, индуцированное электрическим полем, может избирательно изменяться вдоль направления одномерного потенциала, в частности с помощью терагерцового излучения. Недавно использование периодических потенциалов было предложено в качестве основы для разработки топологии сверхпроводников Рашбы с целью генерации майорановских фермионов.

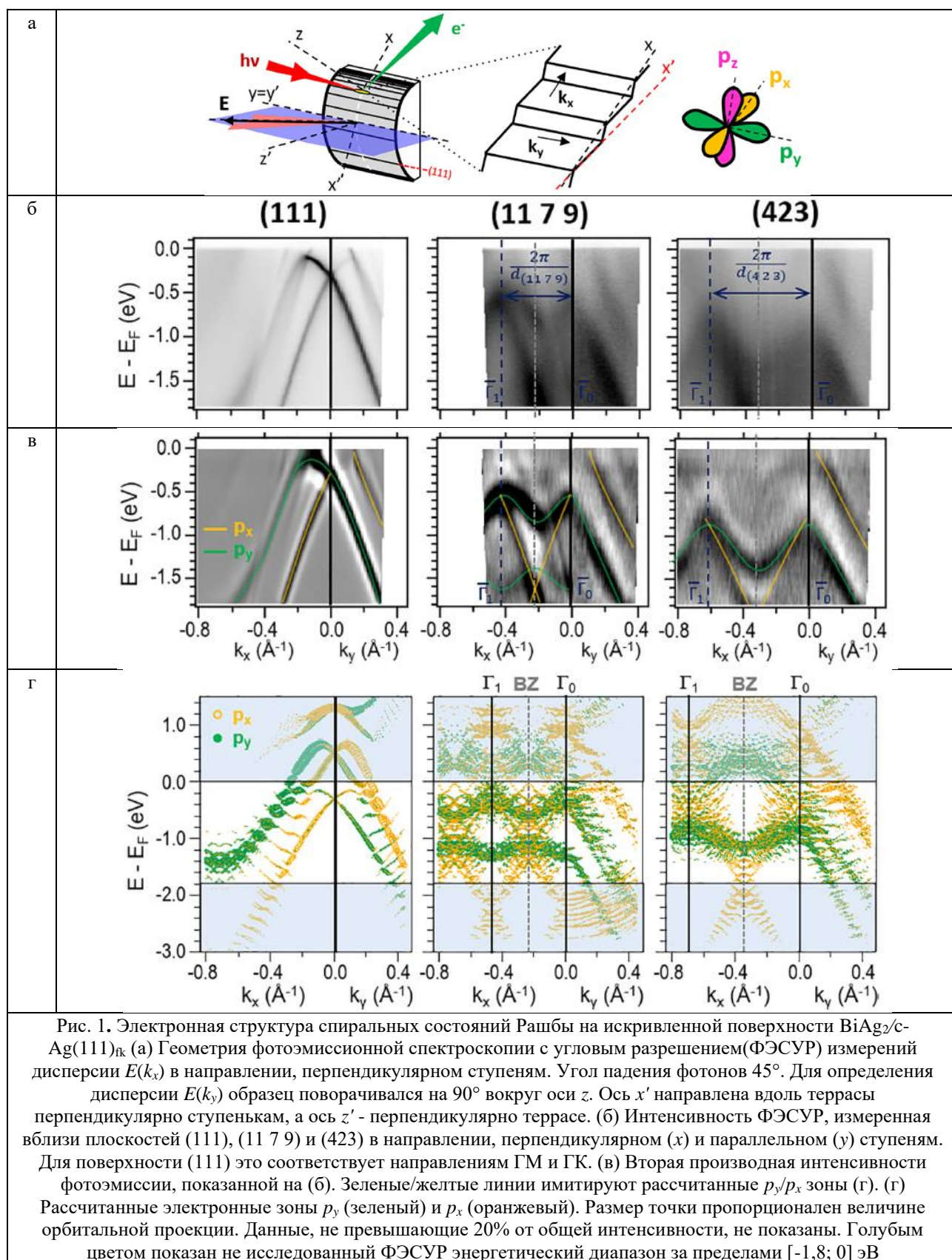
С фундаментальной точки зрения, перенормировку СО текстуры, лежащую в основе вышеупомянутых явлений, можно понять с помощью изучения одномерных самоорганизующихся ступенчатых сверхрешеток. Добавляя к поверхностным электронам характерную блокировку спин-импульс типа Рашбы, ожидается появление новых механизмов рассеяния, которые в присутствии одномерных периодических структур могут привести к экзотической зонной перенормировке. Влияние вицинальности на состояние Шокли поверхности Au(111) не меняет спиновую поляризацию и текстуру этого состояния из-за слабой СО связи и невырожденного орбитального состава. Поэтому нами был рассмотрен поверхностный сплав  $\text{BiAg}_2$  на вицинальных поверхностях Au(111) и Au(423), обладающий сложной СО текстурой, которая в сочетании с химической неоднородностью ступеней приводит к возникновению анизотропного механизма спин-флип рассеяния. Несмотря на огромный технологический потенциал современных научных лабораторий, реализация и контроль свойств таких систем до сих пор остаются проблемой.

В настоящей работе исследовано влияние вицинальности поверхности подложки на геликоидальные состояния Рашбы поверхностного сплава  $\text{BiAg}_2$ . Проведены первопринципные расчеты релаксации атомной структуры и вычислена электронная структура поверхностного сплава  $\text{BiAg}_2$  на вицинальных поверхностях (423) и (111) серебра. Изучено влияние вицинальности поверхности на спиновую текстуру геликоидальных состояний Рашбы. Основные результаты работы показаны на рисунке 1.

На поверхности (111) мы наблюдаем характерное для  $\text{BiAg}_2$  многообразие зон с заметно расщепленной парой занятых зон Рашбы, гибридизирующихся вблизи уровня Ферми с частично незанятыми зонами. На поверхностях (111) и (423) возникает когерентное рассеяние на ступенях решетки, приводящее к радикальному изменению характера дисперсии зон в направлении, перпендикулярном ступеням  $E(k_x)$ . Это проявляется в значительном изменении формы зон, которое выходит за рамки реплик подзон почти свободных электронов, для поверхностных состояний Шокли на вицинальных подложках благородных металлов. В направлении параллельно ступеням сохраняется нисходящая дисперсия  $E(k_y)$  без существенных изменений групповой скорости для вышележащей  $p_x$  зоны, и ее увеличение примерно на 35% от (111) к (423) в низкоэнергетической (внутренней)  $p_y$ -зоне. Из-за богатого СО состава зон Рашбы  $\text{BiAg}_2$  их взаимодействие со ступенчатым потенциалом сверхрешетки приводит к сложной перенормировке орбитальной и спиновой текстур, преимущественно в направлении  $k_x$  (рис. 1 г).

Проведенные расчеты показали, что рассеяние на потенциале ступенчатой сверхрешетки приводит к выраженной орбитально-селективной перенормировке топологии зон, при этом эффект сильного отталкивающего рассеяния на ступенях наблюдается в основном для  $p_y$ -зон. Кроме того, сверхрешетка ступеней приводит к сильной реконфигурации спиновой текстуры, выводя спин из исходной спиральной конфигурации в плоскости. В целом, наши результаты демонстрируют потенциал определенных ступенчатых сверхрешеток для создания спиральных зон не только с точки зрения дисперсии энергии, но и с точки зрения их СО

текстуры.



Работа выполнена в рамках Госзадания для ИФПМ СО РАН (проект FWRW-2022-0001).

**Практика и перспективы аддитивного производства металлов  
для изготовления деталей электродвигателей**

<sup>1,2,3</sup>Корсунский А.М., <sup>3,4</sup>Льогас К.

<sup>1</sup>*Центр АэроКосмических Материалов и Технологий (ЦАКМиТ) ПИШ МАИ,  
Московский Авиационный Институт, Москва*

<sup>2</sup>*Лаборатория Иерархически Структурированных Материалов (ЛИСМ), Сколтех, Москва*

<sup>3</sup>*Multi-Beam Laboratory for Engineering Microscopy (MBLEM), Department of Engineering  
Science, University of Oxford*

<sup>4</sup>*Institute of Materials Research and Engineering (IMRE) A\*STAR, Singapore*

Конструктивные решения, применяемых в традиционных электрических машинах, обусловлены технологическими возможностями изготовления и сборки деталей, которые своими корнями уходят во времена Майкла Фарадея и Бориса Семёновича Якоби. Однако в связи с появлением и широким внедрением новых методов производства, таких, как аддитивные технологии, возникает правомерный вопрос о их возможной роли в разработке и применении электрических машин с принципиально новыми конструктивными схемами и технологиями изготовления.

На примере исследований, проведенных авторами, и данных из литературы будут проиллюстрированы некоторые достижения последнего десятилетия в области аддитивного производства магнито-мягких материалов (МММ) и композитов (ММК), магнито-жестких материалов (МЖМ), а также 3Д печати обмоток электродвигателей.

Избранная тема послужит примером для представления расчетно-экспериментальной корреляции (РЭК) как основы системного подхода к разработке новых технологий материалов.

1. Faraday M. V. Experimental researches in electricity // Philosophical Transactions of the Royal Society of London. – 1832. – Vol. 122. – P.125 – 162.
2. [https://ru.wikipedia.org/wiki/Якоби,\\_Борис\\_Семёнович](https://ru.wikipedia.org/wiki/Якоби,_Борис_Семёнович) – по содержанию на 06.09.2024.
3. Effect of nitrogen atmosphere on the printability, microstructure, precipitation, and mechanical properties of laser powder bed fused Fe-xCr alloys / S. Wei, D. Wu, V. Soh, K.B. Lau, F. Wei, K.A. Liogas, B. Zhang, Q. Zhu, C.K. Ng, ... A.M. Korsunsky // Additive Manufacturing. – 2024. – Vol. 83. – 104077.
4. Effect of heat treatment on the microstructure and magnetic properties of laser powder bed fusion processed equiatomic Co-Fe / K.A. Liogas, K.B. Lau, Z. Wang, D.N. Brown, E. Polatidis, P. Wang, ... A.M. Korsunsky // Additive Manufacturing. – 2023. – Vol. 67. – 103499.
5. Empirical implementation of the Steinmetz equation to compute eddy current loss in soft magnetic composite components / M.C. Kulan, N.J. Baker, K.A. Liogas, O. Davis, J. Taylor, A.M. Korsunsky // IEEE Access. – 2022. – Vol. 10. – P. 14610-14623.



## Исследование влияния параметров получения образца методом экструзионной аддитивной технологии на формируемую структуру

Криницын М.Г., Рюмин Е.Е.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Аддитивное производство (АП) – процесс изготовления деталей, основанный на создании физического объекта по электронной модели путем добавления материала «слой за слоем». Первые аддитивные системы производства работали главным образом с полимерными материалами, но на сегодняшний день номенклатура используемых материалов значительно увеличилась (композитные порошки с различными типами металлов и керамикой).

В настоящее время, разработаны десятки технологий АП, но одним из перспективных направлений является экструзионная аддитивная технология. В докладе описаны результаты исследования материалов, полученных методом экструзии материала из фидстоков (полимеров, наполненных порошком) [1, 2]. В качестве полимерного связующего использовался коммерчески разработанный MC2163, а также проводились эксперименты по разработке собственного состава полимерного связующего, пригодного для растворного дебиндинга [3]. На основании литературных данных был выбран состав полимерного связующего: этиленвинилацетат (EVA), канифоль и 1,6-гександиол. В ходе работы менялось соотношение между компонентами. Состав полимерного связующего существенно влияет на характер деформационного поведения зеленых деталей.

Большое содержание EVA увеличивает жесткость фидстока, а увеличение содержание 1,6-гександиола наоборот увеличивали гибкость, что позволяет создавать филамент из таких композиций. Кажущаяся плотность зеленых деталей не зависит от температуры экструзии в диапазоне 150-190 °С и составляет 65-75 % от расчетной. На ПТР в большей степени влияет фракционный состав, морфология и загрузка порошкового наполнителя. Тем не менее, созданный фидсток уступает фидстоку на основе MC2163 по значениям ПТР при равной загрузке, по пористости и прочности зеленых деталей. Таким образом, основные образцы в работах этого года проводились на фидстоке MC2163. Фидстоки состава EVA-канифоль-1,6-гександиол являются перспективными, в частности для создания филаментов, и требуют дальнейшего изучения.

Образцы печатали по технологии MEAM (Material extrusion additive manufacturing) на полимерном 3D-принтере Bizon 2 со шнековой печатающей головкой. Материал подавали в виде цилиндрических гранул диаметром 0.4 мм и длиной 1 мм. По литературным данным, описывающим печать деталей из пластика, а также по прошлым опытам, наибольшую плотность детали получается достичь при наклоне штриховки внутри слоя 45° с поворотом наклона от слоя к слою на 90°. Именно такой способ нанесения слоев был выбран для получения образцов. Были изготовлены образцы в виде балок для испытания на изгиб размером 4x4x16 мм<sup>3</sup> (рис. 1).



Рис. 1. Внешний вид напечатанного образца

По результатам экспериментов установлено, что для достижения наибольшей плотности

образцов необходимо использовать следующие параметры работы принтера: диаметр сопла 0.8 мм, температура сопла 140 °С, толщина слоя 200 мкм, скорость печати 60 мм/с, коэффициент экструзии 1.4, обязательно наличие обдува области печати. Варьируемым параметром в экспериментах является уставка экструзии, задаваемая принтером. Уставка экструзии влияет на скорость экструзии относительно скорости печати, однако этот параметр задается индивидуально для разных фидстоков. Оптимальным параметром является значение, которое обеспечивает наибольшую референсную плотность образцов. При низком значении внутри образца формируются поры, уменьшающие плотность, а при большом значении образуются следы переэкструзии также снижающие плотность за счет избытка массы. Референсная плотность считается как отношение реальной массы образца к эталонному объему образца (задаваемому в 3D-модели).

Была напечатана серия образцов разной толщины – от 1 до 5 мм с шагом 1 мм, для каждого образца проводился дебиндинг в ацетоне в течение 24 и 48 часов, по итогам которого рассчитывалась потеря массы, переведенная в потерю массы полимера. После 48 часов дебиндинга в образце толщиной 1 мм остается около 3% полимера, тогда как в образце со стенкой 5 мм все еще больше 10% полимера. Были также исследованы три различных режима растворного дебиндинга в ацетоне: стандартный, с подогревом и с перемешиванием. Было установлено, что наибольшая потеря массы наблюдается в образцах, дебиндинг которых проводился при 45 °С без перемешивания (-26%). Дебиндинг без подогрева демонстрирует схожую эффективность (-21%). Дебиндинг с перемешиванием является наименее эффективным – потеря массы в образцах наименьшая среди всех образцов (-10%).

*Работа выполнена по Государственному заданию ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0007.*

1. Gonzalez-Gutierrez J. et al. Additive manufacturing of metallic and ceramic components by the material extrusion of highly-filled polymers: A review and future perspectives // *Materials*. – 2018. – Vol. 11. – No. 5. – P. 840.
2. Miclette O. et al. Material extrusion additive manufacturing of low-viscosity metallic feedstocks: Performances of the plunger-based approach // *Additive Manufacturing*. – 2022. – Vol. 60. – No. 103252.
3. Lotfizarei Z. et al. Overview of debinding methods for parts manufactured using powder material extrusion // *Additive Manufacturing*. – 2023. – Vol. 61. – No. 103335.

## Влияние облучения импульсным электронным пучком на диффузию и ползучесть системы Cr/Zr-1 мас. % Nb

<sup>1,2</sup>Кругляков М.А., <sup>1,2</sup>Степанова Е.Н., <sup>1</sup>Грабовецкая Г.П., <sup>1</sup>Манишева А.И.

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

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

В последние годы для защиты циркониевых сплавов от проникновения водорода и коррозии на их поверхности с использованием облучения электронными и ионными пучками формируют градиентные покрытия, содержащие кроме оксидной или нитридной пленки переходные металлические слои. Перспективным металлом для создания переходного слоя в градиентных покрытиях на сплавах циркония является хром. В то же время, имеются данные, согласно которым хром обладает повышенной диффузионной подвижностью в  $\alpha$ -Zr. Диффузия хрома в сплав циркония при повышенных температурах может приводить к образованию на границе раздела и в приповерхностном слое сплава фазы  $ZrCr_2$ . Фаза  $ZrCr_2$  является хрупкой, поэтому ее выделения могут стать источником трещин. Следовательно, в реальных условиях эксплуатации при одновременном воздействии температуры и напряжения (в условиях ползучести) образование фазы  $ZrCr_2$  может отрицательно влиять на прочностные характеристики изделий из циркониевого сплава.

Целью настоящей работы являются сравнительные исследования развития диффузии хрома в поликристаллическом сплаве Zr-1 мас. % Nb при изотермическом отжиге и облучении импульсным электронным пучком (ИЭП) и ее влияния на ползучесть сплава в интервале температур (0,3–0,4) от температуры плавления циркония.

Сплав Zr-1 мас. % Nb содержит две фазы:  $\alpha$ -Zr (зерна) и  $\beta$ Nb (частицы в объеме и на границах зерен). Диффузию хрома с поверхности в сплаве Zr-1 мас. % Nb в условиях изотермического диффузионного отжига и облучения ИЭП в интервале температур (0,3–0,4) от температуры плавления циркония исследовали методом оптической эмиссионной спектроскопии высокочастотного тлеющего разряда. Установлено, что нанесение пленки хрома на поверхность сплава Zr-1 мас. % Nb методом реактивного магнетронного распыления мишени приводит к образованию зоны взаимного проникновения хрома и циркония. Размеры зерен, а также размеры и распределение частиц фазы  $\beta$ Nb в сплаве Zr-1 мас. % Nb при этом не изменяются. Изотермические диффузионные отжики и облучение ИЭП приводят к увеличению ширины зоны взаимного проникновения хрома и циркония по сравнению с состоянием после нанесения пленки хрома на поверхность сплава. При этом опережающей диффузией хрома в приповерхностном слое сплава Zr-1 мас. % Nb в исследованном интервале температур в обоих случаях является зернограницная диффузия.

Проведена сравнительная оценка параметра зернограницной диффузии  $sD_b$  хрома ( $s$  – коэффициент сегрегации и  $D_b$  – коэффициент зернограницной диффузии) в условиях изотермического диффузионного отжига и облучения ИЭП с использованием уравнения Уиппла-Ле-Клера при ширине границы зерен 0,5 нм. Показано, что в условиях одновременного воздействия температуры и облучения импульсным электронным пучком в приповерхностном слое сплава повышается параметр  $sD_b$  и снижается энергия активации зернограницной диффузии хрома в сплаве Zr-1 мас. % Nb.

В условиях ползучести при температурах 673 и 723 К присутствие пленки хрома на поверхности сплава Zr-1 мас. % Nb приводит к уменьшению длительности стадии установившейся ползучести и времени до разрушения. Предварительное, перед ползучестью, облучение импульсным электронным пучком усиливает отрицательное влияние хромового покрытия на ползучесть сплава Zr-1 мас. % Nb.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант № 23-29-00156).*

## Микроструктура и фазовый состав покрытия Al-Mg-Ni-Cr, полученного методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки

Крылова Т.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сплавы Al-Mg относят к классу легких конструкционных материалов с превосходными прочностными и коррозионными свойствами благодаря этому они широко используются в автомобильной и аэрокосмической областях промышленности. К недостаткам этих сплавов можно отнести низкую твердость, износостойкость и жаростойкость. Прогресс в разработке более совершенных сплавов Al-Mg может быть достигнут путем дополнительного легирования, что требует фундаментальных знаний о влиянии легирующих элементов на их микроструктуру и свойства. Особый интерес вызывает сплав с формированием металл-интерметаллидной структуры, чередование твердых интерметаллидов в пластичной вязкой матрице позволит существенно снизить вероятность внезапного разрушения, добиться высокого уровня надёжности и долговечности материала. При легировании необходимо учитывать такие важные моменты, как параметры охлаждения, сегрегация, смачиваемость границы зерен, взаимная растворимость и ряд других термодинамических и кинетических свойств.

Данная работа посвящена исследованию микроструктуры и фазового состава покрытия Al-Mg-Ni-Cr, полученного методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошка Ni<sub>2</sub>Cr на алюминиевый сплав АМг6. Микроструктура и фазовый состав покрытия были исследованы с помощью растровой электронной микроскопии, энергодисперсионного и рентгенофазового анализа. Результаты исследований показали, что вневакуумное электронно-лучевое легирование приводит к формированию гетерофазного покрытия Al-Mg-Ni-Cr без трещин и пор. Основными фазами покрытия являются Al, Ni<sub>2</sub>Cr, NiAl<sub>3</sub>, NiAl, Al<sub>3</sub>Mg<sub>2</sub>, NiCr. Микроструктура покрытия от границы «покрытие-подложка» до поверхности меняется с мелко- на крупнозернистую, что является следствием разной скорости охлаждения расплава. Микротвердость покрытия Al-Mg-Ni-Cr существенно зависит от различных структурно-фазовых состояний в локальных местах покрытия и варьируется в пределах  $925 < H_{\mu} < 8700$  МПа. Твердость по Бринеллю покрытия Al-Mg-Ni-Cr в 1.5 раза выше твердости по Бринеллю исходного сплава АМг6.

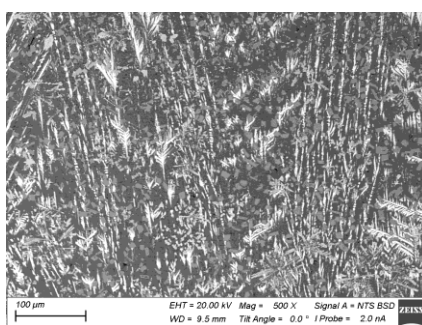


Рис. 1. РЭМ-изображение структуры покрытия Al-Mg-Ni-Cr

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

*Авторы выражают благодарность за оказанную помощь Голковскому Михаилу Гедеалиевичу (Институт ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН) в проведении электронно-лучевой наплавки вне вакуума.*



## Анализ микроструктуры и особенностей формирования стыкового сварного соединения биметаллической трубы при ротационной сварке трением

<sup>1</sup>Крючева К.Д., <sup>1</sup>Путилова Е.А., <sup>2</sup>Приймак Е.Ю.

<sup>1</sup>ИМАШ УрО РАН, Екатеринбург,

<sup>2</sup>АО «Завод бурового оборудования», Оренбург

Развитие и освоение месторождений нефти и газа приводят к необходимости создания как материалов, обеспечивающих требуемый уровень эксплуатационных свойств, так и способов их соединения. Широкое применение нашли слоистые металлические композиции. К числу таких материалов относятся биметаллы – материалы, состоящие из двух или более металлов и сплавов. В связи с необходимостью производства длинномерных биметаллических конструкций для нефтегазовой промышленности возникает задача изучения способов соединения данных материалов. Сварные соединения биметаллов представляют собой сложные системы, образующиеся при соединении металлов различного структурного класса с разной степенью легирования. Поэтому важно исследовать процессы формирования и изменения структуры и свойств подобных соединений, а также анализировать проблемы, характерные для сварки разнородных материалов.

Работа посвящена исследованию структуры, механических и магнитных характеристик стыкового сварного соединения, полученного по технологии ротационной сварки трением (РСТ) биметаллической трубы. Биметаллическая труба изготавливалась путем лейнирования, внешний слой представляет среднеуглеродистая сталь 32Г2С, а плакирующий слой состоит из коррозионностойкой стали 08Х18Н10Т. Химический состав представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сталей, масс. %

Марка стали	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Cu	Fe
32Г2С	0,32	0,50	1,55	0,01	0,01	0,14	0,17	0,03	0,21	96,70
08Х18Н10Т	0,08	0,76	1,09	0,02	16,58	9,82	0,20	0,23	0,59	70,07

Микроструктурные исследования проводились с использованием оптического микроскопа НЕОРНОТ-21, а также методами растровой электронной микроскопии с использованием растрового микроскопа Tescan, оснащенного системой дифракционного (EBSD) анализа Advanced AZtecHKL.

Микроструктура сварного стыка и околошовной зоны представлена на рис. 1.

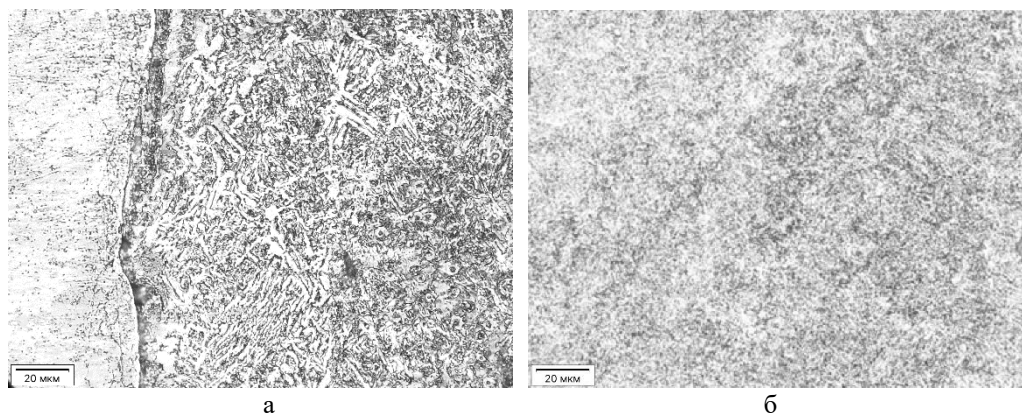


Рис. 1. Микроструктура сварного стыка (а) и приконтактных зон (б) после РСТ

По фотографии микроструктуры сварного соединения выявляется линия стыка и зона термомеханического воздействия (ЗТМВ) шириной около 3.5 мм, по обе стороны от которой располагается основной металл. Образование закалочной структуры в ЗТМВ

конструкционной стали связано с локальным разогревом до температур выше температуры полиморфного превращения и дальнейшим ускоренным охлаждением.

На рис. 2 приведены карты контраста и разориентировок образца сварного соединения, подготовленного в плоскости перпендикулярной оси образца.

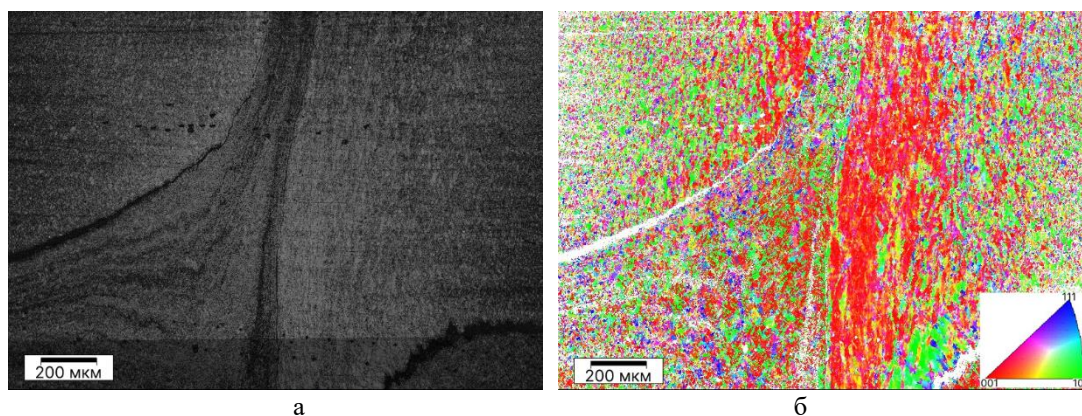


Рис. 2. Карты контраста (а) и разориентировок (б) сварного соединения, полученного РСТ

При EBSD анализе обнаружено, что в большом количестве зерен направление 001 совпадает с направлением лейнирования. Наблюдается наплыв одного металла в зону другого из-за разных пластических свойств сталей. Также характерной особенностью РСТ является наличие полосчатой структуры, которая меняет свое направление от перпендикулярного зоне сплавления до параллельного.

На микроструктурной фотографии контактной зоны сварного соединения РСТ отсутствует четкая граница между двумя материалами. Это свидетельствует о том, что при ротационной сварке трением биметаллической трубы взаимодействие в зоне соединения не ограничивается образованием межатомных связей и включает процессы взаимной объемной рекристаллизации.

## Исследование влияния легирования Ta и Si покрытий Ti-Al-N на их структуру и свойства

Кузьминов Е.Д., Дербин А.Ю., Шугуров А.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Благодаря высокой износостойкости, термической стабильности и стойкости к окислению покрытия Ti-Al-N широко применяются в настоящее время для защиты деталей и механизмов, работающих в условиях высоких фрикционных нагрузок и повышенной температуры в машиностроении, авиакосмической, обрабатывающей и других областях промышленности [1]. Однако, переход кубического AlN в стабильную гексагональную вюрцитную фазу при температурах выше 900 °C приводит к резкому снижению твердости и износостойкости данных покрытий. Одним из наиболее перспективных способов улучшения характеристик покрытий Ti-Al-N является их легирование дополнительными химическими элементами. В частности, добавление Ta приводит к изменению электронной структуры покрытий на основе системы Ti-Al-N, что дает возможность варьировать в них тип химической связи, а следовательно, и ключевые свойства покрытий [2]. Легирование Si способствует созданию в покрытиях Ti-Al-N двухфазной аморфно-нанокристаллической структуры, что обуславливает увеличение их твердости и окислительной стойкости [3]. Однако в настоящее время отсутствуют комплексные исследования, направленные на изучение влияния концентрации легирующих добавок тантала и кремния на структуру и свойства покрытий на основе системы Ti-Al-N. Таким образом, целью данной работы является исследование эволюции структуры и механических характеристик покрытий на основе системы Ti-Al-N при различных содержаниях Ta и Si.

Покрытия наносили методом реактивного магнетронного распыления с помощью двух круглых планарных магнетронов с мишенями TiAl (TiAlSi) и Ta диаметром 125 и 100 мм соответственно. Осаждение осуществляли на подложки из стали 12X18H10T, титана марки BT6, карбида вольфрама WC<sub>8</sub> и кремния в среде из смеси газов аргона и азота. Стальные и титановые подложки подвергались механической шлифовке и полировке с последующей очисткой в ультразвуковой ванне в спирте. Перед нанесением покрытий, все подложки подвергали дополнительной очистке ионным пучком в атмосфере аргона в течение 20 минут при давлении 0,1 Па.

Методами энергодисперсионной спектроскопии, сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), просвечивающей электронной (ПЭМ) микроскопии и рентгеновской дифракции были изучены элементный состав, микроструктура поперечного сечения и фазовый состав покрытий. Механические характеристики покрытий на основе системы Ti-Al-N были исследованы методом наноиндентирования. Путем измерения прогиба кремниевых подложек до и после нанесения покрытий с помощью контактного профилометра были определены остаточные напряжения в покрытиях. Испытания на износ проводили в условиях сухого трения по схеме шар по диску.

Показано, что при увеличении содержания Ta в покрытиях на основе системы Ti-Al-N от 0 до 32,5 ат.% параметр решетки линейно увеличивается, а преимущественная ориентация столбчатых зерен ГЦК-фазы типа NaCl изменяется с (111) на (200). Последнее сопровождается изменением микроструктуры покрытий со столбчатой V-образной на столбчатую структуру с вертикальными границами зерен, характерную для ориентации (200). Установлено, что во всех покрытиях развиваются сжимающие остаточные напряжения, которые увеличиваются с ростом содержания тантала, достигая максимума -3,9 ГПа в покрытиях с 17,5 ат.% Ta, после чего снижаются. Методом наноиндентирования показано, что с ростом содержания тантала твердость покрытий H снижается, однако при 17,5 ат.% Ta наблюдается локальный пик твердости 30,9 ГПа, что близко к твердости покрытия без тантала. Приведенный модуль Юнга  $E^*$  снижается монотонно, так что у покрытия с наибольшей концентрацией тантала он на 65% ниже, чем у покрытия Ti-Al-N. Подобные зависимости механических характеристик обусловили увеличение отношений  $H/E^*$  и  $H^3/E^{*2}$ , которые используются для оценки

пластичности и вязкости разрушения покрытий. Зависимость трещиностойкости  $K_{IC}$  покрытий полностью аналогична зависимости отношений  $H/E^*$  и  $H^3/E^{*2}$ . Анализ результатов испытаний на износ показал, что при добавлении Ta, износ покрытий увеличивается, так что самой высокой износостойкостью обладает покрытие Ti-Al-N. Увеличение степени износа, несмотря на повышенную трещиностойкость, обусловлено наличием столбчатых зерен с прямыми границами, которые являются путями для легкого распространения трещин при циклических нагрузках.

Для подавления роста столбчатых зерен путем создания двухфазной аморфно-нанокристаллической структуры покрытия Ti-Al-Ta-N были легированы Si. Показано, что зернограницная аморфная фаза нитрида кремния, подавляющая рост столбчатых зерен, образуется при содержании кремния 5 ат.%, о чем свидетельствует резкое снижение размера ОКР. Анализ результатов наноиндентирования выявил, что при 5 ат.% Si твердость, приведенный модуль Юнга, отношения  $H/E^*$  и  $H^3/E^{*2}$ , а также величина остаточных сжимающих напряжений оказываются максимальными, что обусловлено формированием тонкой зернограницной аморфной прослойки  $SiN_x$ . В результате испытаний на износ установлено, что при легировании кремнием износостойкость покрытий на основе системы Ti-Al-Ta-N возрастает, причем самую низкую интенсивность износа демонстрируют покрытия, содержащие 6 ат.% Si. Основной причиной повышенной износостойкости покрытий с содержанием Si более 5 ат. % является подавление роста столбчатых зерен, границы которых при циклических нагрузках обеспечивают быстрое распространение трещин вглубь покрытий и, как следствие, интенсивное выкрашивание их фрагментов. При этом оптимальное содержание Si в покрытиях определяется конкуренцией между изменениями их микроструктуры и несущей способности.

В результате проведенных исследований выявлено, что введение тантала, несмотря на повышение трещиностойкости, способствует снижению износостойкости покрытий, вследствие образования столбчатых зерен с прямыми границами. Введение Si в покрытия Ti-Al-Ta-N позволило существенно увеличить не только их механические характеристики, но и износостойкость, за счет подавления роста столбчатых зерен и создания двухфазной аморфно-нанокристаллической структуры.

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

1. Temperature driven evolution of thermal, electrical, and optical properties of Ti–Al–N coatings / R. Rachbauer, J.J. Gengler, A.A. Voevodin, K. Resch, P.H. Mayrhofer // Act. Mater. – 2012. – Vol. 60. – P.2091-2096. – DOI:10.1016/j.actamat.2012.01.005
2. Influence of Ta on the fracture toughness of arc evaporated Ti-Al-N / W.M. Seidl, M. Bartosik, S. Kolozsvari, H. Bolvardi, P.H. Mayrhofer // Vacuum. – 2018. – Vol. 150. – P. 24-28. – DOI:10.1016/j.vacuum.2018.01.028
3. Improvement of mechanical Properties and Adhesion of Ti-Al-Si-N Coatings by Alloying with Ta / A.R. Shugurov, E.D. Kuzminov, Y.A. Garanin, A. V. Panin, A.I. Dmitriev // Lubricants – 2022. – Vol. 10. – 178. – DOI: 10.3390/lubricants10080178

**Усовершенствованная методика прогнозирования микроструктуры сталей,  
формирующейся в результате изотермической закалки в температурной области  
мартенситного превращения**

<sup>1, 2</sup> Куклина А.А., <sup>1</sup> Майсурадзе М.В., <sup>1</sup> Рыжков М.А., <sup>1</sup> Антаков Е.В.

<sup>1</sup> ФГАОУ ВО Уральский Федеральный Университет им. первого Президента России  
Б.Н.Ельцина, Екатеринбург

<sup>2</sup> ФГБОУ ВО Уральский государственный горный университет, Екатеринбург

В настоящей работе приведена методика прогнозирования микроструктуры легированных сталей, формирующейся в результате изотермической и ступенчатой закалки в температурной области мартенситного превращения, основанная на результатах численного моделирования кинетики атермического мартенситного превращения и изотермического бейнитного превращения, учитывающая условие термодинамического равновесия  $\alpha$ - и  $\gamma$ -фаз, а также образование карбидов.

В работе использованы результаты дилатометрических исследований сталей промышленной и лабораторной выплавки с различным содержанием хрома, марганца и кремния, 14 плавок. Рентгеноструктурный фазовый анализ проводился на рентгеновском дифрактометре Bruker D8 Advance. Количественный рентгенофазовый анализ проводился по методу безэталонного полнопрофильного анализа Ритвельда с использованием программного пакета TOPAS® 4.2.

При помощи методики Спир и Эдмондса для стали 20X2Г2СНМА была рассчитана зависимость доли остаточного аустенита от температуры изотермической закалки при температуре ниже температуры начала мартенситного превращения  $M_n$ . Как видно, максимальная степень стабилизации остаточного аустенита в структуре рассматриваемой стали (до 27 %) должна наблюдаться при температуре изотермической закалки 280...290 °С. Однако рентгеноструктурный анализ образцов после экспериментальной изотермической закалки показал, что содержание остаточного аустенита в стали 20X2Г2СНМА независимо от температуры изотермической выдержки в интервале 280...340 °С составляет 5...6 % при продолжительности изотермической выдержки 10 мин и 8...10 % при продолжительности изотермической выдержки 60 мин. Наблюдаемые отклонения обусловлены тем, что применяемый подход не учитывает формирования изотермического бейнита во время изотермической выдержки, а также формирования карбидов в бейните и при самоотпуске «первичного» мартенсита.

Во время изотермической выдержки в температурном интервале мартенситного превращения формируется значительное количество бейнита: от 20 % при температуре выдержки 280 °С до 55 % при температуре выдержки 320 °С. В связи с этим для повышения адекватности используемой методики прогнозирования микроструктуры, формируемой в стали при изотермической закалке в интервале температур мартенситного превращения, необходимо также учитывать образование бейнита.

В предлагаемой усовершенствованной методике используется подход Спир и Эдмондса, в основе которого лежит зависимость доли «первичного» мартенсита от температуры. Исходными данными для расчета являются: химический состав стали; продолжительность изотермической выдержки при температуре ниже  $M_n$ ; зависимость равновесной концентрации углерода в аустените от температуры, определяемая расчетным или экспериментальным способом. Рассмотрим алгоритм расчета применительно к стали 20X2Г2СНМА.

1. В начале определяется температура начала мартенситного превращения, например, по уравнению, приведенному в работе:

$$M_n = 472 - 384 \times C - 26 \times Si - 14 \times Ni, \quad (1)$$

где  $M_n$  – температура начала мартенситного превращения, °С; C, Si, Ni – содержание соответствующих легирующих элементов, масс. %. Для стали 20X2Г2СНМА расчетная температура  $M_n$  составила 336 °С.

2. Зная температуру начала мартенситного превращения, можно при помощи уравнения Коистинена-Марбургера рассчитать количество «первичного» мартенсита,  $P_{M1}$ , образующегося в стали при охлаждении до разных температур изотермической выдержки:

$$P = 1 - \exp[-\alpha \times (M_n - t)], \quad (2)$$

где  $P$  – доля мартенсита;  $t$  – текущая температура, °C;  $M_n$  – температура начала мартенситного превращения, °C;  $\alpha$  – постоянный коэффициент.

На основании анализа кривых мартенситного превращения для 14-ти марок стали было установлено, что значение постоянного коэффициента  $\alpha$  в уравнении Коистинена-Марбургера (2) в среднем составляет 0,030.

3. Определяется количество непревращенного аустенита, имеющегося в стали на момент начала изотермической выдержки,  $P_{A1}$ :

$$P_{A1} = 1 - P_{M1}. \quad (3)$$

4. Для стали 20X2Г2СНМА При помощи уравнения Остина-Риккета был произведен расчет количества бейнита,  $P_B$ , образующегося во время изотермической выдержки продолжительностью  $\tau$  при разных температурах ниже  $M_n$ . При этом принималось, что значение коэффициента  $n = 1,2$  в температурном интервале от  $M_n$  до  $M_n - 40$  °C, а при более низких температурах изотермической выдержки значение коэффициента  $n$  определялось по уравнению:

$$n = -0,016 \times \Delta t + 1,903, \quad (4)$$

где  $\Delta t$  – переохлаждение ниже  $M_n$ , °C. Зная величину  $n$ , по уравнению (4) определяли значение параметра  $\ln(k)$ , а, следовательно, и величину коэффициента  $k$ .

5. После того, как была определена доля бейнита, сформировавшаяся в процессе изотермической выдержки заданной продолжительности, вычисляется доля непревращенного аустенита, имеющегося в стали на момент окончания выдержки:

$$P_{A2} = 1 - (P_{M1} + P_B^*), \quad (5)$$

где  $P_B^*$  – доля бейнита.

6. На основании допущения, что весь углерод из  $\alpha$ -фазы расходуется на образование карбидов и диффузионный переход в аустенит, вычисляется содержание углерода в непревращенном аустените на момент окончания изотермической выдержки:

$$C_\gamma = (C_0 - D \times (P_{M1} + P_B^*)) / P_{A2}. \quad (6)$$

7. Используя уравнение Коистинена-Марбургера можно рассчитать количество «вторичного» мартенсита, формирующегося при охлаждении от температуры изотермической выдержки до комнатной температуры:

$$P_{M2} = 1 - \exp(-\alpha \times (M_{n2} - 20^\circ\text{C})). \quad (7)$$

Полученное значение доли «вторичного» мартенсита нормируется на количество непревращенного аустенита,  $P_{A2}$ , доступного на момент окончания изотермической выдержки:

$$P_{M2}^* = P_{M2} \times P_{A2}. \quad (8)$$

8. Вычисляется итоговое количество остаточного аустенита, сохраняющегося в стали при комнатной температуре,  $P_{OA}$ :

$$P_{OA} = P_{A2} - P_{M2}^*. \quad (9)$$

Разработана усовершенствованная методика прогнозирования микроструктуры сталей, формирующейся в результате изотермической закалки в температурной области мартенситного превращения. На примере стали 20X2Г2СНМА показано, что предложенная методика обеспечивает значительно более адекватные результаты по сравнению с традиционно применяемой методикой Спир и Эдмондса. В частности, реализуется возможность оценки изменения количественного состава микроструктуры в зависимости от продолжительности изотермической выдержки при разных температурах.

## Модификация цементного камня нанодисперсными частицами $\text{SiO}_2$ синтезированными электродуговым плазменным испарением

Куликова А.А., Шеховцов В.В., Копаница Н.О.

Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

Модификация цементных систем нанодисперсными частицами является актуальной задачей физического материаловедения. Введённые наноразмерные частицы диоксида кремния в цементную матрицу служат адсорбентом для выделения свободных кальциевых и гидроксильных ионов в цементной системе, что повышает прочность и стойкость цемента к воздействию внешних факторов [1, 2]. В исследованиях [3, 4] было установлено, что оптимальная концентрация вводимых нано-частиц в цементную систему составляет от 0.25% до 5% по массе. Превышение этих значений приводит к уменьшению активности добавки, и в следствии, к гашению реакций гидратации. Это объясняется тем, что нанодисперсные порошки имеют склонность к агломерации, что снижает их поверхностную активность, и, как следствие, уменьшает реакционную способность системы. В результате процессы реакций происходят на микроуровне, где реакционная способность значительно снижена. Одним из способов повышения реакционной способности цементной системы является наличие контролируемых примесей или химических связей находящихся в нанодисперсных порошках. В этом случае, примеси действуют как катализаторы и ускорители процессов взаимодействия компонентов цементной системы. Таким образом, в данной работе рассмотрена влияние нанодисперсных частиц  $\text{SiO}_2$  полученных электродуговым плазменным испарением на морфологию формирования цементного камня. Матрица цементного камня была модифицирована нанодисперсным порошком  $\text{SiO}_2$  в количестве 0.03 % от массы цемента, с учетом ранее полученных результатов [5].

В работе использовался нанодисперсный порошок  $\text{SiO}_2$  полученный электродуговым плазменным испарением, из кварцевого песка Туганского месторождения. На рис. 1а представлена принципиальная схема процесса синтеза нанодисперсного порошка  $\text{SiO}_2$ . На рис. 1б представлен ПЭМ-снимок синтезируемых частиц. Особенностью электродугового плазменного испарения является, резкий процесс закалки парогазовой фазы, способствующий формированию аморфного диоксида кремния  $\text{SiO}_2$  где связи  $\text{Si-O}$  в кремнекислородных тетраэдрах аморфной фазы аналогичны связям  $\alpha$ -тридимита. Стоит отметить, наличие химической связи  $\text{Si-OH} \rightarrow \equiv \text{Si-O-Si} \equiv$  выступающих связкой (мостами) между частицами [6].

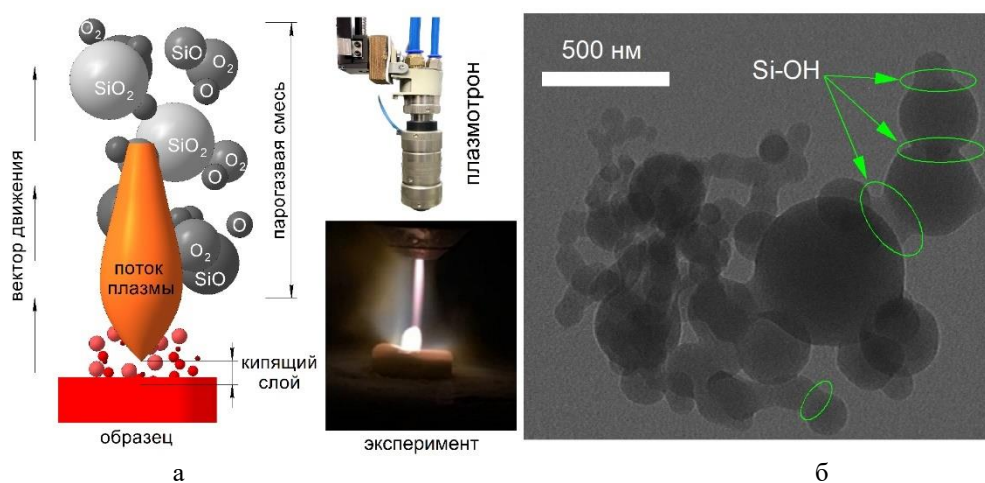


Рис. 1. Принципиальная схема (а) процесса синтеза нанодисперсного порошка  $\text{SiO}_2$  и ПЭМ-снимок частиц (б)

В качестве вяжущего использовался цемент класса ЦЕМ I 42.5Б. Порошок  $\text{SiO}_2$  добавлялся в цемент в сухом виде, смесь перемешивалась до однородного состояния, затем затворялась водой. Формовались образцы кубической формы ( $20 \times 20 \times 20$  мм), которые твердели в нормальных условиях: температура 18–20°C, влажность 90–100 %.



На рис. 2 представлены результаты сканирующей электронной микроскопии поверхности скола цементного камня на 28 суток твердения. Установлено, что матрица цементного камня представлена кристаллами низкоосновного гидросиликата кальция игольчатой формой размером от 3 до 20 мкм (рис. 2а). На рис. 2б наблюдаются концентрационные гашения Al в области скопления игольчатых кристаллов, что подтверждает образование  $\text{Ca}_2\text{SiO}_4\text{H}_2$ . Это достигается за счет выстраивания ковалентных связей между атомами Ca, Si, O и H, а дополнительные связи Si-OH присутствующие в нанодисперсном порошке  $\text{SiO}_2$  полученным электродуговым плазменным испарением позволяют повысить концентрацию центров кристаллизации во всей цементной матрице.

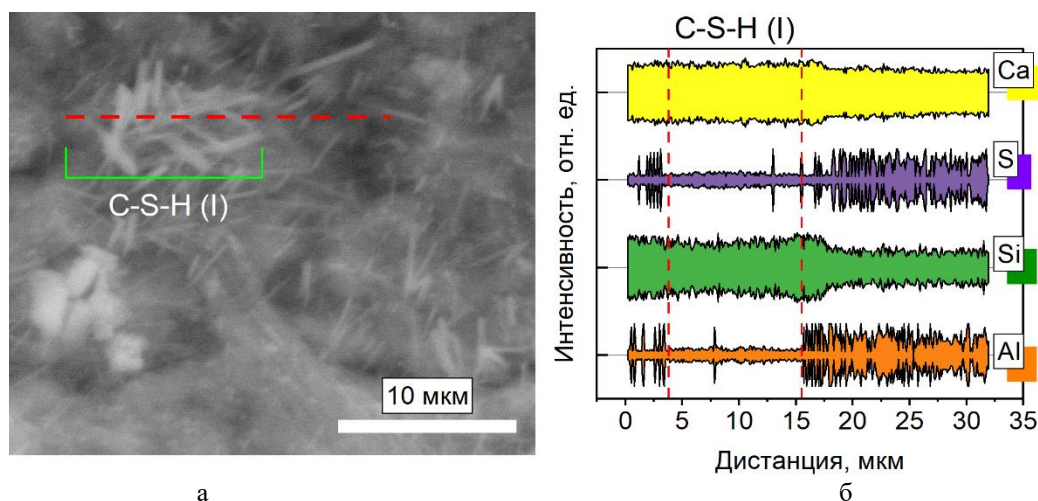


Рис. 2. Электронный снимок поверхности скола цементного камня (а) и распределение элементов вдоль линии визирования (б)

*Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ FEMN-2022-0001*

1. Abdellahi M., Karafshani M.K., Rizi A.S. Modeling Effect of  $\text{SiO}_2$  Nanoparticles on the Mechanical Properties of the Concretes // J. Build. Rehabil. – 2017. – Vol. 2. – № 8. – DOI:10.1007/s41024-017-0027-8.
2. Alireza N., Alireza K., Azam I.Z., Suraya A.R. Investigating the Effects of Using Different Types of  $\text{SiO}_2$  Nanoparticles on the Mechanical Properties of Binary Blended Concrete // Compos. B. Eng. – 2013. – Vol. 54. – P. 52–58. – DOI 10.1016/j.compositesb.2013.04.035.
- 3 Flores-Vivian I., Pradoto R.G.K., Moini M. et al. The Effect of  $\text{SiO}_2$  Nanoparticles Derived From Hydrothermal Solutions on the Performance of Portland Cement Based Materials // Front. Struct. Civ. Eng. – 2017. – Vol. 11. – P. 436–445. – DOI:10.1007/s11709-017-0438-2.
4. Ahmed H.U., Mohammed A.A., Mohammed A.S. Effectiveness of Silicon Dioxide Nanoparticles (Nano  $\text{SiO}_2$ ) on the Internal Structures, Electrical Conductivity, and Elevated Temperature Behaviors of Geopolymer Concrete Composites // J. Inorg. Organomet. Polym. – 2023. – Vol. 33. – P. 3894–3914. – DOI:10.1007/s10904-023-02672-2.
5. Kopanitsa N.O., Demyanenko O.V., Kulikova A.A., et al. Influence of Activation Methods on the Structural and Technological Characteristics of Nanomodified Cement Compositions // Nanotechnologies in Construction. – 2022. – Vol. 14. – № 6. – P. 481–492. – DOI:10.15828/2075-8545-2022-14-6-481-492.
6. Шеховцов В.В. Влияние энергии термической плазмы на фазовые переходы нанодисперсного диоксида кремния / В. В. Шеховцов, Н. К. Скрипникова, В. И. Верещагин // Физика и химия стекла. – 2022. – Т. 48, № 5. – С. 591–596. – DOI:10.31857/S0132665121100590.

## **Влияние химической неоднородности на структуру и свойства двухслойного покрытия на основе TiAl, полученного методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки**

<sup>1,2</sup>Лазуренко Д.В., <sup>1</sup>Руктуев А.А., <sup>3</sup>Шикалов В.С., <sup>1</sup>Кузьмин Р.И., <sup>1</sup>Александрова Н.С.

<sup>1</sup>Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

<sup>2</sup>Центр коллективного пользования «СКИФ», Институт катализа им. Г.И. Борескова СО РАН, Новосибирск

<sup>3</sup>Институт теоретической и прикладной механики им. С.А. Христиановича СО РАН, Новосибирск

Титан и сплавы на его основе являются важнейшими конструкционными материалами, используемыми во многих отраслях промышленного производства. Титановые сплавы обладают уникальным комплексом химических, физических и механических свойств, среди которых особое значение имеют низкая плотность, высокая механическая прочность, коррозионная стойкость. Однако в условиях эксплуатации, предполагающих фрикционное нагружение и (или) воздействие высоких температур, титан малоприменим вследствие его активного взаимодействия с газами атмосферы, заметной ползучести, а также явно выраженной склонности к схватыванию с контртелами при работе в парах трения. Эффективным подходом к решению отмеченных проблем является формирование на поверхности изделий и заготовок из титановых сплавов защитных покрытий. Большой интерес в этой связи представляют покрытия из алюминидов титана, характеризующихся более высокой твердостью и рабочими температурами, по сравнению с титаном [1].

В рамках данной работы рассматриваются покрытия системы Ti-Al-Cr-Nb, сформированные на поверхности титанового сплава ВТ14 методом двухслойной вневакуумной электронно-лучевой наплавки. Данный метод нанесения покрытий основан на воздействии высокоэнергетическим пучком электронов на поверхностный слой обрабатываемого материала с равномерно распределенным на ней порошковым слоем, содержащим необходимые для формирования покрытия компоненты. Формирование двух и более слоев позволяет значительно повысить толщину покрытия или концентрацию легирующих элементов в поверхностном слое. При этом зачастую градиент по составу наблюдается даже в однослойном покрытии [2], а при наплавке в два слоя можно ожидать увеличения градиента по глубине наплавленного слоя.

Для оценки неравномерности структуры и фазового состава покрытия, а также изменения его свойств по глубине был использован комплексный подход, основанный на применении экспериментальных методик исследования и моделирования с использованием теории функционала плотности (ТФП). Структурные исследования проводили методами оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Фазовый анализ по глубине наплавленного слоя производили на основании результатов исследований методом энергодисперсионной дифракции рентгеновского синхротронного излучения. Для оценки свойств первого и второго наплавленного слоя проводили испытания на износ и окисление двух сечений покрытия.

Показано, что методом двухслойной вневакуумной электронно-лучевой наплавки на поверхности заготовки из титанового сплава было сформировано покрытие на основе алюминидов титана толщиной 3,8 мм. Покрытие имело градиентную структуру: в направлении от поверхности к подложке количество Ti увеличивалось за счет разбавления покрытия материалом основы. Дифракционные исследования показали, что соотношение фаз также изменялось в этом направлении. Вблизи поверхности была обнаружена фаза  $\gamma$ -TiAl (рис. 1). Нижние слои содержали преимущественно  $\alpha_2$ -Ti<sub>3</sub>Al и небольшое количество  $\beta$ -фазы и TiN. Последний образовался вследствие взаимодействия Ti с газами атмосферы. Наибольшее количество TiN обнаружено во втором (верхнем) наплавленном слое; в направлении к основе его содержание постепенно уменьшалось.

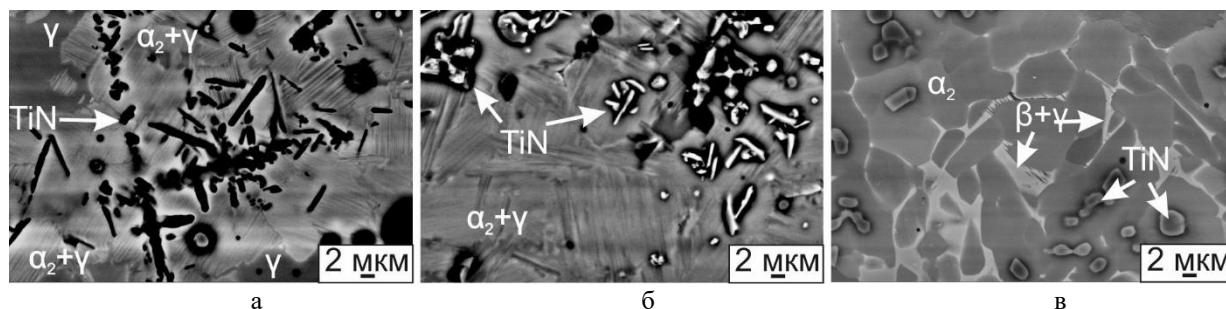


Рис. 1. Структура верхней (а), средней (б) и нижней (в) части покрытия

Результаты анализа дифракционных картин свидетельствуют об изменении параметров решетки различных фаз по глубине слоя. Параметр решетки TiN уменьшался в направлении к основе, а параметры решетки  $Ti_3Al$  и  $\beta$ -фазы увеличивались. Эти данные в сочетании с данными элементного анализа свидетельствуют о том, что рассматриваемые соединения имеют переменный химический состав. Полученные результаты были подтверждены моделированием методом ТФП.

Испытания на окисление выявили незначительное снижение жаростойкости нижней части покрытия по сравнению с верхней вследствие изменения как химического, так и фазового состава. Первый (нижний) наплавленный слой характеризовался высоким содержанием Ti и демонстрировал более высокий прирост массы. Второй (верхний) наплавленный слой содержал богатую Al  $\gamma$ -фазу и более высокий процент Al в основной фазе ( $\alpha_2$ - $Ti_3Al$ ). Согласно результатам моделирования методом ТФП, с увеличением содержания Ti в  $Ti_3Al$  увеличивается энергия абсорбции кислорода, что может привести к снижению стойкости к окислению по всей глубине покрытия.

Испытания на трение показали, что изменение химического и фазового состава не оказывает существенного влияния на износостойкость покрытия. Этот результат, скорее всего, обусловлен низкой долей дополнительных фаз, присутствующих в покрытии помимо  $\alpha_2$ - $Ti_3Al$ , и нивелированием влияния твердых частиц TiN менее твердым  $\gamma$ -TiAl в верхнем наплавленном слое. Изменение химического состава  $\alpha_2$ - $Ti_3Al$  не должно влиять на износостойкость наплавленного слоя. Объемный модуль упругости этой фазы существенно не меняется в зависимости от соотношения Al и Ti, а следовательно, ее твердость и износостойкость также не должны изменяться.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект FSUN-2024-0005) «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».*

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

*Синхротронные исследования выполнены на линии P61A Немецкого электронного синхротрона (DESY) в октябре 2021 г.*

1. Clemens H., Mayer S. Design, Processing, Microstructure, Properties, and Applications of Advanced Intermetallic TiAl Alloys // Adv. Eng. Mater. – 2013. – Vol. 15 – P. 191-215. – DOI: 10.1002/adem.201200231.
2. Structure and properties of Ti-Al-Ta and Ti-Al-Cr cladding layers fabricated on titanium / D.V. Lazurenko, M.G. Golkovsky, A. Stark, F. Pyczak, I.A. Bataev, A.A. Ruktuev, I.Y. Petrov, I.S. Laptev // Metals. – 2021. – Vol. 11 – Art. 1139. – DOI:10.3390/met11071139.

## Структурно-фазовая стабильность новых малоактивируемых аустенитных сталей

<sup>1,2</sup>Литовченко И.Ю., <sup>1</sup>Аккузин С.А., <sup>1</sup>Полехина Н.А., <sup>1</sup>Спиридонова К.В.,

<sup>1,2</sup>Ким А.В., <sup>1,2</sup>Осипова В.В., <sup>1</sup>Москвичев Е.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 «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара», Москва

Малоактивируемые хромомарганцевые аустенитные были предложены [1] как альтернатива сильноактивируемым хромоникелевым аустенитным сталям в качестве конструкционных материалов первой стенки ядерных реакторов и в качестве возможных кандидатов для использования в термоядерных энергетических установках. Основным преимуществом этих сталей является быстрый спад (за 50 – 100 лет) наведенной в условиях облучения радиоактивности до уровня, допускающего безопасную переработку. Показано, что стабильность разработанных ранее [1, 2] малоактивируемых хромомарганцевых аустенитных сталей ниже, чем у хромоникелевых ( $Ni = 14-25$  вес. %) сталей, что определяется содержанием в их составе марганца и углерода. При этом стали с низким (менее 0,1 вес. %) содержанием углерода и 20 % вес. марганца склонны к формированию феррита и  $\sigma$ -фазы в условиях облучения и (или) длительного старения [2]. Фазовая нестабильность сталей в условиях эксплуатации крайне нежелательна, поскольку может способствовать изменению формы изделий и их охрупчиванию.

В настоящей работе обобщены оригинальные результаты исследований микроструктуры, механических свойств и структурно-фазовой стабильности в условиях длительного старения новых малоактивируемых аустенитных сталей с повышенным содержанием марганца и углерода: Fe–29Mn–12Cr–W–Si–Ta–Ti–V–Zr, Fe–26Mn–11Cr–W–Si–Ta–Ti–V–Zr–0.32C, Fe–11Cr–27Mn–W–V–Ti–Ta–Y–0.23C, вес. %. Составы новых сталей были разработаны с целью повышения стабильности аустенита по отношению к мартенситным превращениям за счет увеличения никелевого эквивалента (по диаграмме Шеффлера),  $Ni_{eqv} = 19 - 21$ , что сравнимо с соответствующими значениями для стабильных (14-25 вес. % Ni) высокоактивируемых сталей. Дополнительно в составах новых сталей повышено содержание сильных карбидообразующих элементов (Ti, V, Ta, Zr) с целью повышения эффективности дисперсного упрочнения.

Показано, что в закаленном состоянии для всех новых сталей характерны планарные дислокационные субструктуры, дефекты упаковки и дисперсные частицы карбидов MC (M – Ti, Ta, Zr, V, W) и  $M_{23}C_6$  (M – Cr, Mn, Fe). В условиях холодной деформации прокаткой (20%) в сталях развивается интенсивное механическое двойникование с формированием высокой плотности пакетов микродвойников. Длительное старение сталей приводит к выделению дисперсных частиц  $M_{23}C_6$  на границах зерен и микродвойников, на частицах карбидов MC. В условиях старения при 700 °С до 500 ч, включительно, зеренная и микродвойниковая структура сталей остается стабильной. При этом прочностные и пластические свойства сталей остаются на хорошем уровне. Предел текучести после старения холоднодеформированного состояния составляет не менее 420 МПа, удлинение до разрушения не менее 7 % при 20 °С, и 250 МПа и 32 % при 700 °С, соответственно. В стали Fe–26Mn–11Cr–W–Si–Ta–Ti–V–Zr–0.32C после длительного старения (500 ч.) обнаружены частицы  $\sigma$ -фазы. Уменьшение пластичности (при 20 °С) и наличие хрупкой составляющей в изломах связано с выделением этой фазы.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00802, <https://rscf.ru/project/22-19-00802/>.

1. Иванов Л.И., Платов Ю.М. Радиационная физика металлов и ее приложения. Изд-во Интерконтакт Наука, 2002, – 300с.

2. Структурные изменения в хромомарганцевых малоактивируемых аустенитных сталях после длительных тепловых выдержек / Е.В. Демина, В.Н. Воеводин, М.Д. Прусакова, Г.Д. Орлова, А.В. Бабаев // Физика и химия обработки материалов – 2011. – №5. – С. 76-83.

## **Разработка металлических связок с повышенными механическими и адгезионными характеристиками для высокопроизводительного алмазного режущего инструмента**

Логинов П.А., Зайцев А.А., Федотов А.А., Березин М.А., Левашов Е.А.

*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», Москва*

Алмазный режущий инструмент различных типов (отрезные диски, кольцевые сверла, канатные пилы и т.д.) играет важную роль в строительной и добывающей промышленности. Его рабочий слой представляет собой композиционный материал, в котором зерна алмаза заключены в металлическую, керамическую или органическую матрицу [1]. Алмаз отвечает за процессы микроцарапания поверхности обрабатываемого материала. Связка выполняет несколько важных функций: отвечает за отведение тепла из зоны резания, обеспечивает сохранение алмаза в рабочем слое и постепенный износ инструмента, при котором осуществляется выход на поверхность новых, ранее не задействованных в процессе резки, абразивных зерен. В настоящее время совершенствование алмазного инструмента осуществляется, как правило, за счет модифицирования существующих связок с целью придания им особых свойств, например, износостойкости или адгезионной активности по отношению к алмазу [2].

Состав связки алмазного режущего инструмента выбирается, исходя из его условий эксплуатации и абразивной способности обрабатываемого материала. Для обработки мягких, легкообрабатываемых материалов, таких как мрамор, применяются инструменты со связками на основе меди. Резка и шлифовка высокоабразивных материалов, например, песчаника, бетона и железобетона, предъявляет высокие требования к прочности металлической связки. В этом случае их делают на основе железных или кобальтовых сплавов, в том числе комплексно легированных.

Прочность является критически важной характеристикой связок не только потому, что металлическая основа алмазного композита воспринимает большую часть нагрузки на инструмент. Кроме этого прочность (в первую очередь при сжатии и изгибе) близко коррелирует с прочностью алмазоудержания, из чего следует, что высокопрочные связки обеспечивают сохранение алмаза в рабочем слое в течение долгого периода эксплуатации инструмента [3, 4].

В данной работе рассмотрено несколько групп металлических связок для алмазного режущего инструмента и ряд подходов к увеличению его служебных характеристик. Исследованы механические и трибологические свойства трехкомпонентных связок Fe-Co-Ni, Fe-Ni-Mo, а также высокоэнтропийных связок в системах Co-Cr-Cu-Fe-Ni и Co-Cr-Fe-Ni-Ti. Для увеличения их механических свойств применены такие методы, как дисперсное упрочнение наночастицами тугоплавких соединений и формирование ультрамелкозернистой структуры. Для повышения адгезионной прочности связок к алмазному монокристаллу осуществляли плакирование, в том числе самоорганизующимися в процессе вакуумного спекания покрытиями на основе карбида вольфрама, а также легировали связки реакционно-активными компонентами (Ti, Cr, W).

Для оценки адгезии металлической связки к алмазу применяются различные подходы. Как правило, качественную оценку адгезии осуществляют при исследовании состояния поверхности алмазов на изломах металлоалмазных композитов. В данной работе предложена новая методика определения адгезионной прочности сцепления алмаза с металлической матрицей при *in situ* ПЭМ испытаниях на растяжение с использованием держателя Hysitron PI 95 TEM Picoindenter и устройств «Push-to-pull» [5]. Объектами испытаний являлись микрообразцы – ламели – длиной около 2,5 мкм и шириной 280-330 нм с геометрией, аналогичной плоским образцам для традиционных испытаний на растяжение. Ламели вырезали методом фокусированного ионного пучка из границы раздела «металл-алмаз» алмазосодержащего материала. По результатам испытаний были определены значения

предела прочности при растяжении, соответствовавшие адгезионной прочности при условии разрушения образца по межфазной границе (рис. 1). В зависимости от состава связки и наличия покрытия на алмазе адгезионная прочность варьировалась в диапазоне от 110 до 460 МПа.

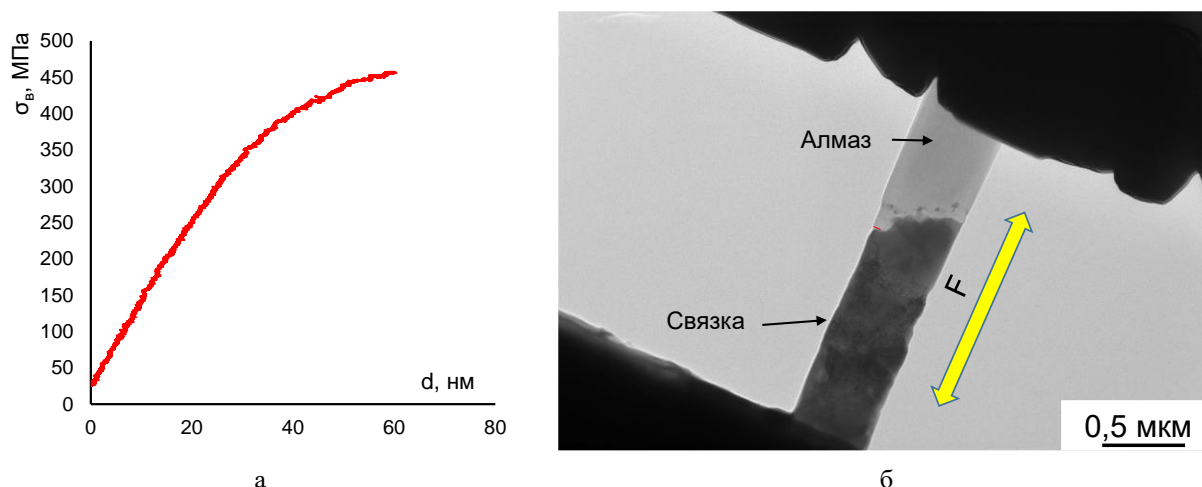


Рис. 1. Пример кривой испытаний на растяжение (а) и внешний вид металлоалмазной ламели (б)

Разработанные связки были использованы при изготовлении алмазного инструмента – отрезных сегментных дисков и кольцевых сверл. Данные инструменты прошли стендовые испытания по обработке различных материалов: бетона, железобетона и стали, как в присутствии охлаждающей жидкости, так и в «сухих» условиях. По результатам испытаний установлено, что упрочнение наночастицами тугоплавких соединений, формирование градиентных промежуточных слоев на основе реакционно-активных к алмазу компонентов, самоорганизующихся покрытий и использование однородных ультрамелкозернистых высокоэнтропийных сплавов позволяет повысить производительность и срок службы инструмента.

*Работа выполнена в рамках проекта РНФ № 22-79-10144 «Разработка высокоэнтропийных связок для нового поколения алмазного режущего инструмента с повышенными эксплуатационными характеристиками за счет комплексного модифицирования и реализации механизмов дисперсного и дисперсионного упрочнения».*

1. Konstanty J. Powder Metallurgy Diamond Tools. – Oxford: Elsevier, 2005. – 152 pp.
2. Konstanty J. Sintered diamond tools: Trends, challenges and prospects // Powder Metallurgy. – 2013. – Vol. 56(3). – P. 184-188.
3. Zhao X., Duan L. A Review of the Diamond Retention Capacity of Metal Bond Matrices // Metals. – 2018. – Vol. 8. – № 307. – DOI:10.3390/met8050307.
4. Новиков Н.В. Синтетические сверхтвердые материалы: в 3-х т. Т. 2. Композиционные инструментальные сверхтвердые материалы. – Киев: Наукова думка, 1986. – 264 с.
5. A novel method for in situ TEM measurements of adhesion at the diamond–metal interface / P.A. Loginov, D.A. Sidorenko, A.S. Orekhov, E.A. Levashov. // Scientific Reports. – 2021. – Vol. 11. – № 10659.



## Влияние концентрации низкомодульных включений $h$ -BN на трещиностойкость композиционных материалов на основе системы $\text{TiB}_2\text{--ZrB}_2\text{--SiC}$

<sup>1</sup>Лукьянец М.П., <sup>1</sup>Фотин И.А., <sup>1,2</sup>Шмаков В.В., <sup>1,2</sup>Буяков А.С., <sup>1,2</sup>Буякова С.П.

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

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

Многие керамические материалы обладают высокой прочностью, твердостью, химической стойкостью, износостойкостью. Однако повсеместное замещение керамиками конструкционных сталей и сплавов ограничивается их хрупкостью. На протяжении многих лет исследователи развивают подходы к увеличению трещиностойкости. Одним из таких подходов является механизм Кука-Гордона [1]. В работе [2] через реализацию механизма Кука-Гордона показано, что введение низкомодульных включений способно создать условия для бифуркации трещины за счет слабого интерфейса матрица-включение.

В настоящей работе исследовались композиционные керамики  $\text{TiB}_2\text{--ZrB}_2\text{--SiC}$ . В качестве включений вводился  $h$ -BN с концентрацией 0, 3, 5 и 7 об.%. Исследуемые образцы получены методом спекания под давлением при температуре 1850°C.

Обнаружено, что спеченные композиты представлены твердым раствором замещения  $(\text{Zr}_{0,83}\text{Ti}_{0,17})\text{B}_2$ , SiC и  $h$ -BN. Исследование микроструктурных параметров фаз показало, что по мере увеличения содержания  $h$ -BN величина микроискажений кристаллической решетки  $(\text{Zr}_{0,83}\text{Ti}_{0,17})\text{B}_2$  снижается с 0,0022 до 0,0017 по мере увеличения содержания  $h$ -BN. Ожидалось, что анизотропный коэффициент теплового расширения (КТР)  $h$ -BN и его большая величина [3], по сравнению с КТР боридов титана и циркония, приведут к формированию областей остаточных упругих сжимающих напряжений в матрице, способных оказать диссипативное воздействие на распространяющиеся в матрице трещины. Однако обнаруженное снижение величины микроискажений кристаллической решетки  $(\text{Zr}_{0,83}\text{Ti}_{0,17})\text{B}_2$  свидетельствует и о снижении величины действующих напряжений второго рода.

Обнаружено, что по мере увеличения концентрации до 5 об.% включений  $h$ -BN трещиностойкость композитов растет. Однако последующее повышение концентрации  $h$ -BN вызывает снижение величины  $K_{\text{IC}}$ , рис. 1.

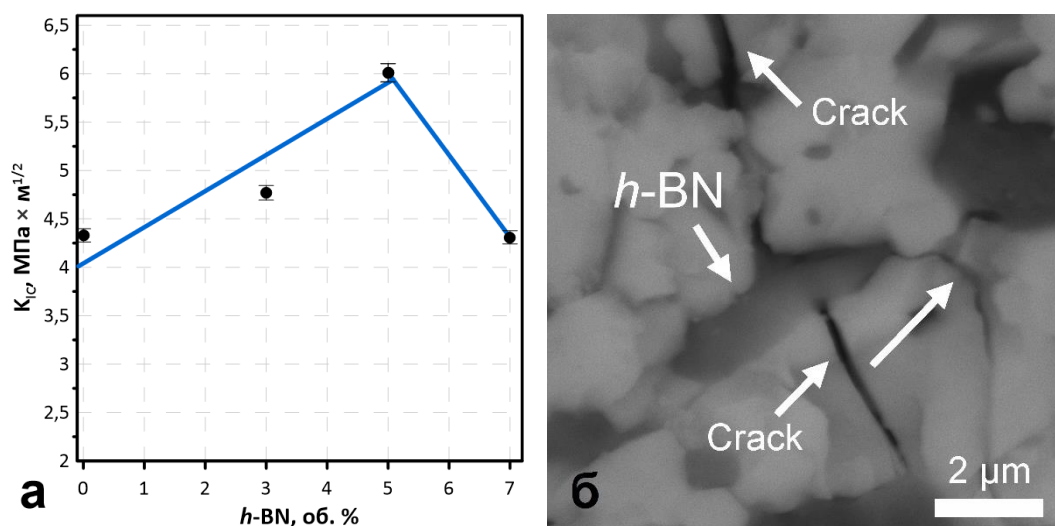


Рис. 1. Результаты испытаний на трещиночный изгиб: зависимость величины трещиностойкости  $K_{\text{IC}}$  композитов системы  $\text{TiB}_2\text{--ZrB}_2\text{--SiC}$  от содержания включений  $h$ -BN (а); РЭМ-изображение поверхности разрушения композита с включениями  $h$ -BN, демонстрирующее бифуркацию трещины (б)

Исходя из полученных данных о снижении дефектности кристаллической решетки матрицы по мере увеличения содержания низкомодульных включений, можно сделать вывод о том, что основной причиной обнаруженного увеличения трещиностойкости является реализация механизма Кука-Гордона на слабых интерфейсах матрица-включение, реализуемое в бифуркации трещины, сопровождаемой увеличением ее траектории и



совершаемой при развитии работы.

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

1. A mechanism for the control of crack propagation in all-brittle systems / J. Cook, J. E. Gordon, C. C. Evans, D. M. Marsh // Proc. Roy. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci. – 1964. – Vol. 282, № 1391 – P. 508–520. DOI:10.1098/rspa.1964.0248.
2. Increasing fracture toughness of zirconia-based composites as a synergistic effect of the introducing different inclusions / A. S. Buyakov, Y. A. Mirovoy, A. Yu. Smolin, S. P. Buyakova // Ceram. Int. – 2021. – Vol. 47, № 8. – P. 10582-10589. DOI:10.1016/j.ceramint.2020.12.170.
3. Review on the properties of hexagonal boron nitride matrix composite ceramics / X. Duan, Z. Yang, L. Chen, Z. Tian, D. Cai, Y. Wang, D. Jia, Y. Zhou. // J. Eur. Ceram. Soc. – 2016. – Vol.3 6. – P. 3725–37. DOI:10.1016/j.jeurceramsoc.2016.05.00

## Исследование структурных характеристик и механических свойств керамических композитов на основе $\text{ZrO}_2$ -20% $\text{Al}_2\text{O}_3$ полученных аддитивным способом

Лятун С.С., Нарикович А.С., Лятун И.И., Москалюк О.А., Коробенков М.В.

*Балтийский федеральный университет им. И. Канта, Калининград*

В настоящее время керамические композиты на основе диоксида циркония ( $\text{ZrO}_2$ ) и оксида алюминия ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) привлекают повышенное внимание исследователей в связи с возможностью целенаправленного регулирования их физико-механических свойств. Этот интерес обусловлен широкими перспективами применения данных композитов в конструкционных элементах и ответственных механизмах, эксплуатируемых в экстремальных температурных условиях. При этом пористость материала является одним из ключевых факторов, определяющих его механическое поведение, что подтверждается многочисленными исследованиями [1-5].

Целью данной работы является изучение структурных и прочностных характеристик керамических композитов на основе  $\text{ZrO}_2$ -20% $\text{Al}_2\text{O}_3$ , полученных при различных температурах спекания. Для исследования структурных характеристик композитов использовался метод электронной микроскопии, а фазовый состав определялся методом рентгеновской дифрактометрии. Образцы композита спекались при температурах 1400-1600°C. Типичные изображения композита  $\text{ZrO}_2$ -20% $\text{Al}_2\text{O}_3$  представлены на рисунке 1. По полученным данным был проведен анализ распределения размера областей оксида алюминия, согласно которому средний размер зерна оксида алюминия увеличивается с повышением температуры спекания композита. Дополнительно был проведен анализ распределения размера областей оксида алюминия. Из полученных данных видно, что увеличение температуры отжига ведет к увеличению размера зерна оксида алюминия.

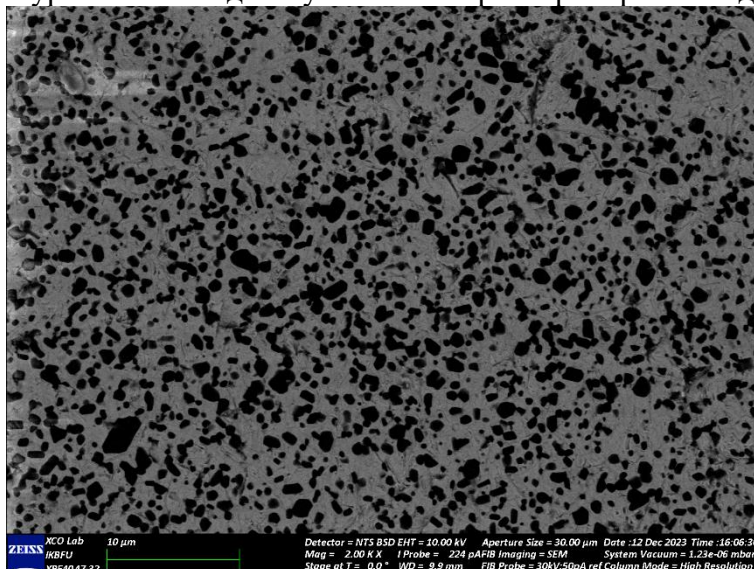


Рис. 1. СЭМ изображения композита  $\text{ZrO}_2$ -20% $\text{Al}_2\text{O}_3$  с температурой спекания 1600°C, полученное в режиме обратнорассеянных электронов

Для определения фазового состава всех полученных образцов композита  $\text{ZrO}_2$ -20% $\text{Al}_2\text{O}_3$  были проведены рентгеноструктурные исследования. Типичная дифрактограмма представлена на рисунке 2. Рентгеноструктурный анализ выявил, что при смешивании  $\text{ZrO}_2$  с  $\text{Al}_2\text{O}_3$  интенсивность пиков оксида алюминия резко уменьшилась. Основные пики были соотнесены с тетрагональной и моноклинной фазами диоксида циркония. Предположительно, на рентгенограммах кубической фазы диоксида циркония обнаружено не было.

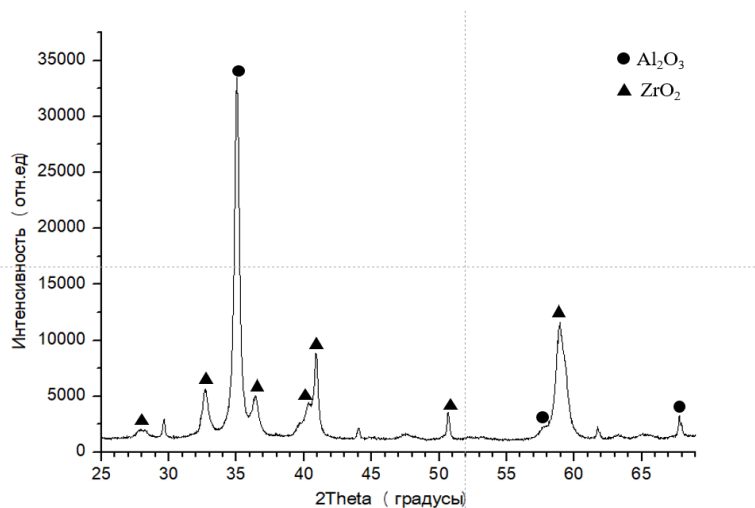


Рис. 2. Рентгеновская дифрактограмма композита  $\text{ZrO}_2$ -20%  $\text{Al}_2\text{O}_3$

Прочностные характеристики керамических композитов определялись испытаниями по схеме трехточечного нагружения (ГОСТ Р 57749-2017) с использованием испытательной системы Instron 34TM-10.

Керамические композиты на основе диоксида циркония и оксида алюминия, полученные аддитивным способом, являются перспективными материалами с возможностью управления их физическими и механическими свойствами. Структура и пористость материала оказывает решающее влияние на его механические свойства. По результатам исследования было показано, что повышение температуры спекания приводит к увеличению среднего размера зерен оксида алюминия. Исследование прочностных характеристик показало, что данные композиты на основе  $\text{ZrO}_2$ -20%  $\text{Al}_2\text{O}_3$  имеют высокие пределы прочности на изгиб, сопоставимые с композитами, полученными традиционными способами. Эти результаты могут быть полезны при разработке новых и улучшенных конструкционных материалов.

*Работа выполнена при поддержке гранта РНФ № 23-29-00983. <https://rscf.ru/project/23-29-00983>.*

1. Effect of the pore structure on brittle ceramic on dynamic loading failure / V.A. Skripnyak, A.A. Kozulin, E.G. Skripnyak, V.V. Skripnyak, E.G. Pasko, M.V. Korobnikov // Bull. Tomsk Polytechnic Univ. – 2009. – Vol. 315. (2). – P. 113–117.
2. Deformation and Damage Accumulation in a Ceramic Composite under Dynamic Loading / M.V. Korobnikov, S.N. Kulkov, O.B. Naymark, U.V. Khorechko, A.V. Ruchina // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2nd International Symposium on Fundamental Aspects of Rare-earth Elements Mining and Separation and Modern Materials Engineering (REES-2015). – Altay, Russia, 2015. – Vol. 112. – DOI 10.1088/1757-899X/112/1/012044.
3. Grigoriev M. V., Kulkov S. N. Structures and properties of alumina-based ceramic for reconstructive oncology // AIP Conf. Proc. – 2016. – Vol. 1760. – P. 020022. – DOI:10.1063/1.4960241.
4. Synthesis of zirconia toughened alumina (ZTA) fibers for high performance materials / S. Pfeifer, P. Demirci, R. Duran, H. Stolpmann, A. Renfflen, S. Nemrava, R. Niewa, B. Clauß, M.R. Buchmeiser // Journal of the European Ceramic Society. – 2016. – Vol. 36(3). – P. 725-731. – DOI:10.1016/j.jeurceramsoc.2015.10.028
5. Physical and Mechanical Properties of Zirconia Toughened Alumina (ZTA) Composites Fabricated by Powder Injection Moulding / N. Chuankrerkkul, K. Somton, T. Wonglom, K. Dateraksa, P. Laoratanakul // Chiang Mai J. Sci. – 2016. – Vol. 43(2). – P. 375-380.

## Технологии и материалы для изготовления высокоразрешающей рентгеновской микрооптики

Лятун И.И., Коротков А.С., Шевырталов С.А., Лятун С.С., Снигирев А.А.

*Международный научно-исследовательский центр*

*“Когерентная рентгеновская оптика для установок Мегасайенс”,*

*Балтийский Федеральный Университет имени Иммануила Канта, Калининград*

Синхротронное излучение активно используется для решения передовых научно-исследовательских задач в различных областях науки и техники. Одной из наиболее используемых исследовательских методик является высокоразрешающая рентгеновская визуализация. Для реализации высокоразрешающих методик в энергетическом диапазоне 2-200 кэВ используются составные преломляющие линзы (СПЛ или англ. CRL — compound refractive lens, рис. 1) [1-3].

Рентгеновские преломляющие линзы имеет вогнутый параболический профиль с радиусом кривизны  $R$ , варьируемый от единиц микрон до нескольких миллиметров в зависимости от приложений оптики. Разрешающая способность СПЛ определяется фокусным расстоянием  $F$

$$F = R/2N\delta,$$

где  $N$  - количество линз и эффективной апертурой линзы, зависящей от поглощения излучения в материале. Для достижения предельного разрешения и повышения светосилы оптики применяются материалы с высоким соотношением  $\delta/\beta$  (где  $\delta$  — декремент показателя преломления  $n = 1 - \delta + i\beta$  материала линзы,  $\beta$  — характеристика величины поглощения рентгеновского излучения), а радиус кривизны линз уменьшают до единиц микрон с использованием передовых технологий микрообработки [4, 5].

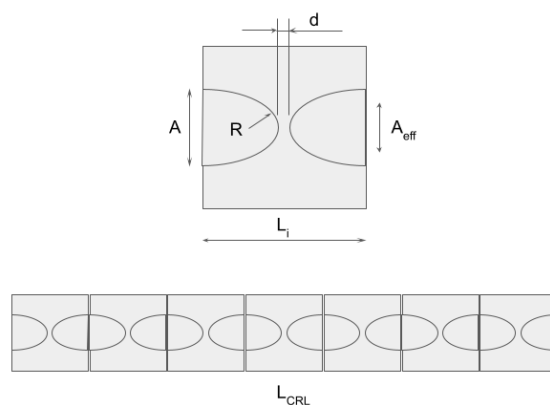


Рис. 1. Изображение рентгеновской преломляющей линзы и СПЛ

В работе продемонстрирована возможность изготовления компактных рентгеновских микрообъективов с предельным разрешением менее 100 нм. Произведены оценки оптических характеристик линз для таких материалов как алмаз, кремний, оксид кремния и бор в энергетическом диапазоне 5-50 кэВ. Выполнен поиск перспективных технологий микрообработки материалов для изготовления оптики с нанометровым разрешением. Продemonстрирована возможность получения микрообъективов с малыми габаритами вдоль оптической оси (менее 5 мм) с использованием ионно-лучевой литографии на базе FIB-SEM системы, позволяющей изготавливать микролинзы с радиусом кривизны  $R < 5$  мкм из любых кристаллических и аморфных материалов [6]. Малый радиус кривизны алмазных линз позволит получать короткие рабочие фокусные расстояния — менее 25 мм при энергии излучения 12 кэВ и реализовывать ультракомпактные высокоразрешающие оптические схемы общей длиной до 1 м с оптическим увеличением более 40X.

Работа была выполнена благодаря финансовой поддержке гранта Российского научного фонда No 23-22-00422, <https://rscf.ru/project/23-22-00422/>.

1. A compound refractive lens for focusing high-energy X-rays / A. Snigirev, I. Snigireva I, B. Lengeler B, V. Kohn // *Nature* – 1996. – Vol. 384. № 6604. – P. 49–51. – DOI: 10.1038/384049a0.
2. Materials for x-ray refractive lenses minimizing wavefront distortions / T. Roth, L. Alianelli, D. Lengeler, A. Snigirev, F. Seiboth // *MRS Bulletin* – 2017. – Vol. 42. №. 6. – P. 430–436. – DOI:10.1557/mrs.2017.117.
3. A. Snigirev, I. Snigireva / High energy X-ray micro-optics // *Comptes Rendus Physique*. – 2008. – Vol. 9. №. 5–6. – P. 507–516. – DOI: 10.1016/j.crhy.2008.02.003.
4. X-ray refractive glass microlenses produced by ion beam lithography / P. Medvedskaya, I. Lyatun, K. Golubenko, V. Yunkin, I. Snigireva, A. Snigirev // *EUV and X-ray Optics, Sources, and Instrumentation, SPIE*. – 2021. – Vol. 117760I. – P. 84–89. – DOI: 10.1117/12.2589310.
5. Optical performance and radiation stability of polymer X-ray refractive nano-lenses / A. Barannikov, M. Polikarpov, P. Ershov, V. Bessonov, K. Abrashitova, I. Snigireva, V. Yunkin, G. Bourenkov, T. Schneider, A.A. Fedyanin, A. Snigirev // *Journal of Synchrotron Radiation*. – 2019. – Vol. 26. №. 3. – P. 714–719. – DOI: 10.1107/S1600577519001656.
6. Diamond micro-CRL for Coherent x-ray imaging and microscopy / P. Medvedskaya, I. Lyatun S. Shevyrtalov, A. Korotkov, M. Polikarpov, I. Snigireva, V. Yunkin, A. Snigirev // *SYNCHROTRON AND FREE ELECTRON LASER RADIATION: Generation and Application (SFR-2020) AIP Conference Proceedings* – Novosibirsk, Russia, 2020. – 2299. – P. 060011. – DOI: 10.1063/5.0030736.

## Управление переносом тепла в некоторых типах метаматериалов

Маслов А.Л.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Процессы переноса тепла играют огромную роль в технике. Поэтому, проблема управления процессами переноса тепла исследуется уже давно. В последнее время появились новые идеи в этой области, связанный с так называемыми метаматериалами. Метаматериалы – это искусственные материалы, обладающие свойствами, нетипичными для природных материалов, причем эти свойства обусловлены не их составом, а структурой, часто представляющей из себя чередование однотипных элементов.

Одной из ключевых идей, позволившей, по крайней мере, теоретически описать возможность получения некоторых типов метаматериалов, является так называемая трансформационная оптика [1]. Применительно к процессам переноса тепла она позволяет предложить несколько различных видов метаматериалов. Один из простейших и наиболее подробно описанных в литературе типов позволяет предотвратить проникновение тепла в область, которую он окружает за счет перенаправления тепловых потоков. Пример моделирования распределения температур в таком метаматериале при заданной температуре на границе показан на рис.1, а (на рис. 1б для сравнения показано распределение температур в изотропном материале в таких же условиях).

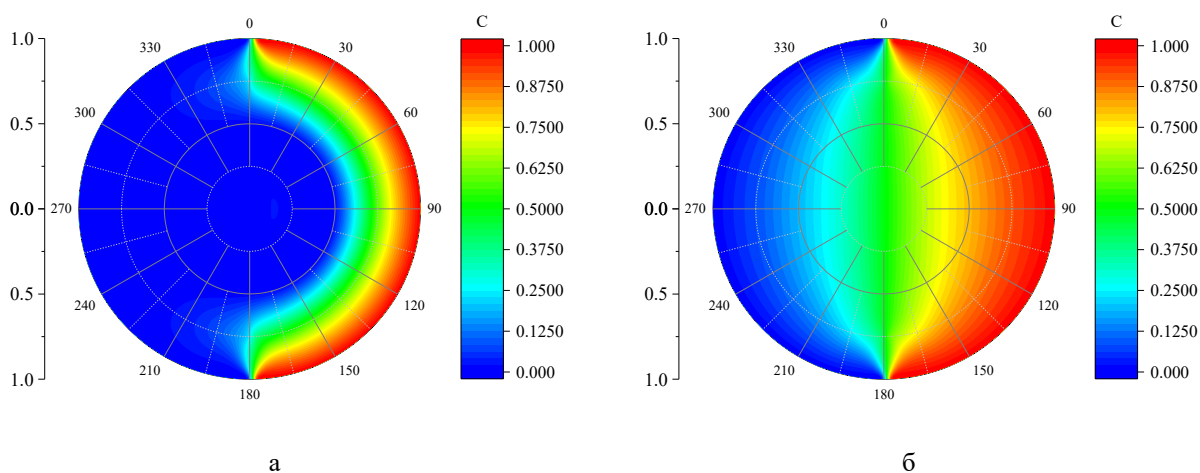


Рис. 1. Поле температур в метаматериале (а) и изотропном материале (б)

Для численного моделирования была использована неявная конечно-разностная схема. Был предложен параметр для оценки эффективности метаматериала, основанный на сравнении градиентов температур в различных областях.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0003.*

1. Pendry J. B., Schurig D., Smith D. R. Controlling electromagnetic fields // Science. – 2006. – Vol. 312. – P. 1780–1782. – DOI: 10.1126/science.1125907.

## Микроструктура и фазовый состав интерметаллических сплавов на основе никеля и алюминия, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства

Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Колубаев Е.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП), с использованием лабораторной установки разработанной в ИФПМ СО РАН, путем последовательного нанесения двух проволок на подложку из стали 09Г2С были сформированы заготовки в форме стенок с линейными размерами  $120 \times 24 \times 7$  мм<sup>3</sup>. Заготовки получали по технологии двухпроволочной подачи в ванну расплава проволок ( $d=1,2$  мм) никеля (сплав НП-2, 99,5 масс.% Ni) и алюминия (сплав ESAB OK Autrod 1070, 99,8 масс.% Al). Варьируя соотношение скоростей подачи проволок из никеля и алюминия (Ni:Al), были получены интерметаллические сплавы с разным объемным содержанием компонентов (Ni, Al): 1:1 (1Ni+1Al), 1:2 (1Ni+2Al), 1:3 (1Ni+3Al). Для проведения структурно-фазовых исследований из поперечного сечения стенок были вырезаны образцы. Для выявления микроструктуры механически отшлифованную и электролитически отполированную (25 гр  $\text{CrO}_3$  + 210 мл  $\text{H}_3\text{PO}_4$ ) поверхность образцов протравливали в растворе 90 %  $\text{CH}_3\text{COOH}$  + 10 %  $\text{H}_3\text{ClO}_4$ . Микроструктуру изучали методом оптической (ОМ, Altami MET 1С) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ, Zeiss Leo Evo 50 с приставкой для энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии, ЭДС). Рентгенофазовый анализ (РФА) проводили на дифрактометре Дрон-7 (Буревестник) в  $\text{CoK}_\alpha$  излучении. По данным ОМ и СЭМ (Рис. 1 а) исследований образец сплава 1Ni:1Al обладает однородной зеренной структурой ( $d=100 \div 300$  мкм) по всей высоте стенки. Результаты ЭДС анализа и РФА показали, что сплав 1Ni:1Al состоит из трех фаз: NiAl,  $\text{Ni}_5\text{Al}_3$ ,  $\text{Ni}_3\text{Al}$ . С увеличением содержания алюминия структура сплавов 1Ni+2Al и 1Ni+3Al приобретает неоднородный характер по высоте стенки, и она усиливается с повышением содержания алюминия в сплаве (Рис. 1б, в). По данным ЭДС и РФА в заготовках сплавов 1Ni+2Al и 1Ni+3Al выявлены четыре фазы:  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$ , NiAl,  $\text{NiAl}_3$ , Al. Сплавы представляют собой композиционные материалы, состоящие из зерен (светлые области) фазы  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  и NiAl, покрытых слоем фазы  $\text{NiAl}_3$  (темные области) и прослоек алюминия (черные области). С ростом концентрации алюминия в составе сплава наблюдается увеличение объемной доли алюминиевых прослоек, при этом размер зерен (фазы  $\text{Ni}_2\text{Al}_3$  и NiAl) уменьшается (Рис. 1 в).

Таким образом, в работе была исследована микроструктура и фазовый состав интерметаллических сплавов, полученных методом ЭЛАП с двухпроволочной подачей проволок Ni и Al. Фазовый состав полученных сплавов определяется соотношением компонентов сплава, которое варьируется за счет изменения скоростей подачи проволок. При этом сплав 1Ni+1Al обладает более однородной структурой по сравнению со сплавами 1Ni+2Al и 1Ni+3Al.

*Исследования выполнены по проекту государственного задания FWRW-2022-0005 на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН. Авторы выражают благодарность к.ф.-м.н. Рубцову В.Е. и к.ф.-м.н. Никонову С.Ю. за помощь в аддитивном производстве материала.*

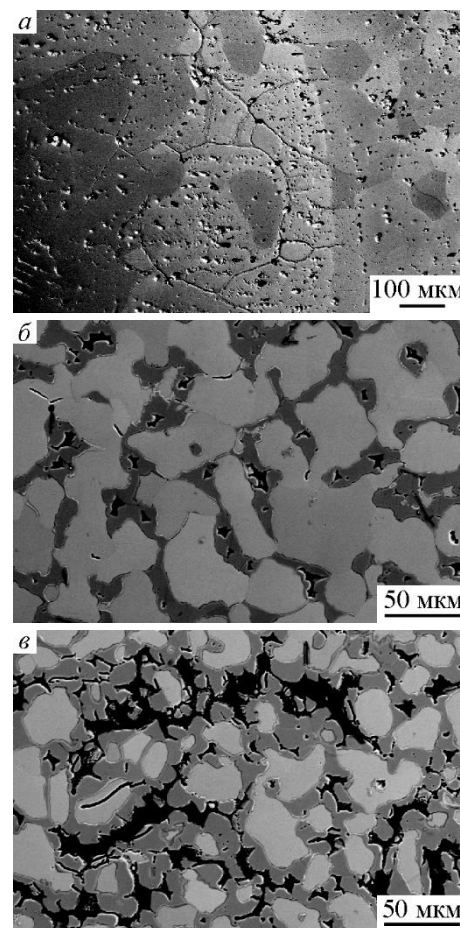


Рис. 1. СЭМ изображения микроструктуры сплавов: 1Ni+1Al (а), 1Ni+2Al (б), 1Ni+3Al (в)



## **Обеспечение требуемого комплекса механических, биомедицинских и эксплуатационных свойств биорезорбируемых имплантатов на основе магния**

Мерсон Д.Л., Брилевский А.И., Мерсон Е.Д., Линдеров М.Л.

*Тольяттинский государственный университет, Тольятти*

Применение биорезорбируемых имплантатов для проведения операций с использованием временных конструкций становится общемировым трендом хирургии, т.к. позволяет исключить повторную операцию по извлечению отработавшего имплантата. К числу наиболее перспективных кандидатов в качестве материала таких имплантатов справедливо относят сплавы на основе магния в силу их естественных достоинств: полной биосовместимости с живым организмом, модулем упругости, близким к костным тканям, и способности с высокой скоростью растворяться в организме.

К биорезорбируемым имплантатам предъявляется целый ряд требований, каждое из которого в отдельности обязательно к выполнению, и это накладывает серьезные сложности для получения такого материала. Более того, достижение необходимого комплекса свойств в материале не гарантирует его сохранение в цепочке: сплав→полуфабрикат→изделие. Поэтому после формирования необходимого структурного состояния каждая последующая операция должна осуществляться в определенном температурно-скоростном диапазоне технологических параметров, не изменяющем (ухудшающем) это состояние.

Проведенный большой объем работы по исследованию магниевых сплавов различных составов, а также их обработок по разным схемам деформирования, в том числе интенсивного, показал, что одной из наиболее перспективных систем легирования является система Mg-Zn-Ca и конкретно малолегированный сплав Mg-1Zn-0.1Ca (ZX10), в который входят исключительно элементы, уже присутствующие в организме человека, что естественным образом гарантирует выполнение требования по цитотоксичности. При этом наиболее универсальным способом перевода указанного материала в ультрамелкодисперсное состояние является метод всесторонней изотермическойковки, который в сочетании с изотермической прокаткой или экструзией с последующим волочением, обеспечивает весь необходимый комплекс свойств: предел прочности на уровне 260 МПа, относительное удлинение не ниже 14%, скорость коррозии в физиологическом растворе (среде Рингера) на уровне не более 2 мм/год, предел коррозионной усталости на базе  $2 \times 10^6$  циклов не ниже 60 МПа, обеспечение полной биосовместимости *in vitro* и *in vivo*.

Для установления границ температурно-скоростных режимов, при которых в сплаве ZX10 начинает реализоваться процесс динамической рекристаллизации, были проведены испытания его образцов на одноосное растяжение в широком диапазоне температур и скоростей деформации с применением метода акустической эмиссии (АЭ). Об интенсификации процесса динамической рекристаллизации судили по моменту смены тенденции поведения медианной частоты АЭ с возрастающей на убывающую. Возрастание медианной частоты связано с уменьшением длины свободного пробега дислокаций в процессе деформационного упрочнения, а убывания – с увеличением во вновь рожденных в процессе динамической рекристаллизации зернах. Благодаря этим данным была построена карта динамической рекристаллизации применительно к сплаву ZX10 [1] и разработаны технологические режимы экструзии прутков из заготовок, прошедших изотермическую всестороннюю ковку, удовлетворяющих всем выше приведенным требованиям.

*Работа выполнена в рамках проектов РНФ № 23-19-00636 и государственного задания FEMR 2024-0002*

1. Monitoring Dynamic Recrystallisation in Bioresorbable Alloy Mg-1Zn-0.2Ca by Means of an In Situ Acoustic Emission Technique / D. Merson, M. Linderov, A. Brilevsky, A. Danyuk, A. Vinogradov // Materials. – 2022. – Vol. 15. – 328. – [doi: org/10.3390/ma15010328](https://doi.org/10.3390/ma15010328)

## Повышение трещиностойкости огнеупоров при введении добавок

Мигашкин А.О., Заболотский А.В.

ООО «Группа «Мagneзит», Сатка

Огнеупорные материалы являются многофазными композиционными материалами, причем численные значения упругих и прочностных характеристик индивидуальных составляющих фаз могут отличаться на несколько порядков величины. Границы раздела фаз, с одной стороны, являются источником высоких механических напряжений в окрестности зон высокой кривизны поверхности. С другой стороны, при пересечении такой границы растущей трещиной под произвольным углом возможно изменение направления и скорости ее роста, вплоть до полной остановки.

Результат взаимодействия трещины с границей раздела фаз зависит от соотношения модулей упругости этих фаз, угла между осью трещины и нормалью к поверхности раздела и параметров напряженно-деформированного состояния (НДС) на границе и в вершине трещины, в частности накопленной энергии упругой деформации материала:

$$U = \frac{E \cdot V}{2} \cdot \varepsilon^2, \quad (1)$$

Где  $E$  – модуль упругости материала,  $V$  – объем материала, для которого вычисляется значение энергии,  $\varepsilon$  – упругие деформации. Ввиду неоднородности НДС для реальных тел, для энергетического расчета необходимо использовать численные методы, например метод конечных элементов (МКЭ).

Как правило, зерна армирующего каркаса в огнеупорах обладают плотной малодефектной структурой, в отличие от связующей матрицы, которая в большинстве случаев является источником трещин. Взаимодействие такой трещины с поверхностью раздела «матрица – зерно», как правило, приводит к остановке или изменению направления роста трещины. Исключение составляют зерна каркаса, обладающие собственной внутренней поровой или микротрещиноватой структурой: в этом случае поле НДС в вершине трещины инициирует процесс разрушения зерна.

Динамика процесса разрушения зерен и матрицы существенно отличается вследствие различий в упругих характеристиках этих фаз, что открывает возможности влияния на скорость разрушения огнеупоров в службе при использовании в качестве зерновой фракции материалов склонных к постепенному (усталостному) разрушению под действием термомеханической нагрузки.

На аналогичных принципах основаны известные технические способы остановки растущих трещин в конструкциях, например, при локальном ослаблении материала перед вершиной растущей трещины. Таким же образом может выполняться широко применяемое программирование разрушения материала путем создания конструктивных источников и поглотителей трещин на масштабе конструкций.

Новые материалы, разрабатываемые Группой «Мagneзит» на основе прогнозов особенностей поведения вершин микроструктурных трещин на границе раздела фаз в материале, позволяют существенно уменьшать образование магистральных трещин в футеровках высокотемпературного оборудования.

**Сравнение методов моментов и Вильямсона-Холла определения величин  
микроискажений кристаллической решётки и областей когерентного рассеяния  
в никелиде титана и меди**

Миронов Ю.П., Лотков А.И., Гусаренко А.А.

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

Значительный интерес с точки зрения фундаментальных и прикладных исследований, а также разработок силовых и функциональных устройств представляют субмикро- и нанокристаллические сплавы (СМК и НК), полученные методами интенсивной пластической деформации (ИПД) [1, 2], одним из которых является ковка с переменной осью деформирования или абс прессование [3]. Это обусловлено существенным повышением пределов текучести и прочности этих материалов при приемлемом понижении пластичности, что важно при разработке микроразмерных хирургических инструментов, роботов и миниатюрных сердечно-сосудистых имплантатов [4]. В целом, структура СМК и НК сплавов является метастабильной [1] и имеет сложную дефектную структуру. В рентгеноструктурном анализе (РСА) традиционный подход в анализе тонкой кристаллической структуры металлов и сплавов состоит в определении величины микроискажений решётки ( $\epsilon$ ) и среднего размера областей когерентного рассеяния (ОКР,  $\langle D \rangle$ ). Существует несколько методов выделения этих элементов структуры, каждый из которых основан на определённой физической модели. Представляется важным, чтобы смена модели или метода расчёта не приводила к изменению результатов. Следовательно, сопоставление количественных характеристик разделения  $\epsilon$  и  $\langle D \rangle$ , полученных различными методами, представляется актуальной задачей. Интересно сравнить указанные методы определения  $\epsilon$  и  $\langle D \rangle$  для чистых металлов с кубической решёткой с метастабильными сплавами с СМК и НК структурами. Важной количественной характеристикой дефектной структуры металлов и сплавов после ИПД является плотность дислокаций ( $\rho_d$ ), величина которой может быть получена на основе разделения вкладов в уширение рентгеновских отражений от  $\epsilon$  и  $\langle D \rangle$ .

Цель работы: из анализа форм дифракционных отражений получить характеристики тонкой кристаллической структуры никелида титана и меди в различных состояниях методами моментов и Вильямсона-Холла и сопоставить полученные результаты.

Исследования проведены на сплаве  $\text{Ti}_{49.8}\text{Ni}_{50.2}$  (ат.%) производства ООО «Промышленный центр МАТЭК-СПФ», который в состоянии поставки имел структуру моноклинной мартенситной фазы B19'. Исследованы образцы в состоянии высокотемпературной фазы B2 (структура типа CsCl) после различной величины абс-деформации, а также изохронных отжигов. В качестве чистого металла для исследования взяты образцы электрохимической меди от разных производителей.

Рентгеноструктурный анализ образцов проводили на дифрактометрах ДРОН-7 и ДРОН-8Н с фильтрованными  $\text{Co-K}\alpha$  и  $\text{Cu-K}\alpha$  излучениями соответственно (ЦКП «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН). Предварительную обработку дифрактограмм производили с помощью программы DRWin версии 6.00.95 (НПП «Буревестник», Санкт-Петербург). Метод вторых моментов реализован с помощью программы «Расчёт параметров тонкой структуры» версии 1.00.22 (НПП «Буревестник») [5]. Метод Вильямсона-Холла реализован в соответствии с [6–7].

Результаты графического разделения представлены на рис. 1 и показывают хорошее согласие между результатами, полученными двумя методами. Для никелида титана  $\epsilon \approx 0.36\%$ ,  $\langle D \rangle \approx 79$  нм в методе моментов и  $\epsilon \approx 0.26\%$ ,  $\langle D \rangle \approx 69$  нм, в методе Вильямсона-Холла. Для меди получено (средние):  $\epsilon \approx 0.05\%$ ,  $\langle D \rangle \approx 65$  нм в методе моментов и  $\epsilon \approx 0.03\%$ ,  $\langle D \rangle \approx 68$  нм в методе Вильямсона-Холла.

Однако не всегда результаты двух методов хорошо согласуются. Для высокодефектных структур могут возникать трудности с погасанием рефлексов, для малодефектных – с недостаточным различием между образцом и эталоном или неверным выбором эталона.



## Электронно-микроскопические исследования сплава, полученного методом дуговой наплавки высокоэнтропийной порошковой проволокой системы Al-Co-Cr-Fe-Mn

Михно А.Р., Крюков Р.Е., Коновалов С.В., Панченко И.А., Перов С.С.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

Целью работы являлось получение многокомпонентной порошковой проволоки системы Al-Co-Cr-Fe-Mn и формирование наплавочных электродуговых покрытий, проведение исследования влияния высокоэнтропийного наполнителя порошковой проволоки на параметры структуры, фазового состава, дислокационной субструктуры наплавленного материала.

Изготовление порошковой проволоки осуществляли с использованием порошкообразных материалов: хрома ПХ-1С, марганца МР-0, алюминия АСД-4, кобальта ПК-1у. Состав шихты брался из расчета 25% всех используемых элементов. Наплавка разработанной проволоки проводилась под высококремнистым марганцевым флюсом АН-348а. В качестве подложки была использована пластина из стали 09Г2С. Выполнена пробоподготовка и проведен ряд исследований.

Результаты химического анализа указывают на то, что полученный с использованием разработанной порошковой проволокой наплавленный металл состоит в основном из 70% Fe и 30% легирующих элементов (Al, Co, Cr, Mn).

Методом тонких фольг электронно-микроскопически изучены микроструктура и фазовый состав образцов многокомпонентного сплава (см. рис.1), вырезанных из различных участков наплавленного покрытия. Электронно-микроскопический анализ показал, что исследованные образцы характеризуются двухфазной структурой, состоящей из мартенсита и отдельных зерен феррита. На снимках микроструктуры сплава визуализируется большое количество контуров экстинкции, появление которых объясняется высокой плотностью дефектов кристаллической решетки и полями упругих напряжений вокруг них, возникающей при формировании высокодефектной мартенситной структуры.

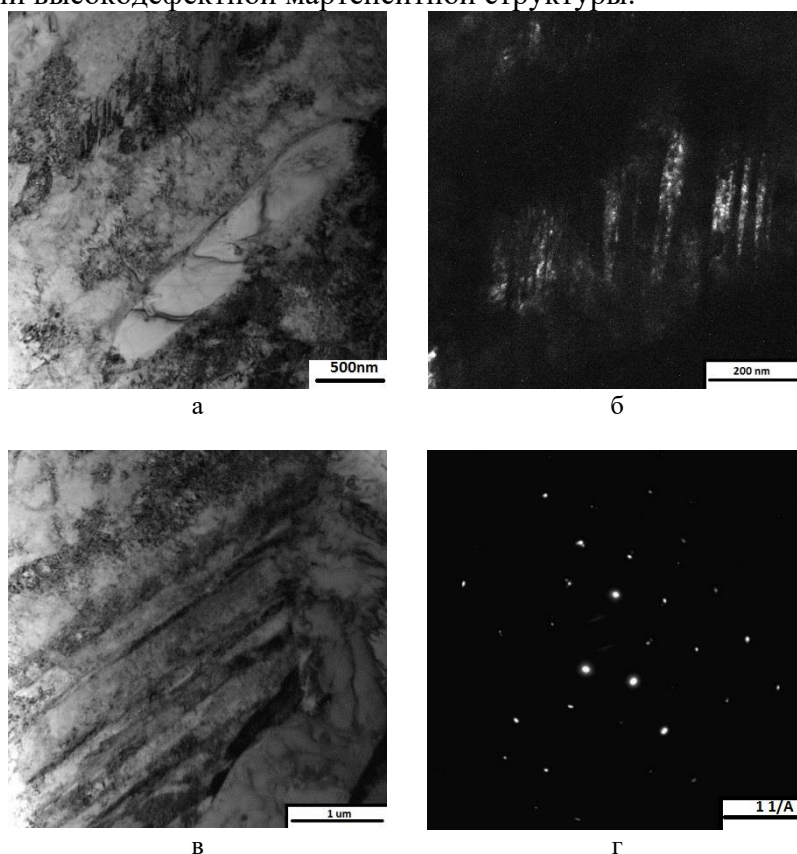


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения микроструктуры исследуемого сплава вблизи поверхности наплавки

В структуре сплава отчетливо выявляется мартенсит двух морфологий: реечный, состоящий из протяженных реек длиной до нескольких микрон и шириной до 300 нм, и двойникованный пластинчатый, длина двойников в котором достигает 400-700 нм, а ширина – до 40 нм. В зернах феррита, наоборот, наблюдается более однородный контраст, свидетельствующий об их меньшей дефектности. Кристаллы  $\alpha$ -фазы характеризуются вытянутой или близкой к равноосной формой и размерами от 200 до 2000 нм. Изменение скорости кристаллизации и охлаждения в зоне сплавления наплавки и подложки привело к трансформации микроструктуры исследованного сплава. В данном случае фазовый состав сплава представлен исключительно мартенситом, участков с ферритом на электронно-микроскопических изображениях обнаружена не было. При этом также возрастает дефектность и дисперсность структуры мартенсита: ширина двойников и реек уменьшается до 30-40 нм.

По результатам лабораторных исследований установлено, что полученный в ходе исследования сплав обладает повышенной твердостью по сравнению с подложкой, однако высокая твердость полученного сплава сопровождается хрупкостью материала, что подтверждено результатами механических испытаний. Данные результаты характерны не только к полученному сплаву, но и к сплавам и покрытиям, которые используются для изготовления и ремонта изделий обладающих повышенной износостойкостью.

*Авторы выражают признательность коллегам за помощь, благодарность за финансовую поддержку исследования Российский научный фонд. Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00350, <https://rscf.ru/project/23-29-00350/>.*

## Электронно-микроскопические исследования наплавленного слоя, полученного с использованием флюса из шлака производства силикомарганца

Михно А.Р., Панченко И.А., Крюков Р.Е., Перов С.С.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

Разработке новых сварочных материалов в замен импортных, в условиях санкционного давления на РФ, уделяется большое внимание. Однако, на сегодняшний день существуют трудности в производстве сварочных материалов в России. Причиной этих трудностей является то, что сварочные компоненты, в большей своей части, находятся в странах ближнего и дальнего зарубежья, что приводит к истощению исходного сырья в России, ухудшению его качества и удорожанию сварочных материалов. Одним из способов решения данной проблемы являются предложенные способы изготовления сварочных материалов из минеральных ресурсов и техногенных образований горно-металлургических комплексов [1].

В условиях Сибирского государственного университета разработаны и предложены способы и методы изготовления сварочных материалов из техногенных отходов металлургического производства которые способны заменить некоторые сварочные материалы. Однако, на сегодняшний день эти материалы находятся в стадии более детального изучения, при этом стоит отметить, что немаловажным является и проведение исследований о влиянии сварочных (наплавочных) материалов на структуру и свойства полученных металлоизделий [2].

В лабораторных условиях НПЦ «Сварочные процессы и технологии» проведена наплавка образцов под разработанным флюсом. Наплавка производилась на стальную подложку из низкоуглеродистой стали с использованием сварочного трактора AOTAI ASAW-1250. В качестве присадочного материала использовалась проволока сплошного сечения Св-08ГА. Дополнительно была проведена наплавка сравнительного образца наплавленного под флюсом марки АН-348А.

С использованием сканирующего электронного микроскопа (Лаборатория электронной микроскопии и обработки изображений «СибГИУ») были проведены исследования состава неметаллических включений наплавленных образцов.

Результаты исследования (см. рис.1а) указывают на достаточно высокую загрязненность стали неметаллическими включениями.

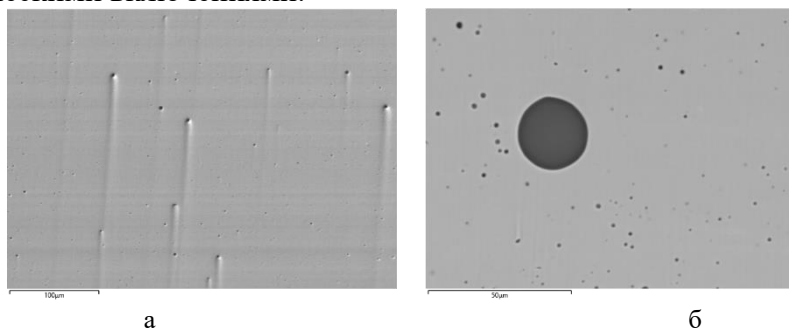


Рис. 1. Поверхность наплавленных слоев выполненных с использованием флюса: марки АН-348А (а), шлака от производства силикомарганца (б)

При проведении анализа химического состава неметаллических включений наплавленного слоя под флюсом АН-348А выявлены в наибольшем объеме следующие компоненты: О, Мп, Si, Al, Fe.

Исследования состава неметаллических включений образца изготовленного с использованием флюса из шлака от производства силикомарганца с содержанием MnO от 12 до 16 % (см. рис.1б) показали, что, на поверхности наплавленного слоя присутствуют крупные неметаллические включения размером от 6 до 23,5 мкм. При построении карт, спектров профилей ЭДС поверхности наплавленного слоя (см. рис.2) выявлено, что данное неметаллическое включение состоит в основном из кремния и марганца, кальция и кислорода (см. таблица 1).



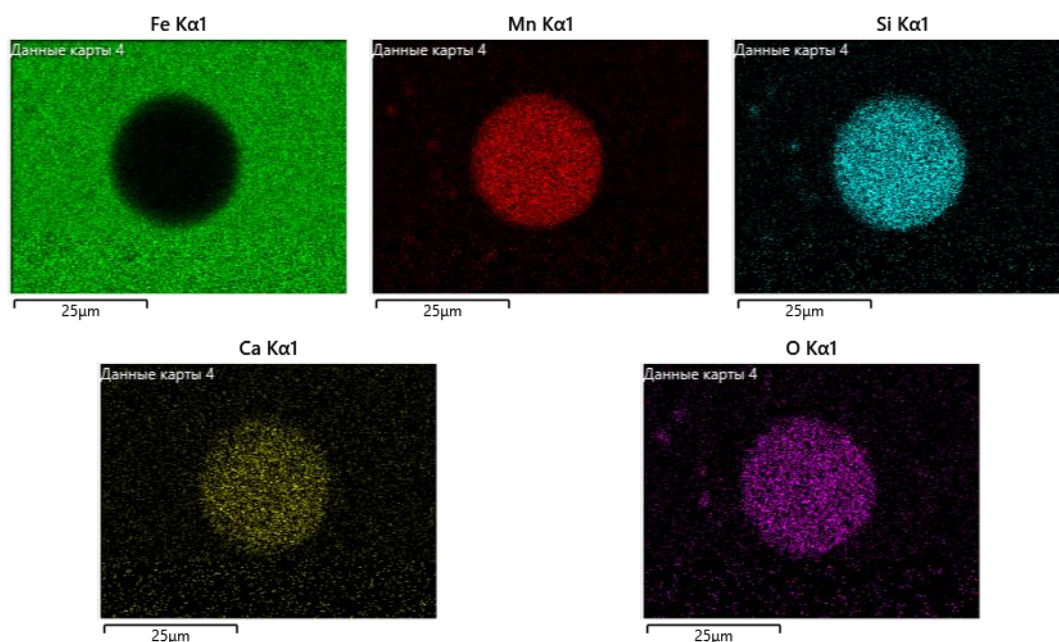


Рис. 2. Накопление карт, спектров профилей ЭДС поверхности наплавленного слоя выполненного с использованием флюса из шлака от производства силикомарганца с содержанием MnO от 12 до 18 %

Таблица 1. Химический состав неметаллического включения в наплавленном слое, изготовленный с использованием флюса из шлака от производства силикомарганца с содержанием MnO от 12 до 16 %

Элемент	Вес, %	Сигма вес, %	Атом. вес, %
C	3,47	0,23	7,25
O	34,45	0,13	54,02
Mg	0,17	0,02	0,17
Al	1,54	0,02	1,43
Si	19,51	0,07	17,42
S	0,83	0,02	0,65
Ca	4,85	0,02	3,04
Mn	29,34	0,09	13,40
Fe	5,84	0,04	2,62
Всего	100,00		100,00

Анализ полученных результатов указывает на то, что при использовании флюсов на основе шлака силикомарганца увеличивается загрязненность наплавленного слоя неметаллическими включениями. При этом стоит отметить что при повышении содержания кремния и марганца в наплавленном металле заметно увеличиваются концентрации оксидов этих элементов в составе оксидных включений. Анализ состава неметаллических включений указывает на то, что они в основном состоят из оксидных соединений кремния, марганца, и в некоторых случаях кальция, что в свою очередь способствует увеличению твердости и износостойкости наплавленных слоев по сравнению с флюсом сравнения (АН-348А).

*Авторы выражают признательность коллегам за помощь в проведении исследований. Исследование проводилось в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации № 075-00087-2401.*

1. Игнатова А.М. Разработка шлаковой основы для сварочных материалов из минерального и техногенного сырья Урала / А. М. Игнатова, М. Н. Игнатов, С. В. Наумов // Черная металлургия. Бюллетень научно-технической и экономической информации. – 2015. – № 10(1390). – С. 67-79.
2. Изучение влияния энерго-технологических режимов сварки под флюсом, изготовленным из шлака производства силико-марганца, на физико-механические свойства сварного шва / В. В. Павлов, Н. А. Козырев, А. А. Усольцев [и др.] // Сварочное производство. – 2021. – № 5. – С. 3-8. – DOI 10.34641/SP.2021.1038.5.020.

## **Структура и трибологические свойства CuAl7-W-WC композитов, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства**

Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н., Савченко Н.Л.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Металломатричные композиты (ММК) представляют большой интерес как для промышленного применения, так и для научных исследований, поскольку, за счет вариации компонентов, существует возможность создания материала с превосходными механическими, физическими и химическими характеристиками под конкретную задачу. А за счет развития новых технологий получения новых материалов, появления новых технологий производства вариативность создания ММК повышается многократно.

Система вольфрам-карбид вольфрама (W-WC) является хорошим выбором для создания ММК на основе алюминиевой бронзы и рассматривается к применению в паре трения сталь-бронза при повышенных температурах, поскольку позволяет достичь формирования на поверхности слоев смеси оксидов меди, железа, вольфрама.

Новые методы производства, такие как аддитивная печать, за счет контроля подачи материала и параметров производства, позволяют изготавливать многокомпонентные изделия с полным контролем структуры материала. Так износостойкий композит системы CuAl-W-WC может быть напечатан в качестве финального слоя в локальном участке изделия, подверженного наибольшему износу при эксплуатации. В то же время основная масса изделия может быть изготовлена стандартным образом, с использованием всех преимуществ аддитивного производства и применением более дешевых материалов.

Совмещенные методы подачи исследованы не так широко, в особенности с точки зрения печати композиционных материалов. В данной работе совмещенный порошково-проволочный вариант подачи материала при электронно-лучевой аддитивной печати (ЭЛАП) использован для создания композиционного CuAl-W-WC слоя на поверхности бронзового изделия с целью увеличения износостойкости при комнатной и повышенных температурах. Данный метод ранее был применен для получения ММК системы CuAl-B<sub>4</sub>C, а также CuAl-WC [1, 2].

Целью данного исследования была оценка возможностей метода совмещенной ЭЛАП для создания композитов системы CuAl-W-WC. Определение зависимостей между концентрацией армирующего материала, размерами частиц, параметрами процесса и характеристиками микроструктуры CuAl-W-WC ММК и его трибологическими свойствами. Установление закономерностей формирования трибослоя на поверхности при испытаниях на сухое трение при повышенных температурах. Проведенные испытания на сухое трение при комнатной и повышенных температурах показали значительный прирост сопротивления износу без значительных изменений коэффициента трения. Так композит с содержанием частиц 10% показал износ в среднем в 1.6 раз меньший, в сравнении с чистой алюминиевой бронзой, а композит с содержанием частиц 20% показал износ меньший в 3.9 раз. Износ стальных контртел при трении композитов остается близким к значениям аналогичного процесса для чистой бронзы. Характер износа материалов имел смешанный абразивно-окислительный тип переходящий к преимущественно окислительному с повышением температуры.

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

1. 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 / A.V. Filippov, E.S. Khoroshko, N.N. Shamarin, N.L. Savchenko, E.N. Moskvichev, V.R. Utyaganova, E.A. Kolubaev, A.Yu. Smolin, S.Yu. Tarasov // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – Vol. 859. – 157824.
2. Moskvichev E.N., Shamarin N.N., Filippov A.V. Friction and Wear Performance of WC Reinforced Aluminum Bronze Produced by EBAM Technique // *Russian Physic Journal*. – 2023. – Vol. 65. – P. 1598–1604.

## Электрохимические эффекты при коррозии магниевых биорезорбируемых сплавов

Мягких П.Н., Мерсон Д.Л., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Бегун М.Э.

Тольяттинский Государственный Университет, Тольятти

Магниевые сплавы – перспективные материалы не только для авиационной [1] и космической отрасли, но и для медицинских приложений [2-4], поскольку магний и его сплавы способны растворяться в теле человека без вреда его здоровью, а значит могут использоваться для создания саморастворяющихся хирургических имплантатов.

Традиционно считается, что наличие в магниевых сплавах частиц вторичных фаз и примесных включений негативно сказывается на коррозионных свойствах материала. Разность потенциалов между магниевой матрицей и частицей может провоцировать возникновение гальванопары между ними и сопутствующую электрохимическую коррозию. На практике подобный эффект может возникать не только в результате воздействия частиц вторичных фаз и включений, но и при расположении магниевых имплантатов в непосредственной близости с имплантатом из другого металла. В рамках работы [7] было выявлено, что расположение титанового имплантата на расстоянии 30 мм от образца из магниевых сплавов ZX10 способно увеличивать скорость коррозии в 1,5 раза и приводить к образованию глубоких коррозионных язв. Однако, не всегда наблюдаемые явления совпадают с классическим представлением об электрохимическом взаимодействии. В работе [8] было установлено, что не зависимо от электродного потенциала и химического состава частиц вокруг них могут образовываться зоны улучшенной пассивации, процессы коррозии в которых ингибированы. Связано это может быть образованием более стойкой пассивирующей пленки в этих местах. Похожий результат продемонстрирован в работе [9] при точечном внедрении в магниевый сплав порошков различных металлов. Таким образом, нельзя заключить, что гальваническое взаимодействие магния с другими вносит исключительно негативный эффект. В этой связи имеет смысл определить взаимодействие магниевых медицинских сплавов с еще одним популярным материалом для изготовления имплантатов – нержавеющей сталью. Химический состав стали представлен в таблице 1.

Таблица 1. Химический состав нержавеющей стали (вес. %)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Al	Cu	V	W	Fe
0,038	0,37	0,89	0,055	<0,0050	18,3	8,13	0,27	0,022	0,35	0,071	0,041	Ост.

Электродный потенциал  $\gamma$ -Fe согласно работе [10] составляет -0,46 В, что выше, чем у титана (-1,63 В), соответственно, разность потенциала между нержавеющей сталью и магнием (-2,37 В) будет больше, чем между магнием и титаном, а значит можно ожидать, что электрохимическая коррозия проявится сильнее. В качестве магниевых биорезорбируемых материалов использовались сплавы ZX10. Образцы представляли собой точеные цилиндры высотой 30 мм и Ø 5 мм, при коррозионных испытаниях они устанавливались вертикально в постамент из фторопласта на расстоянии друг от друга: 30 мм, 15 мм, 0 мм (прямой контакт боковых поверхностей цилиндров). Также испытывались образцы контрольной группы. Испытания включали в себя выдержку 72 часа в растворе Рингера при 37 °С и циркуляцией среды. Объем ячейки составлял 5 л. После испытаний продукты коррозии с образцов удалялись по ГОСТ Р 9.907-2007 и на аналитических весах с точностью 0,0001 г определялась разница массы образца до и после испытания для расчета скорости коррозии.

На рисунке 1 показаны результаты по скорости коррозии. Видно, что с учетом доверительного интервала скорость коррозии в присутствии стали не отличается от скорости коррозии образцов контрольной группы. Визуальный осмотр образцов, имеющих прямой контакт боковых поверхностей со стальным цилиндром показал, что в месте прилегания магниевых сплавов к стали имеет линия из небольших язв, что свидетельствует о том, что электрохимическая коррозия все же протекала, однако, не вносила значимого эффекта.

Измерения глубины и размера язвенных поражений ZX10, проведенные посредством конфокального лазерного сканирующего микроскопа Olympus LEXT OLS 4000 позволили установить, что на стороне, не контактирующей со сталью, язвы существенно глубже (800-900 мкм против 500-600 мкм у язв на стороне прямого контакта), а также больше по размеру (до 3 мм против 200-300 мкм у язв на стороне контакта). Язвенные поражения, аналогичные по глубине и размеру язвам на стороне противоположной прямому контакту обнаружены на всех остальных образцах, включая образцы контрольной группы.

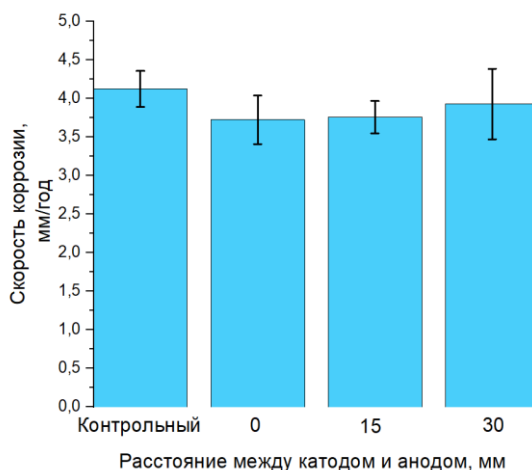


Рис. 1. Скорость коррозии образцов

Таким образом, можно сделать вывод о том, что магниевые имплантаты могут устанавливаться в непосредственной близости от изделий из нержавеющей стали, а также о том, что электрохимическое взаимодействие между магнием и иными материалами может быть сложно прогнозировать, опираясь исключительно на значение электродного потенциала.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда, проект № 23-23-10041.*

1. Promising methods for corrosion protection of magnesium alloys in the case of mg-al, mg-mn-ce and mg-zn-zr: A recent progress review / Predko P., Rajnovic D., Grilli M.L // Metals (Basel). – 2021. – Vol. 11, № 7. – DOI: 10.3390/met11071133.
2. Mechanical properties of magnesium alloys for medical application: A review / Chen J., Tan L., Yu X., Etim I.P. // J. Mech. Behav. Biomed. Mater. Elsevier Ltd. – 2018. – Vol. 87, № September 2017. – P. 68–79. – DOI: 10.1016/j.jmbbm.2018.07.022.
3. Biodegradable magnesium alloys as promising materials for medical applications (Review) / Kiselevsky M. V., Anisimova N.Y., Polotsky B. // Sovrem. Tehnol. v Med. – 2019. – Vol. 11, № 3. – P. 146–157. – DOI: 10.17691/stm2019.11.3.18.
4. Kumar K., Gill R.S., Batra U. Challenges and opportunities for biodegradable magnesium alloy implants // Materials Technology. Taylor and Francis Ltd. – 2018. – Vol. 33, № 2. – P. 153–172. – DOI: 10.1080/10667857.2017.1377973.
5. Review of magnesium-based biomaterials and their applications / Sezer N., Evis Z., Kayhan S.M. // J. Magnes. Alloy. Elsevier B.V. – 2018. – Vol. 6, № 1. – P. 23–43. – DOI: 10.1016/j.jma.2018.02.003.
6. Current status and outlook on the clinical translation of biodegradable metals / Mantovani D., Witte F., Jun I., Loffredo S. // j. Elsevier. – 2019. – Vol. 23. – DOI: 10.1016/j.mattod.2018.05.018.
7. On the compatibility of surgical implants of bioresorbable magnesium alloys with medical devices of titanium alloys / Myagkikh P.N., Merson E.D., Poluyanov V.A. // Front. Mater. Technol. – 2022. – № 3. – P. 106–114. – DOI: 10.18323/2782-4039-2022-3-1-106-114.
8. The dependence of the biodegradable ZX10 alloy corrosion process on the structural factors and local pH level / Myagkikh P.N., Merson E.D., Poluyanov V.A. // Front. Mater. Technol. – 2023. – № 2. – P. 59–76. – DOI: 10.18323/2782-4039-2023-2-64-3.
9. Создание зон улучшенной пассивации на поверхности магниевого биорезорбируемого сплава / Myagkikh P.N., Merson E.D., Poluyanov V.A. // Mater. Technol. Des. – 2024. – Vol. 1, № 16. – P. 38–46. – DOI: 10.54708/26587572.
10. А. Г. Тюрин., Термодинамика химической и электрохимической устойчивости твердых сплавов железа, хрома и никеля: монография // Челябинск : Изд-во Челяб. гос. ун-та, 2011. – 241 с.

## **Разработка ультрамелкозернистых титановых сплавов, с использованием методов интенсивной пластической деформации**

Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Современное использование титановых сплавов во многих областях промышленности 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. В связи с этим, в настоящей работе проведены исследования влияния радиально-сдвиговой в сочетании с ручьежкой прокатки и последующим старением на структурно-фазовое состояние и механические свойства высоколегированных титановых сплавов BT35 и BT22.

В работе на примере титановых сплавов  $\beta$  и переходного класса BT35 (Ti-15V-3Al-3Sn-3Cr-1Mo-1Zr) и BT22 (Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe) показано, что указанная выше термомеханическая обработка с использованием метода радиально-сдвиговой прокатки, приводит к формированию однородной по сечению прутка зеренно-субзеренной УМЗ структуры с размерами структурных элементов 0,4-0,7 мкм. Последующее старение приводит к распаду пересыщенного твердого раствора  $\beta$  фазы с образованием игольчатых (в случае сплава BT22) или пластинчатых (в случае сплава BT35, полученного комбинированной прокаткой) 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 сплавов BT22 и BT35 повышается по сравнению с крупнозернистым состоянием примерно в полтора раза. На примере титанового сплава BT22 показано, что формирование ультрамелкозернистой структуры с высокими прочностными свойствами приводит к повышению усталостной долговечности в условиях сверхмногоцикловых испытаний. 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 BT22 превышает соответствующую в сплаве с крупнозернистой структурой более чем на два порядка. Предел выносливости сплав BT22 с УМЗ структурой составляет около 620 МПа. Такие высокие значения усталостной прочности значительно превышают соответствующие величины известных мировых аналогов. В случае УМЗ сплава BT35 также наблюдается повышение сопротивления усталостному разрушению по сравнению с крупнозернистым состоянием при амплитудах напряжения выше 500 МПа.

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

## **Влияние режимов электронно-искрового спекания на структуру и свойства композиционных материалов на основе высокоэнтропийных металлических стекол**

<sup>1,2</sup>Насенник И.Е.

<sup>1</sup>Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

<sup>2</sup>Центр коллективного пользования “Сибирский кольцевой источник фотонов”, Кольцово

Развитие направления многокомпонентных сплавов в конструкционном материаловедении привело к появлению множества новых классов материалов. Среди них особое внимание научного сообщества привлекают высокоэнтропийные сплавы, которые состоят из нескольких компонентов, взятых в равных (или приблизительно равных) пропорциях. Другим, не менее перспективным направлением исследований являются объёмные металлические стёкла. До недавнего времени данные направления (высокоэнтропийные сплавы и объёмные металлические стёкла), преимущественно развивались независимо друг от друга, однако относительно недавно были предложены высокоэнтропийные сплавы систем TiZrCuNiBe, PdPtCuNiP, TiZrHfCuNiBe, SrCaYbMgZn и другие, склонные к аморфизации в условиях высокоскоростного охлаждения.

Данный класс материалов, обладает значительными преимуществами в сравнении с кристаллическими аналогами. Так, отсутствие дальнего порядка и как следствие кристаллической структуры приводит к исчезновению эффекта межкристаллитной коррозии, что значительно повышает срок эксплуатации данных материалов в условиях агрессивной внешней среды.

В работе проводились исследования композиционного материала Al-Zr<sub>35</sub>Hf<sub>17.5</sub>Ti<sub>5.5</sub>Al<sub>12.5</sub>Co<sub>7.5</sub>Ni<sub>12</sub>Cu<sub>10</sub>, полученного методом искрового спекания при различных давлениях (30-50 МПа) и температурах, соответствующих диапазонам – до температуры стеклования ( $T < T_g$ ), между температурами стеклования и кристаллизации ( $T_g < T < T_x$ ) и выше температуры кристаллизации ( $T > T_x$ ). Время выдержки при заданном давлении и температуре составляло 5 минут. Высокоэнтропийное объёмное металлическое стекло состава Zr<sub>35</sub>Hf<sub>17.5</sub>Ti<sub>5.5</sub>Al<sub>12.5</sub>Co<sub>7.5</sub>Ni<sub>12</sub>Cu<sub>10</sub>, получалось методом литья вакуумным всасыванием в аргоно-дуговой печи. Диаметр стержня составлял 3 мм.

После получения композиционного материала, были проведены дюротрические испытания, а также испытания на сжатие и трехточечный изгиб с целью определения характера изменения механических свойств в процессе деформации. Кроме того, проводились рентгенографические исследования с целью установления зависимостей перехода из аморфного состояния в кристаллической в процессе спекания при варьировании температуры.

*Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 “Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях”.*

## Изучение процесса формирования микро- и наноструктур титановых сплавов при электровзрывном карбоборировании

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

Поверхностное легирование металлических материалов при применении электрического взрыва проводников многократно повышает их твердость и износостойкость. Особенно это актуально для сплавов на основе титана, которые обладают низкой износостойкостью, высокой склонностью к налипанию и достаточно большим коэффициентом трения в паре практически со всеми материалами. К настоящему времени достоверно установлено, что электровзрывное легирование титана углеродом и бором приводит к формированию многослойной структуры: в поверхностном слое сплава, подвергнутого электровзрывному карбоборированию, наблюдается градиентный характер [1]. Покрытие (см. рисунок 1) многофазное:  $\alpha$ -титан,  $\beta$ -титан, графит, частицы борида TiB и карбида TiC титана. Под покрытием располагается слой жидкофазного легирования, его структура представляет собой ячейки высокоскоростной кристаллизации размерами порядка 100 нм и зависит от расстояния до поверхности обработки [1, 2]. Тонкий промежуточный слой формируется на границе раздела поверхностного и переходного слоев. В этом слое наблюдаются структуры ячеистой (размеры ячеек 150 – 300 нм) и дендритной кристаллизации, на границах которых располагаются наноразмерные частицы карбида титана [2].

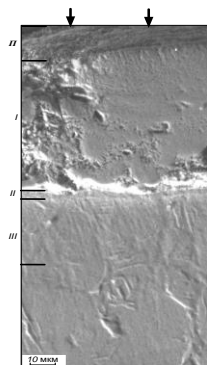


Рис. 1. Многослойная структура, формирующаяся в поверхностном слое сплава ВТ1-0, подвергнутого электровзрывному карбоборированию (стрелками указана поверхность обработки). СЭМ  
П – слой покрытия, I – поверхностный слой, II – промежуточный слой, III – переходный слой

Взаимодействие плазменного потока с поверхностью титанового сплава носит сложный и многофакторный характер. При воздействии плазмы на обрабатываемое изделие происходят расплавление поверхностного слоя, воздействие ударной волны, внедрение конденсированных частиц взрываемого проводника и последующая высокоскоростная кристаллизация. В расплавленных слоях при различных условиях возникают разного рода гидродинамические неустойчивости, которые приводят к образованию вихрей, которые являются предвестниками образования градиентной структуры. Особую роль в жидких слоях играет неустойчивость Кельвина-Гельмгольца, которая вызывает нестабильность и турбулентность внутри одной жидкости посредством сдвига скорости или вдоль границы раздела нескольких жидкостей [3].

Целью настоящей работы является поиск условий появления структуры с бимодальным характером распределения структурных элементов, то есть существования двухмодовой неустойчивости Кельвина-Гельмгольца, для чего решали задачу поиска приближенных аналитических зависимостей скорости роста от волнового числа и границ их применимости.

Проведено исследование формирования микро- и нанокристаллических поверхностных слоев сплавов при воздействии гетерогенных плазменных потоков по механизму возникновения и развития неустойчивости Кельвина-Гельмгольца на примере систем Ti-B и Ti-C-B. На начальной стадии ее развития возмущения границы раздела сред считались синусоидальными. Течение первой и второй среды считались вязко-потенциальными. Из



дисперсионного уравнения возмущений границы раздела сред была получена зависимость скорости роста возмущений от волнового числа. При анализе этой зависимости пришли к выводу, что в плоскости параметров ( $\varepsilon$ ,  $m$ ) существует восемь областей, в которых она может быть аппроксимирована приближенными зависимостями:  $\alpha_{I-IV}$ ,  $\alpha_{I'-IV'}$ . Из этих зависимостей получены связи волнового числа, при которых наблюдается максимум скорости роста возмущений и характеристик материала, параметров внешнего воздействия.

Показано, что в зависимости от поперечной скорости второго слоя, соотношения вязкостей и плотностей слоев относительные погрешности этих приближений составляют 1 – 12 %. Максимумы скорости роста возмущений поверхности раздела сред делятся на два типа: гидродинамический и вязкостно-обусловленный. Гидродинамический максимум возникает вследствие взаимного скольжения слоев и существует во всех областях на плоскости параметров ( $\varepsilon$ ,  $m$ ). Вязкостно-обусловленный максимум возникает в областях II и III при условии  $m > 0,4767$ , а также в II' и III' при  $m < 0,4767$ . В области I при условии  $m > \frac{4\sqrt{\varepsilon}}{1+2\varepsilon}$  гидродинамический и вязкостно-обусловленный максимумы существуют одновременно.

Полученные результаты были применены для процессов электровзрывного борирования и карбоборирования титана. Установлено, что на границе раздела титана и бора выполняется приближенная аналитическая зависимость  $x_{12m} = \frac{2}{3} - \frac{8}{9} \left( \frac{6\varepsilon - \sqrt{\varepsilon(27-12\varepsilon)}}{16\varepsilon - 9} \right)$  с погрешностью 1 %, а максимум имеет гидродинамическое происхождение. Это же приближение выполняется и в случае карбоборирования на границе раздела «плазма/расплав».

При электровзрывном борировании титана кинематические вязкости титана и бора примерно одинаковы, поэтому их соотношение  $\nu \approx 1$ . Межфазное поверхностное натяжение составляет 0,202 Н/м, а  $\mu \approx 0,6$ . Неустойчивость Кельвина-Гельмгольца в нанодиапазоне возможна при  $u_0 > 36,2$  м/с, а в микродиапазоне при  $u_0 > 11,43$  м/с. В этом случае  $m = 0$  и будет выполняться приближенная зависимость, которая будет иметь один максимум.

При  $u_0 \sim 40$  м/с  $\varepsilon = 0,45$  и будет выполняться приближение, согласно которому  $x_{12m} = 0,4593$  ( $k_{12m} = 5,62 \cdot 10^6 \text{ м}^{-1}$ ). При этом относительная погрешность расчета составляет 1 %.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10229, <https://rscf.ru/project/22-79-10229>.*

1. Башенко Л. П., Иванов Ю. Ф., Будовских Е. А. Модификация структуры поверхностных слоев титана BT1-0 при электровзрывном карбоборировании и электронно-пучковой обработке // Известия вузов. Черная металлургия. – 2013. – № 3. – С. 68 – 70.
2. Башенко Л. П., Райков С. В., Иванов Ю. Ф., Будовских Е. А., Громов В. Е. Структурно-фазовые состояния зоны упрочнения технически чистого титана BT1-0 после электровзрывного карбоборирования и электронно-пучковой обработки // Вестник Тамбов. ун-та. Сер. Естеств. и техн. науки. – 2013. – Т. 18. – Вып. 4. – С. 1719 – 1720.
3. Сарычев В.Д., Невский С.А., Кормышев В.Е., Громов В.Е. Механизм формирования микро- и наноструктурных состояний рельсовой стали при интенсивной пластической деформации // Деформация и разрушение материалов. – 2022. – № 6. – С. 20 – 27.

# Деформационно-прочностные свойства и структура политетрафторэтилена, модифицированного углеродным волокном в условиях ультразвукового воздействия с низкочастотной модуляцией

Негров Д.А., Путинцев В.Ю., Глозов А.И.

Омский государственный технический университет, Омск

В области современных антифрикционных материалов, предназначенных для работы в условиях отсутствия смазочных материалов особое место, занимают полимерные композиционные материалы (ПКМ) на основе политетрафторэтилена (ПТФЭ) из-за наиболее низких показателей коэффициента трения и высокой термической стойкости по сравнению с другими полимерами. Однако относительно низкая прочность и хладотекучесть значительно снижают ресурс работы материала и ограничивают область применения. Для устранения недостатков применяют различные методы и армирующие модификаторы, в том числе и углеродные волокна, которые представляют собой прочные тонкие нити с высоким содержанием атомов углерода [1]. Благодаря низкому удельному весу и высокому сопротивлению растягивающим нагрузкам, позволяет использовать волокна для армирования ПТФЭ, тем самым комплексно улучшая эксплуатационные свойства ПКМ [2]. Однако только введение наполнителей не позволяет достичь значительного улучшения эксплуатационных свойств материала, вследствие чего требуется применение новых технологических методов изготовления ПКМ. Одним из перспективных методов повышения свойств является введение энергии ультразвуковых колебаний с одновременно наложенной низкочастотной модуляцией в процессе прессования, в результате чего в композиционном материале наблюдается изменение морфологии надмолекулярной структуры, степени кристалличности и повышения адгезионного сцепления частиц материала [3]. Целью данной работы является исследование влияния ультразвукового прессования с низкочастотной модуляцией на комплекс механических характеристик и структуру полимерного композиционного материала на основе политетрафторэтилена модифицированного углеродными волокнами.

В качестве матрицы использован ПТФЭ марки RX015, наполнитель молотое углеродное волокно марки CFP-7-100 с концентрацией от 3 до 12 масс.%. Для проведения исследований на лабораторной установке были изготовлены образцы ПКМ по двум методам холодного прессования: первый по стандартной технологии прессования (БЕЗ УЗ), второй в условиях ультразвукового воздействия частотой 17 кГц с одновременно наложенной низкочастотной модуляцией 100 Гц (УЗ+100). Определение механических характеристик проводилось на машине для испытаний Zwick Roell BT2. Исследования структуры холодных сколов ПКМ выполнены на сканирующем электронном микроскопе JEOL JCM-5700 при величине энергии электронов 5 кэВ.

В результате проведенных испытаний установлено, что увеличение концентрации углеродного волокна приводит к повышению модуля упругости и к снижению предела прочности с относительным удлинением материала (рис. 1).

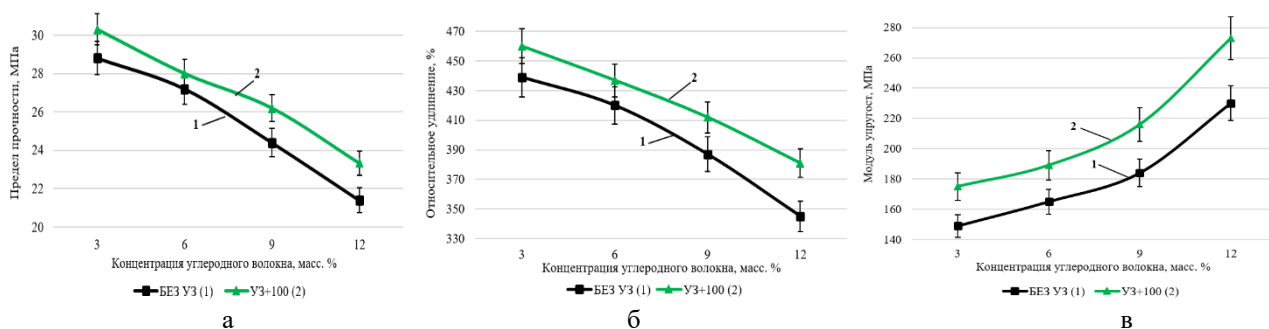


Рис. 1. Зависимость предела прочности (а), относительного удлинения (б), модуля упругости (в) от концентрации углеродного волокна

Установлено, что применение режима УЗ+100 при прессовании полимерного

композиционного материала на основе ПТФЭ модифицированного углеродным волокном в концентрации 12 масс.%, позволяет повысить предел прочности на 9% (рис. 1а), относительное удлинение на 10% (рис. 1б) и модуль упругости на 19% (рис. 1в).

Как видно из рисунка 2, надмолекулярная структура ПТФЭ имеет ламеллярное строение и хаотичное распределение наполнителя по поверхности сколов. Микроструктура поверхности холодного скола образца ПКМ, изготовленного с ультразвуковым воздействием с низкочастотной модуляцией (рис. 2б), по сравнению со стандартным методом прессования (рис. 2а), отличается повышенным адгезионным взаимодействием между матрицей и наполнителем, что является одним из основных объяснений повышения прочности материала.

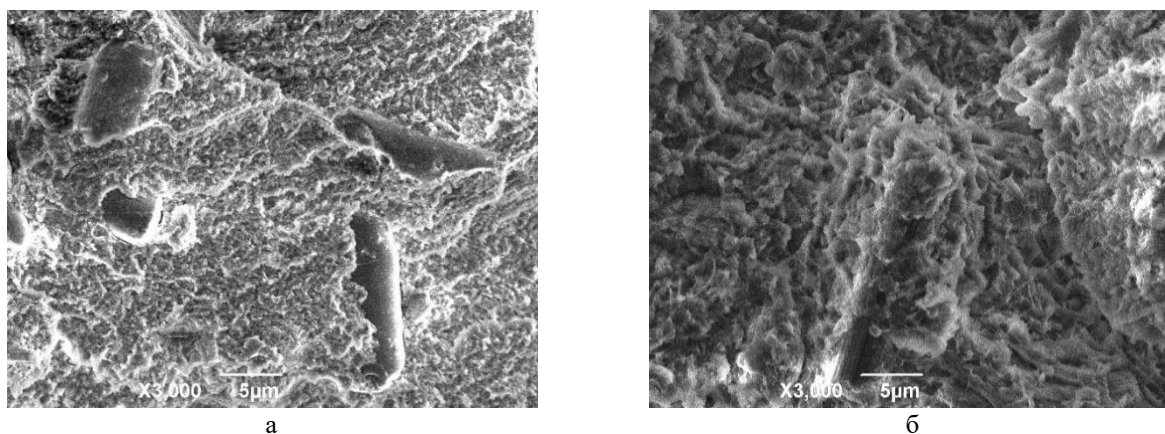


Рис. 2. Микрофотографии холодных сколов образцов ПКМ на основе ПТФЭ с углеродным волокном 12 масс.%; а – режим БЕЗ УЗ; б – режим УЗ+100

Особенность влияния энергии ультразвуковых колебаний связана с воздействием на дефектные участки кристаллической структуры при формировании надмолекулярной структуры ПТФЭ. Акустическая энергия приводит к нагреву частиц углеродного волокна и возникновению дополнительных межмолекулярных связей.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования РФ № FSGF-2024-0003.*

1. Effect of humidity and counterface material on the friction and wear of carbon fiber reinforced PTFE composites / P. Johansson, P. Marklund, Y. Shi // Tribol. Int. J. – 2021. – Vol. 157. – P. 106869. – DOI:10.1016/j.triboint.2021.106869.
2. Mechanical and Tribological Properties of Polytetrafluoroethylene Composites Modified by Carbon Fibers and Zeolite / Struchkova T. S., Vasilev A. P., Okhlopko A.A. // SAE Int. J. Fuels Lubr. – 2021. – Vol. 10. – №. 1. – P. 4. – DOI:10.3390/lubricants10010004
3. Негров Д. А. Влияние низкочастотной модуляции на механические свойства и триботехнические характеристики полимерных композиционных материалов / Д. А. Негров, В. Ю. Путинцев // Ползуновский вестник. – 2021. – № 4. – С. 140-145.

## Анализ электронной структуры композитов на основе оксида марганца для химических источников тока

Несов С.Н., Лобов И.А., Сачков В.А., Матюшенко С.А., Соколов Д.В.

Омский научный центр СО РАН, Омск

Оксидные соединения марганца являются перспективными материалами для псевдоконденсаторов (суперконденсаторов, запаасающих энергию за счет окислительно-восстановительных реакций), а также для  $\text{Na}^+$ - и  $\text{K}^+$ -ионных аккумуляторов, активно разрабатываемых в настоящее время для снижения зависимости от дорогостоящих  $\text{Li}^+$ -ионных аккумуляторов [1,2]. Однако, оксиды марганца обладают низкой электропроводностью, поэтому для их применения в качестве электродного материала разрабатываются композиты в сочетании различными видами проводящего углерода (графена, углеродных нанотрубок (УНТ) и др.) [3]. Для повышения электропроводности применяются также различные способы легирования оксидов марганца различными металлами [4].

В настоящей работе экспериментально исследована структура и электрохимические характеристики композитов на основе многостенных УНТ (МУНТ) и оксида марганца. Изучено влияние легирования серебром на основные электрохимические характеристики композита в натрийсодержащем электролите. С применением *ab initio* расчетов исследованы особенности взаимодействия в многокомпонентных композитных материалах и изучена их электронная структура.

Формирование композитов проводилось путем вымачивания МУНТ в растворе  $\text{KMnO}_4$  при температуре  $60^\circ\text{C}$  и постоянном перемешивании в течение 6 ч. (композит  $\text{MnO}_x/\text{МУНТ}$ ). Легирование композита проводилось путем добавления в реакционный раствор  $\text{Ag}(\text{NO}_3)_3$  (композит  $\text{MnO}_x@/\text{Ag}/\text{МУНТ}$ ). Экспериментальный анализ структуры и химического состояния композитов проводился с применением растровой и просвечивающей электронной микроскопии (РЭМ и ПЭМ), а также рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС).

Исследование электрохимических характеристик композитов в натрийсодержащем электролите с применением циклической вольтамперометрии и гальваностатического метода показало, что легированный серебром композит обладает более высокой удельной емкостью и скоростной способностью.

Анализ структуры композитов  $\text{MnO}_x/\text{МУНТ}$  и  $\text{MnO}_x@/\text{Ag}/\text{МУНТ}$  методом ПЭМ и РЭМ показал, что они обладают схожей структурой и морфологией. Оксид марганца в обоих композитах формирует на поверхности отдельных МУНТ слои, толщиной до 20 нм. Анализ ПЭМ изображений показал, что данные слои содержат кристаллиты с межплоскостным расстоянием  $\sim 6.5 \text{ \AA}$ , что соответствует соединению  $\text{K}_x\text{MnO}_2$ . В композите,  $\text{MnO}_x@/\text{Ag}/\text{МУНТ}$  дополнительно наблюдается присутствие достаточно равномерно распределенных наночастиц оксида серебра  $\text{Ag}_2\text{O}$  с размерами 10-20 нм.

Анализ композитов методом РФЭС подтверждает наличие соединения  $\text{K}_x\text{MnO}_2$  в соотношении  $\text{K}:\text{Mn} \sim 1:5$  для обоих композитов. Содержание серебра в композите  $\text{MnO}_x@/\text{Ag}/\text{МУНТ}$  составляет  $\sim 1 \text{ ат.}\%$ , а соотношение  $\text{Ag}:\text{Mn} \sim 1:20$ . Детальный анализ РФЭС спектров указывает, что в композите  $\text{MnO}_x@/\text{Ag}/\text{МУНТ}$  наблюдается уменьшение значения зарядового состояния марганца, что может указывать на химическое взаимодействие между атомами  $\text{Ag}$  и  $\text{K}_x\text{MnO}_2$ . Для подтверждения этого были проведены *ab initio* расчеты (GGAPBE) структуры интерфейса композита. Поверхность МУНТ моделировалась фрагментом графеновой плоскости с моновакансией (Рис. 1а). При взаимодействии данного фрагмента с молекулой перманганата калия происходит формирование двух  $\text{C}-\text{O}$  связей с относительным понижением общей энергии системы на 5.6 эВ. При этом, ион калия удерживается вблизи сформировавшегося комплекса за счет ионной связи (минимальная длина связи  $2.7 \text{ \AA}$ ). При добавлении в данную систему атома серебра происходит его закрепление с образованием  $\text{Ag}-\text{O}$  связи и снижением полной энергии на 1.1 эВ, что соответствует диапазону ковалентных химических связей (длина связи  $2.2 \text{ \AA}$ ).

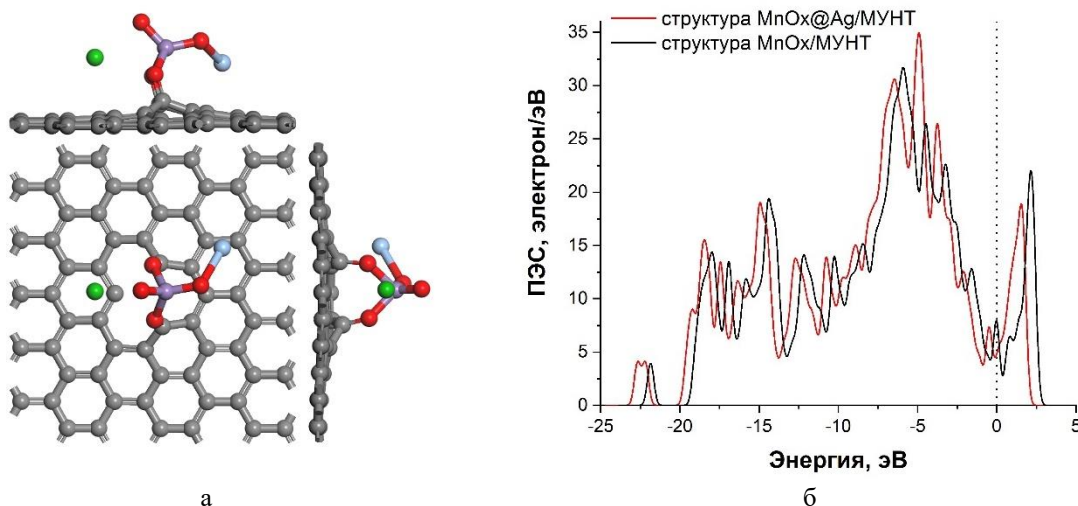


Рис. 1. Оптимизированная структура (вид сверху и 2 проекции с различных направлений), моделирующая интерфейс композита MnOx@Ag/МУНТ, полученная на основе расчетов (черные, красные, зеленые и синие шары – атомы углерода, кислорода, калия и серебра, соответственно) (а); Рассчитанная плотность электронных состояний (ПЭС) для структур, моделирующих легированный и нелегированный композиты (б)

Расчет плотности электронных состояний для структур до и после добавления атома серебра показывает заметный сдвиг кривой ПЭС, вследствие изменения уровня Ферми. И увеличение плотности электронных состояний вблизи энергии  $\sim 5$  эВ, а также вблизи потолка валентной зоны  $\sim 0$  эВ для структуры “MnOx@Ag/МУНТ” (Рис. 2б), что обусловлено наличием Ag4d-состояний.

РФЭС-спектры валентной зоны отражают плотность занятых состояний вблизи уровня Ферми. Сравнение экспериментальных спектров (не представлены на рисунках) показало качественную корреляцию с рассчитанной ПЭС. В РФЭС спектре композита MnOx@Ag/МУНТ наблюдается заметное увеличение интенсивности на энергии связи около 5 эВ. Однако, изменения положения уровня Ферми относительно РФЭС-спектра валентной зоны композита MnOx/МУНТ не наблюдается. Это, очевидно, связано с более низкой концентрацией атомов серебра в композите по сравнению с модельной структурой.

*Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда грант № 23-22-10030, <https://rscf.ru/project/23-22-10030/>.*

1. Chen L., Zhang Y., Hao C., Zheng X., Sun Q., Wei Y., Li B., Ci Li., Wei J. Interlayer Engineering of KxMnO2 Enables Superior Alkali Metal Ion Storage for Advanced Hybrid Capacitors. // Chem. Electro. Chem. – 2022. – Vol. 9. – P. e202200059. – DOI: 10.1002/celec.202200059
2. Desai M.A., Kulkarni A., Gund G., Sartale S.D. SILAR Grown K+ and Na+ Ions Preinserted MnO2 Nanostructures for Supercapacitor Applications: A Comparative Study // Energy Fuels. – 2021. – Vol.35. – P. 4577–4586. – DOI: 10.1021/acs.energyfuels.0c04252
3. Zhu S., Ni J., Li Y. Carbon nanotube-based electrodes for flexible supercapacitors // Nano Res. – 2020. – Vol. 35. – P. 1825–1841. – DOI: 10.1007/s12274-020-2729-5
4. Kim J.H., Choi C., Lee J.M., Andrade M.J., Baughman R.H., Kim S.J., Ag/MnO2 Composite Sheath-Core Structured Yarn Supercapacitors // Sci. Rep. – 2018. – Vol. 8, – P. 13309. – DOI: 10.1038/s41598-018-31611-2

## **Особенности формирования структурно-фазового состояния и механических характеристик сплава Ti6Al4V с различным содержанием железа при электронно-лучевом аддитивном производстве**

Николаева А.В., Зыкова А.П., Чумаевский А.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Получение титановых сплавов аддитивными технологиями широко распространено в аэрокосмической сфере благодаря возможности получать в короткие сроки изделия сложной формы с высокой удельной прочностью, отличной коррозионной стойкостью и превосходным сочетанием прочности и пластичности [1]. Известно, что во время аддитивного производства титановых сплавов направленный теплоотвод в охлаждаемую подложку способствует формированию крупных предшествующих  $\beta$ -зерен, что отрицательно влияет на эксплуатационные характеристики изделия и ограничивает его применение [2].

Добавление различных легирующих элементов в титановый сплав во время аддитивного производства может привести к образованию мелкозернистой равноосной структуры [3, 4]. Известно, что Fe является хорошим  $\beta$ -стабилизатором, широко доступно в промышленности и имеет невысокую стоимость. Поэтому целью данной работы являлось изучение изменений микроструктуры и механических характеристик титанового сплава Ti6Al4V, вызванных различными добавками железа во время электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП).

Вертикальные стенки титанового сплава Ti6Al4V с содержанием Fe 2,5, 2,9 и 7,5 вес.% были получены на экспериментальной установке электронно-лучевого аддитивного производства металлических изделий в ИФПМ СО РАН. В ванну расплава, формируемую электронным лучом на подложке в виде пластины из технически чистого титана VT1-0, подавали проволоки из титанового сплава Ti6Al4V и сварочной проволоки СВ08Г2С-О (Fe<sub>2</sub>MnSi) плакированной медью. Испытания на одноосное растяжение проводились на универсальной испытательной машине УТС 110М-100.

По данным рентгеноструктурного анализа было установлено, что с увеличением содержания Fe наблюдается увеличение интенсивности дифракционного рефлекса  $\beta$ -фазы и уменьшение количества  $\alpha$ -фазы. Учитывая соотношения интенсивностей рентгеновских рефлексов установлено, что с увеличением содержания Fe в Ti6Al4V во время ЭЛАП увеличивается объемная доля  $\beta$ -Ti с ~8 до ~92 об. %, поскольку Fe является  $\beta$ -стабилизатором.

Методом оптической микроскопии было установлено, что морфология предшествующих  $\beta$ -зерен в сплавах Ti6Al4V-2,5Fe и Ti6Al4V-2,9Fe представлена столбчато-равноосными зернами. Средний размер равноосных зерен в поперечном сечении сплавов Ti6Al4V-2,5Fe и Ti6Al4V-2,9Fe составляет  $430 \pm 23$  мкм и  $630 \pm 30$  мкм, соответственно. Введение 7,5 вес.% Fe в титановый сплав устраняет эпитаксиальный рост первичных  $\beta$ -зерен и осуществляется переход от столбчато-равноосной структуры к равноосной со средним размером  $380 \pm 16$  мкм. Каждое зерно сплава Ti6Al4V-7,5Fe разделено внутри на более мелкие зерна различной морфологии. Методом растровой электронной микроскопии было установлено, что с увеличением содержания железа происходит уменьшение средней длины  $\alpha$ -пластин в два раза.

Испытания образцов на одноосное растяжение показали, что среднее значение предела прочности и относительное удлинение сплава Ti6Al4V без добавления Fe, полученного ЭЛАП, составляет  $654 \pm 35$  МПа и 15%, соответственно. Образцы сплавов Ti6Al4V-2,5Fe и Ti6Al4V-2,9Fe продемонстрировали превосходное сочетание прочности и пластичности при испытаниях на растяжение. При добавлении 2,5 вес.% Fe в титановый сплав наблюдается увеличение предела прочности по мере увеличения высоты формируемой стенки с 853 до 1064 МПа, что на 199 и 410 МПа больше предела прочности сплава Ti6Al4V, соответственно. При этом, с увеличением предела прочности наблюдается снижение относительного удлинения с 12% до 3%. Среднее значение предела прочности образцов сплава Ti6Al4V-2,9Fe по мере увеличения высоты формируемой стенки увеличивается с 693 МПа до 785 МПа при одинаковом значении относительного удлинения ~ 12%. При добавлении 7,5 вес.% Fe в



титановый сплав Ti6Al4V образцы демонстрируют хрупкое разрушение без образования шейки. В средней части сплава Ti6Al4V-7,5Fe достигается наибольшее значение предела прочности, которое составляет 813 МПа, что на 24% больше предела прочности аддитивно полученного Ti6Al4V. Однако, относительное удлинение данного сплава не превышает 1-2%.

Очевидно, что повышение предела прочности сплавов Ti6Al4V-Fe связано с измельчением зеренной структуры, включая переход от столбчато-равноосных зерен к равноосным. В то время как сплав Ti6Al4V-7,5Fe разрушался в основном за счет хрупкого разрушения без образования шейки из-за формирования большого количества пор в данном сплаве, что соответствует измеренным механическим характеристикам при растяжении.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001.*

1. Baufeld B., Van der Biest O., Gault R. Additive manufacturing of Ti-6Al-4V components by shaped metal deposition: microstructure and mechanical properties // Mater. Design. – 2010. – Vol. 31. – P. S106–S111. – DOI:10.1016/j.matdes.2009.11.032.
2. Additive manufacturing of metallic components—process, structure and properties / T. DebRoy, H.L. Wei, J.S. Zuback, T. Mukherjee, J.W. Elmer, J.O. Milewski, A.M. Beese, A. Wilson-Heid, A. De, W. Zhang // Prog. Mater. Sci. – 2018. – Vol. 92. – P. 112–224. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2017.10.001.
3. Functionally graded Ti6Al4V-Mo alloy manufactured with DED-CLAD® process / C. Schneider-Maunoury, L. Weiss, P. Acquier, D. Boisselier, P. Laheurte // Addit. Manuf. – 2017. – Vol. 17. – P. 55–66. – DOI:10.1016/j.addma.2017.07.008.
4. Effects of Cr and Fe addition on microstructure and tensile properties of Ti-6Al-4V prepared by direct energy deposition / Y. Byun, S. Lee, S.-M. Seo, J.-t. Yeom, S.E. Kim, N. Kang, J. Hong // Met. Mater. Int. – 2018. – Vol. 24. – P. 1213–1220. – DOI:10.1007/s12540-018-0148-x.



## Оценка влияния механизмов упрочнения на предел текучести сплавов Ti6Al4V-Cu, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства

Николаева А.В., Зыкова А.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Особый интерес представляет аддитивное производство сплавов Ti6Al4V-Cu для создания изделий авиакосмического назначения, подвергаемых высоким механическим нагрузкам [1]. Электронно-лучевое аддитивное производство является одним из наиболее перспективных методов изготовления титановых изделий благодаря сочетанию высокого вакуума и эффективности осаждения проволочного филамента. Повышение механических характеристик данных сплавов может быть обусловлено зернограничным, дисперсионным и твердорастворным упрочнением [2]. Значения вкладов данных механизмов упрочнения в общее упрочнение сплавов Ti6Al4V-Cu различны. Поэтому целью данной работы являлось проведение количественного анализа механизмов упрочнения титанового сплава Ti6Al4V с разным содержанием Cu, полученного методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП).

Методом электронно-лучевого аддитивного производства с одновременной подачей проволок титана и меди были получены образцы сплава Ti6Al4V с содержанием меди 0,6, 1,6, 6 и 9,7 вес. %. Экспериментально установлено, что с увеличением концентрации меди от 0,6 до 9,7 вес. % осуществляется переход от столбчатой структуры к столбчато-равноосной и полностью равноосной структуре. По данным рентгеноструктурного анализа было установлено, что во всех образцах присутствуют фазы  $\alpha$ -Ti и  $\beta$ -Ti. Данные просвечивающей электронной микроскопии показали, что в структуре сплава Ti6Al4V с содержанием меди 1,6, 6 и 9,7 вес. % на границе  $\alpha/\beta$  пластин выделяются наноразмерные частицы Ti<sub>2</sub>Cu.

Для оценки вкладов механизмов упрочнения были определены параметр соотношения длины к ширине столбчатого первичного  $\beta$ -зерна ( $l/d$ ), размер первичных равноосных  $\beta$ -зерен ( $D$ ) и толщина  $\alpha$ -пластин ( $b$ ). Обнаружено, что увеличение содержания меди приводит к уменьшению параметра соотношения длины к ширине столбчатого первичного  $\beta$ -зерна и толщины  $\alpha$ -пластин. Установлено, что измельчение первичных  $\beta$ -зерен приводит к максимально возможным значениям пределов прочности 1065 и 1254 МПа, характерных для сплавов Ti6Al4V-6Cu и Ti6Al4V-9,7Cu, соответственно. Для всех сплавов Ti6Al4V-Cu микротвердость возрастает с увеличением содержания меди с 3,1 до 5,4 ГПа.

Экспериментально установлено, что средние значения пределов текучести сплавов Ti6Al4V с содержанием меди 0,6, 1,6, 6 и 9,7 вес. % очень близки к расчетным значениям пределов текучести образцов. Из анализа данных следует, что повышение механических характеристик образцов сплавов Ti6Al4V-6Cu и Ti6Al4V-9,7Cu обусловлено в большей мере зернограничным упрочнением, которое составляет ~38% от общего вклада в механизмы упрочнения сплавов Ti6Al4V-Cu. Значения дисперсионного и твердорастворного упрочнения соизмеримы и составляют ~28 % от общего вклада в механизмы упрочнения сплавов Ti6Al4V-Cu. Таким образом, установлено, что основным механизмом, влияющим на повышение механических характеристик сплавов Ti6Al4V-Cu, является переход от столбчатой структуры к столбчато-равноосной и полностью равноосной структуре.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001.*

1. Wire-based additive manufacturing of Ti-6Al-4V using electron beam technique / F. Pixner, F. Warchomicka, P. Peter, A. Steuwer, M. Hörnqvist Colliander, R. Pederson, N. Enzinger // Materials. – 2020. – Vol. 13. – №. 15. – P. 3310. – DOI:10.3390/ma13153310.
2. Wang Q., Zhang K., Niu W. Microstructural characteristic and mechanical properties of titanium-copper alloys in-situ fabricated by selective laser melting // Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 885. – P. 161032. – DOI:10.1016/j.jallcom.2021.161032.

**Структурно-фазовый состав и механические свойства композита  
INCONEL625+(W+WC(Ni)), полученного методом проволоочной электронно-лучевой  
аддитивной технологии**

Никоненко А.В., Воронцов А.В., Зыкова А.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Аддитивные технологии представляют собой поэтапное формирование изделия путем послойного добавления материала на основу. Изготовление изделий этим методом позволяет существенно повысить эффективность производства при снижении материальных затрат. В настоящее время для изготовления изделий широко используются десятки технологий трехмерной печати. Электронно-лучевой метод осаждения металлической проволоки (Electron Beam Additive Manufacturing (EBAM)) является одним из наиболее перспективных методов изготовления изделий. К основным преимуществам этого метода относятся высокая скорость производства, широкая доступность сырья в виде металлической проволоки и, как следствие, снижение стоимости готовых деталей.

Целью данной работы являлось исследование структурно-фазового состава и механических характеристик композита Inconel625+(W+WC(Ni)), полученного методом проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства.

Методом проволоочной электронно-лучевого аддитивного производства на подложке из нержавеющей стали 12X18H10 формировали слои из сплава Inconel625. После нанесения 9 слоев Inconel625, с помощью порошкового податчика, на заготовку подавался порошок W+WC(Ni) суммарной массой  $0,3 \times 10^{-3}$  г. Далее наносился слой проволоки Inconel625, который сопровождался частичным плавлением порошков W+WC(Ni) и нижележащего слоя Inconel625. Таким образом, было нанесено 3 слоя с порошком W+WC(Ni) с последующим нанесением сплава Inconel625 (толщина каждого слоя составляла 1 мм)

Получен композитный образец Inconel 625+(W+WC(Ni)) в форме тонкой стенки шириной 72 мм, высотой 36 мм и толщиной 9 мм. В материале наблюдается градиентная структура, в которой можно выделить характерные слои: 1 слой – никелевый сплав Inconel 625, слой 2 – промежуточный слой и слой 3 – композиционный слой Inconel 625/(W+WC(Ni)).

Проведено исследование микроструктуры и механических характеристик композита Inconel 625 + (W+(WC+Ni)), полученного методом проволоочного электронно-лучевого аддитивного производства с введением при печати порошков W+WC(Ni). Композит имеет градиентную структуру в которой можно выделить слои: 1 слой – никелевый сплав Inconel 625, слой 2 – промежуточный слой и слой 3 – композиционный слой Inconel 625/(W+WC(Ni)). Во всех слоях наблюдается дендритная структура. Композиционный слой имеет трещины протяженностью в весь слой. По результатам рентгеновской томографии образца Inconel 625+(W+WC(Ni)) не наблюдается дефектов в виде пор или трещин во всех исследуемых слоях. Методом РФА установлено, что композит Inconel 625+(W+WC(Ni)) преимущественно состоит из  $\gamma$ -Ni (fcc), W и карбидной фазы WC. Измерение микротвердости проводилось по поперечному сечению композита Inconel 625 + (W+(WC+Ni)). По мере удаления от основного материала до композиционного слоя значения микротвердости возрастают от 2,72 ГПа до 5,8 ГПа.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН».*

## Структурно-фазовый состав и механические свойства композита 56GM+(W+WC(Ni)), полученного методом аддитивных технологий

Никоненко А.В., Воронцов А.В., Зыкова А.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящее время большое внимание уделяется изучению металлургии процессов аддитивного производства, в частности к технологии электронно-лучевого аддитивного производства ЭЛАП [1-3]. Основными преимуществами ЭЛАП являются: возможность получать изделия с плавно изменяющейся градиентной структурой и из различных металлов и сплавов; широкие возможности управления подачей двух и более проволок в ванну расплава; возможность получения крупногабаритных изделий различного назначения.

Целью данной работы являлось исследование градиентной структуры композиционного образца 56GM+(W+WC(Ni)), полученного методом проволочного электронно-лучевого аддитивного производства.

Для получения композита 56GM+(W+WC(Ni)) использовалась стальная проволока сплава 56GM диаметром 1мм и порошки W и (WC(Ni)). Для исследования структурно-фазового состава и механических свойств 56GM+(W+WC(Ni)) вырезались образцы из трех разных зон (матрица, промежуточный слой и композиционный слой).

Композит имеет градиентную структуру (рис. 1 а). По результатам рентгеновской томографии образца 56GM+(W+WC(Ni)) (рис. 1, б) не наблюдается дефектов в виде пор или трещин во всех исследуемых слоях.

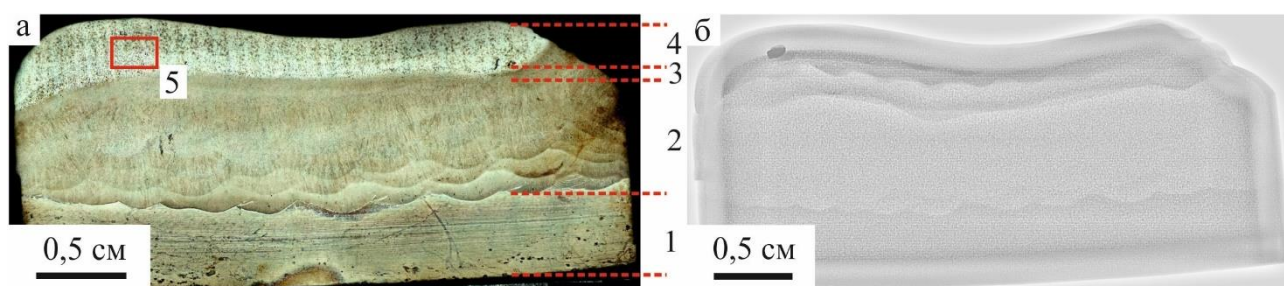


Рис. 1. Макроструктура (а) и рентгеновская томография (б) композита 56GM+(W+WC(Ni))

Рентгенофазовый анализ проводился с зоны 5 (промежуточный слой нержавеющая сталь/композиционный слой), обозначенной на рис.1. Установлено, что композит преимущественно состоит из  $\alpha$ -Fe, Ni и карбидной фазы WC.

По данным РЭМ сталь 56GM (слой 2) имеет структуру, соответствующую феррито-мартенситному состоянию. Концентрация W и Ni в основном сплаве 56GM составляет около 2 ат.% каждого элемента. По границам зерен сплава 56GM наблюдаются единичные мелкодисперсные частицы со средним поперечным размером  $\approx 0,82$  мкм и средним продольным  $\approx 0,76$  мкм, что может быть обусловлено процессом инфильтрации по границам зерен или микротрещинам, а также процессом диффузии. Согласно EDS анализу и данным РФА эти частицы представляют собой WC.

В промежуточном слое (слой 3) игольчатая структура становится менее выраженной. Тем не менее элементный состав зерен, расположенных переходной зоне, сопоставим с элементным составом основного сплава 56GM. Также как в слое 2 в промежуточном слое наблюдаются мелкодисперсные частицы WC не равноосной формы по границам зерен, поперечный средний размер которых составляет 1,17 мкм, продольный средний размер равняется  $\approx 1,83$  мкм.

В композиционном слое (слой 4) формируется равноосная зёрненная структура, со средним размером зерна 8,59 мкм, по границам которых наблюдаются трещины. EDS анализ, полученный с таких зерен, также соответствует элементному составу стали 56GM. Частицы порошка WC располагаются преимущественно в трещинах (по границам мелких зерен) и в небольшом количестве внутри зерна. Объемная доля частиц WC в композиционном слое

значительно увеличивается по сравнению с объемной долей частиц в основном сплаве и промежуточном слое.

Испытания на статическое растяжение образцов, вырезанных с зоны основного сплава и промежуточного слоя в сечениях *ZOY* и *ZOX*, показывают пластичный характер разрушения. Для образцов, полученных с зоны стали 56GM (слой 2), значения предела прочности и предела текучести составляют ~1000 МПа и ~650 МПа соответственно. Значения предела прочности и предела текучести образцов, полученных в промежуточной зоне (слой 3), составляют 1100–1200 МПа и ~835 МПа соответственно. Значения предела прочности для образцов, вырезанных из зоны композиционного слоя (слой 4) в сечениях *ZOY* и *ZOX*, составляет 590 и 620 МПа соответственно, предел текучести – ~570 МПа

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001. Исследования выполнены с использованием оборудования ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН».*

1. 3D printing of Aluminium alloys: Additive Manufacturing of Aluminium alloys using selective laser melting / Aboulkhair N.T, Simonelli M., Parry L., Ashcroft I., Tuck C., Hague R. // Prog. Mater Sci. – 2019. – Vol. 106. – P. 100578. – DOI: 10.1016/j.pmatsci.2019.100578.
2. Study on the NiTi shape memory alloys in-situ synthesized by dual-wire-feed electron beam additive manufacturing / Pu Z., Du D., Wang K., Liu G., Zhang D., Zhang H., Xi R., Wang X., Chang B. // Addit. Manuf. – 2022. – Vol. 56. – P. 102886. – DOI: 10.1016/j.addma.2022.102886.
3. Micro-, Meso- and Macrostructural Design of Bulk Metallic and Polymetallic Materials by Wire-Feed Electron-Beam Additive Manufacturing / Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V., Astafurova E.G. // Phys. Mesomech. – 2022. – Vol. 25. – P. 479–491. – DOI: 10.1134/S1029959922060017.

## Влияние интенсивной пластической деформации кручением на структуру и механические свойства сплава Zn-0,8Li-0,1Mg

Нугаманов Ф.В. , Хафизова Э.Д. , Кулясова О.Б. , Исламгалиев Р.К.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

В последние годы цинк и его сплавы привлекли к себе внимание как класс биорезорбируемых материалов благодаря их биосовместимости и коррозионной стойкости. Однако, недостатком чистого цинка является невысокая прочность [1]. Недавние исследования показали, что прочность металлов и сплавов, можно увеличить не только легированием, но и методами ИПД.

За исходное состояние были взяты образцы сплава Zn-0,8Li-0,1Mg гомогенизированные при температуре 300 °С в течение 72 часов с последующей закалкой в воде. Для получения наноструктурного состояния образцы диаметром 20 мм и толщиной 1 мм подвергали интенсивной пластической деформации кручением при комнатной температуре под давлением 6 ГПа. Исследования структуры проводили на растровом электронном микроскопе JEOL JSM-6390. Испытания на растяжение проводили на испытательной машине Instron 5982 при комнатной температуре с начальной скоростью деформации  $10^{-3}\text{с}^{-1}$ . Размер рабочей части образцов составил  $0,6 \times 1 \times 4 \text{ мм}^3$ .

Структура исходного сплава содержит две области (светлую и темную) (см. рис 1), темная область соответствует первичной бета-фазе  $\text{LiZn}_4$ , а светлая область соответствует эвтектике  $\text{Zn} + \beta\text{-LiZn}_4$  [2]. В темной области имеются крупные первичные дендриты  $\beta\text{-LiZn}_4$  размером более 1 мкм. Частицы Zn также были обнаружены в первичной фазе  $\beta\text{-LiZn}_4$ . Плотность дислокаций низкая, в зернах наблюдается полигонизованная структура .

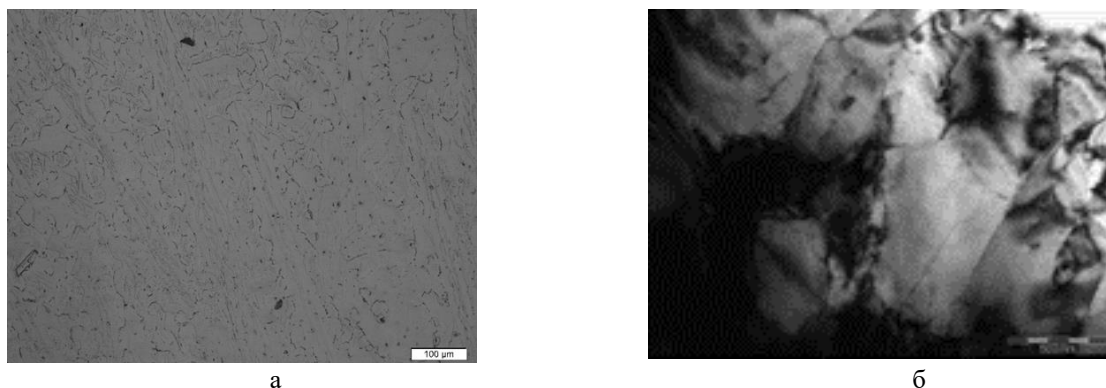


Рис. 1. Микроструктура сплава Zn-0,8%Li-0,1% Mg после (а) термообработки при 300 °С (РЭМ), (б) светлопольное изображение (ПЭМ)

Исследования образцов после ИПДК с различным количеством оборотов методом РЭМ позволили установить трансформацию микроструктуры сплава. На рисунке (см. рис 2а) хорошо видно, что после 1 оборота ИПДК неоднородность структуры сохраняется. Интенсивное измельчение со сформированными зернами порядка 1 мкм, наблюдается только в светлой фазе эвтектического происхождения. После деформации 5 оборотов (см. рис 2б) трансформация структуры с хорошо различимыми зернами происходит в обеих фазах. Наиболее однородная и проработанная структура была обнаружена в образцах после деформации ИПДК 10 оборотов (см. рис 2в). С помощью метода ПЭМ было установлено, что в образцах после 10 оборотов ИПДК в теле зерен наблюдается низкая плотность дислокаций, что указывает на динамическую рекристаллизацию при деформации. В теле зерен наблюдаются дисперсные выделения  $\text{LiZn}_2$  со средним размером  $100 \pm 10 \text{ нм}$ . Объемная доля выделений не превышает 2,3 %.

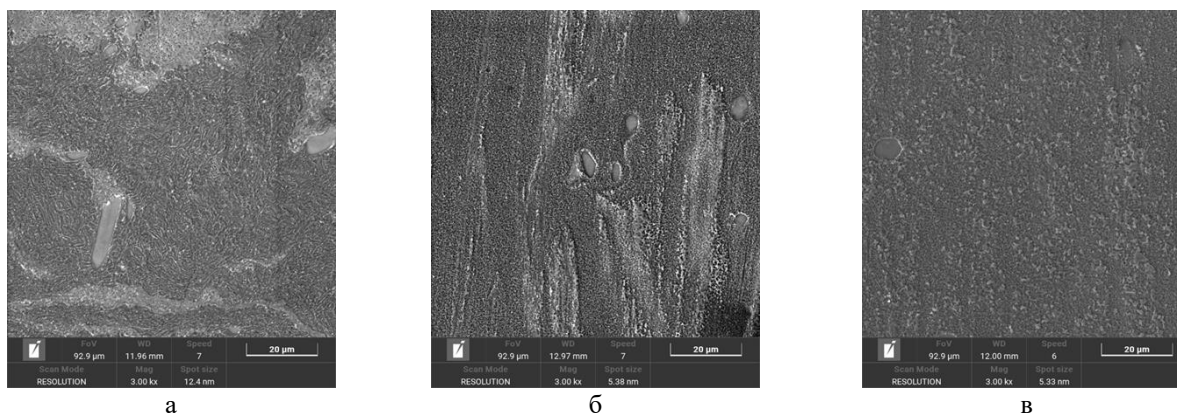


Рис. 2. Микроструктура сплава Zn-0,8%Li-0,1% Mg после ИПДК: 1 оборот (а), 5 оборотов (б), 10 оборотов (в)

Механические испытания на растяжение при комнатной температуре образцов после ИПДК представлены на рисунке 3а. Было проанализировано изменение величины скоростной чувствительности  $m$  образцов со сформированной в процессе ИПДК УМЗ структурой (см. рис.3б). Как следует из результатов, максимальный коэффициент скоростной чувствительности  $m=0.49$  свидетельствует о признаках зернограницного проскальзывания и проявления эффекта низкотемпературной сверхпластичности при скоростях деформации  $1 \times 10^{-3} - 5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ . Максимальное значение предела прочности 756 МПа было достигнуто при скорости деформации  $10^{-2}$ , однако при этой скорости деформации пластичность составила всего 3%. Максимальное значение пластичности 200% было достигнуто при скорости деформации  $10^{-4}$ . Полученные значения механических характеристик в 2 раза выше, чем требуется для применения в качестве медицинских имплантатов.

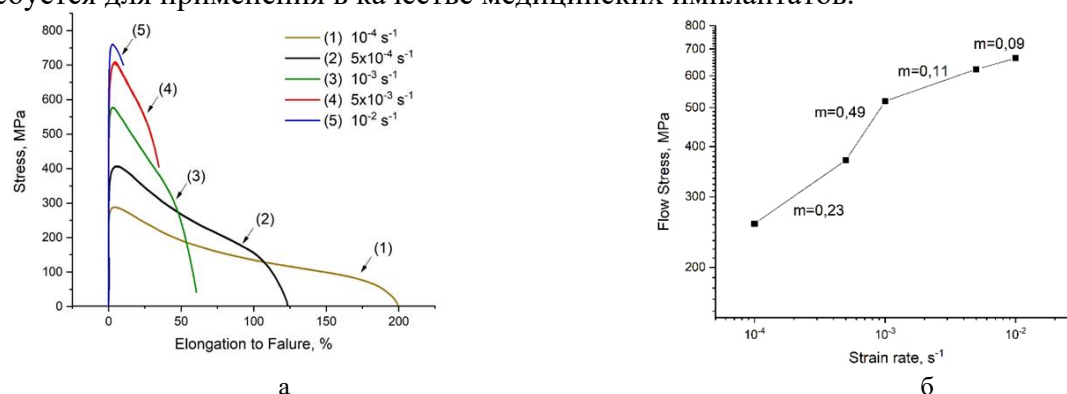


Рис. 3. Испытания на растяжение сплава Zn-0,8%Li-0,1%Mg, подвергнутого ИПДК (а), изменение величины скоростной чувствительности  $m$  образцов (б)

Таким образом, в результате ИПДК была сформирована зеренная структура со средним размером зерен 500 нм в сплаве Zn-0,8Li-0,1Mg. В результате были достигнуты рекордно высокие значения прочности 756 МПа при скорости деформации  $10^{-2}$ . Из анализа скоростной чувствительности  $m$ , следует, что максимальный коэффициент скоростной чувствительности  $m=0.49$  свидетельствует о признаках зернограницного проскальзывания и проявления эффекта сверхпластичности при скоростях деформации  $1 \times 10^{-3} - 5 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ .

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №24-43-00154). Исследовательская часть работы выполнена с использованием оборудования Центра коллективного пользования «Нанотех» (Уфимский университет науки и технологий).*

1. Alloying design of biodegradable zinc as promising bone implants for load-bearing applications / H. Yang et al. // Nat. Commun. – 2020. – Vol. 11. – Iss. 1. – Article number 401. – DOI: 10.1038/s41467-019-14153-7.
2. Li Zh., Shi Zh., Liu X. High-performance hot-warm rolled Zn-0.8Li alloy with nano-sized metastable precipitates and sub-micron grains for biodegradable stents // J. Mater. Sci. Technol. – 2019. – Vol. 35. – Iss. 11. – P. 2618–2624. – DOI: 10.1016/j.jmst.2019.06.009.



## Слоистые покрытия системы Ti-Al-Si-Cu-Fe-Mn-N – трибомеханические свойства и структура в тестах испытаний до 500 °С

Овчинников С.В., Воронов А.В., Нейфельд В.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Возможности увеличения механо-трибологических свойств и долговечности покрытий трибо-технического назначения связаны с решением задачи экспериментального определения закономерностей деформации и разрушения покрытий в различных условиях испытаний, которое может быть получено на основе результатов исследований особенностей и механизмов модификации структуры и состава покрытий. В этой связи в данной работе с использованием методик индентирования и трибологии, растровой и просвечивающей микроскопии изучены трибо-механические свойства, элементный состав и особенности структурно-фазового состояния в зонах деформации и разрушения градиентных по структуре покрытий легированного нитрида титана с металлической капельной фракцией.

Для тестов при 20 и 200 °С определено влияние степени легирования и объёмной доли капельной фракции на противоположные изменения твёрдости и модуля Юнга. Найдено, что высоколегированные покрытия имеют более высокую термостабильность свойств несмотря на большую объёмную долю нанокристаллической структуры. Предложена интерпретация данных изменений на основе представления об эффектах возврата в системе точечных дефектов и легирующих элементов в покрытиях с различными размерами кристаллов на их механические свойства.

Найдено, что после отжига покрытий при 500 °С происходит изменение характера разрушения в области отпечатков индентирования с высокой нагрузкой, выраженное в переходе от разрушения в местах концентраторов напряжений (рёбра отпечатка) к концентрическим трещинам по периметру отпечатка. На основе полученных данных предположено, что отмеченные изменения разрушения связаны с ростом пластичности покрытия после высокотемпературного отжига, так что накопление деформаций металлического подслоя при индентировании увеличивает масштаб разрушения.

Показано, что изменение коэффициента трения от длины трэка качественно подобно для всех покрытий и температур испытаний и выражается в наличии стадии приработки с последующим выходом в режим малоамплитудных колебаний. Установлено, что с ростом тестовой нагрузки коэффициент трения увеличивается значительно быстрее до более высокого предельного значения. Для триботестов при 500 °С определено, что величина коэффициента трения снижается для всех типов покрытий и наиболее сильно для низколегированных покрытий с малой долей капельной фракции.

Показано, что на начальных стадиях теста при более низком коэффициенте трения имеет место слабый абразивный износ (царапание). Для стабильно высокого коэффициента трения установлено, что увеличение степени легирования верхних слоёв покрытий приводит к интенсификации формирования трибоплёнок и уменьшению плотности трещин, а также к более однородному износу с формированием множества небольших зон адгезионного схватывания. Для трибоиспытаний при повышенной нагрузке установлены рост размеров и плотности участков выкрашивания покрытия и схватывания контртела и более высокая плотность трещин. Для тестов при 500 °С найдено различие деформационного рельефа поверхности покрытий с разной степенью легирования, предположена связь данных изменений со структурой и твёрдостью слоёв покрытий.

Полученные данные показывают неоднородность износа внутри трэка как на микронных масштабах, так и в различных частях трэка. Для низколегированных покрытий определены изменения структуры сохранившихся слоёв, для высоколегированных покрытий показано, что эффект наведённой трением деформации выражается в незначительном росте размеров кристаллов в отдельных (редких) участках - на поверхности трения и в полосовой структуре мелких трещин нанокристаллического слоя. На основе сравнения изменения изгиба кристаллической решётки слоя TiN сделан вывод – два верхних нанокристаллических слоя



дают большую диссипацию внешней нагрузки при трении, чем комбинация нанокристаллического и столбчатого слоёв.

Общей особенностью структуры зон износа является формирование поверхностных трибоплёнок, образованных элементами покрытия, железом и кислородом, причём содержание кислорода, как правило, преобладает. Установлена особенность распределения кислорода, которая характеризуется наибольшим значением на поверхности трения с уменьшением его концентрации вглубь образца. Для триботестов при комнатной температуре плёнки являются аморфно-кристаллическими, тогда как для температуры теста 200 °С и выше плёнки кристаллизуются с формированием частиц изоморфных оксидов железа и титана.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW – 2021 – 0003.*

## Структура и свойства высокоэнтروпийных покрытий AlCoCrFeNi полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки

Огнева Т.С., Эмурлаев К.И., Малютин Ю.Н.

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Концепция сплавов, состоящих из нескольких основных элементов, также известных как высокоэнтропийные (ВЭС) сплавы, была впервые предложена 2004 году и быстро привлекла интерес научного сообщества, став одной из наиболее активно исследуемых тем в области материаловедения. ВЭС состава AlCoCrFeNi являются сплавами, обладающими комплексом уникальных свойств. Высокая твердость ВЭС AlCoCrFeNi сочетается с высокой прочностью и удовлетворительной пластичностью. Кроме того, сплавы на основе AlCoCrFeNi имеют высокую стойкость к окислению [1] отличную износостойкость [2], в том числе при повышенных температурах, а также стойкость к коррозии [3]. Указанные свойства сделали ВЭС AlCoCrFeNi отличными кандидатами на замену интерметаллидных покрытий на основе Ni и Al, которые широко используются в качестве жаростойких и износостойких материалов, но обладают высокой хрупкостью при комнатной температуре.

В настоящей работе наплавка покрытий системы AlCoCrFeNi осуществлялась электронным лучом, выведенным в воздушную атмосферу. Данный метод наплавки является одним из наиболее высокопроизводительных, однако до настоящего времени мало применялся для получения поверхностных слоёв на основе ВЭС.

Алюминий является сильным стабилизатором ОЦК фазы, и изменение его содержания может значительно влиять на структуру и свойства покрытий. Таким образом, цель настоящей работы заключалась в исследовании влияния количества алюминия на структуру, фазовый состав и механические свойства покрытий на основе AlCoCrFeNi, полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковых смесей на стальные подложки.

В работе наплавляли три состава порошковых смесей, в которых варьировали содержание алюминия:

- состав с равным молярным соотношением Al, Co, Cr и Ni;
- состав, в котором отношение Al к Co, Cr и Ni было 0.5:1;
- состав, в котором отношение Al к Co, Cr и Ni было 1.5:1;

Для получения образцов использовались технически чистые порошки Co и Cr, Al, Ni, а также интерметаллидный порошок NiAl. В качестве подложек использовались бруски из низкоуглеродистой стали размерами 100 × 50 × 20 мм. Железо поступало в покрытие за счет плавления поверхностного слоя стальной подложки и его перемешивания с расплавленной порошковой смесью. С целью растворения оксидных пленок и защиты ванны расплава от окисления в порошковую смесь добавлялся флюс в количестве 32 вес. %. Параметры процесса наплавки представлены в таблице 1.

Таблица 1. Параметры процесса наплавки

Масса металлических порошков*, г	Масса флюса а*, г	Ток, мА	Скорость движения образца, мм/сек	Плотность насыпки**, г/см <sup>2</sup>	Плотность энергии кДж/см <sup>2</sup>
15,75	7,2	25	15	0,45	4,7

\*масса, распределенная на всей площади подложки 100 × 50 мм<sup>2</sup>

\*\* количество порошковой смеси (металлический порошок и флюс) на 1 см<sup>2</sup> подложки

В результате наплавки были получены покрытия системы AlCoCrFeNi с исходной молярной долей алюминия в порошковых смесях равной 0,5, 1 и 1,5. При изменении содержания алюминия от 0,5 до 1,5 молярных долей в порошковой смеси, содержание железа, которое переходит в процессе наплавки из стальной подложки в состав покрытия, изменяется от 9,9 ат. % до 48,1 ат. %. Образец с эквимолярным соотношением исходных компонентов в

порошковой смеси (образец со стехиометрическим составом  $\text{AlCoCrFe}_{0.6}\text{Ni}$ ) состоял из смеси ОЦК и ГЦК фаз. Образец с избытком алюминия (образец  $\text{Al}_{1.5}\text{CoCrFe}_{0.5}\text{Ni}$ ) – преимущественно из ОЦК фазы. В образце, полученном в условиях дефицита алюминия в порошковой насыпке (образец  $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFe}_{3.2}\text{Ni}$ ), сформировалась однофазная ГЦК структура.

Для объяснения разной растворимости железа из подложки в составе покрытия при различном содержании алюминия были проведены in-situ эксперименты методом дифракции синхротронного излучения (СИ) при нагреве. Методом дифракции СИ при нагреве установлено, что покрытие  $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFe}_{3.2}\text{Ni}$  начинает плавиться при наиболее низкой температуре  $\sim 1200$  °С, а покрытие с  $\text{Al}_{1.5}\text{CoCrFe}_{0.5}\text{Ni}$  имеет относительно высокую температуру начала плавления  $\sim 1425$  °С, и температуру полного плавления свыше  $1500$  °С. По этой причине кристаллизация  $\text{Al}_{1.5}\text{CoCrFe}_{0.5}\text{Ni}$  после наплавки начиналась при более высоких температурах, и всего лишь 9,9 ат. % железа из подложки успело раствориться в материале покрытия. Из-за низкой температуры перехода в жидкую фазу образца  $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFe}_{3.2}\text{Ni}$  расплав находился в жидком состоянии дольше при наплавке и охлаждении, таким образом, большое количество железа из подложки (48,1 ат. %) успело раствориться в покрытии до кристаллизации.

Более высокие температуры перехода в жидкую фазу покрытий  $\text{AlCoCrFe}_{0.6}\text{Ni}$  и  $\text{Al}_{1.5}\text{CoCrFe}_{0.5}\text{Ni}$  способствовали тому, что их кристаллизация после наплавки в первую очередь начинается в основной области покрытий, а не со стороны подложки. Благодаря этому в основной части покрытий происходит формирование равноосных зерен. Методом дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD) показано, что в покрытии  $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFe}_{3.2}\text{Ni}$  фронт кристаллизации идет от подложки в сторону поверхности покрытия, что способствует формированию столбчатых зерен с текстурой  $\langle 100 \rangle$  перпендикулярно подложке.

Наибольшей микротвердостью  $\sim 637$  HV и стойкостью к изнашиванию в условиях сухого трения скольжения обладает ОЦК покрытие  $\text{Al}_{1.5}\text{CoCrFe}_{0.5}\text{Ni}$ . ГЦК покрытие  $\text{Al}_{0.5}\text{CoCrFe}_{3.2}\text{Ni}$  обладает низкой твердостью около  $\sim 186$  HV, однако благодаря наклепу показало износостойкость сопоставимую с покрытием ОЦК+ГЦК  $\text{AlCoCrFe}_{0.6}\text{Ni}$ , твердость которого находилась на уровне  $\sim 563$  HV.

Таким образом, в некоторых условиях эксплуатации использование насыщенных железом ГЦК  $\text{AlCoCrFeNi}$  ВЭС может быть более рационально с точки зрения стоимости компонентов покрытия. Например, когда требуется удовлетворительная износостойкость, но при этом необходимо обеспечить больший запас надежности и трещиностойкости, чего не смогут дать твердые, но более хрупкие  $\text{AlCoCrFeNi}$  сплавы на основе B2 структуры.

*Работа выполнена при поддержке проекта FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП "Структура, механические и физические свойства материалов".*

1. A diffusion analysis of transient subsurface  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al formation during  $\beta$ -NiAl oxidation / Z. Zhang, B. Gleeson, K. Jung, L. Li, J.C. Yang // Acta Mater. – 2012. – Vol. 60. – P. 5273–5283. – DOI: 10.1016/J.ACTAMAT.2012.06.021.
2. Microstructural, Mechanical and Wear Properties of Atmospheric Plasma-Sprayed and High-Velocity Oxy-Fuel AlCoCrFeNi Equiatomic High-Entropy Alloys (HEAs) Coatings / A. Silvello, E. Torres Diaz, E. Rúa Ramirez, I. Garcia Cano // J. Therm. Spray Technol. – 2023. – Vol. 32. – P. 425 – 442. – DOI: 10.1007/s11666-022-01520-y.
3. A perspective on corrosion of multi-principal element alloys, Npj Mater. Degrad / N. Birbilis, S. Choudhary, J.R. Scully, M.L. Taheri // Npj Mater. Degrad. – 2021. – Vol. 5. – P. 14. – DOI: 10.1038/s41529-021-00163-8.

## **Коррозионная стойкость, износостойкость и биосовместимость композитов на основе сплава TiNbZr, упрочненных боридами**

Озеров М.С., Тагиров Д.В., Соколовский В.С., Жеребцов С.В.

*Белгородский национальный исследовательский университет, Белгород*

Зная о несомненных преимуществ среднеэнтропийных сплавов системы Ti-Nb-Zr в виде низкого модуля упругости, высокой удельной прочности, отличной коррозионной стойкости и биосовместимости, области применения этих сплавов часто ограничиваются из-за их известных ограничений: низкой прочности, твердости и износостойкости [1]. Одним из наиболее приемлемых упрочнителей для сплавов на основе титана является использование частиц TiB. [2]. При этом структура и механические свойства металлматричных композитов зависят от многих переменных, в том числе от способа и условий получения (литье или порошковая металлургия) и от объемной доли боридов. Эти вопросы широко исследованы для композитов на основе титана с ГПУ-решеткой [2], в значительно меньшей степени для композитов на основе бета-сплавов [3] и почти не изучены для металлматричных композитов со средне- и высокоэнтропийной матрицей [4]. Очень интересным и малоизученным вопросом является влияние добавления частиц TiB на коррозионную стойкость и износостойкость эквиатомной Ti-Nb-Zr матрицы, а также на ее биосовместимые свойства.

В данной работе слитки композита TiNbZr/(Ti,Nb)B с различным содержанием армирующего TiB<sub>2</sub> (0,7 и 4 вес.%), а также неармированного эквиатомного сплава TiNbZr получали вакуумно-дуговым переплавом в атмосфере аргона высокой чистоты с использованием чистых ( $\geq 99,9$  масс. %) элементов Nb, Ti, Zr (соотношение элементов 1:1:1) и частиц порошка TiB<sub>2</sub> (чистота 99,999 %). Исследования коррозионной стойкости проводились электрохимическим методом с использованием потенциостата IPC-Pro и стандартной трех-электродной ячейке в растворе Рингера (0,9-% водный раствор NaCl) при комнатной температуре. Испытания на эрозионный износ композита проводили в течение часа с углом воздействия абразива на образец 90° и скоростью вылета 30 м/с и сравнивали с показателями износа неармированного эквиатомного сплава TiNbZr. Анализ цитотоксичности композитов проводили при прямом контакте *in vitro* с использованием мезенхимальных стволовых клеток (МСК) крысы. МСК с образцами металлов культивировали в CO<sub>2</sub>-инкубаторе (влажность 95%, температура 37°C, 5% CO<sub>2</sub>) в течение 72 часов на питательной среде DMEM/F12 с добавлением 10 % эмбриональной бычьей сыворотки и антибиотиков.

Исходная микроструктура металлматричных композитов состояла из ОЦК матрицы TiNbZr и частиц (Ti, Nb)B с орторомбической кристаллической структурой (oP8, Pnma) типа FeB. Межфазная ОЦК NbTiZr / (Ti, Nb)B граница довольно хорошо различима и не содержит заметных упругих напряжений. Увеличение содержания боридов привело к измельчению зерна матрицы: средний размер зерна составил 130 мкм и 50 мкм для состояний с 0,7 и 4 вес.% TiB<sub>2</sub>, соответственно. Исследование электрохимической коррозии показало, что легирование эквиатомной матрицы TiNbZr боридами не только не ухудшило, но и в некоторой степени повысило коррозионную стойкость металлматричного композита TiNbZr/(Ti,Nb)B. Композиты TiNbZr/(Ti,Nb)B с 0,7 и 4 вес.% TiB<sub>2</sub> показали более высокие значения стационарного потенциала по сравнению с неармированным сплавом, что свидетельствует о некотором повышении коррозионной стойкости. Показано, что унос массы при эрозионном износе образца титана составлял  $6,06 \times 10^{-3}$  мм<sup>3</sup>/г, тогда как показатели износа композита с 4 вес.% TiB<sub>2</sub> при аналогичных параметрах испытания оказались равными  $5,58 \times 10^{-3}$  мм<sup>3</sup>/г. Жизнеспособность мезенхимальных стволовых клеток при культивировании с образцами композита составила 93,06 % для сплава с 0,7 вес.% TiB<sub>2</sub> и 91,02 % для сплава с 4,0 вес.% TiB<sub>2</sub>. Анализ биосовместимости свидетельствует о некотором снижении скорости пролиферации мезенхимальных стволовых клеток при увеличении количества боридов. Однако, даже присутствие композита с максимальным количеством (Ti, Nb) B (4 вес. %. TiB<sub>2</sub>) не приводит к гибели клеток и данный материал является биосовместимым.

*Работа выполнена в рамках гранта Российского научного фонда №22-19-00476.*

1. Compositional effect on microstructure and properties of NbTiZr-based complex concentrated alloys / O.N. Senkov, S. Rao, K.J. Chaput, C. Woodward // *Acta Materialia*. – 2018. – Vol. 151. – P. 201-215.
2. 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.
3. Zherebtsov 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. – P. 1175.
4. 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.

# **Влияние высокотемпературного отжига на фазовый состав и микротвердость эквиатомной порошковой смеси W-Ta-Mo-Nb-Zr-Cr-Ti после механической активации**

<sup>1,2</sup>Осипов Д.А., <sup>1,2</sup>Смирнов И.В., <sup>1,2</sup>Гриняев К.В., <sup>2</sup>Толстихин В.И., <sup>1,2</sup>Дитенберг И.А.

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

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

Механическая активация (МА) широко применяется при получении многокомпонентных сплавов на основе тугоплавких металлов на стадии создания прекурсоров из эквиатомных и неэквиатомных смесей порошков для последующего искрового плазменного спекания (ИПС). Такой подход позволяет синтезировать многокомпонентные соединения при более низких температурах, по сравнению с температурами, необходимыми для сплавления входящих тугоплавких компонентов. В этой связи одной из актуальных задач является изучение особенностей формирования и трансформации фаз в процессе МА, синтеза и термических обработок.

Как было показано в работе [1], в эквиатомной смеси W-Ta-Mo-Nb-Zr-Cr-Ti после 10,5 и 20,5 мин МА основными фазами являются ОЦК-1, наиболее близкая к эквиатомному составу, и ОЦК-2 с повышенным содержанием тантала. В настоящей работе установлено, что после часового отжига при температуре 1250 °С основной объем прекурсора приходится на фазу ОЦК-3, параметр решетки которой находится между ОЦК-1 и ОЦК-2. Кроме того обнаружена фаза ОЦК-4, занимающая до 6 % объемной доли, параметр решетки которой также находится между ОЦК-1 и ОЦК-2. При этом параметр решетки ОЦК-3 ближе к ОЦК-1, в то время как параметр ОЦК-4 ближе к ОЦК-2. Фактически все обнаруженные ОЦК фазы являются смесями, содержащие компоненты W, Ta, Mo, Nb, Zr, Cr, Ti в разных пропорциях.

Помимо указанных ОЦК фаз обнаружено высокое (8 %) содержание оксидов на основе моноклинной модификации ZrO<sub>2</sub> и тетрагональной модификации TiO<sub>2</sub>. Формирование оксидов связано с высокой химической активностью Ti и Zr к находящемуся в порошковой смеси кислороду, в свою очередь это приводит к снижению концентрации этих элементов в формирующихся ОЦК фазах.

Установлено, что высокотемпературный отжиг прекурсоров многокомпонентной смеси способствует снижению значений их микротвердости по сравнению с состоянием после МА. При МА 10,5 мин микротвердость (H<sub>v</sub>) снижается на ~ 4 %, а в случае 20,5 мин на ~ 12 %. Уменьшение разброса значений микротвердости (ΔH<sub>v</sub>) после МА 10,5 мин на ~ 23 % косвенно свидетельствует о повышении пространственной однородности структурно-фазового состояния.

Выявлено, что для многокомпонентных систем эквиатомного и неэквиатомного составов увеличение продолжительности МА способствует эффективному перемешиванию и формированию прекурсорных состояний. При этом, по-видимому, определяющим фактором формирования гомогенного или близкого к нему фазового состояния является температура отжига или синтеза в условиях ИПС, при которой имеющие диффузионную природу процессы перераспределения элементов в прекурсорных состояниях протекают наиболее эффективным образом.

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

1. Structural-Phase State and Microhardness of a Precursor from Equiatomic W-Ta-Mo-Nb-Zr-Cr-Ti Powder Mixture after High-Energy Mechanical Activation. / I.A. Ditenberg, I.V. Smirnov, D.A. Osipov, M.A. Korchagin // Phys. Mesomech. – 2021. – Vol. 24. – №. 6. – P. 707-715. – DOI: 10.1134/S1029959921060096

**Трибологическое поведение в условиях сухого трения гетерогенных композитов системы медь-сталь, полученных методом аддитивной электронно-лучевой технологии с проволочным филаментом**

Осипович К.С., Чумаевский А.В., Княжев Е.О., Колубаев Е.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В настоящей работе были изучены трибологические свойства композитов системы Cu-Fe, полученных при помощи аддитивной электронно-лучевой технологии. Сформированные образцы испытывали под воздействием условий сухого трения, для чего использовалась схема «диск-палец». Особенностью исследования явилась тщательная оценка влияния ориентационной зависимости трибологических свойств композитов, что позволило выявить значимые аспекты износостойкости композитов в различных условиях эксплуатации. Основная цель исследования заключалась в получении исходных данных о морфологических характеристиках формирования поверхности скольжения аддитивно-выращенных образцов гетерогенных материалов в условиях сухого трения. Это направление актуально в связи с возрастающими требованиями к долговечности и надежности многих инженерных компонентов, что обуславливается высокими контактными напряжениями, скоростью деформации, температурой в процессе эксплуатации.

Оптическая микроскопия демонстрирует на исходной поверхности трения композитов морфологические особенности. Структурная неоднородность поверхности трения влияет на трибологическое поведение. Трибологические свойства могут существенно зависеть как от состава материала, так и от распределения в объеме или относительно поверхности трения. Во время вырезки образцов на трибологические испытания граница раздела между протяженными областями разнородных материалов находилась перпендикулярно поверхности трения для поперечного направления; параллельно поверхности трения для продольного направления. Так поверхность трения образцов поперечного направления при равном и/или большем содержании стали в медной матрице выражается в большей степени наличием одного материала. А поверхность трения образцов продольного направления того же состава обладает слоистой структурой.

В ходе экспериментального исследования было установлено, что композитные материалы системы Cu-Fe демонстрируют отличные трибологические свойства, обеспечивая высокую износостойкость, что значительно превосходит показатели аддитивно-полученных образцов чистой меди. Особое внимание было уделено анализу влияния содержания аустенитной стали в медной матрице на износостойкость и коэффициент трения образцов. Результаты показали существенное снижение среднего коэффициента трения и износа у образцов с содержанием 50% стали с расположением плоскости трения перпендикулярно нанесенным слоям. Это обусловлено распределением частиц стали на поверхности трения, приводящим к увеличению захвата образца контртелом при высокой концентрации стали и ориентации плоскости трения параллельно слоям. При этом было отмечено существенное улучшение характеристик износостойкости и снижение коэффициента трения для образцов с большим содержанием стали. Для материалов с содержанием аустенитной стали 10 % значения интенсивности изнашивания практически не изменялись при ориентации плоскости фрикционного контакта продольно и поперечно относительно нанесенных слоев. Полученные данные о морфологических характеристиках аддитивно-выращенных образцов системы Cu-Fe расширяют понимание механизмов изнашивания и могут быть использованы для разработки новых высокопроизводительных материалов, сочетающих в себе преимущества различных компонентов для широкого спектра применений в различных отраслях промышленности.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004.*



## Особенности структурно-фазового состояния литого сплава на основе Ti-Ni-Cu-Zr

<sup>1</sup>Остапенко М.Г., <sup>1</sup>Семин В.О., <sup>1</sup>Дьяченко Ф.А., <sup>1,2</sup>Южакова С.И., <sup>1</sup>Мейснер Л.Л.

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

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

Известно, что к медицинским материалам предъявляются высокие требования, включая выбор их элементного состава, обеспечение деформационных характеристик, имитирующих механическое поведение живых тканей, представляется важным для разработки новых биосовместимых материалов и покрытий. Повышение коррозионных и механических свойств TiNi сплавов оказывается возможным путем их легирования (Nb, Zr, Ta) или поверхностной обработки [1]. Сплавы TiNi, легированные медью или цирконием, демонстрируют улучшенные физико-механические свойства [2]. При этом, в сравнении с двойными TiNi сплавами, у сплавов на основе Ti-Ni-Cu и Ti-Ni-Zr гистерезис превращения оказывается значительно выше, благодаря чему данные сплавы обладают быстрой термомеханической реакцией и повышенной пластичностью [2, 3]. Известно, что аморфные сплавы данной системы испытывают полиморфную кристаллизацию в B2 фазу [4], которая испытывает термоупругое B2-B19' мартенситное превращение, лежащее в основе проявления эффекта памяти формы и сверхэластичности. С увеличением содержания Zr размер зерна после кристаллизации значительно уменьшается за счет ускорения процесса зарождения, могут появляться вторичные фазы типа ZrTi, что значительно влияет на физико-механические свойства данных сплавов. Целью данной работы было исследование структуры и фазового состава литого сплава Ti<sub>35</sub>Ni<sub>35</sub>Cu<sub>15</sub>Zr<sub>15</sub> (ат. %).

Сплав для исследований Ti-Ni-Cu-Zr был изготовлен в вакуумной дуговой печи в результате шестикратного переплава чистых (99, 98 % чистота) компонентов (Ti, Ni, Cu, Zr). Химический состав сплава, закладываемый по шихте, составлял Ti<sub>35</sub>Ni<sub>35</sub>Cu<sub>15</sub>Zr<sub>15</sub> (ат. %).

Рентгенодифракционные исследования проводили на дифрактометре ДРОН-8Н (Буревестник, Россия) в Cu-K $\alpha$  излучении ( $\lambda = 1.54 \text{ \AA}$ ) в симметричной  $\theta$ - $\theta$  геометрии с использованием одномерного параболического зеркала и системы быстрой регистрации (детектор Mythen 2R1K). Анализ профилей рентгеновских линий B2 фазы (ICDD # 00-018-0899) [5] и их углового положения проводили для компонент K $\alpha_1$  каждой линии после разделения дублета K $\alpha_1$ - $\alpha_2$ . Анализ фазового состава и параметров структуры проводили с использованием программ PDF-4 и PowderCell.

Согласно данным рентгеноструктурного анализа (рис. 1) образцов сплава Ti-Ni-Cu-Zr было получено, что на рентгенограммах присутствуют высокоинтенсивные рефлексы от кубической фазы B2 (символ Пирсона cP2, группа симметрии Pm-3m, #00-050-1148) [5]. Кроме рефлексов матричной B2 фазы на рентгенограмме присутствуют также рефлексы от фаз Ti<sub>2</sub>Ni (символ Пирсона cF96, группа симметрии Fd-3m, #04-001-1557) и TiZr (символ Пирсона hP2, группа симметрии P63/mmc, #04-005-9527) [5], суммарная объемная доля данных фаз не превышает <10 об.%. Анализ профилей линий фазы B2 на рентгенограммах показал, что каждая из этих линий представляет собой суперпозицию двух синглетов с сохраняющимся соотношением интенсивностей для всех ( $hkl$ )<sub>B2</sub>. Можно предположить, что малоугловые и большеугловые B2-синглеты принадлежат сформировавшимся фазам B2 и B2' с одинаковой структурой, но имеющими разные параметры решеток. Высокая интенсивность рефлексов  $\theta'_{(hkl)}$  может свидетельствовать о том, что данная фаза B2' преобладает в исследуемом образце.

Установлено, что значения  $a_{B2} = 3.1416 \text{ \AA}$  соответствующие фазе B2 значительно превосходят по величине значения  $a'_{B2} = 3.1121 \text{ \AA}$ , для B2' фазы. В работе [6] было показано, что увеличение концентрации Zr приводит к росту значения параметра решетки B2 фазы в образцах Ti-Ni-Cu-Zr. Сравнение полученных экстраполяционных значений параметров решеток B2 и B2' фаз с концентрационной зависимостью  $a_{B2}(C_{Zr})$  для фазы B2(TiNiCuZr) [6] показало следующее. Согласно величине значения  $a'_{B2}$ , фаза B2' должна быть обогащена по Zr (> 20 ат.%), что осуществимо, в случае выпадения частиц Ti<sub>2</sub>Ni, которые приводят к обеднению данной фазы по Ti и Ni. Значительно меньшее по величине значение параметра

решетки фазы B2 может быть обусловлено, обеднением данной фазы по Zr вследствие выпадения частиц TiZr, которые также наблюдаются на рентгенограммах.

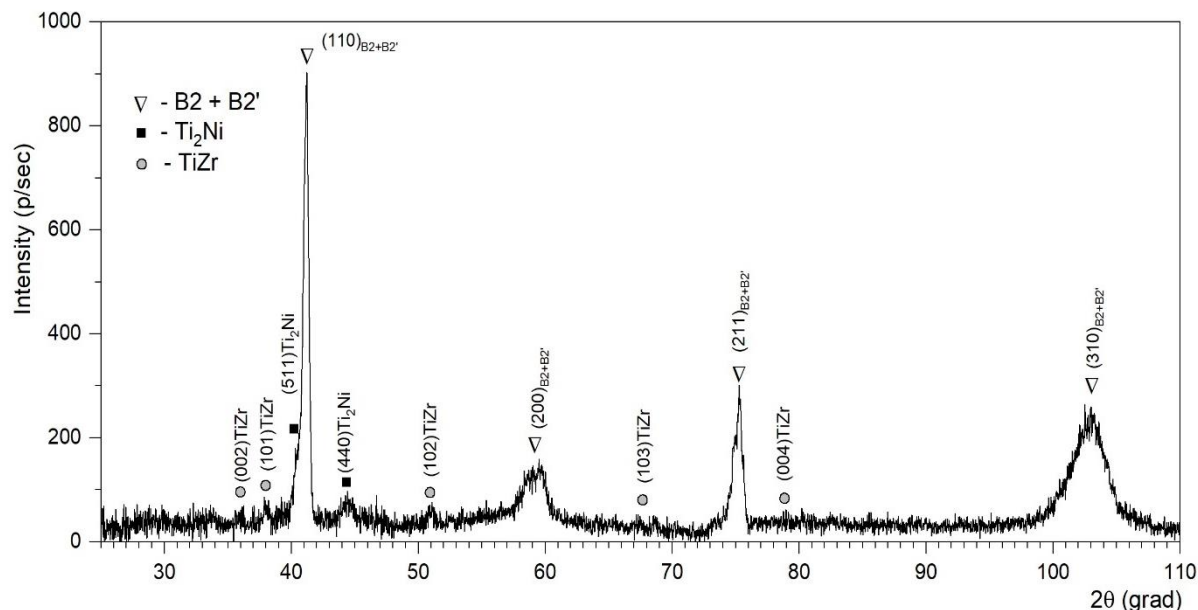


Рис. 1. Рентгенограмма образца Ti-Ni Cu-Zr, полученная по симметричной схеме в  $\text{CuK}\alpha$  - излучении.

Таким образом, в работе было установлено, что сплав  $\text{Ti}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Cu}_{15}\text{Zr}_{15}$  (ат. %) является многофазным, характеризуется структурой на основе матричных B2 и B2' фаз, различающихся химическим составом, что обусловлено выделением вторых фаз  $\text{Ti}_2\text{Ni}$  и TiZr.

*Работа поддержана Российским научным фондом (проект № 24-22-00080).*

1. Eliaz N. Corrosion of Metallic Biomaterials: A Review // *Materials*. – 2019. – Vol. 12. – P. 407. – DOI: [10.3390/ma12030407](https://doi.org/10.3390/ma12030407)
2. Yang X., Ma L., Shang J. Martensitic transformation of  $\text{Ti}_{50}(\text{Ni}_{50-x}\text{Cu}_x)$  and  $\text{Ni}_{50}(\text{Ti}_{50-x}\text{Zr}_x)$  shape-memory alloys // *Scientific Reports*. – 2019. – Vol. 9. – P. 3221. – DOI: [10.1038/s41598-019-40100-z](https://doi.org/10.1038/s41598-019-40100-z)
3. Effect of ternary additions to structural properties of NiTi alloys / Singh N., Talapatra A., Junkaew A., Duong T., Gibbons S., Li Sh., Thawabi H., Olivos E., Arróyave R. // *Computational Materials Science*. – 2016. – Vol. 112. – P. 347–355. – DOI: [10.1016/j.commatsci.2015.10.029](https://doi.org/10.1016/j.commatsci.2015.10.029)
4. Miyazaki S. My Experience with Ti–Ni-Based and Ti-Based Shape Memory Alloys // *Shap. Mem. Superelasticity*. – 2017. – Vol. 3. – P. 279–314 – DOI: [10.1007/s40830-017-0122-3](https://doi.org/10.1007/s40830-017-0122-3)
5. ICDD (International Centre for Diffraction Data) Database (2002).
6. Enhancement of superelastic property in  $\text{TieZreNieCu}$  alloy by using glass alloy precursor with high glass forming ability / Kim W-Ch, Kim Y-J, Kim Y-S, Hyun J-I, Hong S-H, Kim W-T, Kim D-H // *Acta Materialia*. – 2019. – Vol. 173. – P. 130–141. – DOI: [10.1016/j.actamat.2019.04.062](https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.04.062)

## Структура поверхностных слоев сплава ВТ6, сформированная в результате электронно-пучкового синтеза поверхностного Ti-Ni-Ta сплава

<sup>1,2</sup>Остапенко М.Г., <sup>1,2</sup>Южакова С.И., <sup>1,2</sup>Семин В.О., <sup>2</sup>Дьяченко Ф.А., <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

В настоящее время сплав ВТ6 является одним из наиболее широко используемых титановых сплавов немедицинского [1] и медицинского назначения [2]. Однако существует потребность в увеличении долговечности изделий из таких сплавов. Один из методов, позволяющий приблизиться к решению данной проблемы – метод модификации поверхности сплава с применением электронно-пучковых технологий. Известно [3], что такая обработка поверхности может приводить к появлению остаточных упругих напряжений в объеме сплава, которые ведут к изменению физико-механических свойств металлических материалов. Возникновение остаточных напряжений связано с изменениями фазового состава и структуры, происходящими в материале в зоне непосредственного воздействия электронным пучком и в прилегающих к ней областях материала. Поэтому целью данной работы является анализ влияния синтеза поверхностного сплава на основе Ti-Ni-Ta на фазовый состав, структуру и уровень остаточных упругих напряжений в поверхностных слоях сплава ВТ6.

Поверхностный сплав (ПС) на образцах из сплава ВТ6 формировали на модернизированной установке «РИТМ-СП» (ООО «Микросплав», Россия) путем чередования операций магнетронного осаждения пленки состава  $Ti_{50}Ni_{35}Ta_{15}$  (ат. %) толщиной 100 нм на подложку из сплава ВТ6, последующего импульсного плавления и жидкофазного перемешивания низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком при плотности энергии при  $E = 2 \text{ Дж/см}^2$ , числом импульсов  $n = 10$ , числом циклов  $N = 2$ , что соответствовало расчетной толщине поверхностного сплава  $\sim 200$  нм. Образцы сплава ВТ6 с данным типом ПС далее обозначены [Ti-Ni-Ta]ПС/ВТ6.

Рентгенодифракционные исследования всех образцов проводили при комнатной температуре на дифрактометре ДРОН8Н (ИЦ «Буревестник», Россия) в геометриях съемок  $\theta$ - $\theta$  (симметричная) и  $2\theta$  (асимметричная). Исследования проводились на оборудовании центра коллективного пользования «НАНОТЕХ» ИФПМ СО РАН (Россия, Томск). Структуру и химический состав образцов сплава ВТ6 изучали на просвечивающем электронном микроскопе JEM 2100 («JEOL», Япония).

В работе был проведен анализ влияния синтеза поверхностного сплава на структурно фазовое состояние образцов сплава ВТ6. На рисунке 1 представлена рентгенодифракционная картина в симметричной схеме съемки для образцов сплава ВТ6 исходного (рис. 1а) и [Ti-Ni-Ta]ПС/ВТ6 (рис. 1б). Установлено, что исходный образец характеризуется матричной фазой  $\alpha$ -Ti (группа симметрии  $R\bar{6}3/mmc$ , символ Пирсона  $hP8$  [4]), ( $\sim 90$  об. %) и фазой  $\beta$ -Ti (группа симметрии  $Im\bar{3}m$ , символ Пирсона  $cI2$  [4]), ( $\sim 10$  об. %). На дифракционных картинах образцов [Ti-Ni-Ta]ПС/ВТ6 рефлексы от  $\beta$ -Ti фазы не наблюдаются, однако появляются дополнительные высокоинтенсивные рефлексы, соответствующие мартенситной  $\alpha''$ -фазе (группа симметрии  $R\bar{6}3/mmc$ , символ Пирсона  $hP2$  [4]).

Установлено, что синтез ПС привел к уменьшению значения параметров решетки фазы  $\alpha$ -Ti  $a = 2,9142 \text{ \AA}$  и  $c = 4,66929 \text{ \AA}$ , относительно значений  $a = 2,92459 \text{ \AA}$  и  $c = 4,67197 \text{ \AA}$  в исходном образце сплава ВТ6, что может быть обусловлено изменением химического состава в фазе  $\alpha$ -Ti после облучения.

Проведенный в работе анализ упруго-напряженного состояния в модифицированных образцах показал, что в образцах [Ti-Ni-Ta]ПС/ВТ6 синтез ПС привел к возникновению значительных сжимающих (в направлении  $\perp$  к поверхности облучения) остаточных напряжений 1-го рода, достигающих значений  $\sigma_{\perp}^I \approx -409 \text{ МПа}$ .

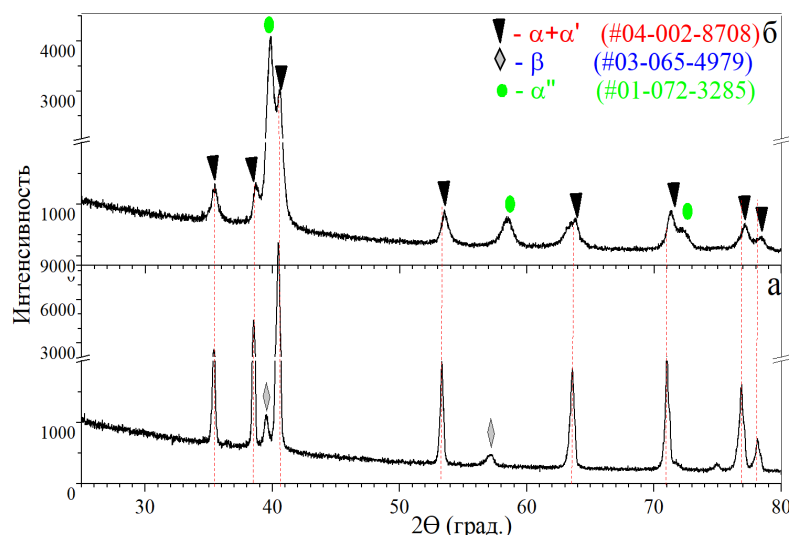


Рис. 1. Рентгенограммы от образцов VT6 -исходного (а) и [Ti-Ni-Ta]PC/VT6(б).  
Симметричная схема съемки, Cu-K $\alpha$  – излучение

В работе были проведены электронно-микроскопические исследования для образцов исходного сплава VT6 и [Ti-Ni-Ta]PC/VT6. ПЭМ анализ структуры показал, что исходный сплав VT6 представлен зернами фазы  $\alpha$ -Ti размерами от 500 нм до 1,5 мкм и пластинами размерами до 100 нм в поперечном сечении, соответствующими высокотемпературной фазе  $\beta$ -Ti. Анализ образцов [Ti-Ni-Ta]PC/VT6 показал, что толщина кристаллизованного из расплава слоя, содержащего ПС, составляет ~850 нм. В наружном слое сформировалась преимущественно однофазная структура на основе орторомбической мартенситной фазы  $a''$ . В зоне термического влияния, расположенной под ПС, обнаруживается мартенситная  $a''$ -фаза (группа симметрии R63/mmc, символ Пирсона hP8 [4]). Появление мартенситных фаз может быть обусловлено легированием поверхностного слоя танталом и никелем.

Таким образом, приведенные экспериментальные данные показывают, что синтез поверхностного сплава на подложке из сплава VT6 приводит к изменению структурно-фазового состояния и химического состава в приповерхностной области обрабатываемого материала, также возникновению в матричной фазе материала подложки значительных по величине остаточных напряжений первого рода.

*Авторы выражают благодарность Маркову А.Б. – директору ТНЦ СО РАН и сотруднику научно-исследовательской лаборатории перспективных технологий ТНЦ СО РАН Яковлеву Е. В. за организацию и осуществление электронно-пучковых обработок сплава VT6.*

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0003.*

1. Sujata M., Madan M., Bhaumik S. K. Fretting fatigue in aircraft components made of Ti-Al-V alloys // Procedia Engineering – 2013. – DOI: 10.1016/j.proeng.2013.03.284.
2. Gnednikov, S. V., Sinebryukhov S. L., Kostiv R. E. In vivo Osteogenerating Properties of Calcium Phosphate Coatings on Ti-6Al-4V Titanium Alloy // Biomedical Engineering – 2017. – DOI: 10.1007/s10527-017-9696-5.
3. TEM and X-ray diffraction studies of structure of TiNi SMA treated by low-energy high-current electron beam / V. O. Semin, M. G. Ostapenko, S. N. Meisner, F. A. D'yachenko [et al.] // Materialia – 2024. – P. 8. – DOI: 10.1016/j.mtla.2024.102043.
4. Release 2014 of the Powder Diffraction File. The International Centre for Diffraction Data – 2017.

## **Получение металломатричных композитов Ti-6Al-4V/TiC и Ti-6Al-4V/TiB методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии**

Панин А.В., Казаченок М.С., Лобова Т.А., Первалова О.Б., Мартынов С.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Металлические матричные композиты на основе титановых сплавов, армированных высокопрочными керамическими частицами, такими как TiC, TiB и SiC, привлекают все больше внимания благодаря широкой перспективе их использования в качестве деталей и элементов конструкций, работающих в условиях высоких механических и тепловых нагрузок. Комбинация твердых и жестких керамических частиц и вязкой титановой матрицы обеспечивает высокие механические и трибологические характеристики композита, в том числе при повышенных температурах, а также его низкую склонность к трещинообразованию.

Для получения металломатричных композитов обычно используются методы механического легирования и динамического компактирования, литья, а также порошковой металлургии. В настоящее время наблюдается громадный интерес к изготовлению металломатричных композитов методами аддитивных технологий, позволяющими создавать объемные изделия сложной формы по трехмерной компьютерной модели путем послойного нанесения материала. В частности, наиболее распространенным методом 3D печати композитов Ti-6Al-4V/TiC и Ti-6Al-4V/TiB является метод лазерного сплавления порошков титанового сплава Ti-6Al-4V и порошков TiC или TiB. Целью настоящей работы является продемонстрировать возможность использования проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии для получения высокопрочных и износостойких титановых металломатричных композитов Ti-6Al-4V/TiC и Ti-6Al-4V/TiB с заданной микроструктурой и контролируемым распределением армирующих частиц в титановой матрице.

Методом рентгеноструктурного анализа была проведена оценка объемной доли карбидных фаз в титановой проволоке и 3D-напечатанном титановом металломатричном композите. Продемонстрированы различные методы легирования проволоки Ti-6Al-4V, позволяющие в широких пределах варьировать содержание тугоплавких упрочняющих частиц в титановой матрице.

Методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии исследована микроструктура композитов Ti-6Al-4V/TiC, Ti-6Al-4V/TiB и Ti-6Al-4V/(TiC+TiB). Установлено влияние стратегии и технологических параметров 3D-печати на размеры первичных  $\beta$  зерен и пластин мартенситной  $\alpha'$  фазы в титановом металломатричном композите, а также на размер и плотность распределения карбидных и боридных фаз. Показано, что наличие в ванне расплава частиц TiB способствует измельчению микроструктуры композита, а наличие карбидных частиц обеспечивает его упрочнение.

Методом энергодисперсионного рентгеновского микроанализа исследовано содержание элементов внедрения и замещения в мартенситных пластинах  $\alpha/\alpha'$  фазы и прослойках остаточной  $\beta$  фазы. Продемонстрировано влияние локального содержания углерода, алюминия и ванадия на фазовый состав титановых металломатричных композитов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант №24-19-00604).*

## **Влияние последеформационных отжигов на структуру и механические свойства градиентной метастабильной аустенитной нержавеющей стали**

Панов Д.О.

*Белгородский государственный национальный исследовательский университет, Белгород*

В работе изучены механизмы формирования микроструктуры и текстуры, а также механических свойств в процессе отжига метастабильной аустенитной нержавеющей стали AISI 321 с градиентной структурой, полученной холодной ротационной ковкой со степенью деформации 91%. После холодной ротационнойковки в исследуемом материале сформирована выраженная градиентная микроструктура: в центре прутка объемная доля  $\alpha'$ -мартенсита деформации составляла 40%, а на краю прутка доля  $\alpha'$ -мартенсита достигла 85%. В то же время, в центре прутка присутствовали пластинчатые двухфазные участки из аустенита и  $\alpha'$ -мартенсита деформации, а также крупные зерна аустенита с ячеистой дислокационной субструктурой. На краю прутка наблюдалась ультрамелкозернистая преимущественно мартенситная микроструктура. После низкотемпературного отжига (550-650°C) морфология градиентной микроструктуры сохранилась, что обусловлено развитием обратного  $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения по мартенситному механизму. Средне- (700°C) и высокотемпературный отжики (800°C) сопровождаются развитием обратного  $\alpha' \rightarrow \gamma$ -превращения по диффузионному механизму, а также статической рекристаллизации, что привело к сглаживанию исходного микроструктурного градиента. По данным текстурных исследований двухкомпонентная аксиальная текстура аустенита  $\langle 111 \rangle$  и  $\langle 100 \rangle$  и однокомпонентная аксиальная текстура  $\alpha'$ -мартенсита  $\langle 110 \rangle$  были сформированы в центре прутка в процессе холодной ротационнойковки. При этом на краю наблюдались выраженные сдвиговые текстуры  $B/\bar{B}$  аустенита и  $D_1/D_2$   $\alpha'$ -мартенсита. Низкотемпературный отжиг (550-650°C) вызвал уменьшение объемной доли зерен  $\alpha'$ -мартенсита с ориентировкой  $\langle 110 \rangle$  и значительное увеличение доли зерен аустенита с ориентировкой  $\langle 111 \rangle$ . Однако после среднетемпературного отжига (700°C) возник выраженный градиент аксиальной текстуры по компоненте  $\langle 100 \rangle$ . После низкотемпературных отжигов исследуемая сталь демонстрирует высокие механические свойства, что позволяет преодолеть компромисс между прочностью и пластичностью. Кроме того, развитие выраженного градиента аксиальной текстуры по компоненте  $\langle 111 \rangle$  после отжигов при 600-650°C вызывает значительное увеличение ударной вязкости.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант №20-79-10094, <https://rscf.ru/project/20-79-10094/>).*

## Особенности коррозионного поведения композитов на основе сплавов Cu-Al и Fe-Cr-Ni, полученных двухпроволочным электронно-лучевым аддитивным производством

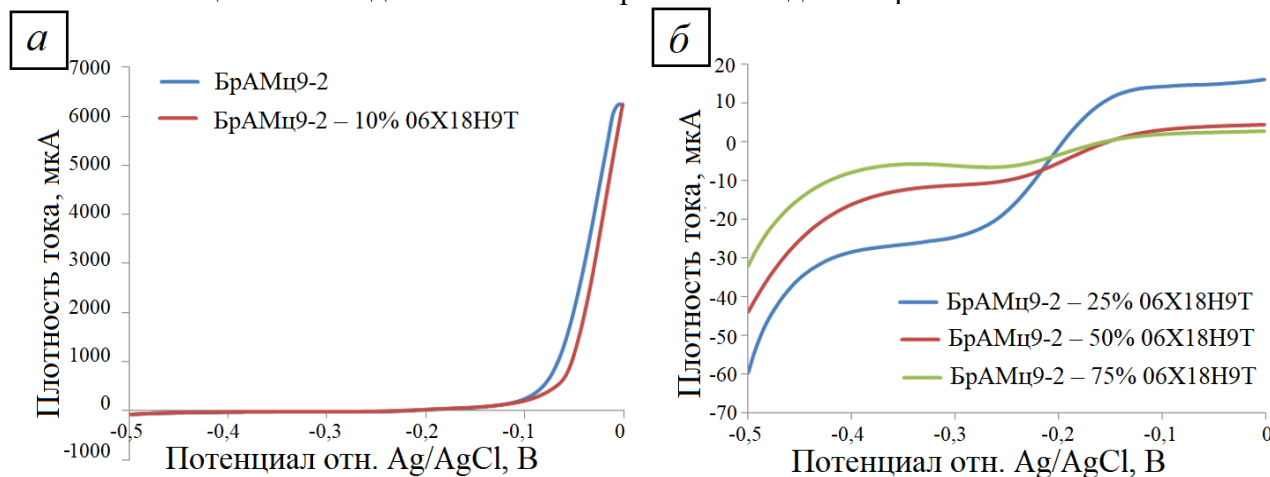
Панфилов А.О., Семин В.О., Зыкова А.П., Утяганова В.Р.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Известно, что алюминиевые бронзы среди медных сплавов выделяются высокими механическими, коррозионными и антифрикционными свойствами [1], и являются сплавами, широко используемыми в морской отрасли (клапаны, судовые гребные винты, валы насосов и т.д.) [2]. Бронза, легированная ~10 вес. % Al, демонстрирует наилучшие комплексные свойства и является одним из наиболее широко используемых материалов семейства алюминиевых бронз. С увеличением содержания Al до предела растворимости (9,4 вес. %) коэффициент трения снижается, но увеличиваются потери на износ при изнашивании по стали [3]. Микроструктура, коррозионная стойкость и износостойкость алюминиевых бронзовых сплавов сложны и сильно зависят как от состава, так и от технологического процесса при производстве.

Задачами работы являлось проведение оценки коррозионной стойкости композитов методом экстраполяции Тафеля, а также проведение комплексной оценки электрохимических свойств полученных композитов методами импедансной спектроскопии и циклической вольт-амперометрии.

На поляризационных (рис. 1) кривых фиксируются только необратимые анодные процессы, приводящие к появлению коррозионных разрушений на поверхности рабочих электродов. Для всех типов образцов характерно наличие области пассивного состояния, ограниченной более узким окном потенциалов: от  $-0.3$  В до  $-0.1$  В для исходной бронзы БрАМц9-2 и БрАМц9-2 + 10 об. % 06Х18Н9Т (рис. 1, а); от  $-0.4$  В до  $-0.2$  В для композитов, содержащих 25, 50 и 75 об. % 06Х18Н9Т (рис. 4, б). Резкое возрастание анодных токов сопровождается интенсивным растворением наружного поверхностного слоя при  $E = -0,1$  В. Важно отметить, что композиты с объёмной долей стали  $\geq 25$  % демонстрируют более низкие значения анодных токов (рис. 1,б), что указывает на формирование на поверхности данных композитов защитной оксид-ной пленки с выраженными диэлектрическими свойствами.



Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2024-0001.

1. Wang L., Tieu A.K., Lu S., Jamali S., Hai G., Zhu Q., Nguyen H.H., Cui S. Sliding wear behavior and electrochemical properties of binder jet additively manufactured 316SS /bronze composites in marine environment // *Tribology International*. – 2021. – Vol. 156. – P. 106810. – DOI: 10.1016/j.triboint.2020.106810.
2. Davis J.R., ed. Copper and copper alloys. ASM International Handbook Committee, 2001. 869 p.
3. Shi Z., Sun Y., Bloyce A., Bell T. Unlubricated rolling-sliding wear mechanisms of complex aluminium bronze against steel // *Wear*. – 1996. – Vol. 193 (2). – P. 235–241. – DOI: 10.1016/0043-1648(95)06773-6.



## **Изготовление сплавов с памятью формы Cu-Al-Fe методом традиционного сплавления и литья и методом электронно-лучевой плавки**

<sup>1</sup>Пань М., <sup>2</sup>Клопотов А.А., <sup>1</sup>Утьев О.М., <sup>3</sup>Моторин М.П., <sup>4</sup>Химич М.А., <sup>1</sup>Стрелкова И.Л.,  
<sup>1</sup>Клименов В.А.

<sup>1</sup>*Томский политехнический университет, Томск*

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

<sup>3</sup>*ООО “НПК ТЭТА”, Томск*

<sup>4</sup>*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Сплавы на основе меди привлекают внимание благодаря хорошему эффекту памяти формы (ЭПФ) и могут использоваться в качестве предпочтительных материалов для в термоприводах, термодатчиках и т.д.

В ряде работ исследованы сплавы Cu-Al-Fe с ЭПФ и установлено, что легирование Fe оказывают положительное влияние на улучшение параметров ЭПФ [1, 2]. Однако на данном этапе в литературе нет систематических исследований влияния легирования Fe на сплавы Cu-Al с ЭПФ, что в определенной степени ограничивает развитие этого нового типа сплавов. Сплав Cu-Al-Fe содержит как легирующие элементы с высокой температурой плавления и стабильными химическими свойствами (например, Fe), так и легирующие элементы с низкой температурой плавления и активными химическими свойствами (например, Al), удельный вес различных элементов также сильно различается. Таким образом, процесс плавки этого сплава относительно сложен, поэтому поиском наиболее подходящих методов является важная задача.

Цель данной работы представить результаты по созданию сплавов методом традиционного литья и электронно-лучевой плавки из металлических материалов Cu, Al и Fe, обладающих свойствами сверхэластичности и эффектами памяти формы.

Получение сплава методом литья – это традиционный метод получения сплава с памятью формы на основе Cu-Al, при котором металлы высокой чистоты плавятся в индукционной печи и затем заливаются в форму. Для плавки применялся графитовый тигель, который позволяет предохранять расплав от вредного влияния кислорода воздуха, образуя на поверхности расплава бескислородную атмосферу. При традиционном литье сначала кусочки чистой меди расплавляют в графитовом тигле индукционной печи. Далее в тигель загружается чистый алюминий, который быстро расплавляется, образуя жидкий расплав. Последним элементом добавляется чистое железо, которое растворяется в жидком растворе меди и алюминия. Полученный расплав заливается в графитовую форму. После кристаллизации получается слиток с равномерным распределением элементов в сплаве.

При электронно-лучевой плавке металлические порошки Cu, Al и Fe чистотой 99,9% расплавляются в вакууме на электронно-лучевой установке (ООО “НПК ТЭТА” 6Е250) с током луча 88 мА. Максимальный ток луча данной установки может достигать 100 мА. В процессе электронно-лучевой плавки смешанный порошок загружается в тигель и помещается в камеру для нагрева и плавления. После охлаждения снова заполняются металлические порошки для следующего нагрева и плавления. Этот процесс повторяется несколько раз, и получается слиток сплава с градиентной структурой.

На полученных слитках сплава были проведены испытания на микротвердость по высоте. Для образца, полученного методом традиционного литья, твердость была равномерно распределена со средней твердостью 217 HV. Для образца, полученного электронно-лучевой плавкой, характерна градиентное строение. Установлено, что в верхней части слитка средняя твердость имеет значение 397 HV, а твердость средней и нижней части – 341 HV. Также наличие градиентной структуры слитка подтверждают микроструктурные исследования, проведенные при помощи оптической микроскопии (рис. 1). На микрофотографии видно, что верхний слой слитка содержит больше темных структур со значением микротвердости 540 HV, тогда как средняя и нижняя части имеют меньше темных структур, а светлые структуры имеют твердость 299 HV, что объясняет более высокое значение твердости верхнего слоя.

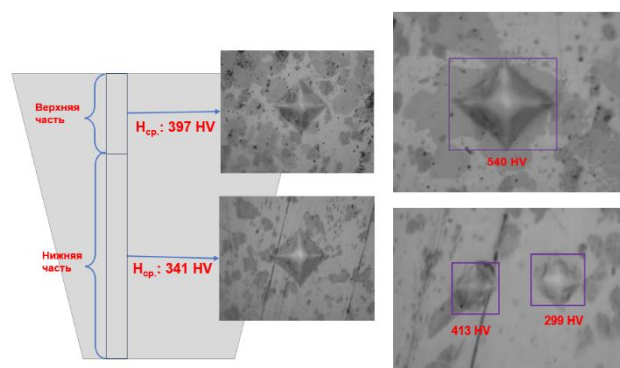


Рис. 1. Твердость на разных высотах и в разных структурах

На рис. 2 показаны изображения оптической микроструктуры образцов. Из рис. 2(а) видно, что микроструктура литого образца равномерно распределена по всему объему, и отсутствует сегрегация элементов. По данным рентгенофазового анализа было установлено, что основными фазами являются твердый раствор  $\text{AlCu}_3$  ( $\beta$ -фаза), фаза  $\alpha$ -Cu и фаза  $\text{AlFe}_3$  ( $\kappa$ -фаза). Из рисунков 2(б) и (в) также видно, что верхний слой образца, полученного методом электронно-лучевой плавки, содержит больше темных структур, и наблюдается значительное изменение структуры от нижней части слитка к верхней, с переходом от крупных равноосных кристаллов в нижней части к более мелким равноосным кристаллам в верхней части. Это связано с низкой температурой поверхности подложки и быстрой скоростью охлаждения во время начального процесса осаждения, что препятствует эвтектоидному распаду  $\beta$ -фазы и способствует образованию зерен большего размера. По мере продолжения процесса осаждения, в результате постепенного накопления тепла, температура повышается, а скорость охлаждения в верхней части уменьшается, что способствует эвтектоидному распаду  $\beta$ -фазы  $\rightarrow \alpha + \gamma$ -фазы и образованию мелких равноосных кристаллов в верхней части.



Рис. 2. Микроструктура образца, полученного методом традиционного литья (а); микроструктура верхнего слоя образца, полученного методом электронно-лучевой плавки (б); микроструктура в нижней части образца, полученного методом электронно-лучевой плавки (в)

Впервые показана возможность получения сплавов с памятью формы Cu-Al-Fe методом традиционного литья и методом электронно-лучевой плавки, проводятся дальнейшие испытания механических свойств и элементный и фазовый анализы образцов сплавов.

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

1. Effect of ternary addition of iron on shape memory characteristics of Cu-Al alloys / T. Raju, V. Sampath // J. Mater. Eng. Perform. – 2011. – Vol. 20. – P. 767-770. – DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-011-9916-1>
2. Microstructure and properties of Cu-Al-Fe high-temperature shape memory alloys / S. Yang, Y. Su, C. Wang, X. Liu // Mater. Sci. Eng. B. – 2014. – Vol. 185. – P. 67-73. – DOI: <http://dx.doi.org/10.1016/j.mseb.2014.02.001>

## Электровзрывные многокомпонентные наночастицы NiFeCoCrCu: синтез, структура и активность в реакции каталитического пиролиза углеводородов

<sup>1</sup>Первиков А.В., <sup>1,2</sup>Пустовалов А.В., <sup>1,3</sup>Бауман Ю.И., <sup>1</sup>Шубин Ю.В.,  
<sup>1,4</sup>Шивцов Д.М., <sup>1,5</sup>Мишаков И.В.

<sup>1</sup>Институт катализа им Г.К. Борескова СО РАН, Новосибирск

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

<sup>3</sup>Томский политехнический университет, Томск

<sup>4</sup>Институт неорганической химии им А.В. Николаева, Новосибирск

<sup>5</sup>Новосибирский государственный университет, Новосибирск

Процесс каталитического пиролиза углеводородов в последнее время рассматривается как привлекательный способ получения двух ценных продуктов – водорода и углеродного наноматериала (нановолокон, нанотрубок) (УНМ). Популярность данного подхода, как метода получения H<sub>2</sub>, особенно возросло в последние годы. Связано это с тем, что в результате получается важный энергоресурс, не содержащий трудноотделимые от водорода примеси оксидов углерода. Другим, не менее ценным продуктом каталитического пиролиза углеводородов, является УНМ. Известно, что образование УНМ происходит на дисперсных частицах, содержащих металлы различной природы, в том числе и благородные. Однако наиболее активными и широко применяемыми являются катализаторы на основе металлов подгруппы железа. Процесс образования углеродных наноструктур протекает по так называемому «механизму карбидного цикла» [1]. Привлекательным подходом к получению сплавов в виде дисперсных частиц представляется совместный электрический взрыв проволок (ЭВП) различных металлов/сплавов [2].

В данной работе совместным ЭВП сплавов X15H60, 29НК и меди (М1) были получены порошки на основе многокомпонентных наночастиц NiFeCoCrCu при различных параметрах синтеза: с различным содержанием меди, величиной энергии, вводимой в проволоки, и типом буферного газа (Ar, N<sub>2</sub>). Каталитическая активность порошков NiFeCoCrCu изучали в проточном реакторе с горизонтальной загрузкой катализатора. В качестве реакционной среды использовали смесь C<sub>2</sub>-C<sub>4</sub>/H<sub>2</sub>. Температура реакции варьировалась от 600 до 750 °С.

Данные ПЭМ показали, что полученные образцы представлены сферическими частицами. Средний размер частиц, определенный по данным удельной поверхности образцов, составляет 100-120 нм. Данные энергодисперсионного анализа свидетельствуют об однородном распределении металлов по объёму частиц. Результаты рентгенофазового анализа показали, что кристаллическая структура частиц соответствует твёрдому раствору замещения на основе ГЦК-фазы. Увеличение содержания меди с 6 до 33 ат. % приводит к возрастанию параметра решётки ГЦК-фазы с 3.584 до 3.595 Å. Размер областей когерентного рассеяния составляет порядка 25 нм.

Результаты исследования каталитической активности показали, что производительность образцов по УНМ зависит от содержания меди. Максимальная производительность (~ 60 г(УНМ)/г<sub>кат</sub>) характерна для образцов с содержанием меди 10-20 ат.%. Морфология УНМ представлена нановолокнами диаметром от 50 до 200 нм. Полученные результаты свидетельствуют о возможности использования электровзрывных порошков NiFeCoCrCu для процесса каталитического пиролиза углеводородов.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ № 22-13-00406 (ссылка - <https://www.rscf.ru/project/22-13-00406/>).*

1. Буянов Р.А., Мишаков И.В. Физико-химический наноробот в нанотехнологии // Химия в интересах устойчивого развития. – 2019. – Т. 27, №2. – С. 219. – DOI: 10.15372/KhUR2019128.
2. Synthesizing multicomponent AlCrFeCuNi nanoparticles by joint electrical explosion of wires / K. Suliz, A. Miller, K. Ivanov, A. Pervikov // Powder Technology. – 2022. – Vol. 404. – 117491. – <https://doi.org/10.1016/j.powtec.2022.117491>

# Исследование влияния температуры гомогенизации на механические свойства листов высокомагниевого алюминиевого сплава с добавками Sc, Zr, Hf и Er

<sup>1</sup>Пимонов М.А., <sup>1</sup>Рагазин А.А., <sup>2</sup>Арышенский Е.В., <sup>1</sup>Арышенский В.Ю.,  
<sup>2</sup>Коновалов С.В.

<sup>1</sup>Самарский национальный исследовательский университет имени академика С.П. Королева,  
Самара

<sup>2</sup>ФГБОУ ВО Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк

Алюминиевые сплавы востребованы в современном машиностроении благодаря высокой пластичности, коррозионной стойкости, свариваемости и приемлемым прочностным свойствам [1, 2]. Среди наиболее востребованных групп алюминиевых сплавов находятся сплавы с высоким содержанием магния и добавками скандия [3, 4]. Скандий способствует модифицированию зеренной структуры и формированию упрочняющих наночастиц  $Al_3Sc$ , что повышает прочностные характеристики. Однако низкая термостабильность скандиевого твердого раствора ограничивает технологичность таких сплавов. Кроме того, скандий является дорогостоящим элементом [5].

Добавление циркония и гафния позволяет снизить количество скандия, необходимого для модификации, и повысить термостабильность частиц  $Al_3Sc$ . Для снижения стоимости сплава скандий заменяют на эрбий, который схож со скандием поведением при взаимодействии с алюминием и способствует образованию частиц  $Al_3Sc$ , образуя ядро типа  $Al_3Er$ , вокруг которого формируется оболочка из скандия.

Целью данной работы является изучение влияния температуры гомогенизации на механические свойства листов высокомагниевого алюминиевого сплава с добавками Sc, Zr, Hf и Er.

Слитки получали литьем в стальной кокиль, с последующей гомогенизацией при температурах 370°C - 4 часа и 440°C - 4 часа, а также по режиму 370°C – 8 часов + 440°C - 4 часа. Химический состав сплавов представлен в таблице 1. Прокатка слитков производилась на реверсивном прокатном стане в горячую при 420°C до 6 мм, следом в холодную до 2 мм, суммарный процент обжатия составил 66%.

Таблица 1. Химический состав исследуемых сплавов

Сплав	Массовая доля элементов, %								
	Si	Fe	Mn	Mg	Zn	Zr	Sc	Er	Hf
1590	0,04	0,07	0,41	5,57	0,21	0,1	0,14	0,1	0,05
1590-3	0,05	0,08	0,41	5,58	0,20	0,1	0,14	0,03	0,16
1590-4	0,05	0,08	0,41	5,53	0,21	0,1	0,14	0,1	0,1

Для определения механических свойств холоднокатанных листов в испытаниях исследуемых алюминиевых сплавов на универсальной испытательной машине (Zwick / Roell Z050) был осуществлён ряд испытаний на одноосное растяжение в соответствии с ISO 6892-1 при комнатной температуре. Размеры образцов выбирались в соответствии с DIN 50125. Расчёты получаемых в результате испытаний механических свойств были проведены в соответствии с ГОСТ 1497-84 и ГОСТ 11150-84.

В данной работе было исследовано влияние температуры гомогенизации на механические свойства алюминиевых сплавов 1590, 1590-3 и 1590-4 с различным содержанием переходных элементов. Выполнен патентно-литературный обзор, изучено влияние переходных металлов на структуру алюминия. Исследованы микротвёрдость и электропроводность, построены зависимости данных величин от температуры и времени выдержки. Найдены сочетания температур и времени выдержки с помощью анализа изменения микротвёрдости и электропроводности для образцов на механические свойства. Выявлены оптимальные температуры гомогенизации и содержание легирующих компонентов для получения максимальных механических свойств.

*Исследование проведено при финансовой поддержке гранта РФФ № 22-19-00810, <https://rscf.ru/project/22-19-00810/>.*

1. Deev V.B., Ri E.H., Prusov E.S., Ermakov M.A., Goncharov A.V. Grain Refinement of Casting Aluminum Alloys of the Al–Mg–Si System by Processing the Liquid Phase Using Nanosecond Electromagnetic Pulses // Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2021. – Vol. 62. №. 5. – P. 522-530.
2. Алаттар А.Л.А., Бажин В.Ю. Композиционные материалы Al-Cu-B4C для получения высокопрочных заготовок // Металлург. – 2020. – №. 6. – С. 65-70.
3. Rana R.S., Purohit R., Das S. Reviews on the influences of alloying elements on the microstructure and mechanical properties of aluminum alloys and aluminum alloy composites // International Journal of Scientific and Research Publications. – 2012. – Vol. 2 (6). – P. 1–7.
4. Sanders R.E., Baumann S.F., Stumpf H.C. Wrought non-heat treatable aluminum alloys // Treatise in Materials Science & Technology – Academic Press. – 1989. – Vol. 31. – P. 65–105. – DOI: 10.1016/B978-0-12-341831-9.50008-5.
5. Alloying aluminum alloys with scandium and zirconium additives / V.G. Davydov, V.I. Elagin, V.V. Zakharov, D. Rostoval // Metal Science and Heat Treatment. – 1996. – Vol. 38 (8). – P. 347–352. – DOI: 10.1007/BF01395323.

## **Создание и исследование высокоэффективных огнеупорных материалов системы Al-Mg-Si для металлургического применения**

Почивалов Ю.И., Карпов С.М., Буякова С.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Повышение эффективности и интенсивности процессов при производстве стали и сплавов требует создания высокоэффективных огнеупорных материалов с высокой стойкостью к воздействию жидкого металла и шлаков. Разработано большое количество огнеупорных материалов различного назначения для металлургической промышленности, которые обеспечивают защиту деталей и узлов металлургических агрегатов от воздействия жидкого металла. Их основным недостатком является низкая стойкость к воздействию металлов и шлаков и резкой смене температур при нагреве и охлаждении при плавке и разливке металла. Повысить износостойкость и теплостойкость огнеупоров и увеличить срок службы футеровки можно изменением состава огнеупора или усовершенствованием технологии его нанесения на узлы и агрегаты при их ремонте.

Одним из перспективных направлений может быть введение в состав огнеупора карбида кремния. Карбид кремния имеет высокую твердость, высокую структурную стабильность до температур 1900 К, хорошую теплопроводность, высокие коррозионные свойства.

В настоящей работе предложены огнеупорные высокопрочные керамические материалы системы Al-Mg-Si, предназначенные для ремонта защитных футеровок печей, разливочных ковшей и других агрегатов металлургического производства, работающих при температурах более 1873 К.

Образцы приготавливались в три этапа: торкрет пасту получали путем интенсивного механического перемешивания сухих порошковых смесей, состоящих из Al пудры, карбида кремния, наполнителя из огнеупорного кирпича, окиси железа и жидкого стекла. Из приготовленной массы изготавливали образцы для исследований, а часть массы укладывали в специальные канавки в периглазовом кирпиче для оценки ее адгезии к огнеупору. Образцы подвергали сушке до влажности не более 30 % и последующей термообработке при температуре 1273 К с изотермической выдержкой в течение 1 часа и спекания при температуре 1873 К.

Механические испытания на одноосное сжатие производились со скоростью нагружения  $1 \times 10^{-4} \text{ с}^{-1}$  при комнатной температуре. Образцы для механических испытаний были изготовлены в виде куба со стороной 10 мм. Для оценки износостойкости полученного материала были выполнены испытания на абразивный износ по методу незакрепленного абразива (ГОСТ 23.208-79) при общем времени испытания 10 мин. с последовательным измерением потери массы. Испытания проводили на специализированной установке с использованием кварцевого песка в качестве абразива.

В проведенном исследовании показано, что структура и свойства разработанных материалов зависят от их состава и содержания Al и SiC. Торкрет-смесь полностью заполняет канавку в кирпиче-подложке с высокой степенью адгезии к периглазовому огнеупору без разрывов и трещин. Рентгеноструктурными исследованиями установлено, что в спеченных порошковых смесях основными фазами является шпинель  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ ,  $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$  и SiC (при содержании SiC в образцах более 20 %). Механические свойства данных материалов находятся на высоком уровне: прочность составляет не менее 20 МПа, а износостойкость более, чем в 2 раза превышает износостойкость периглазовых огнеупоров. При этом температура начала деформации при нагрузке 0,2 МПа выше 1873 К.

Таким образом, полученные образцы показали высокие значения механических свойств и абразивной износостойкости и могут быть использованы для ремонта печей и агрегатов металлургического производства.

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

## Исследование продуктов синтеза в порошковых смесях титанидов меди с углеродом

Прибытков Г.А., Барановский А.В., Коржова В.В., Фирсина И.А., Акимов К.О.,

Кривопапов В.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Композиционные материалы с медной матрицей и тугоплавкими включениями широко применяются для изготовления сильноточных разрывных контактов. В качестве тугоплавких фаз используют порошки либо тугоплавких металлов (вольфрам, молибден), либо тугоплавких соединений [1]. Из медноматричных композитов, упрочненных частицами тугоплавких соединений, наиболее детально исследованы композиты с карбидом титана и диборидом титана. Эти соединения имеют высокую температуру плавления и хорошую совместимость с медной матрицей. Для получения таких композитов применяют в основном порошковые технологии.

В настоящей работе исследованы порошковые композиты TiC-Cu, полученные восстановлением меди из двойных интерметаллидов титан – медь по реакции  $Ti_mCu_n + C \rightarrow TiC + Cu$ . В качестве исходных порошковых материалов были использованы порошковые композиции: Ti+Cu (43.0 вес. % Ti + 57.0 вес.% Cu) и 2Ti+Cu (60.14 вес.% Ti + 39.86 вес.% Cu). Для обоих составов основной фазой был интерметаллид  $Ti_3Cu_4$ . Также в обоих продуктах спекания оставалось немного непрореагировавших меди и титана. Несмотря на многофазность, мы в дальнейшем будем для простоты обозначать порошковые продукты СВС химическими формулами целевых интерметаллидов:  $Ti_2Cu$  и  $TiCu$ .

В интерметаллидные порошки с указанным выше фазовым составом добавляли сажу в количестве, необходимом для того, чтобы связать весь титан в карбид титана. Полученную смесь обрабатывали в течение 10 минут в планетарной мельнице при 960 об/мин, прессовали и инициировали синтез поджигающей таблеткой. Продукты синтеза исследовали на оборудовании Центра коллективного пользования «Нанотех» ИФПМ СО РАН методами рентгеноструктурного анализа (дифрактометр ДРОН-8, Буревестник, Россия), оптической металлографии (AXIOVERT-200MAT, Zeiss, Germany) и сканирующей электронной микроскопии (EVO 50, Zeiss, Германия).

Согласно результатам рентгеноструктурного анализа (таблица 1) продукты СВС в реакционных смесях обоих составов содержат только целевые фазы: карбид титана и медь. То есть неоднородность использованных нами для синтеза порошков Ti-Cu не стала препятствием для достижения целевого фазового состава продуктов синтеза.

Таблица 1. Фазовый состав продуктов СВС

Реакционная смесь	Фазовый состав продуктов СВС, об.%		Параметры решетки, нм	
	TiC	Cu	TiC	Cu
TiCu+C	43.0	57.0	0.4295	0.3600
Ti <sub>2</sub> Cu+C	59.5	40.5	0.4301	0.3602
Справочные данные			0.4327 (TiC <sub>0.98</sub> )	0.3615

На оптических изображениях нетравленных шлифов (рис. 1) отчетливо различается карбидная фаза серого цвета и светлые области меди. Серые карбидные частицы в структуре (рис. 1а) располагаются в основном обособлено и только в некоторых местах примыкают к светлым областям медной связки. На рисунке 1б крупные карбидные частицы отсутствуют, но в обширных серых областях угадывается композиционная структура, детальное исследование которой было продолжено с применением сканирующей электронной микроскопии.





## Структура и прочность титаноматричных композитов с карбидным упрочнением

Прибытков Г.А., Барановский А.В., Фирсина И.А., Кривопапов В.П.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Повышение прочности титановых сплавов за счет твердорастворного упрочнения достигается легированием металлическими элементами (алюминий, ванадий и др). Другой способ повышения прочности - легирование неметаллическими элементами (углерод, бор, кремний). Повышение прочности в этом случае достигается дисперсными частицами тугоплавких соединений (карбидов, боридов или силицидов), которые однородно распределены по объему титановой матрицы. При литейных способах получения таких сплавов частицы тугоплавких соединений выпадают по границам зерен  $\beta$ -титана, ослабляя их.

Поэтому широко применяют порошковые технологии с компактированием механоактивированных смесей титана с мелкодисперсными частицами тугоплавких соединений или с порошками неметаллических элементов. Во втором случае упрочняющие частицы тугоплавких соединений образуются *in-situ* при последующем нагреве смесей до температур синтеза соединений. Недостаток порошковых технологий - трудности в получении смесей с однородным распределением порошков тугоплавких соединений или неметаллических порошков по объему смеси.

Мы использовали оригинальный способ введения углерода в порошковую смесь с титаном, основанный на известном явлении деструкции углеводородных жидкостей (гексан, толуол, этанол и др) при интенсивной обработке металлических порошков в среде углеводородов [1 - 3]. В нашей работе использован порошок титана марки ТПП-8, который механоактивировали (МА) в планетарной шаровой мельнице в среде толуола в течение 30 минут с вариацией интенсивности МА. После МА порошок выдерживали 4 часа в вакууме при 800 С для отгонки водорода, затем помещали в герметичный контейнер, подвергали кратковременному нагреву до 900 С и компактировали давлением 600 МПа.

Показано, что при увеличении интенсивности обработки в течение фиксированного времени (30 минут) содержание углерода в порошке монотонно увеличивается (рис. 1а). Содержание кислорода после минимальной интенсивности обработки падает на 60 % по сравнению с его содержанием в титановом порошке, а затем незначительно увеличивается, причем содержание кислорода остается значительно меньше исходного. Резкое увеличение содержания углерода начинается с 300 об/мин. Согласно результатам рентгеноструктурного анализа синхронно с увеличением содержания углерода в порошке растет содержание карбида титана (рис. 1б), то есть весь углерод, выделившийся в результате деструкции толуола, расходуется на синтез карбида титана.

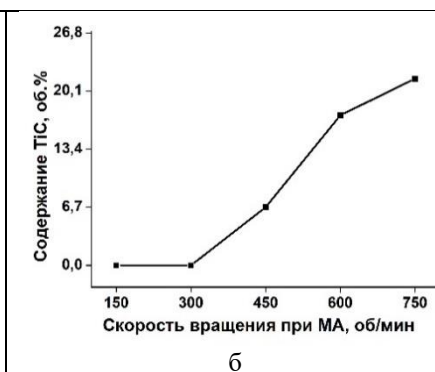
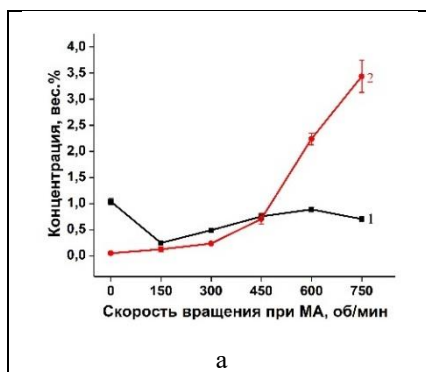


Рис 1. Влияние интенсивности обработки на концентрацию кислорода (1) и углерода (2) в МА порошке (а) и на содержание карбида титана (б).

Механоактивированные порошки были подвергнуты горячему уплотнению, а на полученных пластинках исследовали зависимость твердости и прочности от интенсивности механоактивации титанового порошка в среде толуола. Увеличение концентрации углерода и

вызванный этим увеличением рост содержания карбида титана приводит к монотонному увеличению твердости (рис. 2а) и прочности на изгиб (рис. 2б).

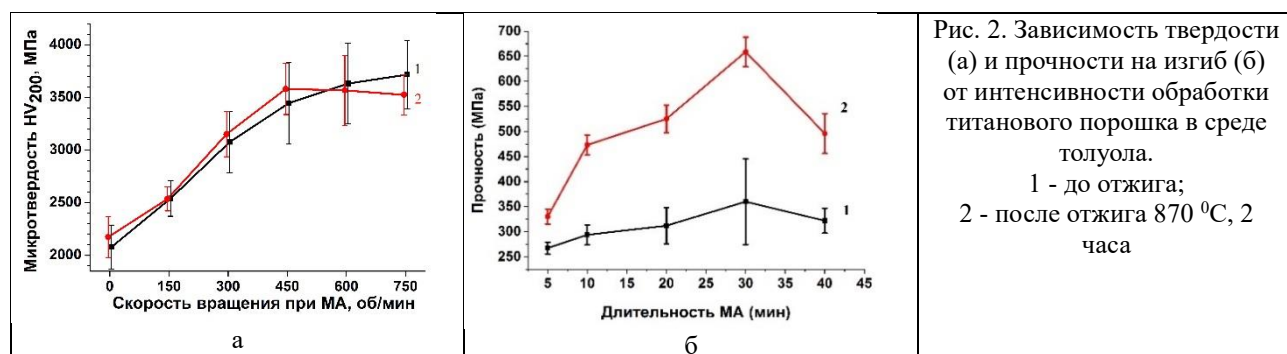


Рис. 2. Зависимость твердости (а) и прочности на изгиб (б) от интенсивности обработки титанового порошка в среде толуола.  
1 - до отжига;  
2 - после отжига 870 °С, 2 часа

Таким образом вариацией интенсивности механоактивации титанового порошка в среде толуола можно целенаправленно изменять фазовый состав порошков и механические свойства плотных материалов, полученных компактированием порошков.

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

1. Suzuki T. S., Nagumo M. Metastable intermediate phase formation at reaction milling of titanium and n-heptane // Scripta metallurgica and materialia. – 1995. – Vol. 32. No. 8. – P. 1215-1220.
2. Eremina M.A., Lomaeva S.F., Burnyshev I.N., Kalyuzhnyi D.G., Konygin G.N. Titanium Carbide Synthesis by Mechanical Activation in Liquid Hydrocarbon // Russian Journal of Inorganic Chemistry. – 2018. – Vol. 63, no. 10, P. 1274–1282. – DOI: 10.1134/S0036023618100066.
3. Aksenova V. V., Kanunnikova, Ladyanov O. M. Study of Heptane and Toluene Decomposition during High-Energy Processing in a Planetary Mill Together with Titanium Powder // Russian Journal of Physical Chemistry A. – 2023. – Vol. 97, no. 4. – P. 687–694. – DOI: 10.1134/S0036024423040039.

## **Двухслойные композиционные покрытия «оксинитрид титана/ фосфат кальция» для медицины**

<sup>1</sup>Просолов К.А., <sup>1</sup>Попова К.С., <sup>2</sup>Джамбулова Т.Д., <sup>2</sup>Конищев М.Е., <sup>2</sup>Евдокимов К.Е.,  
<sup>1,2</sup>Шаркеев Ю.П.

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

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

Модификация поверхности медицинских изделий путем формирования биопокрытий является одной из приоритетных задач медицинского материаловедения. Для улучшения остеоинтеграции имплантата с костной тканью широко используются фосфаты кальция, в частности гидроксипатит (ГА), которые наносят различными химическими и физическими способами. Однако не всегда такие покрытия имеют высокие эксплуатационные характеристики. Повысить их возможно путем предварительной обработки поверхности имплантата, например, создавая дополнительный развитый рельеф или формируя защитные и упрочняющие слои, в том числе из бинарных и тройных соединений титана (оксида – оксинитрида (Ti-O-N)).

Целью настоящей работы являлось получение новых композитных покрытий медицинского назначения, состоящих из нанометровых слоев кальций фосфата и оксинитрида титана, сформированных методами высокочастотного и реактивного магнетронного распыления, соответственно, а также определение их структуры и свойств.

В качестве материала подложки был использован титан марки BT1-0. На первом этапе было проведено формирование покрытий Ti-O-N методом реактивного магнетронного распыления мишени из Ti в среде азота и кислорода на лабораторной установке «УВН – 200МИ» (ТПУ). Далее на образцы с Ti-O-N покрытием был нанесен слой фосфатов кальция методом ВЧ-магнетронного распыления мишени из ГА с использованием установки «Яхонт – 2М», частота источника которой составляет 13,56 МГц (ИФПМ СО РАН). Морфология покрытий была исследована с помощью растрового электронного микроскопа Argeo S LoVac (ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН, г. Томск) с приставкой для энергодисперсионного элементного анализа. Дифрактограммы были получены в геометрии скользящего пучка  $3^\circ$  Cu K $\alpha$ -излучении ( $\lambda = 1,5418 \text{ \AA}$ ) в диапазоне углов  $2\theta$  от  $20^\circ$  до  $50^\circ$  на рентгеновском дифрактометре ДРОН-8Н (ЦКП «Нанотех»). Топография полученных слоёв оценивалась на профилометре «Профилометр – 130» по параметру шероховатости  $R_a$ . Смачиваемость покрытий определялась путём измерения краевого угла  $\theta$  методом покоящейся капли на установке KRÜSS EasyDrop (НИ ТПУ). Краевой угол определялся для деионизированной воды.

Формирование покрытий фосфата кальция приводит к значительному изменению морфологии поверхности, при этом соотношение Са/Р близко к стехиометрическому ГА и составляет 1,8. После реактивного магнетронного распыления появляются выраженные структурные элементы оксинитридного покрытия, которые затем сглаживаются аморфным слоем фосфата. Об этом свидетельствуют и полученные величины шероховатости по  $R_a$ :  $0,15 \pm 0,03$  мкм для Ti,  $0,17 \pm 0,04$  мкм для Ti-O-N и  $0,10 \pm 0,04$  мкм для фосфатного слоя. С помощью рентгенофазового анализа было установлено, что нанесение покрытий Ti-O-N приводит к появлению рефлексов (101) и (200) низкотемпературной фазы TiO<sub>2</sub> (анатаз). На ряду с этим установлено, что слой фосфатного покрытия является рентгеноаморфным, что подтверждается диффузным гало в диапазоне углов от  $26^\circ$  до  $32^\circ 2\theta$ , используемом для идентификации основных рефлексов фосфатов кальция. Все исследуемые образцы являются гидрофильными. Нанесение Ti-O-N привело к увеличению контактного угла смачивания, а дополнительный фосфатный слой придал поверхности наибольшую гидрофильность: контактный угол смачивания которой составил  $54,5^\circ \pm 3,1^\circ$ .

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



## Управление структурой заэвтектических силуминов за счет условий кристаллизации

Прудников А.Н., Попова М.В., Усольцев А.А., Рексиус В.С., Голодов Д.С.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

Заэвтектические силумины по своему комплексу свойств являются наиболее перспективными в области двигателестроения, в частности в качестве поршневых материалов, приборостроения для деталей с низким температурным коэффициентом линейного расширения и других. Для поршневых сплавов предпочтительно изготовление заготовок обработкой давлением [1], для чего необходимо иметь определенный запас пластичности слитков. Ресурс пластичности силуминов можно поднять за счет использования процессов обработки шихты, расплава, в частности модифицирования, подбора условий кристаллизации, например изменения скорости кристаллизации [2-7]. Однако до настоящего времени достигнутый уровень измельчения КПК в структуре заэвтектических силуминов не позволяют осуществлять обработку слитков деформацией в промышленности. Поэтому целью работы являлось улучшения механических характеристик, прежде всего пластичности, слитков из заэвтектических силуминов, обеспечивающих возможность их деформации.

В работах [8, 9] показана возможность получения в центральной зоне слитков из заэвтектического силумина с 20 % Si структуры с очень мелкими кристаллами первичного кремния или без них за счет закалки из твердого состояния. То есть, центральная зона слитка имеет эвтектическую структуру, а поверхностная – структуру заэвтектического силумина обычного приготовления с размерами кристаллов первичного кремния 150-250 мкм, первичными дендритами  $\alpha$ -твердого раствора и эвтектикой (Al+Si) (Рис.1).

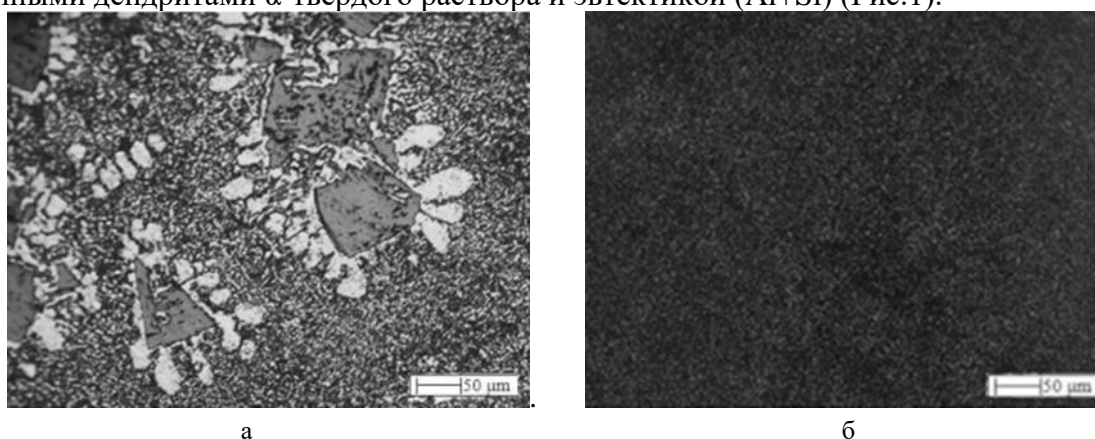


Рис. 1. Микроструктура сплава Al-20 % Si, полученная при закалке в воду из твердого состояния после выдержки в интервале кристаллизации: поверхностная (а) и центральная (б) зоны слитка

Определение содержания кремния спектральным методом показало, что его присутствие изменяется для центральной эвтектической зоны от 14 до 19 %, в поверхностной и приливной частях слитка от 21 до 24 % в зависимости от температурно-временных параметров обработки расплава и его выдержки.

При диаметре слитка 80 мм площадь центральной зоны с эвтектической структурой на расстоянии 10 мм от донной части слитка занимает около 50 % от всей площади. В связи с тем, что водород принимает участие в формировании выделений промежуточных фаз [10, 11] в алюминиевых сплавах и, следовательно, в формировании эвтектической зоны в силуминовых слитках, то для увеличения ее объема использовали выдержку в твердом состоянии (682–577 °С) и предварительное наводороживание расплава. Для наводороживания использовали приготовление сплава и его выдержку в твердом состоянии в атмосфере водяного пара влажностью 100 – 150 г/м<sup>3</sup>. Установлено, что использование таких условий кристаллизации приводит к значительному увеличению размеров зоны с эвтектической структурой (средняя площадь центральной зоны составляет 80-90 % всего поперечного сечения слитка), а средний размер толщины ободка слитка с обычной структурой заэвтектического силумина уменьшается от 19 до 2-4 мм.

Результаты определения механических свойств слитков из сплава Al – 20 % Si, изготовленных с использованием наводороживания расплава, выдержки в твердожидком состоянии (интервале кристаллизации) и последующей закалки в воду приведены в таблице 1.

Таблица 1. Параметры выдержки и механические свойства слитков из сплава Al– 20% Si

Параметры выдержки		Механические свойства			
Температура, °С	Время, ч.	Твердость НВ по зонам, МПа		$\sigma_B$ , МПа	$\delta$ , %
		поверхностная	центральная		
600	0,25	1054	832	231	5.6
620	0,25	1030	920	260	4.2
670	0,25	1108	991	222	2.0

Видно, что способ кристаллизации слитков, позволяющие получить в центральной части дисперсную структуру эвтектического типа без или с очень мелкими выделениями КПК, обеспечивает повышение временного сопротивления разрыву в 2-2,5 раза, относительного удлинения от 1 до 5,6 %; поверхностной твердости на 30-60 % по сравнению со сплавом, имеющим обычную для заэвтектических силуминов структуру ( $\sigma_B = 91$  МПа;  $\delta = 1,1$  %, НВ ~680 МПа).

1. Липчин Т.Н. Получение заготовок поршней литьем с кристаллизацией под давлением.– Пермь, Изд-во ТГУ. Пермское отд-ние, 1991.– 136 с.
2. Афанасьев В.К. Воздействие водорода на структуру и свойства заэвтектического силумина с 15% кремния / В.К. Афанасьев, М.В. Попова, А.Н. Прудников // МитОМ. – 2022. – № 6 (804). – С. 10–16. – DOI: 10.30906/mitom.2022.6.10-16.
3. Волочко А.Т. Модифицирование эвтектических и первичных частиц кремния в силуминах. Перспективы развития // Литье и металлургия – 2015.– № 4(81).– С. 38-45.
4. Марукович Е.И., Стеценко В.Ю. Модифицирование сплавов.– Минск: Беларуская навука, 2009. – 192 с.
5. Banghong H., Hang L. Grain refinement of DIN226S alloy at lower titanium and boron addition levels // Adv Mater Res-switz. – 1998.– Vol. 74.– P. 56–60.
6. Новый модификатор для алюминиевых сплавов с высоким содержанием кремния // В.К. Афанасьев, М.В. Попова, А.Н. Прудников, М.М. Сагалакова.– Актуальные проблемы в машиностроении.–2021.– Т. 8, – № 1-2. – С. 84-91.
7. Стеценко В.Ю. Заэвтектический силумин. наноструктурные процессы плавки и литья // Литье и металлургия – 2016.– № 4(85). – С. 19-22.
8. Прудников А.Н. Формирование эвтектической структуры в сплаве Al–20 % Si при кристаллизации / А.Н. Прудников // Металлургия машиностроения. – 2009.–№ 4.– С. 10-13.
9. Прудников А.Н. Роль условий кристаллизации в формировании структуры и свойств слитков и поковок из заэвтектических силуминов / А.Н. Прудников // Материаловедение. – 2014.–№ 1.– С. 10-13.
10. Ливанов В.А., Габидуллин Р.М., Колачев Б.А. О распределение водорода в металлах при кристаллизации. // Алюминиевые сплавы. – М.: Металлургия, 1968. – Вып. 5. – С. 14-21.
11. Кравченко В.Е., Колачев Б.А., Габидуллин Р.М. Исследование межфазного распределения водорода в алюминиевых сплавах методом автордиографического анализа.// Изв. ВУЗов. Цветная металлургия. – 1977. - № 4. – С. 98-100.

## Роль эвтектик при горячей пластической деформации СВС-композитов системы Fe-Ni-Ti-C-B

Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Нохрина А.В., Крючков Д.И.

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

В последнее десятилетие интенсивно ведутся исследования в области структурной механики и реологии СВС-материалов, заключающимся в изучении реологического поведения хрупких трудно деформируемых тугоплавких материалов, их способности к пластическому течению в области высоких температур [1 - 4]. К таким материалам относятся композиты системы Fe-Ni-Ti-C-B, в которых матрицей является твёрдый раствор никеля в гцк решётке железа, а упрочняющими фазами - частицы карбида титана TiC и диборида титана TiB<sub>2</sub>. Формирование композита происходит в результате экзотермической реакции  $4\text{Ti} + \text{C} + \text{B}_4\text{C} \rightarrow 2\text{TiC} + 2\text{TiB}_2 + \text{Q}$ , которая реализуется в смеси порошков, помещённых в стальной контейнер закрытого типа [5, 6]. Контейнер помещается в электропечь и нагревается до температуры 1100 °С, при которой инициируется синтез. Затем печь отключается, и разогрев заготовки происходит за счет экзотермической реакции. После завершения синтеза заготовку помещают в гидравлический пресс и проводят горячее прессование при давлении не ниже 250 МПа. В результате формируются сэндвич-пластины со стальной оболочкой, внутри которой расположен композит (Рис. 1 а). Композит диффузионно связан с оболочкой и образует с ней единое целое. Стальная оболочка облегчает крепление пластин к защищаемой поверхности, например, ковша карьерного экскаватора (рис. 1 б) методом сварки.



Рис. 1. Внешний вид сэндвич-пластины (а) и пример крепления пластин на ковш карьерного экскаватора (б); 1 – композит; 2 – стальная оболочка

Исследования структуры композитов с разным соотношением порошков, формирующих металлическую матрицу композита, и термореагирующих компонентов (ТРК) показали, что при содержании ТРК в исходной смеси от 15 до 30 мас. % в композите формируются эвтектические структуры (рис. 2), представляющие собой механическую смесь  $\gamma$ -Fe и боридов Fe<sub>2</sub>B. Твёрдость композитов составляет 50 - 60 HRC в зависимости от количества образовавшихся частиц TiC и TiB<sub>2</sub>. Участки эвтектического строения имеют наименьшую твёрдость - 530 HV 0,1, тогда в областях  $\gamma$ -Fe + TiC + TiB<sub>2</sub> она достигает 110 HV 0,1. Интерес представляло определить роль эвтектических образований при горячей пластической деформации композита. С этой целью были проведены испытания на образцах композита, полученного при содержании ТРК в исходной порошковой смеси 30 мас. %. Из центральной части пластин вырезали образцы в виде прямоугольного параллелепипеда размерами 5 x 5 x 7 мм. Одноосную деформацию осуществляли на испытательной машине INSTRON 8801, оснащенной электропечью. При испытании образцы помещали в холодную печь и нагревали до температуры 900 °С при постоянном давлении 300 МПа. В результате была достигнута истинная деформация 0,4 без разрушения образцов.

При одноосном сжатии образца вдоль боковых граней формируются растягивающие



напряжения, а в центральной части образцов - сжимающие. При анализе микроструктуры композита на продольных резах было зафиксировано увеличение площади участков эвтектического строения вблизи поверхности образцов (рис. 2 б) и практически полное их отсутствие в центральной части. Это обусловлено пластической деформацией не только  $\gamma$ -твёрдого раствора никеля в гцк решётке железа, но и формоизменением пластин боридов  $\text{Fe}_2\text{B}$ .

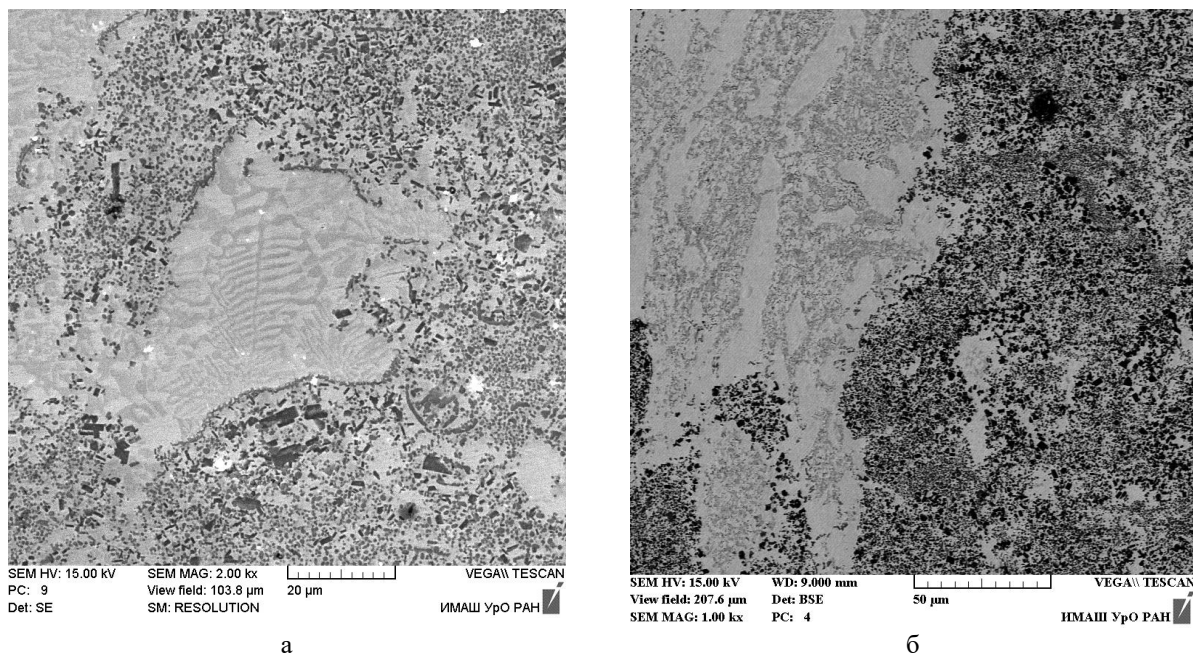


Рис. 2. Микроструктура композита в исходном состоянии (а) и после горячей деформации в зонах действия растягивающих напряжений (б)

При анализе микроструктуры композита на продольных резах было зафиксировано увеличение площади участков эвтектического строения вблизи поверхности образцов (рис. 2 б) и практически полное их отсутствие в центральной части. Это обусловлено пластической деформацией не только  $\gamma$ -твёрдого раствора никеля в гцк решётке железа, но и формоизменением пластин боридов  $\text{Fe}_2\text{B}$ . Таким образом, эвтектическая структурная составляющая  $\gamma\text{-Fe} + \text{Fe}_2\text{B}$  релаксирует остаточные напряжения, возникающие при горячей пластической деформации композита системы  $\text{Fe-Ni-Ti-C-B}$ .

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИМАШ УрО РАН по теме № 124020700063-3 на оборудовании ЦКП «Пластометрия».*

1. Богатов Ю.В. Получение твёрдосплавного материала методом СВС-прессования в открытой матрице // Изв. вузов. Порошк. метал. и функц. покр. – 2019. – № 4. – С 21 – 29.
2. Stolin, A.M., Bazhin P.M. Manufacture of multipurpose composite and ceramic materials in the combustion regime and high-temperature deformation (shs extrusion) // Theor. found. of chem. eng. – 2014. – Vol. 48. – P. 751–763.
3. Шербаков В.А., Грядунов А.Н., Алымов М.И. Микроструктурные особенности СВС-прессования композитов  $\text{ZrB}_2 - \text{B}_4\text{C}$  и  $\text{TiB}_2 - \text{B}_4\text{C}$  // Письма о материалах. – 2019. – Т. 9. – № 1 (33). – С. 11 – 16.
4. Федотов А.Ф. Закономерности уплотнения и формообразования при СВС-прессовании с сыпучей оболочкой // Изв. вузов. Порошк. мет. и функц. покр. – 2008. – № 1. – С. 16 – 23.
5. Структура СВС-композитов системы  $\text{Fe-Ti-C-B}$  / Н.Б. Пугачева, Ю.В. Николин, Е.И. Сенаева, И.Ю. Малыгина // ФММ. – 2019. – Вып. 120. – № 11. – С. 1174 – 1180.
6. Патент № 2680489 С1 Российская Федерация, МПК B22F 7/04, B22F 3/23, B22F 3/12. Способ изготовления многослойной износостойкой пластины: № 2017139013 : заявл. 10.11.2017 : опубл. 21.02.2019 / Ю. В. Николин, М. Б. Матевосян, С. П. Кочугов, Н. Б. Пугачева.

## **Возможности применения магнитной структуроскопии для оценки изменений, происходящих в структуре и свойствах пластически деформированного никеля**

Путилова Е.А., Крючева К.Д., Горулева Л.С.

*Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова Уральского отделения Российской академии наук, Екатеринбург*

В работе исследовано изменение структурного состояния и комплекса магнитных характеристик при варьировании в широком диапазоне температуры отжига пластически деформированного одноосным растяжением технически чистого никеля. Никель достаточно широко используется в различных областях современной промышленности, во-первых, в качестве легирующего элемента в сталях [1, 2], а во-вторых, в сплавах, применяемых в высокотехнологичной медицине [3] и машиностроении [4]. Никель в качестве легирующего элемента позволяет увеличить прочность, пластичность, износостойкость, коррозионную стойкость и другие эксплуатационные свойства сплавов.

Никель является ферромагнетиком [5, 6]. Однако в отличие от железа и сталей никель имеет значительно большее число 90-градусных доменных границ и большую по модулю отрицательную магнитострикцию во всем диапазоне приложенных полей [7]. Этим можно объяснить более высокую чувствительность магнитных характеристик никеля к изменениям в структуре и напряженно-деформированном состоянии материала [6].

Деформирование никеля проводили по схеме одноосного растяжения, чтобы получить более равномерное, по сравнению с прокаткой распределение деформации по сечению. Структуру исследовали при помощи оптической микроскопии, а также с применением EBSD-анализа. Магнитные характеристики определяли как в замкнутой магнитной цепи, так и с использованием приставных магнитных устройств. Исследования изменения магнитных свойств пластически деформированного никеля при варьировании температуры отжига могут дать новые сведения о взаимосвязях изменения магнитных и структурных характеристик никеля в процессе рекристаллизации. Полученные результаты могут быть использованы для выбора информативных параметров оценки изменения напряженно-деформированного состояния никеля, и, возможно, сплавов на его основе.

Повышение температуры отжига никеля вплоть до 800 приводит к монотонному изменению магнитных параметров. При увеличении температуры отжига в структуре металлов происходит снятие внутренних напряжений и сначала перераспределение дислокаций, а затем и уменьшение их плотности. Процессы возврата и рекристаллизации в структуре никеля достаточно информативно отражаются как на изменении таких магнитных характеристик, как коэрцитивная сила, максимальная магнитная проницаемость, число скачков Баркгаузена, так и на изменении полевой зависимости дифференциальной магнитной проницаемости. В различном структурном состоянии (деформированная и рекристаллизованная структуры) положение пика дифференциальной магнитной проницаемости изменяется, как и его высота. Подобное изменение магнитных свойств никеля с увеличением температуры отжига связано с уменьшением плотности дислокаций и внутренних напряжений, увеличением объема рекристаллизованных зерен за счет деформированных, тем самым процессы намагничивания и перемангничивания облегчаются, материал становится более магнитомягким [5, 6, 8].

Таким образом, установленные закономерности могут быть использованы для анализа процессов рекристаллизации никеля и оценки изменения его напряженно-деформированного состояния в процессе изготовления или эксплуатации.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Института машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН.*

1. Металловедение / А.И. Самохоцкий, М.Н. Кунявский, Т.М. Кунявская и др. – М.: Металлургия, 1990. – 416 с.
2. Арзамасов Б.Н., Соловьева Т.В. Справочник по конструкционным материалам. – М.: Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2005. – 649 с.

3. Corrosion of nickel-based dental casting alloys / C.M. Wylie, R.M. Sheltonb, G.J.P. Flemingc, A.J. Davenport // Dental Materials. – 2007. – I. 23. – P. – 714-723. – doi.org/10.1016/j.dental.2006.06.011.
4. Furrer D., Fecht H. Ni-Based Superalloys for Turbine Discs // JOM. – 1999. – I.51. – P. – 14-17. – doi.org/10.1007/s11837-999-0005-y.
5. Бозорт Р. Ферромагнетизм. – М.: ИЛ, 1956. – 784 с.
6. Лившиц Б.Г., Крапошин В.С., Линецкий Я.Л. Физические свойства металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1980. – 320 с.
7. Магнитный анализ процессов рекристаллизации при отжиге холоднодеформированного никеля / В. Н. Костин, В. Н. Перов, Л. В. Михайлов, Е.Д. Сербин, О.Н. Василенко // Дефектоскопия. – 2022. – № 11. – С. 23-31. – DOI 10.31857/S0130308222110033.
8. Вонсовский С.В., Шур Я.С. Ферромагнетизм. – М. – Л.: ОГИЗ – Гостехиздат, 1948. – 816 с.

# Влияние концентрации хрома и циркония на структуру и свойства модифицированных слоев, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой обработки

Пухова Е.А., Бушуева Е.Г.

Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск

Аустенитные стали являются наиболее используемыми в качестве коррозионностойких сплавов. Они обладают хорошей жаростойкостью и стойкостью к окислению. Например, сталь 12X18H9T широко используется в различных областях благодаря своей превосходной коррозионной стойкости, механическим свойствам и высокой экономической эффективности [1–3]. Основными областями применения является медицина, химическая, горнодобывающая и нефтеперерабатывающая промышленность. Но у стали 12X18H9T наблюдается низкое значение твёрдости и износостойкости, что ограничивает срок службы изделия.

Одним из эффективных методов повышения поверхностной прочности является формирование защитного покрытия. В последние годы набирают популярность высокоэнергетические методы, основанные на лазерных и электронно-лучевых технологиях. Перспективным методом формирования модифицированных слоев на поверхности стали является вневакуумная электронно-лучевая наплавка порошковых смесей. Этот метод позволяет сформировать, бездефектные слои, толщиной до нескольких миллиметров.

Основной целью данной работы являлось повышение поверхностной прочности и стойкости к окислению при высоких температурах поверхностных слоев стали 12X18H9T, путем формирования боридных модифицированных слоев с различной концентрацией хрома и циркония. Состав порошковых смесей и режимы обработки представлены в таблице 1.  $MgF_2$  в порошковой смеси применяется для предотвращения окисления материалов в процессе обработки.

Таблица 1. Состав и режимы обработки

	Состав порошковой смеси, масс.%				Режимы обработки		
	Cr	Zr	B	$MgF_2$	Ток, мА	Скорость, мм/с	Удельная поверхностная энергия, кДж/см <sup>2</sup>
1		20	30	60	25	10	7
2	10	10					
3	5	15					
4	15	5					

Толщина сформированных слоев достигает 2,2 миллиметра. Структура модифицированных слоев (рис.1 а-г) состоит из боридов, размер которых варьируется от 10 до 160 мкм. Так же в структуре наблюдается формирование твёрдого раствора на основе циркония, хрома, гамма-железа. Присутствие железа и хрома в покрытии объясняется процессом перемешивания с материалом основы.

Методом микрорентгеноспектрального анализа установлено, что бориды преимущественно состоят из хрома и легированы цирконием. Формирование боридов хрома, как соединения «хозяина», объясняется большим сродством хрома к бору, чем циркония к бору. Кроме того, цирконий присутствует в межборидном пространстве, в виде твердого раствора с железом.

Была проведена оценка прочностных свойств. Среднее значение микротвёрдости всех сформированных слоев (рис.1 д) составляет 600 HV<sub>0,1</sub> (сталь 12X18H9T 200 HV<sub>0,1</sub>). Близкие значения микротвёрдости объясняется тем, что плотность расположения боридов в структуре одинакова, а также бориды имеют близкий состав.

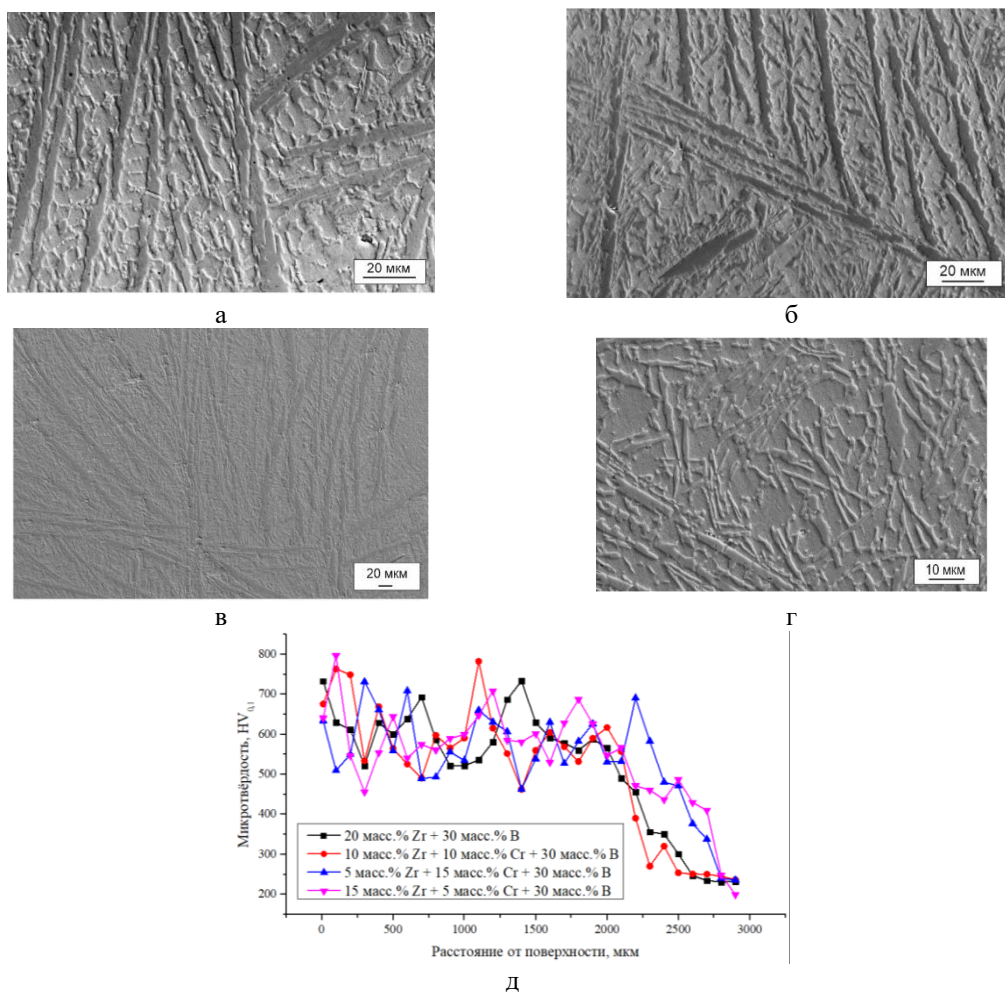


Рис. 1. Структура сформированных модифицированных слоев различного состава: 20 масс.% Zr + 30 масс.% B (а); 10 масс.% Cr + 10 масс.% Zr + 30 масс.% B (б); 5 масс.% Cr + 15 масс.% Zr + 30 масс.% B (в); 15 масс.% Cr + 5 масс.% Zr + 30 масс.% B (г) и среднее значение микротвёрдости всех сформированных слоев (д)

В заключении можно отметить, что сформированные модифицированные слои состоят из боридов хрома, легированных цирконием, а также твердого раствора на основе железа, хрома, циркония. Данные структуры позволяют повысить микротвердость в 3 раза (до 600 HV<sub>0.1</sub>). Дальнейшие исследования предполагают оценить коррозионную стойкость при нормальных условиях и температуре более 600 °С, а также износостойкость сформированных слоев.

*Исследование выполнено при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-79-00066, <https://rscf.ru/project/23-79-00066/>.*

1. Electrochemical and corrosion behavior of a 304 stainless-steel-based metal alloy wasteform in dilute aqueous environments / J. Chen, R.M. Asmussen, D. Zagidulin, J.J. Noel, D.W. Shoesmith // Corros. Sci. – 2013. – Vol. 66. – P. 142 – 152.
2. J. Xu, X.Q. Wu, E.-H. Han. Acoustic emission response of sensitized 304 stainless steel during intergranular corrosion and stress corrosion cracking // Corros. Sci. – 2013. – Vol. 73. – P. 262 – 273.
3. Failure analysis of the 304 stainless steel tube in a gas analyzer / Y.D. Li, N. Xu, X.F. Wu, J.B. Shi, L.L. Zhang, M. Zhao, Q.S. Zang // Eng. Fail. Anal. – 2012. – Vol. 20. – P. 35 – 42.

## Структура и свойства аддитивной заготовки из коррозионностойкого никелевого сплава, полученной методом электронно-лучевого аддитивного производства

<sup>1</sup>Пырин Д.В., <sup>1,2</sup>Жиляков А.Ю., <sup>1,2</sup>Беликов С.В.

<sup>1</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

<sup>2</sup>Институт физики металлов им. М.Н. Михеева Уральского отделения РАН, Екатеринбург

Стремительное развитие аддитивных технологий позволило создать комплекс методов, отличающихся как по источнику высокоэнергетического воздействия, так и по технологии формирования слоя. Одним из таких методов является электронно-лучевое аддитивное производство (ЭЛАП), использующее электронный пучок электронов в качестве источника энергии, воздействующего на подаваемую в область сплавления проволоку. Важными для аддитивных технологий являются вопросы управления структурой изготавливаемых изделий. Авторами работы [1] установлено, что в условиях локальной металлургии структурно-фазовое состояние материала аддитивных изделий крайне чувствительно к изменениям технологических параметров процесса печати. Это, в свою очередь, определяет уровень свойств изготавливаемых изделий. Для сплавов системы никель-хром-молибден это особенно важно, ввиду возможной эксплуатации при длительной выдержке под воздействием высоких температур (400-750 °С) в средах расплавленных солей.

Аддитивная заготовка получена с помощью установки, разработанной на базе Института физики прочности и материаловедения Сибирского отделения Российской академии наук. Изделие изготовлено из проволоки сплава ХН63МБ (Ni - 23 вес. % Cr – 12 вес. % Mo) при ускоряющем напряжении  $U = 30$  кВ и скоростью перемещения рабочего стола  $v = 180$  мм/мин, постоянными на протяжении технологического процесса. Изменяющимся параметром был ток электронного пучка ( $I$ , мА), который уменьшался от 60,0 до 19,1 мА с каждым последующим сформированным слоем. Таким образом, погонная энергия  $Q$ , рассчитанная по формуле (1) [2] составляла 0,600..0,191 кДж/мм.

$$Q = (60 \cdot U \cdot I) / (1000 \cdot v) \quad (1)$$

Цель настоящей работы - исследование свойств образцов, отобранных от заготовки из коррозионностойкого никелевого сплава, полученной методом ЭЛАП. В докладе будут представлены результаты твёрдости, а также изменения термического расширения образцов в результате выдержки при 550 °С в течение 500 часов. Кроме того, подлежат рассмотрению особенности разрушения (полученных по картинам поверхностей излома) образцов материала, испытанных на одноосное растяжение.

*Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках Программы развития Уральского федерального университета имени первого Президента России Б.Н. Ельцина в соответствии с программой стратегического академического лидерства «Приоритет-2030».*

1. Влияние погонной энергии на структурные особенности изделий из сплава ЖС6У, сформированных проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологией / Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Никонов С.Ю. и др. // Известия высших учебных заведений. Физика. – 2021. – Т. 64, № 8 (765). – С. 31-37.
2. Zhang Y., Huang B., Li J. Microstructural evolution with a wide range of solidification cooling rates in a Ni-based superalloy // Metallurgical and materials transactions A. – 2013. – Vol. 44A. – P. 1641-1644.
3. Effect of heat input on phase content, crystalline lattice parameter, and residual strain in wire-feed electron beam additive manufactured 304 stainless steel / Tarasov, S.Y., Filippov, A.V., Savchenko, N.L. et al. // International Journal of Advancing Manufacturing Technology. – 2018. – Vol. 99. – P. 2353–2363.

# Влияние схем армирования на механические свойства углекомполитов на основе полиэфиримида

<sup>1</sup>Пэн Ц., <sup>2</sup>Алексенко В.О., <sup>1,2</sup>Панин С.В.

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

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

Полиэфиримид (ПЭИ) – это суперконструкционный термопластичный полимер, который используется при производстве современных композитов. Композиты, армированные молотыми и рубленными углеродными волокнами, широко используются в машиностроении и являются важным классом материалов триботехнического назначения.

Композиты с нетканым углеродным матом, в силу экономической целесообразности, широко используются в аэрокосмической и автомобильной промышленности в качестве деталей интерьера, так как сочетают в себе высокую прочность и отличные акустические свойства. Композиты, армированные непрерывным волокном, благодаря малому весу и высокой прочности конкурируют с традиционными металлами. Преимуществом таких композитов является их стойкость к климатическим воздействиям, агрессивным средам, вибрационным нагрузкам и истиранию в условиях как Арктики, так тропического климата [1, 2].

Целью работы являлось установление закономерностей формирования структуры и свойств при различных схемах армирования углекомполитов на основе полиэфиримида, полученных методом сухого смешения, использованием полимерных пленок, а также пропитки раствором термопластического полимера.

В работе использовали порошок ПЭИ марки Solver PEI ROON (КНР). В качестве армирующих наполнителей использовали углеродные волокна длиной от 50 мкм до 12 мм, углеродный нетканый мат, изготовленный из дискретных волокон длиной 6 и 10 мм (КОРТЕСН, Китай), а также двунаправленную углеродную ткань АСМ С285S (UMATEX, РФ). Образцы изготавливали методом горячего прессования при температуре 330°C и давлении 10 МПа. Прочностные характеристики композитов оценивали при испытаниях на трехточечный изгиб образцов в форме балки в соответствии со стандартом ГОСТ Р 56810-2015. Испытания проводили на электромеханической машине «Instron 5582» (Instron, США). Скорость перемещения подвижного захвата составляла 1 мм/мин. Структуру поперечного сечения композитов анализировали с помощью оптического микроскопа «Neophot 2» (Carl Zeiss, Jena, Germany) после окончания испытаний.

В таблице 1 приведены механические свойства исследованных образцов. На рис. 1 показан вид сбоку образца с трещиной после завершения испытания на изгиб.

Таблица 1. Механические характеристики для композитов на основе ПЭИ

Состав	Модуль упругости при изгибе $E$ , ГПа	Прочность при изгибе $\sigma$ , МПа
порошок ПЭИ / УВ 50 мкм	8±0,7	148±16
порошок ПЭИ / УВ 200 мкм	17,5±1,3	263±3
порошок ПЭИ / УВ 2 мм	16,8±1,4	331±30
порошок ПЭИ / УВ 6 мм	20,5±0,5	338±11
порошок ПЭИ / УВ 12 мм	19±1,2	444±27
пленка ПЭИ / УВ мат 6 мм	18±1,1	231±2
пленка ПЭИ / УВ мат 10 мм	16,2±2	215±5
пленка ПЭИ / УВ ткань	26±6	561±20
раствор ПЭИ / УВ мат 6 мм	18±0,9	330±4



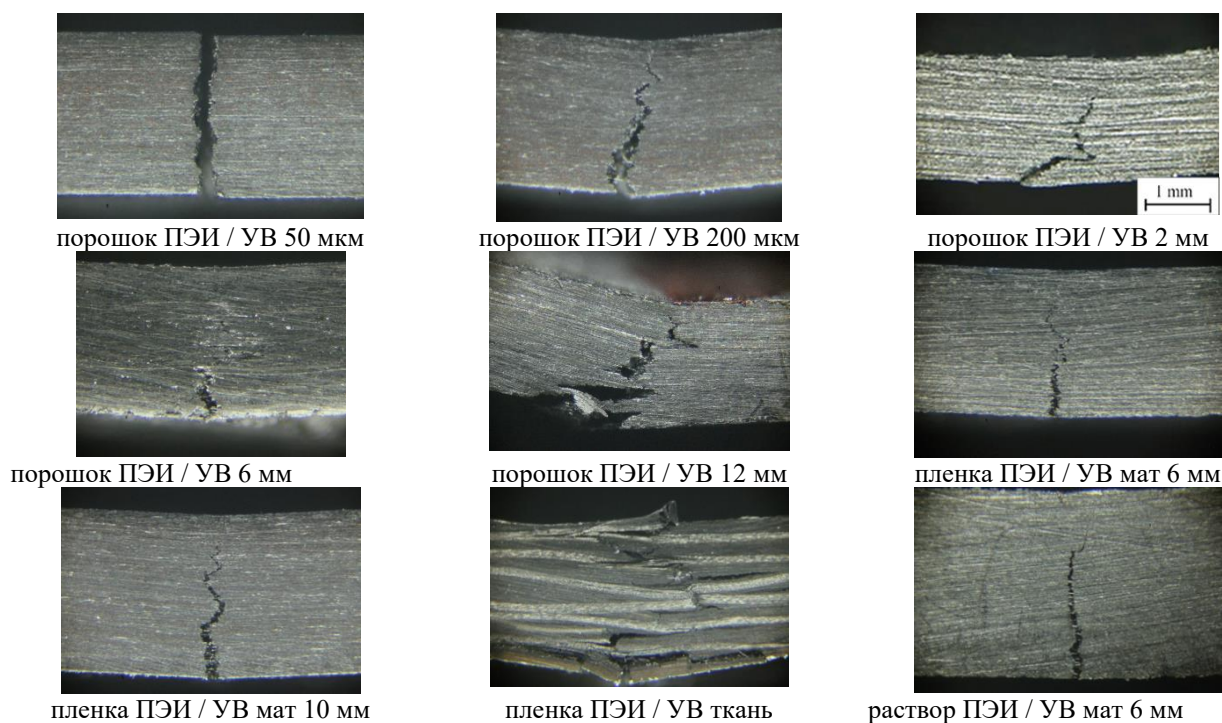


Рис. 1. Фотографии разрушенных образцов

В результате выполнения работы было выявлено, что модуль упругости и прочность на изгиб зависят от метода изготовления и длины волокон. Показано, что для композитов с дисперсными углеродными волокнами, максимальными прочностными свойствами обладают таковые с длиной волокна 12 мм, прочность при изгибе которых составляет  $444 \pm 27$  МПа. Модуль упругости, за исключением композитов с УВ 50 мкм, составляет 17-20 ГПа.

Композиты с неткаными матами и полимерными пленками, обладают невысокими прочностными свойствами, прочность при изгибе составляет 215-230 МПа. При этом модуль упругости композитов составляет 16-18 ГПа. Максимальное значение модуля упругости при изгибе  $26 \pm 6$  ГПа достигается в композите «пленка ПЭИ / УВ ткань», значение прочности при изгибе которого составляет  $561 \pm 20$  МПа. Композит с неткаными матами и пропитанный растворенным полимером обладает большей прочностью по сравнению с композитом из полимерных пленок.

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

1. Prakash D. T. Specialty Thermoplastics. Preparations, Processing, Properties, Performance. Munich: Carl Hanser Verlag GmbH & Co. KG, 2023. 250 pp.
2. Eloi F., Jean I., Ahmad R. L., Mohamed M. S., Damien S.T. Measurement device for tear defects during preforming of non-woven fabrics made of recycled carbon fibres // Composites Part A. – 2024. – Vol. 177. – P. 107961. – DOI:10.1016/j.compositesa.2023.107961.
3. Мишкин С.И., Жакова Л.С., Клименко О.Н., Васильчук Е.А. Исследование влияния содержания связующего в углепластике на их механические свойства // Труды ВИАМ. – 2023. – № 2. – Ст. 07. DOI:10.18577/2307-6046-2023-0-2-77-86.

## **Исследование структуры керамического покрытия системы Y-Al-O**

Рамазанов К.Н., Николаев А.А., Назаров А.Ю., Маслов А.А., Хаиткулов А.Р.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

В работе с помощью синхротронного излучения исследованы структурно-фазовые превращения протекающие в результате отжига покрытия системы Y-Al-O. Покрытие наносилось на установке ННВ 6.6 – И1 вакуумно-дуговым методом с двух однокомпонентных катодов Y и Al. После осаждения покрытий образцы были отожжены в вакуумной печи со следующим режимом: нагрев со скоростью 10 °C/мин до температуры 550°C, затем выдержка при этой температуре в течение 30 минут, затем нагрев до температуры 800 °C и выдержка в течение 1 часа при температуре 800 °C.

Для исследования качественного фазового состава и исследования фазовой стабильности покрытия в режиме реального времени при нагреве образца в вакууме до 1400°C использовался источник синхротронного излучения – накопитель электронов ВЭПП-3 института ядерной физики сибирского отделения Российской академии наук (ИЯФ СО РАН), высокотемпературная рентгеновская камера Anton Paar НТК-2000, позиционно-чувствительный однокоординатный детектор ОД-3М-350 программное обеспечение – программа для обработки результатов измерений Fityk v.1.3.1.

Исследования структурно-фазового состояния в процессе вакуумного отжига показали, что в исходном состоянии покрытие представляет собой аморфную структуру – на рентгенограмме наблюдается плавное повышение дифрагированной интенсивности с максимумом в области углов 2 $\theta$ ~29...31°. Регистрируются отдельные рефлексy, которые принадлежат иттрию и алюминию. В процессе нагрева образца до температуры 1400 °C на серии рентгенограмм наблюдается изменение фазового состава покрытия, которое начинается при температуре ~1200°C. Аморфная компонента исчезает, и появляются преимущественно фазы смешанного оксида YAlO<sub>3</sub> и оксида иттрия Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. Рефлексов, относящихся к фазам, содержащим титан или углерод, по-прежнему не наблюдается. Дальнейших изменений фазового состава покрытия в процессе выдержки образца при температуре 1400 °C не происходит. Результаты исследования изменения фазового состава при вакуумном нагреве YAlO покрытия показали, что для полной кристаллизации покрытия и распада вторичных фаз необходимая температура отжига составляет 1200° C. В таком случае фазовый состав покрытия будет представлен преимущественно необходимой фазой YAlO<sub>3</sub> с небольшим содержанием фазы Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>.

*Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 22-29-01463). ПЭМ исследования выполнены на оборудовании ЦКП «Нанотех» ИФПМ СО РАН.*

**Влияние концентрации гафния и меди на мартенситные переходы в сплаве  
 $Ti_{50.2-x}Hf_xNi_{49.8-y}Cu_y$  и их стабильность при термоциклировании**

<sup>1</sup>Реснина Н.Н., <sup>1</sup>Беляев С.П., <sup>1</sup>Поникарова И.В., <sup>1</sup>Сибирев А.В., <sup>1</sup>Бикбаев Р.М., <sup>1</sup>Иванов А.М.,  
<sup>1</sup>Трофимова М.Е., <sup>1</sup>Глухов М.Ю., <sup>1</sup>Орлов В.Е., <sup>1,2</sup>Базлов А.И.

<sup>1</sup>*Санкт-Петербургский государственный университет, Санкт-Петербург*

<sup>2</sup>*Национальный исследовательский технологический университет "МИСиС", Москва*

Ранее было показано, что сплав  $Ti_{50.2-x}Hf_xNi_{49.8-y}Cu_y$  с концентрацией гафния 9.5 ат% и концентрацией меди 5 ат.% демонстрирует стабильные параметры  $B2 \leftrightarrow B19'$  мартенситного перехода в том случае, если образец приготовлен в виде аморфной ленты и подвергнут кристаллизации. Если сплав того же состава обладает литой структурой, то параметры мартенситного перехода являются нестабильными и с числом термоциклов температуры мартенситного перехода падают. Целью данной работы явилось исследование влияния концентрации гафния и меди в четырехкомпонентном сплаве  $Ti_{50.2-x}Hf_xNi_{49.8-y}Cu_y$  на стабильность параметров мартенситных переходов при термоциклировании. Концентрацию гафния меняли от 1 до 9.5 ат%, а меди – от 1 до 10 ат. %. Слитки получали методом электро-дуговой плавки с 5 кратной переплавкой. В сплавах исследовали структуру и химический состав в состоянии поставки и после 10, 20, 30, 40, 50, 100, 200, 300, 400 и 500 циклов. Параметры мартенситных переходов при термоциклировании изучали методами дифференциальной сканирующей калориметрии и измерения электросопротивления, которое являлось индикатором изменения плотности дефектов.

Полученные результаты показали, что составы сплавов близки к составу шихты, и с циклами не меняются. Помимо основной фазы присутствуют частицы фазы типа  $(Ti,Hf)_2(Ni,Cu)$ , доля которой слабо меняется при изменении состава, поскольку при изменении состава сплава концентрация титановой группы ( $Ti + Hf$ ) поддерживалась постоянной и равной 50.2 ат%. Если концентрация гафния составляла 9.5 ат%, то увеличение концентрации меди приводило к понижению температур мартенситных переходов, но не оказывало влияния на тип превращения. Если концентрация гафния составляла 1 ат%, то увеличение концентрации меди с 1 до 10 ат% меняло тип превращения с  $B2 \leftrightarrow B19'$  на  $B2 \leftrightarrow B19$ , как это наблюдается и в тройных сплавах  $Ti_{50}Ni_{50-y}Cu_y$ .

Изменение концентрации гафния и меди не влияет на стабильность термоупругого мартенситного перехода при условии, что не меняется тип мартенситного перехода. При термоциклировании температуры мартенситных переходов уменьшались во всех сплавах, испытывающих  $B2 \leftrightarrow B19'$  превращение. Вместе с тем при термоциклировании закономерности изменения электросопротивления, которое является индикатором изменения плотности дефектов, определяются концентрацией меди. Если концентрация гафния составляет 9.5 ат%, а меди - 1 ат%, то электросопротивление нарастает до 50 цикла, а затем начинает снижаться. При концентрации меди 5 и 10 ат%, электросопротивление увеличивается при термоциклировании. Если концентрация гафния составляет 1 ат.%, и меди 1 ат.%, то электросопротивление при термоциклировании возрастает. Таким образом, результаты работы показали, что не существует корреляции между изменением температуры мартенситных переходов в сплаве и изменением плотности дефектов при термоциклировании.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ (№ 23-19-00280).*

## Антибактериальные бикомпонентные наночастицы ZnO/CuO для модификации целлюлозных микроволокон

Речкунова А.О., Лернер М.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Целлюлозные волокна нашли применение в медицине для создания индивидуальных перевязочных материалов благодаря их гипоаллергенности, кровоостанавливающим свойствам, низкой стоимости и контролируемой плотности, что обеспечивает оптимальный воздухообмен и не вызывает дискомфорта. Однако химический состав и влагоемкость целлюлозы способствуют созданию благоприятной среды для размножения микроорганизмов, что может приводить к повторному заражению и повреждению заживающих тканей [1]. В связи с этим модификация целлюлозных волокон антибактериальными агентами является важным научным направлением. Рост устойчивости патогенных бактерий к существующим химическим средствам и антибиотикам приводит к поиску новых альтернативных материалов для модификации [2]. Бикомпонентные наночастицы оксидов металлов являются перспективными материалами, способными решить данную проблему.

Оксид цинка является одним из наиболее изученных полупроводников, обладающим широкой запрещенной зоной (3,37 эВ), низкими стоимостью и токсичностью, высокой химической стабильностью, биосовместимостью с клетками живых организмов и выраженной фотохимической антибактериальной активностью. Однако, антимикробная активность ZnO значительно ниже активности стандартных антибиотиков и антисептиков, поэтому для улучшения антибактериальных свойств используют различные добавки. Оксид меди – полупроводник *p*-типа с энергией запрещенной зоны в диапазоне 1,2–2,79 эВ. Также является химически стабильным, биосовместим с живыми организмами, обладает выраженными антимикробными и бактерицидными свойствами. Соединение CuO и ZnO в одной частице приводит к формированию *p-n* гетероперехода, что позволяет генерировать носитель заряда уже действием видимого света и значительно снизить скорость рекомбинации электронно-дырочных пар за счет эффективного разделения носителей заряда. Следовательно, НЧ ZnO-CuO потенциально могут обладать более высокой фотохимической антибактериальной активностью [3].

В данной работе в результате совместного электрического взрыва цинковой и медной проволок в кислородосодержащей атмосфере были получены гетерофазные НЧ ZnO/CuO с массовой долей ZnO 92 % масс., 74 % масс., 50 % масс. По данным ПЭМ НЧ имеют преимущественно сферическую форму и средний размер до 100 нм (рис. 1). Методом рентгенофазового анализа был изучен фазовый состав наночастиц. Установлено, что во всех образцах содержатся только фазы оксида цинка (PDF Card No 01-078-3325) и оксидов меди CuO (PDF Card No 00-002-1040) Cu<sub>2</sub>O (PDF Card No 01-078-5772).

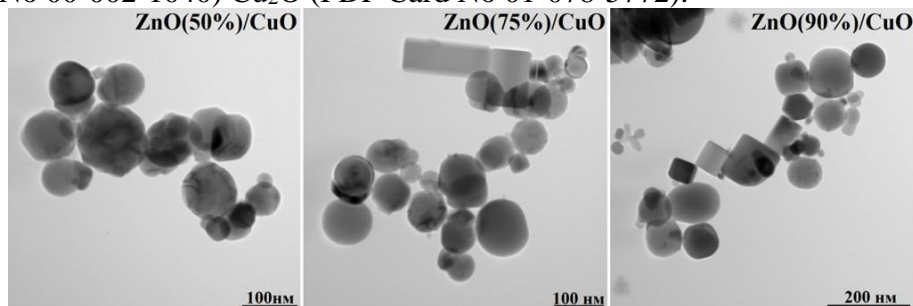


Рис. 1. ПЭМ изображения наночастиц ZnO/CuO с различной массовой долей ZnO и CuO

Определение МИК НЧ стандартным суспензионным методом в вариации микропланшетной методики ZnO/CuO позволило выбрать наиболее активные НЧ. НЧ ZnO(92)/CuO(8) подавляли бактериальный рост уже в концентрации 64 мкг/мл. Под действием видимого света антибактериальная активность НЧ увеличивалась и достигала для НЧ ZnO(92)/CuO(8) 16 мкг/мл, что близко к значениям МИК антибиотиков.

Выбранные НЧ ZnO(92)/CuO(8) были нанесены методом прямого погружения на микроволокна целлюлозы, в результате чего было получено целлюлозное волокно с антибактериальными свойствами (Ц@ZnO/CuO). На СЭМ-изображениях волокон до (рис. 2а) и после (рис. 2б) модификации видно, что наночастицы ZnO/CuO равномерно распределены по поверхности волокна (рис.2б).

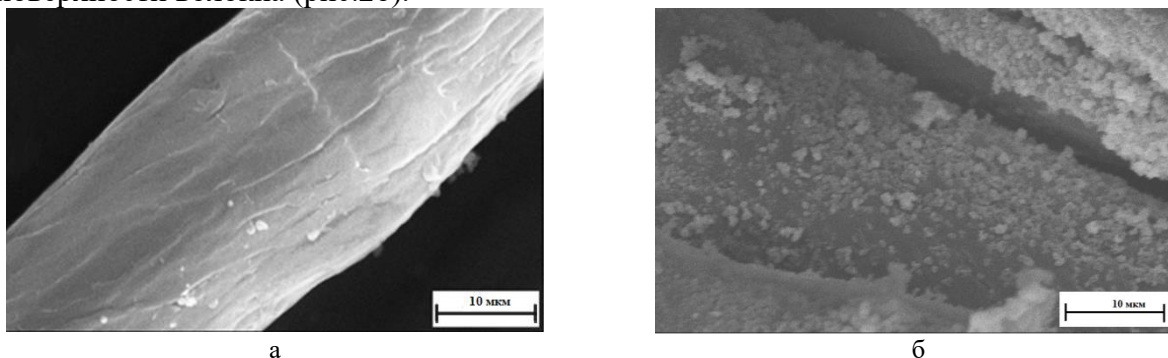


Рис. 2. СЭМ изображение целлюлозного волокна до (а) и после (б) модификации НЧ ZnO/CuO

Оценка антибактериальной активности образцов в отношении *S. aureus* показала, что образец Ц@ZnO/CuO, содержащий 0,05 масс.% НЧ ZnO/CuO слабо ингибировал рост бактерий (рис. 3а), тогда как образец Ц@ZnO/CuO содержащий 0,50 масс.% НЧ подавлял рост бактериальной культуры на 96 % (рис. 3б) по сравнению с образцом волокон без НЧ (рис. 3в).

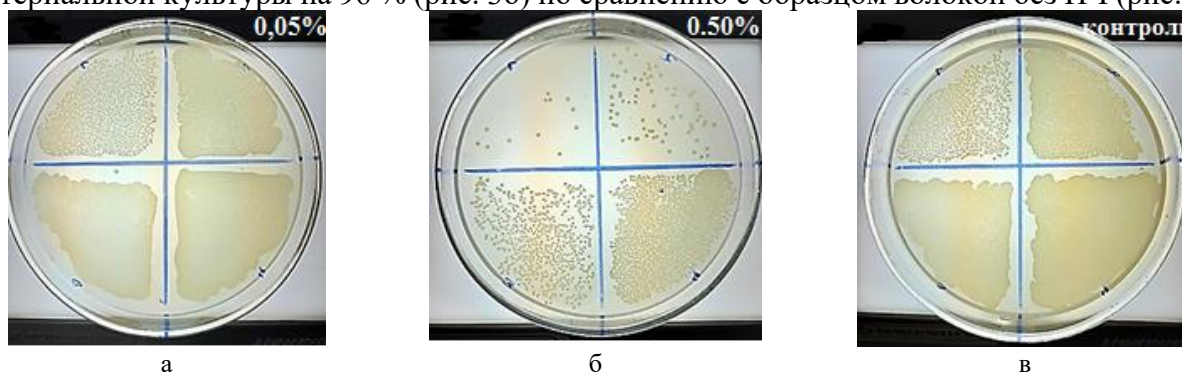


Рис. 3. Фотографии чашек Петри с бактериями *S.aureus*, выросшими после инкубирования на поверхности образцов Ц@ZnO/CuO, содержащих 0,05 масс.%, НЧ (а) и, 0,50 масс.% НЧ (б), контроль – волокно без модификации (в)

Наночастицы ZnO/CuO проявляют повышенную антибактериальную активность, поэтому возможно их использование для модификации целлюлозного волокна. Этот эффект можно объяснить синергетическим действием ZnO и CuO, которое приводит к улучшению поглощения видимого света и снижению скорости электроно-дырочной рекомбинации.

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

1. Granados A., Pleixats R., Vallribera A. Recent advances on antimicrobial and anti-inflammatory cotton fabrics containing nanostructures // *Molecules*. – 2021. – Vol. 26. – №. 10. – P. 3008.
2. Rojas-Andrade M. D. et al. Antibacterial mechanisms of graphene-based composite nanomaterials // *Nanoscale*. – 2017. – Vol. 9. – №. 3. – P. 994-1006.
3. Jan T. et al. Superior antibacterial activity of ZnO-CuO nanocomposite synthesized by a chemical Co-precipitation approach // *Microbial pathogenesis*. – 2019. – Vol. 134. – P. 103579.



# **Разработка электропроводного полимерного композита на основе линейного полиэтилена низкой плотности, модифицированного углеродными наполнителями**

Рогачев Е.А., Каленчук А.А.

*Омский государственный технический университет, Омск*

Потребность в разработке электропроводящих материалов определяется необходимостью расширения их эксплуатационных возможностей. Требование обеспечения достаточной гибкости токопроводящих элементов обуславливает использование полимеров как основы композиционного материала, несмотря на их диэлектрическую природу. Для обеспечения электропроводности разрабатываемому материалу в такие полимеры, как полипропилен, полиэтилен, эпоксидная смола или натуральные каучук, вводят электропроводные наполнители, в частности, металлические частицы или аллотропные модификации углерода [1, 2]. Улучшение механических свойств, таких как прочность на разрыв, модуль упругости или жесткость, также достигается посредством добавления неорганических частиц с помощью механизмов армирования. Вышеупомянутые свойства регулируются путем изменения объемной доли, формы и размера частиц наполнителя [3].

Полиэтилен является одним из наиболее универсальных и широко используемых термопластов для разработки полимерных композиционных материалов (ПКМ) благодаря таким свойствам как ударная вязкость, почти нулевое влагопоглощение, химическая инертность, низкий коэффициент трения, простота обработки, высокая износостойкость и ударопрочность, низкая плотность, а также термическая стабильность. Введение технического углерода в полиэтилен позволяет улучшить электропроводные, механические и структурные свойства готового ПКМ.

В рамках данной работы производилась модификация линейного полиэтилена низкой плотности (ЛПЭНП) техническим углеродом (ТУ), а также многостенными углеродными нанотрубками (МУНТ). Исследованы электрофизические и механические характеристики композитов, проведены исследования морфологии композитов.

В ходе исследования установлена взаимосвязь между структурой и свойствами композитов, проведен сравнительный анализ влияния вида углеродного наполнителя на структуру и свойства материалов.

Выявлена ячеистая структура ЛПЭНП, характеризующаяся средним размером ячейки 0,380 мкм. Установлено, что при наполнении ЛПЭНП частицы ТУ сосредотачиваются в ячейках, при этом порог перколяции, при котором возникает контактная проводимость в ПКМ, в зависимости от марки ТУ составляет от 10 массовых %. Высокая проводимость ПКМ, содержащих МУНТ, выявлена при концентрации наполнителя 5 массовых %.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Омского государственного технического университета, проект № FSGF-2024-0003.*

1. Conductive polymer composites with segregated structures / H. Pang, L. Xu, D.-X. Yan, Z.-M. Li // Prog. Polym. Sci. – 2014. – Vol. 39. – Is. 11. – P. 1908–1993. – <http://dx.doi.org/10.1016/j.progpolymsci.2014.07.007>.
2. Conductive Plastic with Optimised Mechanical Properties / Anis, A.; Alhamidi, A.; Bashir, Z.; Alam, M.A.; Al-Zahrani, S.M. Mouldable // Polymers. – 2024. – 16. – P. 311. – <https://doi.org/10.3390/polym16030311>
3. Structure and Properties of Conducting Composites Based on Polyolefins and Carbon Black / N. T. Kakhramanov, Kh. V. Allahverdiyeva, F. A. Mustafayeva // RUSSIAN JOURNAL OF APPLIED CHEMISTRY – 2022. – Vol. 95, No. 8. – P. 1146-1152. – <https://doi.org/10.1134/S1070427222080092>

# Влияние температуры одноосного прессования в закрытом штампе на структуру и механические свойства полученного спеканием гибридного композита на алюминиевой основе

<sup>1</sup>Русин Н.М., <sup>1</sup>Скоренцев А.Л., <sup>2</sup>Лихарев В.Е.

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

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

Сплавы на основе алюминия можно использовать в узлах трения, если подавить их склонность к схватыванию с твёрдым стальным контртелом при сухом и граничном трении. С этой целью используют добавки мягких не растворяющихся в алюминии металлов типа Bi, Pb или Sn, способных размазываться по поверхности трения (сплавы марки АО) [1]. Чем выше их концентрация, тем выше давление схватывания. В последнее время в качестве антифрикционных материалов на алюминиевой основе внимание привлекают гибридные композиты, содержащие помимо мягких добавок твёрдые керамические и интерметаллические частицы. В настоящей работе в качестве твёрдой добавки использовались порошки железа, которые вносились в спекаемую смесь порошков Al и Sn.

Во время спекания атомы алюминия растворялись в железе и на его месте возникали твёрдые частицы  $Al_3Fe$ , которые наряду с оловом располагались между зёрнами алюминиевой матрицы. Триботехнические свойства таких композитов гибридного фазового состава существенно превышали свойства базового двухфазного сплава Al-Sn. Однако распределение частиц твёрдой фазы оставалось неоднородным, они располагались в виде компактных скоплений (агломератов), скреплённых оловянными прослойками [2]. Испытания спечённых образцов на сжатие показали, что в процессе их деформации мягкая алюминиевая матрица обтекает агломераты, то есть деформация распределяется по образцу неравномерно, что приводит к снижению пластичности композита. Следовательно, напряжения, возникающие в матрице во время прессования, недостаточны по величине, чтобы вовлечь в пластическое течение включённые в неё агломераты.

Целью настоящей работы было исследования влияния температуры прессования на форму агломератов из частиц  $Al_3Fe$  в композите состава Al-7Fe-38Sn. Прессование осуществляли в закрытой пресс-форме, позволяющей течь материалу только в сторону передней грани образца. Осадку проводили до тех пор, пока материал не заполнял канал пресс-формы и образцы не принимали исходные размеры. Испытываемая при этом материалом деформация составляла  $\delta = 50\%$ . Из прессовки вырезались образцы для исследования структуры, образовавшейся в результате высокотемпературной обработки композита, и определения его механических свойств путём испытания материала на сжатие.

Прессование композиционных образцов проводили в широком температурном диапазоне: 200-350 °С. Нагрев образцов длился 20 минут в разогретой до заданной температуры печи. Результаты влияния высокотемпературного прессования в закрытой пресс-форме на механические свойства отражены в таблице 1. Здесь же для сравнения приведены данные для двухфазных спечённых композитов, имеющих близкий объём второй фазы.

Таблица 1. Влияние температуры горячего прессования (ГП) на механические свойства спечённых композитов на основе алюминия.  $\delta = 50\%$

Состав	Режим: $T_{СП}+T_{ГП}$	$T_{ГП}, ^\circ C$											
		200	250	300	350	200	250	300	350	200	250	300	350
		$\sigma_{0,2}, MPa$				$\sigma_B, MPa$				$\delta(\sigma_B), \%$			
Al	640+ГП	108		111	83	136		139	116	12		15	20
Al-10Fe	680+ГП	88		142		144		168		30		7	
Al-40Sn	600+ГП		55	69			65	89			3	17	
Al-7Fe-38Sn	710 (обж)	90	99	98	83	119	115	116	130	15	7	7	28
	710+ГП	102	98	100	90	131		133	135	14		21	27

Из приведённых в таблице данных следует, что ГП в закрытой пресс-форме способствует



увеличению величины условного предела текучести до 100 МПа, тогда как в спечённом материале его величина не превышает 60 МПа. Величина  $\sigma_{0,2}$  мало зависит от температуры прессования. Это обусловлено равной величиной испытанной материалом деформации при прессовании, вследствие чего число необходимых для реализации изменения формы Al зёрен дислокаций также примерно равно. В интервале 200-300 °С скорость динамического возврата мало меняется с температурой композита, поэтому плотность внесённых дислокаций примерно одинакова. Интенсивность динамического возврата увеличивается при 350 °С, и это приводит к снижению у композита величины  $\sigma_{0,2}$  на 10 МПа.

Деформационное упрочнение прессованных композитов при испытаниях на сжатие также примерно одинаковое и составляет около 35 МПа. Правда, чтобы достичь такой величины  $\sigma_B$  образцы должны быть осажены тем сильнее, чем выше была температура их предварительного прессования в закрытой пресс-форме. Следовательно, во время горячего прессования структура композита претерпевает изменения, благоприятные для локализации части пластического течения в оловянных прослойках. Например, в последнем случае прессованный образец мог осаживаться почти на 30 % без видимых разрушений, тогда как после прессования при 250 °С допустимая степень осадки составила меньше 15 %. На рис. 1 приведена структура после испытаний на сжатие образцов, прессованных в закрытой пресс-форме при 250 и 350 °С. Видно, что во втором случае трещины в образце отсутствуют, тогда как в прессованном при 250 °С образце видны трещины, проходящие по межфазным границам с оловом. Они возникают из-за исчерпания ресурса пластичности утонившимися оловянными прослойками.

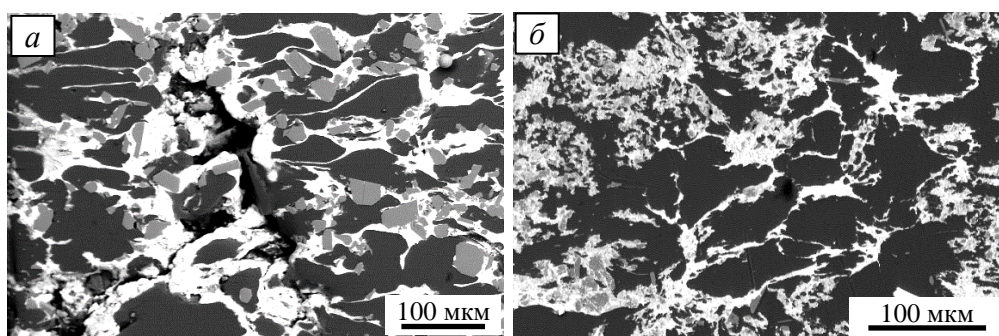


Рис. 1. Структура подвергнутого однократной ковке при 250 °С (а) и 350 °С (б) Al-7Fe-38Sn композита после его испытания на сжатие. Направление сжатия – вертикальное

На основании полученных результатов делается вывод, что при низкой температуре прессования течение материала неоднородное и приводит к утонению оловянных прослоек на ряде участков. При последующем испытании образцов на сжатие, имеющая место локализация деформации в оловянных прослойках приводит к быстрому исчерпанию ресурса пластичности на участках с малой их толщиной и появлению трещин по границам. При высокой температуре прессования агломераты из твёрдых частиц смещаются вместе с окружающим их материалом, из-за чего толщина оловянных прослоек меняется мало по сравнению со спечённым состоянием. После прессования композит сохраняет высокую пластичность и технологичность.

*Работа выполнена в рамках реализации проекта РНФ № 23-29-00669.*

1. Буше Н.А., Двоскина В.А., Раков К.М. Подшипники из алюминиевых сплавов. – М.: Транспорт, 1974. – 256 с.
2. Rusin N.M., Skorentsev A.L. Special features of structure formation in a composite due to sintering a mixture of elementary powders of Al, Fe and Sn // Met. Sci. Heat Treat. – 2022. – Vol. 63. – P. 552–557. – DOI:10.1007/s11041-022-00727-8.

## **Структура и свойства поверхностного слоя силумина заэвтектического состава, модифицированного электронно-ионно-плазменным методом**

<sup>1</sup>Рыгина М.Е., <sup>1</sup>Иванов Ю.Ф., <sup>1</sup>Петрикова Е.А., <sup>1</sup>Коваль Н.Н., <sup>1</sup>Прокопенко Н.А.,

<sup>1</sup>Москвин П.В., <sup>2</sup>Прудников А.Н., <sup>3</sup>Петюкевич М.С.

<sup>1</sup>*Институт сильноточной электроники СО РАН, Томск*

<sup>2</sup>*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

<sup>3</sup>*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Совокупность физико-механических характеристик (малый вес, коррозионная стойкость, невысокий коэффициент термического расширения, жидкотекучесть, низкая стоимость) делает силумины заэвтектического состава перспективными материалами для применения в машиностроении (подшипники, поршни двигателей внутреннего сгорания и др.). Благодаря своей высокой биосовместимости и нетоксичности, стойкости к коррозии в биологических средах, достаточной прочности при малом весе и хорошей обрабатываемости силумин находит применение в медицине. Из этого сплава изготавливают имплантаты, которые обладают повышенной коррозионной стойкостью по сравнению с титаном. Однако наличие в структуре заэвтектических силуминов кристаллов первичного кремния размерами до сотен микрометров приводит к их повышенной хрупкости. Для нивелирования данного недостатка в сплавы вводят легирующие элементы, такие как Mg, Cu, Ni, Mn и др., что приводит к удорожанию конечного продукта. Известно, что легирование силуминов медью позволяет повысить механические характеристики заготовок. Так, введение в состав сплава всего 3 % меди после термической обработки позволяет увеличить твердость в 1,7 раза, износостойкость более, чем на 20% [1].

Данная технология уже успешно применяется при производстве подшипников скольжения на ОАО «Белшина». Известно также, что легирование медью улучшает антибактериальные свойства сплавов напыляемых покрытий [2]. Тем не менее легирование всего объема ванны расплава требует значительных расходов дорогостоящей присадки. Технология последовательного напыления и сплавления в поверхность с использованием концентрированных потоков энергии позволяет провести модификацию только поверхностного слоя, который в большинстве случаев определяет свойства материала в изделии целиком [3, 4]. Для заэвтектических силуминов установлена возможность модификации поверхностного слоя толщиной до 120 мкм [5]. Использование данного метода является экономически целесообразным. Допуски посадки для внутренних отверстий деталей размером (1-500) мм, квалитет h7-h9 находятся в диапазоне до 120 мкм, для h9 данная технология может применяться до интервала размеров (30-50) мм [5].

Целью настоящей работы является анализ результатов и выявление закономерностей модифицирования поверхностного слоя силумина методами комбинированной обработки, совмещающей в одном цикле формирование системы «пленка (медь)/(силумин) подложка» и последующее облучение поверхности интенсивным импульсным электронным пучком микросекундной длительности.

Легирование проводили путем создания в поверхностном слое градиентно-легирующей структуры Al-Si-Cu посредством предварительного напыления пленки меди толщиной 0,9 мкм и 3,2 мкм методом вакуумно-дугового плазменно-ассистированного напыления («КВИНТА», ИСЭ СО РАН), с последующим сплавлением при помощи импульсного электронного пучка («СОЛО», ИСЭ СО РАН) в режиме: энергия ускоренных электронов 18 кэВ, плотность энергии пучка электронов 40 Дж/см<sup>2</sup>, частота следования импульсов 0,3 с<sup>-1</sup>, длительность воздействия пучка электронов 150 мкс, число импульсов облучения 5).

Показано, что после напыления пленки меди и облучения системы «пленка (Cu)/(АК18) подложка» импульсным электронным пучком износостойкость поверхностного слоя силумина возросла более, чем в 10 раз, твердость в 2,7 раз. Коэффициент трения снизился на 6 % (таблица 1).

Таблица 1. Механические и эксплуатационные свойства, системы «пленка (Cu)/(AK18) подложка»

№ образца	Толщина покрытия, мкм	Твердость, МПа	Износостойкость, мм <sup>3</sup> /Н <sup>1</sup> /м <sup>-1</sup>	Коэффициент трения
0	-	675,1	17,2*10 <sup>-4</sup>	0,383
1	3,2	1837,8	2,08*10 <sup>-4</sup>	0,369
2	0,9	1614,6	1,64*10 <sup>-4</sup>	0,361

Полученные результаты свидетельствуют о перспективности использования комбинированной обработки поверхности силумина для улучшения его свойств при применении в промышленности и медицине.

*Работа выполнена за счет гранта Российского научного фонда (Грант № 24-69-00074).*

1. Стеценко В.Ю., Ривкин А.И., Баранов К.Н. Влияние структурной дисперсности и содержания меди на фрикционную износостойкость эвтектического антифрикционного силумина АК15 // Литье и металлургия. – 2010. – 3(56). – С. 59-61
2. Heidenau, F. A novel antibacterial titania coating: Metal ion toxicity and in vitro surface colonization / F. Heidenau, W. Mittelmeier, R. Detsch, M. Haenle, F. Stenzel, G. Ziegler, H. Gollwitzer // Journal of Materials Science: Materials in Medicine – 2005. – Т. 16 – № 10 – С.883–888.
3. Модификация структуры и свойств эвтектического силумина электронно-ионно-плазменной обработкой / А.П. Ласконеv, Ю.Ф. Иванов, Е.А. Петрикова и др. – Минск: Беларус. Навука. – 2013. – 288 с.
4. Электронно-ионно-плазменная модификация поверхности цветных металлов и сплавов / под общ. Ред. Н.Н. Ковалёв и Ю.Ф. Иванова. – томск: Изд-во НТЛ. –2016. – 312 с
2. Исследование возможности модификации структуры и свойств поверхностного слоя эвтектического силумина интенсивным импульсным электронным пучком / Рыгина М.Е., Петрикова Е.А., Тересов А.Д., Иванов Ю.Ф. // Вестн. Моск. авиац. инс-та. – 2018. – Т. 25. –№ 4. –С. 248-256.
3. ГОСТ 25347-82 Единая система допусков и посадок. Поля допусков и рекомендуемые посадки. – ИПК издательство стандартов. Москва. – 2001. – С. 53.

## **Разработка геометрии и исследование прочностных характеристик пористых структур изготавливаемых методом аддитивного производства для медицинского применения**

Рыжкин А.А., Еникеев Н.А.

*НИИЛ «Металлы и сплавы при экстремальных воздействиях», Уфимский университет, Уфа*

Актуальность разработки и использования пористых структур обусловлена их широким применением в медицине и биологии. Пористые материалы можно использовать в качестве костных имплантатов, а также в качестве платформы для локализованной доставки лекарств к пораженным тканям. 3D-печать позволяет создавать индивидуальные и сложные конструкции, что улучшает лечение различных заболеваний.

Рассмотрены основные методы и технологии 3D-печати, используемые для создания пористых медицинских конструкций, моделей и методов проектирования, проанализированы преимущества и недостатки использования 3D-технологий для создания медицинских изделий. Обсуждаются возможные применения пористых структур в медицине, включая остеоиндуктивность, доставку лекарств и тканевую инженерию, а также проблемы, связанные с аддитивной печатью пористых структур для удовлетворения медицинских потребностей. Исследованы физико-механические свойства пористого материала с применением испытаний на растяжение, сжатие, сдвиг и термообработку.

На основе 3D-моделирования разработаны геометрии пористых структур для 3D-печати с различными параметрами их конфигурации и пористости образцов, которые могут быть использованы для медицинских приложений. Из полученных результатов физико-механических испытаний, в дальнейшем можно разработать методику расчета необходимой геометрии импланта для обеспечения необходимых прочностных характеристик. Полученные результаты сопоставлены с литературными данными по эффективности и перспективности применения пористых медицинских имплантатов, полученных методом 3D-печати.

*Работа выполнена при поддержке гранта Российского научного фонда № 23-69-10003.*

## Исследование технологических параметров формирования образцов из стали 316L методом экструзионной аддитивной технологии

Рюмин Е.Е., Криницын М.Г.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Аддитивное производство (АП) – процесс изготовления деталей, основанный на создании физического объекта по электронной модели путем добавления материала «слой за слоем». Первые аддитивные системы производства работали главным образом с полимерными материалами, но на сегодняшний день номенклатура используемых материалов значительно увеличилась (композитные порошки с различными типами металлов и керамикой).

В настоящее время, разработаны десятки технологий АП, но одним из перспективных направлений является экструзионная аддитивная технология.

Существует ряд эмпирических подходов к определению оптимальных параметров экструзионной печати. В основном параметры задаются в специализированном ПО – слайсере. В настоящей работе использовался наиболее современный на сегодняшний момент слайсер – Orcaslicer, который позволяет провести ряд калибровочных сеансов печати, позволяющих выявить и оптимизировать параметры печати [1]. В работе рассматривался материал для экструзионной печати на основе стали 316L [2,3].

Вкратце процедуру подбора оптимальных параметров, использованной в работе, можно описать следующим образом: сначала подбирается температура печати, поскольку она зависит от используемого полимерного связующего. Затем подбирается коэффициент экструзии, то есть величина экструзии, при которой диаметр экструдированной линии будет совпадать с диаметром, задаваемым в слайсере. И последним регулируется поток, то есть объемная скорость печати. Поток включает в себя и скорость перемещения головки, скорость экструдирования, ширину экструзии, а также другие параметры, отвечающие за качество печати.

Если подобрана правильно температура и коэффициент экструзии, то оптимальный объемный поток материала может быть вычислен с достаточной точностью. Выбор правильной температуры осуществлялся на этапе разработки фидстока на первом году выполнения проекта. Оптимальная рабочая температура определяется свойствами полимерного связующего. Значение рабочей температуры и предельная температура полимерного связующего определена производителем. В нашем случае при определении ПТР использовалась температура 150 °С. При проведении экспериментов по печати эта температура также показала себя как оптимальная.

Коэффициент экструзии вычисляется на образцах, которые автоматически генерируются в OrcaSlicer (Рис. 1). Образцы – прямоугольные пластины, в которых изменяется коэффициент экструзии. Необходимо выбрать такой коэффициент экструзии, при котором отсутствуют внутренние макродефекты и достигается соответствие внешней геометрии детали (отсутствует существенная переэкструзия).



Рис. 1. Образцы для проверки коэффициента экструзии

На образцах, сгенерированных слайсером, написаны отклонения от заданного значения

коэффициента экструзии в процентах. В работе коэффициент 1.3 использовался в качестве исходного. Таким образом, коэффициент варьировался от 1.04 до 1.56 с шагом 0.065. Было установлено, что при значении коэффициента 1.43 (образец +10) образуется наиболее плотная структура в поперечном сечении (Рис. 2). Дальнейшее увеличение экструзии приводит к существенному провисанию боковых граней, а также к ухудшению качества верхней поверхности образцов.

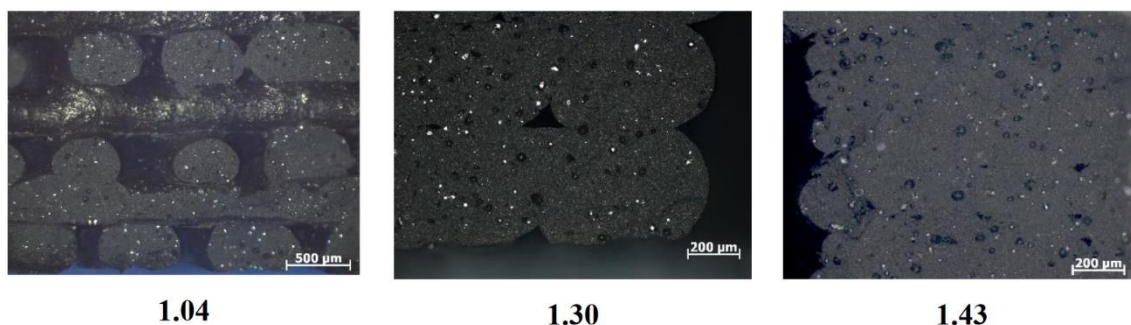


Рис. 2. Поперечное сечение образцов, полученных при разных значениях коэффициента экструзии

Для определения оптимального потока использовался стандартный тест OrcaSlicer, в ходе которого печаталась калибровочная деталь, в которой на каждом слое изменялся объемный поток материала. При подготовке теста задается начальный поток  $f_0$ , конечный поток  $f_1$ , и шаг по потоку  $\Delta f$ . После осуществления печати визуально находится наиболее гладкий слой, в котором отсутствуют дефекты печати, в частности недоэкструзии или переэкструзии.

Вычисляется высота  $h$  от подложки до слоя в миллиметрах и оптимальный поток  $f$  вычисляется по формуле  $f = f_0 + h\Delta f$ . Для калибровки потока использовались параметры  $f_0 = 1$  мм<sup>3</sup>/с,  $f_1 = 10$  мм<sup>3</sup>/с,  $\Delta f = 0,25$  мм<sup>3</sup>/с. Проведенный тест показал, что пропуски начинаются на высоте 18 мм, что дает значения потока  $f = 5.5$  мм<sup>3</sup>/с. В работе использовался запас 10% по потоку, таким образом использовался поток  $f = 5.0$  мм<sup>3</sup>/с. Задать коэффициент экструзии и поток достаточно для слайсера чтобы сформировать остальные параметры печати. При необходимости высокоточной печати образцов необходимо дополнительно проводить калибровку Pressure advance, Tolerance test и других, однако они не оказывают влияния на структуру bulk образцов и в этой работе не исследовались. В работе использовались следующие фиксированные параметры печати: диаметр сопла 0.8 мм, толщина слоя 0.2 мм, подогрев стола не использовался.

*Работа выполнена по Государственному заданию ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2021-0007.*

1. Bhagat V. et al. Experimental Investigations on Biodegradable Polymer Fabricated Using Extrusion-Based Additive Manufacturing // Int. Conf. on Prod. and Ind. Eng. – Singapore : Springer Nature Singapore. – 2023. – P. 137-145.
2. Quarto M., Carminati M., D'Urso G. Density and shrinkage evaluation of AISI 316L parts printed via FDM process // Mat. and Man. Proc. – 2021. – Vol. 36. – №. 13. – P. 1535-1543.
3. Carminati M. et al. A comprehensive analysis of AISI 316L samples printed via FDM: structural and mechanical characterization // Key Eng. Mat. – 2022. – Vol. 926. – P. 46-55.



## **Влияние технологических параметров вакуумно-дугового осаждения на химический состав и микротвердость ВЭС покрытия системы TiZrVCrAl**

Савина Я.Н., Валиев Р.Р., Назаров А.Ю., Рамазанов К.Н.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

Для деталей газотурбинных двигателей (ГТД) из титановых сплавов, работающих в экстремальных условиях, состояние поверхности играет важную роль и поэтому возникает необходимость защиты поверхности специальными покрытиями [1-3]. На протяжении последних нескольких десятилетий разработки в области защитных покрытий активно развиваются. Различные типы керамических, порошковых и композиционных покрытий, содержащих новые углеродные наноматериалы, продемонстрировали возможность их применения в качестве износостойких, коррозионностойких, антифрикционных покрытий [4,5].

Последнее время одним из перспективных подходов, направленных на повышение свойств покрытий, является применение высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), также известных как многокомпонентные или сплавы с несколькими основными элементами, состоящие из не менее 5 основных элементов, где содержание каждого из них варьируется от 5 до 35 ат.% [6,7]. Смешивание элементов в этих соотношениях приводит к образованию простых фаз твердого раствора, повышению механических характеристик, термостабильности, износостойкости, коррозионной стойкости, в виду особенностей химического состава и структуры ВЭС - высокой энтропии смешения, сильного искажения кристаллической решетки и замедленной диффузии [8-10].

Среди различных вариантов физического осаждения из паровой фазы (PVD) наиболее эффективным и широко распространенным является вакуумно-дуговое осаждение, при котором управление процессами осаждения происходит за счет регулирования основных технологических параметров в широком диапазоне. Вакуумно-дуговые высокоэнтропийные покрытия, состоящие из переходных металлов IV–VI групп (Ti, Zr, V, Nb, Cr, Mo) обладают высокой твердостью и износостойкостью [11, 12].

На сегодняшний день исследования в этой области направлены на поиск оптимального соотношения элементов с целью достижения высоких функциональных свойств. Для этого необходимо подобрать параметры осаждения, такие как напряжение смещения, ток дугового испарителя и давление газа в камере, которые влияют как на элементный состав покрытия, так и на его свойства.

В настоящей работе были проведены экспериментальные исследования влияния технологических параметров осаждения на химический состав, адгезионную прочность и микротвердость высокоэнтропийного покрытия TiZrVCrAl на титановом сплаве ВТ6. Варьирование тока дугового испарителя (I), напряжения смещения (U) и давления газа в камере (P) позволило управлять составом металлической плазмы и соотношением концентрации газовой и металлической плазмы в камере, подобрать оптимальный состав ВЭС покрытия и установить закономерности формирования его элементного состава.

По результатам проведенных исследований были определены 2 варианта наиболее оптимальных режимов осаждения покрытия по критериям химического состава, шероховатости, микротвердости и адгезионной прочности, которые станут основой для разработки многослойных и мультислойных покрытий на поверхность ультрамелкозернистого титанового сплава ВТ6.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-79-10118, <https://rscf.ru/project/23-79-10118/>.*

1. Rajendran R. Gas turbine coatings—An overview // Eng. Fail. Anal. – 2012. – Vol. 26. – P. 355-369. – DOI:10.1016/j.engfailanal.2012.07.007.
2. Cavaleiro A., de Hosson J. T. (ed.). Nanostructured coatings. – Springer Science & Business Media, 2007. – 648 pp.
3. Каблов Е. Н. Стратегические направления развития материалов и технологий их переработки на период до



2030 года //Авиационные материалы и технологии. – 2012. – Т. 5. – С. 24-30.

4. Comakli O. Influence of CrN, TiAlN monolayers and TiAlN/CrN multilayer ceramic films on structural, mechanical and tribological behavior of  $\beta$ -type Ti45Nb alloys // *Ceram Int.* – 2020. – Vol. 46. – No. 6. – P. 8185-8191.
5. Abdel-Aal, H.A. Functional surfaces for tribological applications: Inspiration and design. // *Surf. Topogr. Metrol. Prop.* – 2016. – Vol. 4. – P. 043001.
6. Nanostructured high-entropy alloys with multiple principal elements: novel alloy design concepts and outcomes / J. W. Yeh, S. K. Chen, S.J. Lin, J.Y. Gan, T.S. Chin, T.T. Shun, C.H. Tsau, S.Y. Chang // *Adv. Eng. Mater.* – 2004. – Vol. 6. – No. 5. – P. 299-303. – DOI:10.1002/adem.200300567.
7. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys / B. Cantor, I.T.H. Chang, P. Knight, A.J.B. Vincent // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2004. – Vol. 375. – P. 213-218. – DOI:10.1016/j.msea.2003.10.257.
8. Microstructures and properties of high-entropy alloys / Y. Zhang, T. T. Zuo, Z. Tang, M. C. Gao, K. A. Dahmen, P. K. Liaw, Z. P. Lu // *Prog. Mater. Sci.* – 2014. – Vol. 61. – P. 1-93. – DOI:10.1016/j.pmatsci.2013.10.001.
9. George E.P., Raabe D., Ritchie R.O. High-entropy alloys. // *Nat. Rev. Mater.* – 2019. – Т. 4. – No. 8. – P. 515–534. – DOI:10.1038/s41578-019-0121-4.
10. Miracle D.B., Senkov O.N. A critical review of high entropy alloys and related concepts // *Acta Mater.* – 2017. – Vol. 122. – P. 448-511. – DOI:10.1016/j.actamat.2016.08.081.
11. Microstructure, physical and chemical properties of nanostructured (Ti–Hf–Zr–V–Nb) N coatings under different deposition conditions / A.D. Pogrebnjak, I.V. Yakushchenko, A.A. Bagdasaryan, O.V. Bondar, R. Krause-Rehberg, G. Abadias, P. Chartier, K. Oyoshi, Y. Takeda, V.M. Beresnev, O.V. Sobol // *Mater. Chem. Phys.* – 2014. – Vol. 147. – No. 3. – P. 1079-1091. – DOI:10.1016/j.matchemphys.2014.06.062.
12. Formation of superhard state of the TiZrHfNbTaYN vacuum–arc high-entropy coating / V. M. Beresnev, O. V. Sobol', A. A. Andreev, V. F. Gorban', S. A. Klimenko, S. V. Litovchenko, D. V. Kovteba, A. A. Meilekhov, A. A. Postel'nik, U. S. Nemchenko, V. Yu. Novikov, B. A. Maziilin // *J. Superhard Mater.* – 2018. – Vol. 40. – P. 102-109. – DOI:10.3103/S1063457618020041.

## Исследование реологических свойств термопластичных фидстоков на основе оксида алюминия

<sup>1,2</sup>Сагун А.И., <sup>1,2</sup>Торопков Н.Е., <sup>1,2</sup>Родкевич Н.Г., <sup>1,2</sup>Лернер М.И.

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

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

Аддитивное формование существенно расширяет возможности технологии керамики. С помощью методов аддитивного формования возможно получение керамических изделий сложной формы, например, с навесными элементами и внутренними полостями [1]. Одним из самых доступных методов 3D-формования является 3D-печать по технологии FGF (Fused Granulate Fabrication) [2]. Однако основными препятствиями для внедрения FGF 3D-печати в промышленности являются низкая производительность и отсутствие необходимых материалов с реологическими характеристиками, обеспечивающих требуемое качество готовых изделий. FGF-печать производится гранулированными композициями (фидстоками), состоящими из порошковых материалов, например из керамики, и полимерного связующего. Сформованное изделие последовательно проходит стадии удаления полимерного составляющего и последующего спекания, образуя твердое керамическое тело. Для получения керамических изделий обладающих высокой механической и электрической прочностью, вакуумной плотностью, необходимы фидстоки с высоким содержанием керамического порошкового компонента в полимерном связующем. Поэтому важной задачей является получение высоконаполненных керамо-полимерных фидстоков и изучение их реологических свойств в диапазоне рабочих температур FGF-формования.

В работе [3] было предложено эмпирическое уравнение (1), описывающее зависимость относительной вязкости расплавов композиционных материалов с твердыми компонентами от их объемной доли в расплаве.

$$\mu_r = (1-\Phi)^{-0,3\Phi - 2} \quad (1)$$

где  $\mu_r$  – относительная вязкость расплава;  $\Phi$  – приведенная объемная доля, которая равна отношению  $\phi/\phi_m$ ;  $\phi$  – объемная доля твердого компонента;  $\phi_m$  – максимально возможная объемная доля твердого компонента. Уравнение (1) адекватно предсказывает относительную вязкость расплавов или суспензий с объемной долей наполнителя до 60 % об. и не зависит от формы частиц.

В данной работе исследуются реологические свойства фидстоков на основе  $\alpha$ -оксида алюминия. В качестве исходных материалов использовались: оксид алюминия с основной фазой – корунд (Mitalox A-95-1,5-LS, Россия) и связующее марки MC2162 (Emery Oleochemicals GmbH, Германия). Средний размер частиц оксида алюминия определен методом динамического светорассеяния на приборе CPS Disc Centrifuge Model DC24000 (США) и составляет  $1,0 \pm 0,2$  мкм. Смешение исходных материалов производилось в закрытом микросмесителе Brabender 30 ЕНТ (Германия). Были приготовлены составы с содержанием  $Al_2O_3$  – 46, 48, 49, 50, 51, 52 и 54 % об. Зависимость вязкости фидстоков от объемной доли керамического компонента в их составе была получена методом капиллярной реометрии на приборе GOTECH CR-6000 (Тайвань). При проведении исследования реологических свойств, фидсток выдавливался через капилляр диаметром 1 мм и длиной 20 мм.

На рисунке 1 представлена зависимость относительной вязкости ( $\mu_r$ ) расплава фидстока от объемной доли наполнителя. Измерения проводились при температуре 135 °С и скорости плунжера 0,5 мм/с, что соответствует скорости сдвига  $432 \text{ с}^{-1}$ . Как следует из приведенных данных, относительная вязкость расплава фидстока экспоненциально возрастает с увеличением объемной доли твердого наполнителя в фидстоке. Полученные величины вязкости были аппроксимированы методом наименьших квадратов в соответствии с уравнением (1).

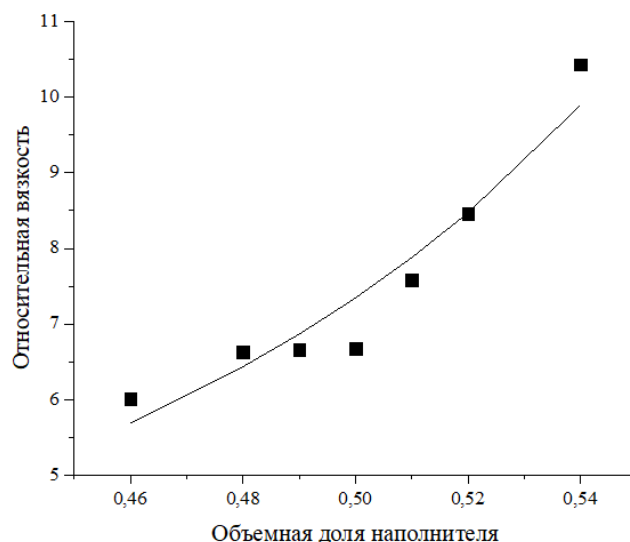


Рис. 1. Зависимость вязкости расплава фидстока от объемной доли наполнителя

Коэффициент детерминации  $R^2 = 0,93$ . Как видно, уравнение (1) адекватно описывает зависимость вязкости расплава фидстока от объемной доли твердого наполнителя. Исходя из полученных результатов видно, что композиции, содержащие долю наполнителя более 0,5 имеют повышенную относительную вязкость.

На рисунке 2 приведены кривые вязкости расплава фидстока содержащего 50 % об. оксида алюминия, полученные при температурах 135, 140 и 145 °С в диапазоне скоростей сдвига от 100 до 2000  $\text{с}^{-1}$ .

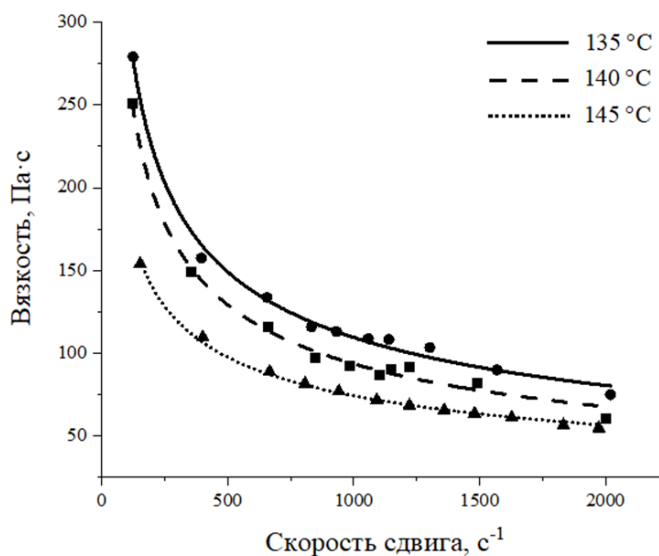


Рис. 2. Кривые вязкости фидстока, содержащего 50 % об. оксида алюминия

Как видно из рисунка 2, расплав фидстока обладает тиксотропными свойствами в исследуемом диапазоне скоростей сдвига – при увеличении скорости сдвига, вязкость расплава понижается. Увеличение температуры способствует снижению вязкости расплава.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-30006). Ссылка на информацию о проекте: <https://rscf.ru/en/project/21-79-30006/>*

1. Zhangwei C. 3D printing of ceramics: A review // J. Eur. Ceram. Soc. – 2019. – V. 39. – p. 661 – 687.
2. Travitzky N. Additive Manufacturing of Ceramic-Based Materials // Adv. Eng. Mater. – 2014. – Vol. 16. – P. 729 – 754.
3. Arefinia R. On the viscosity of composite suspensions of aluminum and ammonium perchlorate particles dispersed in hydroxyl terminated polybutadiene—New empirical model // J. Colloid Interface Sci. – 2006. – Vol. 299. – P. 962 – 971.

## Влияние условий деформации на ориентационную зависимость эффекта памяти формы в монокристаллах высокоэнтропийного сплава $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{34,5}\text{Ni}_{5,5}$

Сараева А.А., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Сибирский физико-технический институт, Томск*

На монокристаллах неэквивалентного высокоэнтропийного сплава (ВЭС)  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{34,5}\text{Ni}_{5,5}$  (ат. %) с ГЦК-ГПУ мартенситным превращением (МП), ориентированных вдоль двух направлений  $[\bar{1}11]$  и  $[\bar{1}44]$ , была исследована температурная зависимость предела текучести  $\sigma_{0,1}(T)$  в интервале температур от 77 до 573 К и эффект памяти формы (ЭПФ) при изобарической деформации при постоянной внешней нагрузке  $\sigma_{\text{внеш}}$  и при изотермической деформации при постоянной температуре при деформации растяжением. Исследования дифференциально-сканирующей калориметрии и температурной зависимости электросопротивления  $\rho(T)$  показали, что монокристаллы ВЭС  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{34,5}\text{Ni}_{5,5}$  проявляют ГЦК-ГПУ МП при охлаждении/нагреве в свободном состоянии и характеризуются широким термическим гистерезисом  $\Delta T_h = A_f - M_s = 180 \pm 5$  К ( $M_s = 195 \pm 5$  К – температура начала прямого МП при охлаждении;  $A_f = 375 \pm 5$  К – температура конца обратного МП при нагреве).

Установлено, что в  $[\bar{1}11]$  и  $[\bar{1}44]$  монокристаллах ВЭС  $\text{Cr}_{20}\text{Mn}_{20}\text{Fe}_{20}\text{Co}_{34,5}\text{Ni}_{5,5}$  температурная зависимость  $\sigma_{0,1}(T)$  имеет вид, характерный для сплавов, испытывающих МП под нагрузкой. При температуре  $M_s$  наблюдаются минимальные напряжения  $\sigma_{0,1}^{M_s} = 120 \pm 5$  МПа. Максимальные напряжения наблюдаются при температуре  $M_d$  ( $M_d$  – температура, где  $\sigma_{0,1}$  исходной высокотемпературной ГЦК фазы и  $\sigma_{0,1}$  начала образования мартенсита под нагрузкой равны), которые зависят от ориентации:  $\sigma_{0,1}^{M_d}([\bar{1}11]) = 250 \pm 5$  МПа и  $\sigma_{0,1}^{M_d}([\bar{1}44]) = 185 \pm 5$  МПа. При  $T < M_s$  на  $\sigma_{0,1}(T)$  наблюдается первая стадия, где  $\sigma_{0,1}$  увеличиваются с уменьшением температуры испытания. Эта стадия связана с термически-активируемым движением межфазных и двойниковых границ и появлением термически-индуцированного ГПУ-мартенсита. В температурном интервале  $M_s < T < M_d$  наблюдается вторая стадия, где  $\sigma_{0,1}$  увеличиваются с ростом температуры. Эта стадия связана с развитием ГЦК-ГПУ МП под нагрузкой, описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса и характеризуется величиной  $\alpha = d\sigma_{0,1}/dT$ , которая зависит от ориентации:  $\alpha([\bar{1}11]) = 0,84$  МПа/К и  $\alpha([\bar{1}44]) = 0,62$  МПа/К. При  $T > M_d$  наблюдается третья стадия, где  $\sigma_{0,1}$  уменьшаются с увеличением температуры. Эта стадия определяется деформацией скольжением исходной ГЦК-фазы и  $\tau_{\text{кр}} = \sigma_{0,1} m$  ( $m = 0,27$  и  $0,4$  – фактор Шмида для скольжения в  $[\bar{1}11]$  и  $[\bar{1}44]$  кристаллах при растяжении, соответственно) не зависят от ориентации.

Показано, что ГЦК-ГПУ МП является обратимым и проявляет ЭПФ, который зависит от ориентации и условий деформации: изобарической при  $\sigma_{\text{внеш}} = \text{const}$  в цикле «охлаждение-нагрев» и изотермической при  $T = \text{const}$  в цикле «нагрузка-разгрузка». Максимальный ЭПФ получен в  $[\bar{1}44]$  кристаллах:  $15,7 \pm 0,2$  % при изобарической деформации при  $\sigma_{\text{внеш}} = 160$  МПа и  $12,6 \pm 0,2$  % при изотермической деформации при  $M_s = 195 \pm 5$  К. В ориентации  $[\bar{1}11]$  ЭПФ равен  $2,5 \pm 0,2$  % при  $\sigma_{\text{внеш}} = 160$  МПа и  $6,8 \pm 0,2$  % при  $M_s = 195 \pm 5$  К.

Установлены физические параметры, которые способствуют большим обратимым деформациям ЭПФ в  $[\bar{1}44]$  кристаллах: высокие критические напряжения  $\sigma_{0,1}$  исходной ГЦК-фазы; ближний порядок, который усиливает локализацию деформации скольжением в одной системе одновременно с ГЦК-ГПУ МП; увеличение расщепления полных дислокаций  $a/2\langle 110 \rangle$  на частичные  $a/6\langle 211 \rangle$  дислокации Шокли при  $\sigma_{\text{внеш}}$  и отсутствие взаимодействия вариантов ГПУ мартенсита.

*Работа выполнена при финансовой поддержке гранта РНФ № 22-19-00016.*

## Модификация поверхности композитных покрытий с частицами $ZrO_2$ и $TiO_2$ низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком

<sup>1</sup>Седельникова М.Б., <sup>1</sup>Кашин А.Д., <sup>2</sup>Угодчикова А.В., <sup>1</sup>Уваркин П.В., <sup>1</sup>Иванов К.В.

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

<sup>2</sup>Троицкий институт инновационных и термоядерных исследований, Троицк

Медицинские имплантаты на основе магниевых сплавов приобретают в последнее время все большую популярность благодаря своей способности растворяться в человеческом организме, не вызывая негативных реакций [1]. Механические свойства магния, в частности модуль Юнга, близки к механическим свойствам кортикальной кости, что снижает риск развития осложнений, связанных с эффектом экранирования имплантатом кости от естественных механических напряжений [2]. Однако, при имплантации магниевых имплантатов в кость человека происходит слишком быстрое его растворение, сопровождающееся интенсивным выделением водорода [1, 2]. Для устранения данных недостатков предлагается модифицировать поверхность магниевых имплантатов с помощью защитного керамикоподобного покрытия, снижающего скорость биорезорбции.

Перспективным является формирование на поверхности магниевых имплантатов защитного покрытия посредством метода микродугового оксидирования (МДО), позволяющим формировать покрытия с заданными структурными и морфологическими свойствами [2]. Однако, характерной особенностью микродуговых покрытий является пористая структура, что не всегда положительно сказывается на механических свойствах покрытий. Для улучшения коррозионных и механических свойств биопокрытий предлагается подвергнуть их поверхность обработке с помощью низкоэнергетического сильноточного электронного пучка (НСЭП) [3, 4]. Исследования авторов подтверждают, что НСЭП повышает предел выносливости и термическое сопротивление обрабатываемых материалов [2-4].

Целью данной работы было создание композитных покрытий на основе диатомита и частиц  $TiO_2$ /или  $ZrO_2$ , а также модификация поверхности покрытий посредством НСЭП и исследование морфологии, структуры и свойств покрытий. В качестве образцов для проведения экспериментов использовали металлические пластинки размером  $10 \times 10 \times 1$  мм<sup>3</sup> из сплава МА2-1 пч. В состав электролитов для получения покрытий методом МДО входили следующие компоненты:  $Na_2SiO_3$ , NaOH, NaF, порошок диатомита ( $SiO_2 \cdot nH_2O$ ), порошки оксида титана ( $TiO_2$ )/или  $ZrO_2$ . Нанесение покрытий осуществлялось на установке «Micro Arc 3.0 System» в ИФПМ СО РАН, в анодном потенциостатическом режиме, при использовании следующих параметров: длительность импульса – 100 мкс, частота следования импульсов – 50 Гц, напряжение процесса – 400 В, длительность процесса – 5 мин. Покрытия модифицировали с помощью НСЭП, на установке РИТМ-ИЗ (ИФПМ СО РАН) со следующими параметрами: энергия электронов – 30 кэВ, длительность импульса – 2 мкс, частота импульсов – 0,2 Гц, плотность энергии – 5 Дж/см<sup>2</sup>, количество импульсов – 3.

Исследование морфологии поверхности покрытий проводили с помощью растрового электронного микроскопа (Carl Zeiss LEO EVO 50, ЦКП ИФПМ СО РАН «Нанотех», г. Томск), оснащенного энергодисперсионным рентгеновским спектро스코пом (INCA, Oxford Instruments, Великобритания). Рисунок 1а показывает, что исходное покрытие с частицами  $ZrO_2$  имеет рыхлую пористую структуру с мелкими порами и поперечными трещинами. Присутствие частиц  $ZrO_2$  наблюдается в поперечном сечении покрытия. После обработки НСЭП с плотностью энергии 5 Дж/см<sup>2</sup> структура покрытий кардинально изменилась. Покрытия стали более плотными, при этом уменьшилось количество пор, и они приобрели сфероидальную форму (рисунок 1 б). Толщина покрытия уменьшилась от 100 до 30 мкм. Для покрытий с частицами  $TiO_2$  наблюдается обратная ситуация. Исходное покрытие характеризуется монолитной пористой структурой с круглыми замкнутыми порами (рисунок 1 в). После обработки структура покрытий становится более рыхлой, появляются крупные поры (до 10 мкм) и трещины (рисунок 1 г). Возможно, это связано с тем, что обработка НСЭП покрытий с  $TiO_2$  сопровождается активным газообразованием и улетучиванием легкоплавких

составляющих покрытия (силикатов натрия).

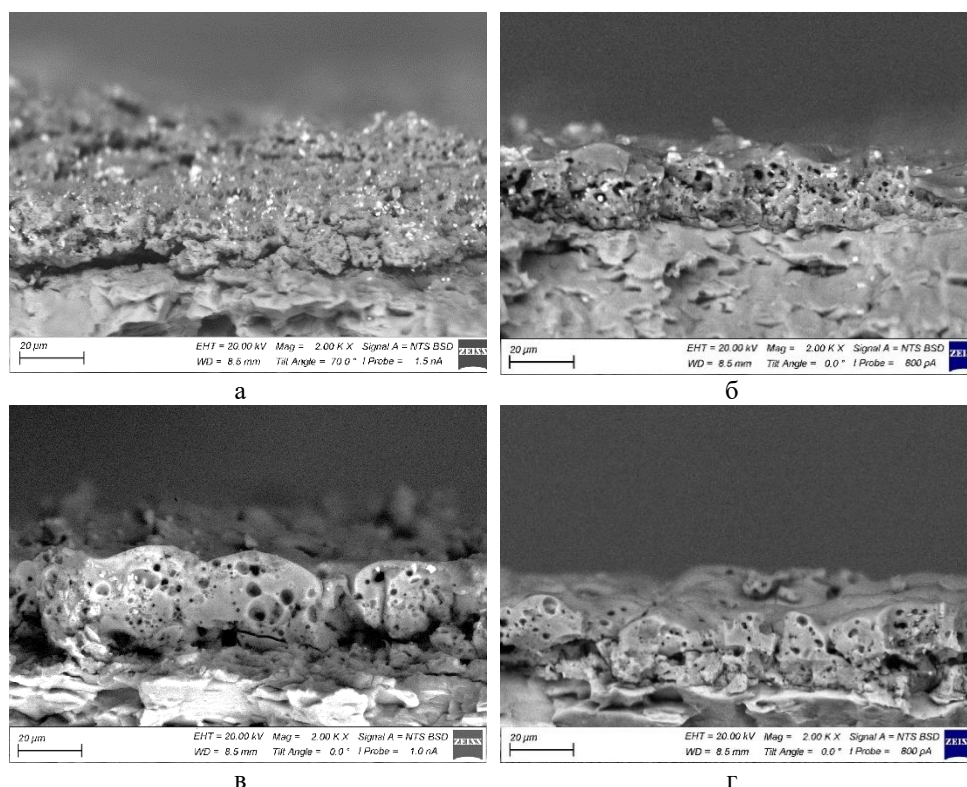


Рис. 1. РЭМ-изображения поперечных сечений покрытий с частицами  $ZrO_2$  до обработки (а) и после обработки НСЭП (б) и с частицами  $TiO_2$ , до обработки (в) и после обработки НСЭП (г)

Анализ элементного состава покрытий показал, что после облучения в покрытиях снижается количество О, исчезает Na. В покрытиях с  $ZrO_2$  наблюдается повышение содержания Si и Zr, а в покрытиях с  $TiO_2$ , наоборот, обработка НСЭП приводит к снижению содержания Si and Ti. Методом скретч-тестирования установлено, что обработка покрытий с  $ZrO_2$  способствует увеличению критической нагрузки, выдерживаемой покрытием, от 10 Н (необработанное покрытие) до 18 Н. Обратная закономерность наблюдается для покрытий с  $TiO_2$ , обработка приводит к снижению адгезионной прочности покрытия, критическая нагрузка уменьшается от 25 Н до 14 Н.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00141, <https://rscf.ru/project/23-29-00141/>.*

1. Corrosion in Mg-alloy biomedical implants- the strategies to reduce the impact of the corrosion inflammatory reaction and microbial activity / S. Saha, W. Lestari, C. Dini, et al. // J. Magnes. Alloy. – 2022. – Vol. 10. – P. 3306. – DOI:10.1016/j.jma.2022.10.025.
2. The effect of pulsed electron irradiation on the structure, phase composition, adhesion and corrosion properties of calcium phosphate coating on Mg0.8Ca alloy / M.B. Sedelnikova, K.V. Ivanov, A.V. Ugodchikova, et al. // Mater. Chem. Phys. – 2023. – Vol. 294/ – P. 126996. – DOI:10.1016/j.matchemphys.2022.126996.
3. Production and application of low-energy, high-current electron beams / G. Ozur, D. Proskurovsky, V. Rotshtein, A. Markov, et al. // Laser Particle Beams. – 2003. – Vol. 21. – P. 157. – DOI: 10.1017/S0263034603212040.
4. Ivanov K.V., Voronov A.V. Evolution of morphology, microstructure and phase composition of zirconia thin coating on copper as a result of low energy high current pulsed electron beam irradiation // Surf. Coat. Technol. – 2023. – Vol. 456. – P. 129257. – DOI:10.1016/j.surfcoat.2023.129257.

## **Трибологические свойства ионно-плазменных покрытий, нанесенных на медно-бериллиевый сплав**

Семенчук Н.В., Колубаев А.В., Сизова О.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Бериллиевая бронза представляет собой высокоэффективный сплав меди с добавлением бериллия, который широко используется в различных отраслях промышленности благодаря своим уникальным свойствам. Этот сплав сочетает в себе высокую прочность, твердость, хорошую проводимость и устойчивость к коррозии, что делает его незаменимым материалом в таких областях, как аэрокосмическая и оборонная промышленность, электроника и энергетика. Несмотря на свои превосходные характеристики, бериллиевая бронза подвержена износу при интенсивных эксплуатационных нагрузках, особенно в условиях трения.

Одним из эффективных способов повышения износостойкости бериллиевой бронзы является нанесение защитных покрытий. Современные технологии позволяют создавать покрытия, которые существенно улучшают механические и эксплуатационные свойства этого сплава. В частности, использование покрытий на основе переходных металлов и их нитридов позволяет значительно увеличить твердость и сопротивляемость износу бериллиевой бронзы. Эти покрытия, благодаря своим физико-химическим характеристикам, формируют барьерный слой, уменьшающий механическое и коррозионное воздействие на материал основы. Исследование методов нанесения покрытий и их влияния на свойства бериллиевой бронзы представляет собой важную задачу, направленную на расширение возможностей использования этого сплава в условиях высоких нагрузок и агрессивных сред.

Исследование композиционного и градиентного покрытий Cu-Ti выявило их сходство в толщине, составляющей 5-7 мкм и 6-8 мкм соответственно. Микроанализ слоев показал равномерное распределение элементов Ti и Cu в композиционном покрытии, в то время как в градиентном наблюдается градиентное распределение титана по толщине покрытия. Многослойные покрытия CrN / TiN обладают четкой периодичностью мультислоев с выраженными границами раздела между слоями. Общая толщина таких покрытий составляет 4 мкм, с толщиной слоя в 16-слойном варианте 250 нм и в 32-слойном - 125 нм. В отличие от этого, однослойное покрытие TiN характеризуется столбчатой структурой и имеет толщину 5 мкм. Анализ рентгенограмм показал, что многослойные покрытия содержат фазы TiN, CrN, Cu и CuBe, в то время как однослойное TiN покрытие содержит TiN, Ti<sub>2</sub>N, Cu и CuBe. Обнаружение рефлексов меди связано с отражением от подложки из-за невысокой толщины покрытия.

Исследования трибологических свойств покрытий на бериллиевой бронзе показали, что однослойные и многослойные покрытия значительно снижают коэффициент трения. Изнашивание образцов с градиентными и композиционными Cu-Ti покрытиями происходит за счет выкрашивания и разрушения покрытия вследствие пластической деформации. Многослойные покрытия CrN/TiN обеспечивают хорошую износостойкость при нагрузках до 5 Н без признаков катастрофического разрушения. Износ TiN (Cu-Ti) и CrN (Cu-Ti) покрытий в условиях токосяема увеличивается, но механизм изнашивания остается коррозионно-механическим. При наложении электрического тока покрытие TiN с подслоем Cu-Ti на бериллиевой бронзе обеспечивают удовлетворительную контактную электропроводность, что делает их перспективными для применения в скользящих электрических контактах.

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



## Структура и свойства ионно-плазменных Cu-Ti покрытий, нанесенных на бериллиевую бронзу

Семенчук Н.В., Колубаев А.В., Сизова О.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Бериллиевая бронза представляет собой сплав меди с добавлением бериллия, известный своими уникальными свойствами, такими как высокая прочность, твердость, отличная проводимость и коррозионная стойкость. Эти свойства делают её востребованной в различных отраслях, включая аэрокосмическую, автомобильную, электронику и оборонную промышленность. Для улучшения её характеристик и увеличения срока службы применяются различные методы нанесения покрытий, такие как электролитическое и химическое осаждение, плазменное напыление, CVD и PVD. Каждый из методов имеет свои преимущества и ограничения, что позволяет выбрать оптимальный подход в зависимости от конкретных требований и условий эксплуатации. Ионно-плазменный метод нанесения покрытий является эффективной технологией для улучшения эксплуатационных характеристик бериллиевой бронзы. Этот метод обеспечивает высокую адгезию, плотность и равномерность покрытий при низких температурах процесса. Применение ионно-плазменных покрытий значительно повышает износостойкость, коррозионную стойкость и снижает коэффициент трения изделий из бериллиевой бронзы, что делает их идеальными для использования в высокотехнологичных и требовательных отраслях промышленности.

В результате исследований установлено, что покрытия, полученные путем осаждения титана и меди на бериллиевую бронзу, содержат медь, титан и соединения CuTi и CuTi<sub>2</sub>. Твердость бериллиевой бронзы после нанесения покрытий значительно возрастает до 540 HV<sub>0,2</sub>, превышая твердость подложки (350 HV<sub>0,2</sub>). Однако измеренная твердость не отражает действительную твердость покрытий из-за их малой толщины. Скретч-тестирование показало, что покрытия Ti-Cu обладают схожей адгезионной прочностью и начинают разрушаться при нагрузках около 15–17 Н. В результате триботехнических испытаний обнаружено, что покрытия CuTi разрушаются в условиях сухого трения скольжения из-за несовместимости деформаций в материале основы и твердом слое, приводящей к образованию трещин. Кроме того, был выполнен анализ частиц износа, которые показаны на рисунке 1.

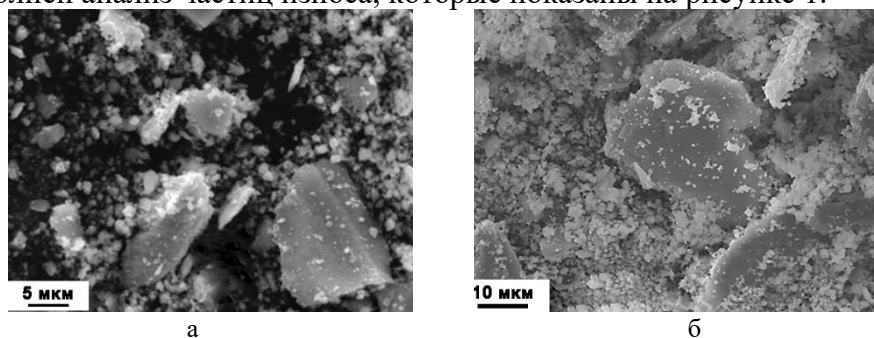


Рис. 1. Частицы износа сплава БрБ2 с Cu-Ti покрытием: композиционное покрытие Cu-Ti (а); градиентное покрытие Cu-Ti (б)

Изучение морфологии, состава и размера частиц износа показало, что крупные частицы содержат титан и медь, а мелкие частицы содержат кислород, что свидетельствует о процессе окисления.

Таким образом, механизм износа композиционных и градиентных покрытий CuTi является комбинированным, включающим адгезионный и коррозионно-механический износ.

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

## **Влияние дополнительного нагрева на формирование структуры оловянной бронзы БрОЦ4-3 при печати методом проволоочной аддитивной электродуговой технологии**

Семенчук В.М., Чумаевский А.В., Рубцов К.В., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Аддитивная электродуговая технология позволяет с высокой производительностью получать детали из различных металлов и сплавов на основе алюминиевых, медных, титановых сплавов, сталей и др. Основным конкурентом проволоочной электродуговой технологии является аддитивное проволоочное электронно-лучевое производство, обладающее близкими параметрами по производительности и качеству получаемых изделий. Электронно-лучевая технология имеет преимущества в области печати чистой меди и низколегированных сплавов типа БрКМц3-1, БрХ08, печать которых электродуговым методом приводит к образованию дефектов в виде межкристаллитных трещин различного структурно-масштабного уровня. Аналогичная ситуация наблюдается при печати высоколегированных никелевых сплавов, тугоплавких металлов и сплавов, например, на основе молибдена. Но, технология аддитивного электронно-лучевого получения имеет и ряд ограничений, например, при печати сплавов, содержащих цинк или олово, интенсивно испаряющихся при печати в вакууме и загрязняющих катодный узел. В результате для печати ряда медных (БрОФ6,5-0,15, БрОЦ4-3) или алюминиевых (В95) сплавов технология электродуговой печати имеет явно выраженные преимущества. Но, в то время как при печати медных сплавов типа алюминиевых или алюминиево-марганцевых бронз БрАМц9-2 методом проволоочной аддитивной электронно-лучевой технологии достаточно подбора параметров печати с оптимальным тепловложением, печать оловянных бронз связана с необходимостью более тонкого управления параметрами процесса и применения дополнительных источников тепла. По этой причине целью настоящей работы является получение образцов бронзы БрОЦ4-3 методом проволоочной аддитивной электродуговой технологии с дополнительным нагревом зоны печати.

Печать осуществляли на 6-осевом промышленном роботе FANUC Robot ARC Mate 100iD со сварочной горелкой и инверторным источником питания EWM Titan XQ R 400 Pulse в ИФПМ СО РАН с использованием дополнительного до 300 градусов Цельсия нагревом подложки. Для получения образцов использовали проволоку бронзы БрОЦ4-3 диаметром 1,2 мм. Параметры печати подбирали опытным путем. Ток дуги составлял 120 ампер, напряжение 15 вольт, скорость подачи проволоки 0,35 м/мин, скорость печати 4,0 м/мин. Образцы получали размером 120 мм длиной, 80 мм высотой и 5 мм шириной. После печати производили вырезку экспериментальных образцов электроэрозионным методом на станке DK7750. Структурные исследования производили на оптическом микроскопе Altami MET 1С, лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT 4100 и растровом электронном микроскопе Zeiss LEO EVO 50. Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине УТС 110М. Трибологические испытания полученных образцов производили на сухое трение и в условиях граничной смазки на лабораторном трибометре в паре с контртелом из стали ШХ15 по схеме «диск-палец». Проведенные исследования показали, что применение дополнительного нагрева при печати позволяет снизить формирование дефектов в бронзе БрОЦ4-3 и повысить её механические и эксплуатационные характеристики при печати с идентичными параметрами процесса. Механические свойства и эксплуатационные характеристики после печати с дополнительным нагревом бронзы находятся на достаточно высоком уровне, не уступая аналогичной бронзе в литом состоянии.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2022-0004.*

# **Организация структуры биметаллических элементов функциональных изделий на основе алюминиево-марганцевой бронзы и стали при печати методом проволоочной дуговой аддитивной технологии**

Семенчук В.М., Чумаевский А.В., Рубцов К.В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В условиях современного технологического прогресса аддитивные технологии играют ключевую роль в производстве изделий, способных удовлетворить требования различных отраслей промышленности. Одним из перспективных направлений является создание биметаллических изделий, которые сочетают в себе уникальные свойства различных металлов, что позволяет значительно расширить функциональные возможности конечных продуктов. Биметаллическое соединение алюминиевая бронза/сталь вызывает значительный интерес в судостроительной промышленности благодаря сочетанию благоприятных свойств алюминиевой бронзы (уменьшенная плотность, повышенная износостойкость и защита от коррозии) и стали (экономичность в сочетании с повышенной прочностью) [1, 2]. Однако металлургическая несовместимость алюминиевой бронзы и стали создает трудности в достижении хорошо сформированной металлургической связи на границе раздела. Кроме того, высокое содержание алюминия в сплаве алюминиевой бронзы легко приводит к образованию вредных интерметаллических соединений [3, 4].

При изготовлении биметаллических соединений используются различные методы, включая прокатку [5], сварку трением с перемешиванием [6], сварку взрывом [7] методы электронно-лучевого [8] и электродугового аддитивного производства. Метод электродугового аддитивного производства представляет собой один из наиболее эффективных способов получения биметаллических изделий, который основывается на использовании электрической дуги для плавления металлической проволоки и послойного нанесения материала, что обеспечивает высокую производительность и точность печати.

Целью настоящего исследования является изучение особенностей формирования структуры и свойств биметаллических элементов на основе алюминиево-марганцевой бронзы БрАМЦ9-2 и стали св-08Г2С при печати методом электродуговой аддитивной технологии. В рамках работы были получены биметаллические образцы размером 50х60х80 мм методом электродугового аддитивного производства (ЭДАП) с различной последовательностью нанесения материала. Для получения первого образца сначала печатали слой стали высотой ~25 мм, а затем на него наплавляли слой алюминиево-марганцевой бронзы высотой также ~25 мм. При изготовлении второго образца аналогичными размерами сначала печатали слой алюминиево-марганцевой бронзы, после чего на него наносили слой стали.

На рисунке 1 представлена микроструктура биметаллических соединений сталь/бронза (рис. 1 а, б) и бронза/сталь (рис. 1 в, г), полученных методом электродугового аддитивного производства. Поскольку алюминиево-марганцевая бронза имеет более низкую температуру плавления (1060 °С), чем сталь св-08Г2С (~1450 °С) образец биметаллического соединения сталь/бронза имеет резкую границу сплавления материалов. Также по границе раздела наблюдаются трещины и расслоения, некоторые из трещин заполнены бронзой. В случае образца бронза/сталь происходит интенсивное взаимное перемешивание компонентов и внедрение больших фрагментов стали в слои бронзового компонента. После чего кристаллизуется сталь, а бронза находится в виде прослоек между стальными фрагментами. Таким образом, при наличии большой объемной доли компонента с более высокой температурой плавления структура формируется менее однородной за счет очередности кристаллизации фаз.

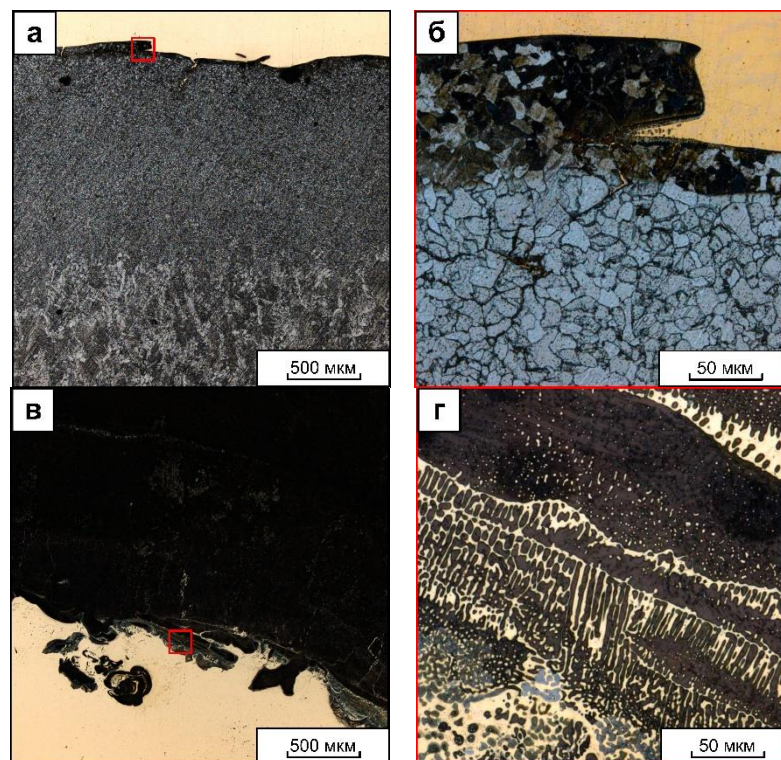


Рис. 1. Микроструктура биметаллических соединений сталь/бронза (а, б) и бронза/сталь (в, г), полученных методом электродугового аддитивного производства

Механические характеристики при одноосном растяжении образцов, вырезанных ортогонально границы раздела, показывают неоднозначные результаты. Так, разрушение образцов бронза/сталь и сталь/бронза происходило по бронзе, по стали и по границе раздела. По литературным данным предел прочности алюминиево-марганцевой бронзы и стали 09Г2С может составлять 440-490 МПа, поэтому разрушение может происходить как по бронзе, так и по стали. Предел прочности образцов, разрушившихся по границе раздела, составляет в среднем 350 МПа.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, проект FWRW-2022-0004.*

1. Al-Hashem A., Riad W. The role of microstructure of nickel–aluminium–bronze alloy on its cavitation corrosion behavior in natural seawater // *Materials Characterization*. – 2002. – Vol. 48. – P. 37-41
2. Microstructure evolution and compressive properties of a low carbon-low alloy steel processed by warm rolling and subsequent annealing / C. Gao, Y. Wang, et al. // *Materials Characterization*. – 2022. – Vol. 192 – 112237
3. Additive manufacturing of copper-tool steel dissimilar joining: experimental characterization and thermal modeling / X. Zhang, L. Li, et al. // *Materials Characterization*. – 2020. – Vol. 170. – 110692
4. Wire-arc additive manufacturing of nickel aluminum bronze/stainless steel hybrid parts – interfacial characterization, prospects, and problems / C. Dharmendra, S. Shakerin, et al. // *Materialia*. – 2020. – Vol. 13. – 100834
5. Atrian A., Fereshteh-Saniee F. Deep drawing process of steel/brass laminated sheets // *Composites Part B: Engineering*. – 2013 – Vol. 47. – P. 75–81
6. Guo Y, Wu X, Ren G, Liu Z, Yuan R, Yang X, et al. Microstructure and properties of copper-steel bimetallic sheets prepared by friction stir additive manufacturing // *J Manuf Process*. – 2022. – Vol. 82. – P. 689–99
7. Bina MH, Dehghani F, Salimi M. Effect of heat treatment on bonding interface in explosive welded copper/stainless steel. *Mater Des*. – 2013. – Vol. 45. – P. 504–9
8. Kolubaev E.A., Rubtsov V.E., Chumaevsky A.V. et al. Micro-, meso- and macrostructural design of bulk metallic and polymetallic materials by wire-feed electron-beam additive manufacturing // *Phys Mesomech*. – 2022. – Vol. 25. – P. 479–491.

## Химическое состояние оксидных слоев и коррозионные свойства сплава Ti-Ni-Cu-Zr, обработанного пучками ионов ниобия

Семина В.О., Остапенко М.Г., Дьяченко Ф.А., Южакова С.И.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Внедрение новых видов титановых сплавов в медицинскую отрасль продиктовано необходимостью реконструкции (или замены) поврежденных тканей, лечения заболеваний опорно-двигательного аппарата. Испытания медицинских изделий и материалов в условиях, имитирующих физиологические, является необходимыми для оценки их биосовместимости. Коррозионные характеристики сплавов на основе никелида титана (TiNi) описаны и представлены в большом количестве публикаций [1, 2]. Показано, что механизмы коррозионного разрушения данных сплавов связаны с процессами селективной коррозии и анодного окисления никеля, которые интенсифицируются при наличии дефектов в оксидном слое [3, 4]. Модификация поверхности TiNi сплавов ионными пучками позволяет легировать тонкие (до 100 нм) поверхностные слои и создавать условия для формирования нанокompозитных оксидных слоев. Однако физические причины, отвечающие за коррозионную стойкость ионно-модифицированных сплавов, до сих пор остаются малоизученным вопросом. Целью данной работы является выявление механизмов анодного окисления металлов (Ti, Ni, Cu, Zr) и определение их химического состояния в оксидном слое Ti-Ni-Cu-Zr сплава, модифицированного пучками ионов ниобия.

Сплав Ti-Ni-Cu-Zr был выплавлен в вакуумной дуговой печи в результате шестикратного переплава чистых компонентов. Химический состав сплава, закладываемый по шихте, составлял  $\text{Ti}_{35}\text{Ni}_{35}\text{Cu}_{15}\text{Zr}_{15}$  (ат. %). Образцы в виде плоскопараллельных пластинок толщиной 1 мм механически полировали с использованием абразива на основе карбида кремния. Электролитическую полировку проводили в смеси кислот (3 ч.  $\text{CH}_3\text{COOH}$  + 1 ч.  $\text{HClO}_4$ ) в режиме: время  $t \approx 10$  с, сила тока  $I \approx 0,3$  А, напряжение  $U \approx 20$  В, температура водно-ледяной смеси  $T \approx 278$  К. Далее, часть образцов модифицировали пучками ионов ниобия в режиме имплантации на установке Mevva-5.Ru (ИСЭ СО РАН, г. Томск): доза облучения  $5 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ , ускоряющее напряжение 30 кВ, частота следования импульсов 10 Гц, остаточный вакуум не хуже  $5 \cdot 10^{-4}$  Па. Скорость коррозии оценивали с использованием метода экстраполяции Тафеля в трехэлектродной электрохимической ячейке, состоящей из рабочего электрода, электрода сравнения Ag/AgCl и графитовый вспомогательного электрода. Измерения проводили с помощью потенциостата Р-40Х после 60-минутной стабилизации потенциала разомкнутой цепи ( $E_{\text{OCP}}$ ) при комнатной температуре. Использовали два вида растворов: 0.9 масс. % NaCl и искусственная слюна (0.26 г/л  $\text{Na}_2\text{HPO}_4$ , 0.7 г/л NaCl, 0.33 г/л KSCN, 0.2 г/л  $\text{KH}_2\text{PO}_4$ , 1.5 г/л  $\text{NaHCO}_3$ , 1.2 г/л KCl). Все используемые реагенты были химической степени чистоты (ООО «Мосреактив», Россия). Поляризационные кривые получали в режиме линейной развертки со скоростью 1 мВ/с в диапазоне потенциалов от ( $E_{\text{OCP}} - 0.4$ ) В до +0.7 В. Исследования химического состояния элементов {Ti, Ni, Cu, Zr, O} проводили методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) на спектрометре K-Alpha Nexsa (Thermo Scientific, США) с использованием монохроматического источника рентгеновского излучения Al K $\alpha$  ( $\lambda = 1486,6$  эВ).

Стабилизация потенциала разомкнутой цепи (рис. 1а) Ti-Ni-Cu-Zr сплава в разных фоновых электролитах происходит спустя 30 минут после погружения в раствор. Значения бестокового потенциала, характеризующего равенство скоростей анодных и катодных реакций, которые реализуются на рабочем электроде, при этом отличаются:  $E_{\text{OCP}}^{0.9\% \text{ NaCl}} = -86$  мВ и  $E_{\text{OCP}}^{\text{Слюна}} = -143$  мВ. Плотность тока коррозии исходного сплава достигает значений  $J_{\text{corr}} \sim 0.15$  мкА/см<sup>2</sup>, а поляризационное сопротивление ( $R_p$ ) остается на уровне  $\sim 250$  кОм·см<sup>2</sup>. Важно отметить, что вследствие спонтанной пассивации матричной В2 фазы растворение поверхностного слоя при анодной поляризации затруднено (рис. 1б). После ионной имплантации у образцов наблюдается существенное снижение плотностей коррозионных и анодных токов, а скорость коррозии уменьшается более чем в  $\sim 7$  раз.

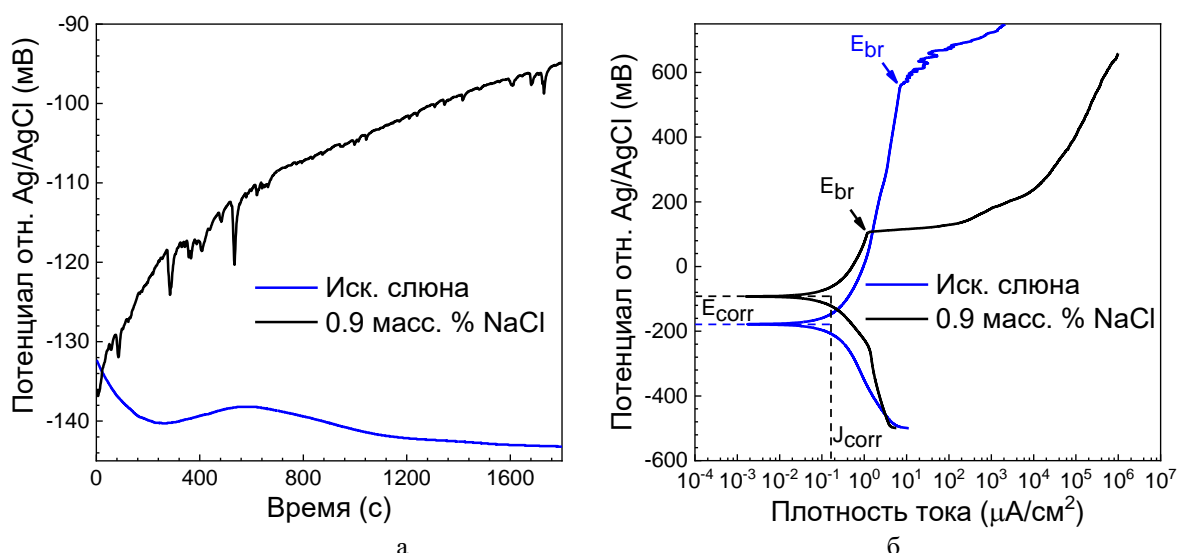


Рис. 1. Изменение потенциала разомкнутой цепи со временем (а) и потенциодинамические поляризационные кривые (б) исходного Ti-Ni-Cu-Zr сплава в физ. растворе (0.9 масс. % NaCl) и растворе искусственной слюны

На РФЭС спектрах ионно-модифицированного сплава фиксируются линии титана, никеля, ниобия, кислорода и углерода. Обнаружено, что O1s пик представляет собой дублет из линий, относящихся к окисленной форме  $O^{2-}$  и гидроксильной группе  $OH^-$ . Химическое состояние титана, согласно расшифровке РФЭС линий Ti 2p<sub>3/2</sub>, соответствует оксидной форме TiO<sub>2</sub>. Спектр, отвечающий полосе энергии Nb 3d, является комплексным и представлен двумя основными линиями, наиболее интенсивная из которых принадлежит Nb<sup>5+</sup>. Асимметрия профиля и значение энергии связи спектральной линии Nb 3d<sub>5/2</sub> указывают на формирование оксидной фазы Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>. Оценка химического состояния оксидных слоев в Ti-Ni-Cu-Zr сплаве после ионно-пучковой обработки показала, что оксидный слой преимущественно состоит из оксидов на основе ZrO<sub>2</sub>, TiO<sub>2</sub> и Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>. Сделано предположение, что низкая скорость анодного окисления образцов, обработанных пучками ионов ниобия, связана с отсутствием на поверхности концентраторов питтинговой коррозии, обеднением никелем наружного слоя, образованием на поверхности диэлектрических фаз на основе Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>, снижающих электрохимическую активность материала.

*Исследования выполнены в рамках проекта РНФ № 24-22-00080. Авторы выражают благодарности к.т.н., с.н.с. ЛПИ ИСЭ СО РАН К.П. Савкину за помощь в проведении экспериментов по ионно-пучковой обработке, а также аспирантке ИШХБМТ НИ ТПУ А. Горбуновой за проведение исследований методом РФЭС.*

1. Oshida Y., Bioscience and bioengineering of titanium materials. – Elsevier: Oxford, 2012. – pp. 35–115.
2. The electrochemical characteristics of native Nitinol surfaces / S. A. Shabalovskaya et al. // Biomaterials. – 2009. – Vol. 30. – P. 3662–3671. – DOI:10.1016/j.biomaterials.2009.03.034.
3. Characterization of corrosion properties, structure and chemistry of titanium-implanted TiNi shape memory alloy / V.O. Semin et al // Materials Characterization. – 2023. – Vol. 206. – P. 113457. – DOI:10.1016/j.matchar.2023.113457.
4. Structure and Chemical State of Oxide Films Formed on Crystalline TiNi Alloy and Glassy Ti-Ni-Ta-Si Surface Alloy / V.O. Semin et al // JMEPEG. –2023. –Vol. 32. – P. 8478–8492. – DOI: <https://doi.org/10.1007/s11665-022-07727-y>



## Модификация макропористой $\text{Al}_2\text{O}_3$ керамики наноструктурами $\text{AlOOH}$

<sup>1,2</sup> Сенькина Е.И., <sup>1,2</sup> Буяков А.С., <sup>2</sup> Ложкомоев А.С.

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

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

В настоящей работе продемонстрирована возможность модификации макропористой алюмооксидной керамики нанолистовыми структурами бемита с использованием электровзрывных наночастиц  $\text{Al}$ ,  $\text{Al}/\text{AlN}$  и  $\text{Al}/\text{Ag}$ .

Макропористые керамические материалы находят широкое применение в качестве сажевых фильтров, фильтров горячих газов, фильтров очистки воды, носителей катализаторов, костных имплантов и др. [1]. Это объясняется наличием уникального сочетания свойств, таких как: высокая температура плавления, твердость и прочность, износостойкость, химическая стабильность, биоинертность. Однако, при изготовлении фильтров глубокой очистки, первое, на что необходимо обратить внимание, это сорбционные свойства материала. Согласно авторам статьи [2] окисление водой наночастиц  $\text{Al}$  или  $\text{Al}/\text{AlN}$ , в том числе при закреплении на макропористой поверхности, приводит к образованию наноструктур ( $\text{AlOOH}$ ) с удельной поверхностью до  $300 \text{ м}^2/\text{г}$ . Таким образом, модификация керамики путем закрепления в объеме пористой матрицы наноструктурного бемита, как общего сорбционного агента и наночастиц  $\text{Ag}$ , как антибактериального агента, может повысить сорбционные и антибактериальные характеристики  $\text{Al}_2\text{O}_3$  керамики.

Для модификации использовали образцы алюмооксидной керамики, полученные в результате спекания порошка  $\text{Al}_2\text{O}_3$  при  $1500^\circ\text{C}$  с порообразователем в виде частиц канифоли размером  $300\text{--}500 \text{ мкм}$ . Образцы представляют собой диски диаметром  $\sim 12 \text{ мм}$  и толщиной  $\sim 5 \text{ мм}$ . Пористость составляет порядка 70%, величина удельной поверхности  $0,72 \text{ м}^2/\text{г}$ . Модификацию проводили путем объемной пропитки образцов в 1 масс. % спиртовой суспензии нанопорошков  $\text{Al}$ ,  $\text{Al}/\text{AlN}$  и  $\text{Al}/\text{Ag}$  с последующим окислением водой закрепившихся в объеме матрицы наночастиц. Адсорбционные характеристики пористой керамики оценивали с использованием красителя – эозин (хч) в динамических условиях. Антимикробные свойства материала определяли путем прогона бактериальной суспензии (*S. aureus*) через пористую матрицу, модифицированную наночастицами  $\text{Al}/\text{Ag}$  и последующего анализа фильтрата.

На рисунке 1 представлены ПЭМ-изображения используемых в исследовании наночастиц. Для частиц  $\text{Al}$  и  $\text{Al}/\text{Ag}$  характерна сферическая форма, размер частиц составляет 89 нм и 96 нм соответственно. Наночастицы  $\text{Al}/\text{AlN}$  имеют сферическую и ограниченную форму, средний размер составляет 82 нм.

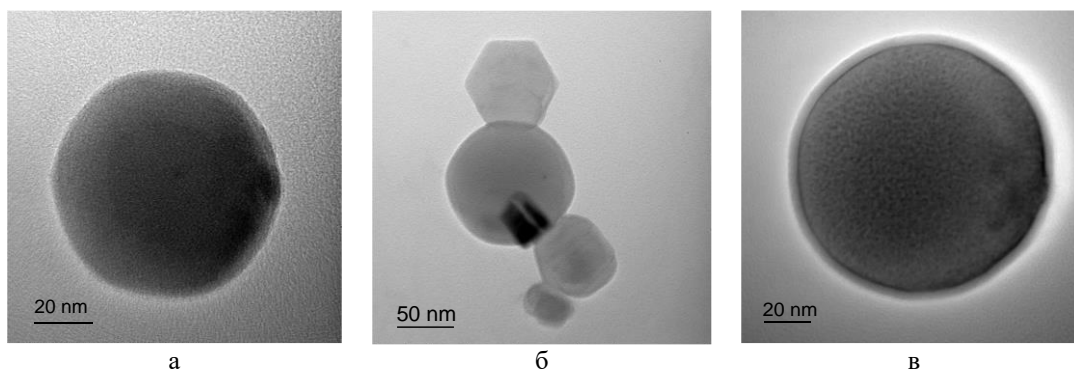


Рис. 1. ПЭМ-изображения наночастиц:  $\text{Al}$  (а),  $\text{Al}/\text{AlN}$  (б) и  $\text{Al}/\text{Ag}$  (в)

На рисунке 2 представлены изображения срезов пористых матриц после двух (рис. 2 а) и трёх (рис. 2 б) циклов пропитки, а также изображение матрицы после гидролиза и окисления наночастиц  $\text{Al}/\text{AlN}$  закрепившихся на поверхности керамики (рис. 2 в).



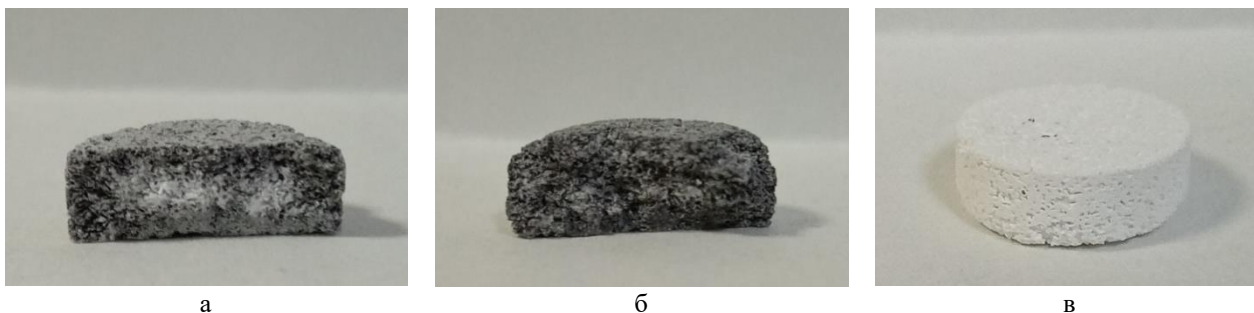


Рис. 2. Изображение пористой матрицы после двух (а) и трех (б) циклов пропитки суспензией наночастиц Al/AlN и после их окисления водой (в)

На рисунке 3 представлены кривые адсорбции красителя эозина в динамических условиях при скорости пропускания  $20 \text{ см}^3/\text{мин}$ . В отличие от контроля (не модифицированной керамики) для матрицы с наноструктурной поверхностью, характерны участки нулевых концентраций, когда происходит полное поглощение красителя до времени  $t_0$  (время защитного действия), которое является некоторой функцией концентрации исходного раствора  $C_0$  (рис. 3б).

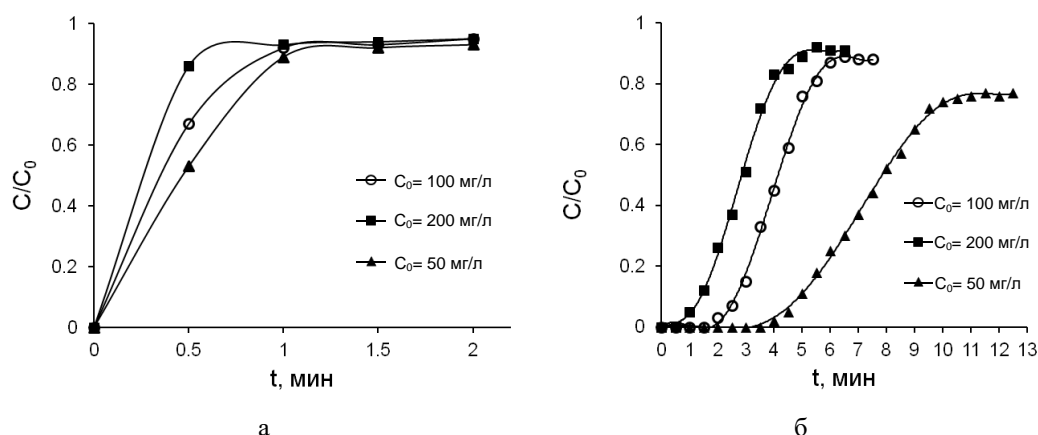


Рис. 3. Адсорбция эозина пористой матрицей  $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$  до (а) и после (б) модификации наночастицами Al/AlN

Исследования, направленные на выявление антимикробных свойств макропористой керамики, показали, что эффективность удаления *S. aureus* из воды зависит от объема, пропущенного через образцы. При пропускании 100 мл воды с концентрацией бактерий  $10^5$  КОЕ/мл через нетронутую макропористую керамику эффективность удаления составила 76 %. Модификация керамики наноструктурами Al приводит к увеличению эффективности удаления до 89 %, а при модификации наноструктурами Al/Ag эффективность составила 98 %. В то же время для образца, содержащего серебро, эффективность удаления после пропускания 50 мл загрязненной воды составила 100 %.

Таким образом, в ходе проведенного исследования были получены результаты, подтверждающие возможность повышения сорбционных и антимикробных свойств пористой керамики путем формирования наноструктур бемита в объеме матрицы.

*Работы выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0002 и Плана НИИР Российско-Вьетнамского Тропического научно-исследовательского и технологического центра на 2020-2024 г., тема Эколан М-1.9.*

1. Ohji T., Fukushima M. Macro-porous ceramics: processing and properties // Int. Mater.Rev. – 2013. – Vol. 57. – P. 115–131.
2. Lozhkomoev A.S., Glazkova E.A., Khorobraya E.G., Lerner M.I., Maltsev A.N., Podkovyrov V.G. Modification of the Polymer Fiber Surface by DRE-plasma for Adhesion of Aluminum Oxyhydroxide Particles // Russ. Phys. J. – 2013. – Vol. 56. – P. 384–388.

## Деформационное поведение композита керамика-полимер $ZrO_2$ -PLA при сжатии

<sup>1</sup>Сенькина Е.И., <sup>2</sup>Дроздов Ф.С., <sup>1,2</sup>Буяков А.С., <sup>1</sup>Ложкомоев А.С., <sup>1,2</sup>Буякова С.П.

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

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

Циркониевая керамика, как биоинертный материал с высокими прочностными характеристиками часто используется в изготовлении протезов суставов и ортопедических конструкций. Деформационное поведение диоксида циркония не позволяет расширить его применение в травматологическом остеопротезировании. Так как костная ткань состоит из органических и неорганических элементов с разным модулем упругости, возникают трудности в изготовлении материала с характерным для костной ткани поведением при деформации.

Для проведения исследования были получены образцы цилиндрической формы с высотой 6,5 мм и диаметром 9,6 мм на основе порошка Y-TZP (Tosoh, Япония). Поровая структура была сформирована частицами канифоли оскольчатой формы с размером частиц в диапазоне от 140 до 315 мкм. Пористость керамики после спекания составила 62%.

Процесс модификации осуществлялся следующим образом: образцы высокопористой керамики погружали в 5 масс.% раствор PLA в хлороформе, использовали 3 (режим 1) и 5 погружений (режим 2), чередуя с сушкой на воздухе.

На рисунке 1 представлена микроструктура исследуемых керамических матриц. Видно, что пористость связная и представлена макропорами, унаследовавшими морфологию порообразующих частиц (рис. 1а), и микропорами, образованными межчастичными пустотами и отверстиями в стенках, между макропорами (рис. 1б).

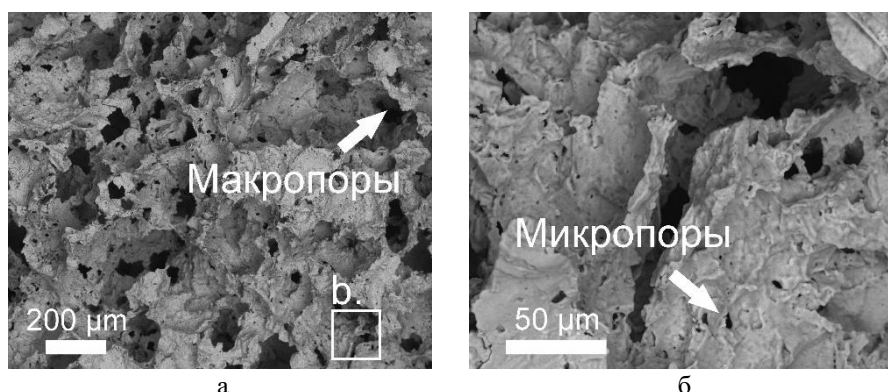


Рис. 1. Микроструктура пористой керамики: макропоры (а) и микропоры (б)

На рисунке 2 представлена микроструктура керамического матрикса после модификации. Видно, что хотя полимер и не сформировал сплошного покрытия внутрипоровой поверхности, следы его присутствия могут быть обнаружены по всему внутреннему объему образца, в том числе на максимальном удалении от внешней поверхности.

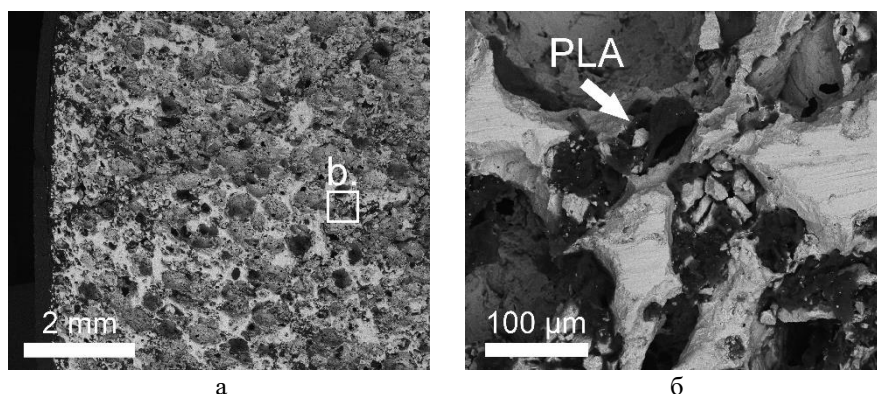


Рис. 2. Микроструктура модифицированной пористой керамики после пяти погружений в раствор с полимером  
На рисунке 3 представлены деформационные кривые исследуемых керамик при осевом

сжатии. На зависимости напряжений от деформации  $ZrO_2$  без модификации PLA видны локальные минимумы, характерные для разрушения пористых керамик: происходит формирование множества микротрещин, образующих сегментированную структуру, деформация которой осуществляется преимущественно за счет взаимных сдвигов образованных сегментов, без формирования единой магистральной трещины. На деформационных кривых пористых керамик, модифицированных полимером, локальные минимумы, свидетельствующие об образовании микротрещин и формировании сегментированной структуры, имеют более сглаженный характер. Это может говорить о том, что полимер играет роль твердой смазки в процессе деформации, снижая трение между осколками и отдельными сегментами, и обеспечивая больший предел прочности и величину относительной деформации, по сравнению с немодифицированной керамикой.

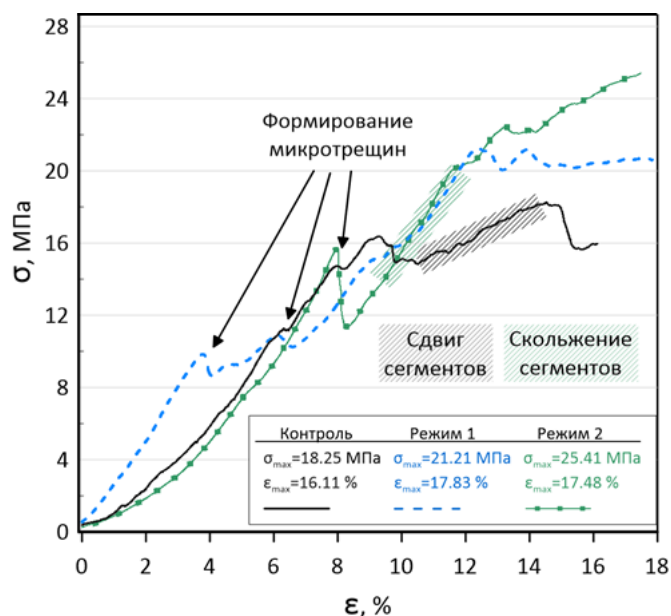


Рис. 3. Деформационные кривые исследуемых материалов при осевом сжатии

Увеличение механических свойств пористой  $ZrO_2$  керамики за счёт модификации биоинертными полимерами открывает возможность для их использования в качестве нагруженных синтетических костных заменителей без помощи инвазивных фиксирующих устройств.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0009 и FWRW-2022-0002.*

## Влияние морфологии внутрипорового пространства алюмоциркониевой керамики на адгезию и пролиферацию клеток

<sup>1,2</sup>Сенькина Е.И., <sup>1</sup>Ложкомоев А.С., <sup>1</sup>Буякова С.П., <sup>1</sup>Буяков А.С.

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

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

Керамики на основе диоксида циркония и оксида алюминия занимают устойчивую позицию среди материалов, используемых в суставном и стоматологическом протезировании. Это обусловлено наличием удачно дополняющих друг друга свойств для эксплуатации материала в физиологических условиях живого организма: механическая и химическая стабильность, нетоксичность. Однако, причиной ограниченного использования циркониевой и алюмооксидной керамики в остеозамещении является не соответствие прочностных характеристик и адгезивных свойств керамик параметрам костной ткани, что способно привести к развитию деструктивных процессов в контактной области керамический имплантат – кость.

Благодаря контролируемому формированию пористости с разной морфологией в керамике открывается возможность не только регулирования механических параметров, но и обеспечение морфологического сродства с костным матриксом.

В ходе проведенного исследования были получены пористые керамические скаффолды цилиндрической формы высотой 5 мм и диаметром 10 мм на основе порошка ATZ - 80 %  $ZrO_2$  + 3 мол. %  $Y_2O_3$  + 20 %  $Al_2O_3$  (Tosoh, Япония) с порообразующими частицами. В качестве порообразователей были выбраны частицы канифоли нерегулярной формы (**irregular**) со средним размером 400 мкм, и сферические (**spherical**) частицы сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) со средним размером 60, 150 и 300 мкм. Содержание порообразующих частиц составляло 50 об. % от общего объема порошковой смеси. Температура спекания составила 1600°C.

После спекания средний размер пор в керамиках составил: **irr** 162,98 мкм; **sph 60** – 57,18 мкм; **sph 150** – 83,57 мкм; **sph 300** – 170,47 мкм. Видно, что среднее значение размера пор значительно уменьшилось по сравнению с исходным размером порообразующих частиц. Это связано с объемной усадкой образцов после спекания, которая составила порядка 50%.

Согласно механическим испытаниям на радиальное сжатие и трехточечный изгиб, исследуемые образцы входят в диапазон значений предела прочности и модуля упругости трабекулярной костной ткани (таблица 1) [1].

Таблица 1. Механические свойства пористой керамики

Состав	Прочность при растяжении, $\sigma$ , МПа	Прочность при изгибе, $\sigma$ , МПа
irr	19,25 ± 4,89	72,02 ± 14,36
sph 60	13,68 ± 2,38	54,49 ± 9,04
sph 150	11,85 ± 1,61	37,88 ± 7,13
sph 300	7,04 ± 1,01	27,39 ± 5,56
Трабекулярная кость	10-20	1,2-80

Для оценки влияния состава и структуры керамик на пролиферацию клеток, на их поверхность высаживали фибробласты мыши линии 3T3 и инкубировали в течении 3, 5 и 7 суток (рисунок 1). Для определения количества прикрепившихся клеток на пористой керамике был проведен МТТ-тест. Как известно, оптическая плотность пропорциональна жизнеспособности клеток. Исследования *in vitro* показали, что полученная пористая керамика имеет низкие адгезивные свойства. Согласно полученным результатам в сравнении с контрольной группой на керамику адгезировалось в среднем на 80% меньше клеток. В качестве контроля был использован планшетный пластик с высокими адгезивными свойствами. Тем не менее замечено, что к 7-ым суткам численность клеток увеличилась вдвое. Это говорит о том, что клетки, которые смогли при контакте с керамикой закрепиться на ней,

начали активно пролифелировать.

С точки зрения морфологических особенностей рельефа внутрипоровой поверхности, наилучшие адгезивные свойства показали образцы с нерегулярной оскольчатой формой пор. Поверхность, морфология которой образована сферическими макропорами со средним размером 170 мкм, оказалась наименее доступной средой для адгезии клеток. Однако это не повлияло на пролиферативную активность малочисленной клеточной популяции. Количество прикрепившихся клеток на образцах **sph 60** и **sph 150** не имеют существенной разницы, и их значения близки к количеству адгезированных клеток на образцах **irr**.

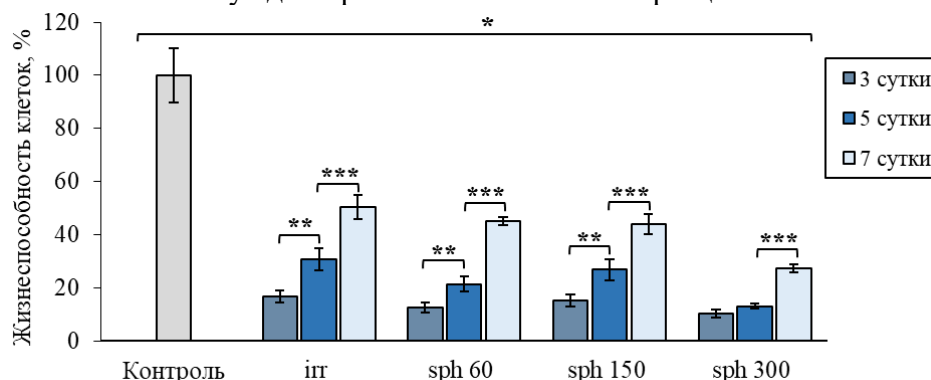


Рис. 1. Пролиферативная активность клеток на 3, 5 и 7 сутки

Примечание: \* - стат. значимые различия при  $p < 0,01$  по сравнению с контрольной группой на 3 сутки;

\*\* - стат. значимые различия при  $p < 0,01$  по сравнению с исследуемой группой на 3 сутки;

\*\*\* - стат. значимые различия при  $p < 0,01$  по сравнению с исследуемой группой на 5 сутки.

Достоверность разницы оптической плотности клеток в опытных лунках по сравнению с контрольными определяли по U-критерию Манна-Уитни, достоверное различие принято при  $p < 0,01$ .

Таким образом, было обнаружено, что при равном среднем размере пор в структуре биоинертных оксидных керамик, морфология и микрорельеф внутрипоровой поверхности становится определяющим фактором клеточной адгезии.

*Работы выполнены в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2022-0002.*

1. Свешников А. А. Минеральная плотность костей скелета, масса мышц и проблемы профилактики переломов. – М.: Академия естествознания, 2013. – 179 с. ISBN: 978-5-91327-216-4

## Стабильность трибологических покрытий MoS<sub>2</sub>, интеркалированных медью

Сергеев В.П., Калашников М.П., Сергеев О.В., Нейфельд В.В.,

Сунгатулин А.Р., Воронов А.В., Коновалов В.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Твердосмазочные материалы на основе дихалькогенидов переходных металлов широко применяются для узлов трения, работающих в вакууме. Но они не являются электропроводными и не могут использоваться в электроконтактных парах трения. Тем не менее, они имеют квазидвумерный характер кристаллической структуры, в которой существует «Ван-дер-Ваальсова щель» между трехслойными структурными блоками, куда возможно интеркалировать атомы других металлов [1, 2]. Так, дихалькогениды молибдена, интеркалированные медью, становятся хорошими проводниками, и при этом сохраняют трибологические характеристики на высоком уровне [3].

В работе исследована термическая стабильность структурно-фазового состава, удельного электросопротивления покрытий на основе Cu-Mo-S и скорости износа медных образцов с таким покрытием в зависимости от температуры старения в интервале от 77 К до 573 К в течение 100 часов от момента выемки образцов со свеженанесенным покрытием из камеры установки до момента исследования образца. Значения температуры газовой среды, в которой старелись образцы, были равны 77 К, 295 К, 423 К, 573 К. Методики приготовления трибологических образцов и экспериментальных исследований не отличались от описанных авторами ранее [4]. Покрытия Cu-Mo-S на медных подложках формировались двухфазные на основе нанокристаллических фазы Шевреля Cu<sub>2</sub>Mo<sub>6</sub>S<sub>8</sub> и гцк-фазы Cu.

При старении покрытий элементный состав сохраняется в интервале температур 77 – 423 К, тогда как при дальнейшем повышении температуры он изменяется и при 573 К из него удаляются молибден и сера, а концентрация меди и кислорода возрастает. Рентгеноструктурные исследования показали, что покрытия Cu-Mo-S, состаренные в температурном интервале 77 – 295 К, содержат также 2 фазы – ГЦК-Cu и Cu<sub>2</sub>Mo<sub>6</sub>S<sub>8</sub>, но последняя в свеженанесенном виде находится в аморфном состоянии. Старение покрытия при 423 К приводит к кристаллизации аморфной фазы Шевреля в ромбоэдрическую. Далее при 573 К происходит разложение фазы Cu<sub>2</sub>Mo<sub>6</sub>S<sub>8</sub> с уменьшением объемной доли. Вместо неё образуется полупроводниковый оксид меди CuO, который не обладает твердосмазочными свойствами. Его объемная доля в ~ 2,5 раза превышает долю фазы Шевреля в покрытии, что предполагает ухудшение твердосмазочной способности исследуемого покрытия.

Изнашивание медных пар трения с покрытием выполняли на триботестере, в вакуумной камере. Графики износа медных пар трения, состоящих из прямоугольного образца-колодки с односторонним покрытием Cu-Mo-S и контртела в виде медного диска, являются линейными. Скорость износа образцов с покрытием Cu-Mo-S в интервале температур 77 – 295 не зависит от температуры старения и имеет среднее значение  $(4,7 \pm 0,5) \times 10^{-9}$  г/с. При температуре старения 423 К наблюдается понижение скорости износа за счет превращения аморфной фазы Шевреля в нанокристаллическую. После старения при 573 К скорость износа образцов с покрытием резко возрастает. Это обусловлено качественным изменением фазового состава – электропроводная твердосмазочная фаза Cu<sub>2</sub>Mo<sub>6</sub>S<sub>8</sub> разлагается и уменьшается в объеме, а моноклинная полупроводниковая CuO образуется и увеличивается в объеме. Удельное электрическое сопротивление покрытий, измеренное четырехзондовым методом, оказалось равным для состаренных в температурном интервале 77 – 423 К величине  $\rho_n = (2,3 \pm 0,3) \cdot 10^{-7}$  Ом·м, характерной для свежеприготовленных покрытий. Старение при 573 К приводит к существенному повышению  $\rho_n$ , по-видимому, в результате деградации фазового состава покрытия, при которой происходит повышение объемной доли полупроводниковой фазы CuO за счет разложения фазы Шевреля.

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

1. Hibma T. Intercalation Chemistry. Structural Aspects of Monovalent Cation Intercalates of Layered Dichalcogenides / T. Hibma; eds. M.S.Wittingham and A.J.Jacobsen.–London: Acad. Press. – 1982. – P. 285-313.
2. Chalcogenide mechanochemistry in materials science: insight into synthesis and applications / P. Bala'z', M. Bala'z', M. Achimovic'ova', Z. Bujn'a'kova', E. Dutkova' // Journal of Materials Science. – 2017. – Vol. 52. – P. 11851-11890.
3. High-temperature superconductors, the first ternary system / B.T. Matthias, M. Marezio, E. Corenzwit, A.S. Cooper, H.E. Barz. // Science. – 1972. – Vol. 175. – P. 1465-1466.
4. Chevrel phase-based solid lubrication coating for wear resistant electrocontact friction pairs in vacuum / V.P. Sergeev, A.R. Sungatulin, M. P. Kalashnikov, O.V. Sergeev, M.T. Talgat, V.V. Neufeld, S.Yu. Zharkov // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 1954. – P.012039 (1 - 4).



## Закономерности формирования структуры и свойств высокопрочного алюминиевого сплава В95Т при сварке трением с перемешиванием с применением системы активного жидкостного охлаждения

Сидоров Е.А., Чумаевский А.В., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В контексте современной технологии, высокопрочные алюминиевые сплавы системы Al-Zn-Cu-Mg, Al-Li-Cu-Mg, играют ключевую роль в авиакосмической, автомобильной и судостроительной промышленности из-за их высокой удельной прочности и коррозионной стойкости. Но лазерная сварка или сварка плавлением, могут привести к уменьшению механических свойств в зоне сварного шва из-за термического воздействия. Сварка трением с перемешиванием (СТП) представляет собой перспективный метод соединения высокопрочных алюминиевых сплавов, позволяющий получать прочные и коррозионностойкие сварные соединения [1]. Но и теплового вклада в материал при СТП может быть слишком много для высокопрочных алюминиевых сплавов. Один из способов улучшения качества сварных соединений при СТП заключается в применении активного жидкостного охлаждения. Охлаждение инструмента и свариваемых деталей позволяет снизить тепловложение в материал, уменьшить размер зоны термического влияния и улучшить механические свойства сварного соединения. Кроме того, жидкостное охлаждение позволяет увеличить скорость сварки и повысить производительность процесса [2]. В ходе исследования использовался листовой прокат сплава В95Т толщиной 3 мм, прошедший процесс прокатки, закалки и искусственного старения при температуре 130 градусов в течение 24 часов. Структурные исследования проводили на оптическом микроскопе Altami MET1-C. Прочность на растяжение образцов определяли на универсальной испытательной машине «УТС 110М». Проведенные исследования показывают, что методом СТП с применением активного жидкостного охлаждения и с последующим искусственным старением возможно получение неразъемных соединений высокопрочных алюминиевых сплавов типа В95Т с прочностными характеристиками, находящимися на уровне свойств основного металла (рисунок 1).

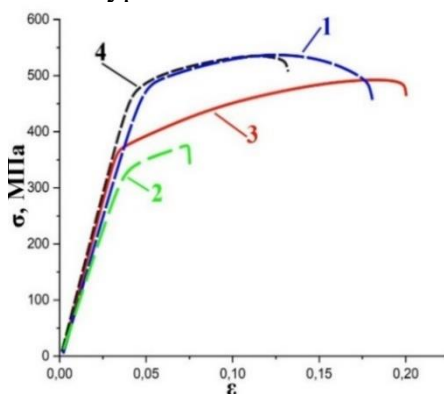


Рис. 1. Диаграммы «напряжение-деформация» образцов. Испытания на растяжение: 1 – основной металл В95Т, 2 – сварной шов, полученный СТП без охлаждения; 3 – сварной шов, полученный СТП с активным жидкостным охлаждением; 4 – сварной шов, полученный СТП с последующим искусственным старением

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2022-0004.*

1. Rometsch P. A., Zhang Y., and Knight S., "Heat treatment of 7xxx series aluminium alloys—Some recent developments // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2014. – Vol. 24. – P. 2003-2017.
2. Zeng X.H, Xue P, Wu LH, Ni D.R et al. Microstructural evolution of aluminum alloy during friction stir welding under different tool rotation rates and cooling conditions // J Mater Sci Technol. – 2019. – Vol. 35(6). – P. 972-981.

## **Влияние содержания алюминидов железа на структуру и трибомеханические свойства спеченных композитов с матрицей состава Al-40Sn**

Скоренцев А.Л., Русин Н.М., Лихарев В.Е.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Алюминиевые сплавы находят широкое применение в качестве антифрикционных материалов в подшипниках скольжения за счет высокой усталостной прочности, теплопроводности и коррозионной стойкости в маслах [1]. Если ограничить их склонность к схватыванию с контртелом, обеспечив при этом высокую прочность матрицы, то сплавы могут заменить значительно более дорогостоящие и тяжелые подшипники на медной основе. Для снижения интенсивности схватывания алюминиевых сплавов при трении в них вводят мягкое олово, которое в отсутствие жидкой смазки размазывается по поверхности трения и предотвращает схватывание Al матрицы с контртелом. Подавление адгезионной составляющей износа повышает сопротивление сплавов истиранию. Однако при получении литых подшипников остаётся не решённой проблема дезинтеграции алюминиевого каркаса вследствие выпадения олова по границам зёрен матрицы. При содержании олова выше 20 вес.% его прослойки образуют непрерывную сеть, что приводит к резкому снижению несущей способности Al сплавов.

Сохранить устойчивость алюминиевого каркаса при высоком содержании олова в сплавах Al-Sn удастся при получении их спеканием. В этом случае высокое содержание олова является полезным, поскольку, выступая в качестве твёрдой смазки, оно способствует повышению износостойкости. Было установлено, что максимальной износостойкостью при сухом трении обладает спечённый композит Al-40Sn, объёмная доля олова в котором в 2 раза превышает ее концентрацию в промышленных литых сплавах (ГОСТ 14113-78). Однако помимо износостойкости важной характеристикой подшипниковых сплавов является их несущая способность, отражающая способность изделия сохранять под нагрузкой заданную форму, то есть, материал монометаллического подшипника должен обладать определённым набором прочностных свойств [2], которых мягкая алюминиевая матрица после спекания может не иметь.

Для придания её жёсткости и твёрдости матрицу легируют веществами, которые не растворяются в твёрдом олове и не снижают его пластичности. С этой целью можно использовать твердые частицы веществ, хорошо смачиваемых как алюминием, так и оловом, например алюминиды переходных металлов. Правда, если такие частицы использовать готовыми, то смеси с большим их количеством плохо прессуются, а прессовки мало усаживаются при спекании. Однако в работе [3] было установлено, что твёрдые алюминиды можно синтезировать «in situ» непосредственно в процессе спекания прессовок из смеси пластичных элементарных порошков Al, Sn и Fe. В этом случае на месте исходных порошков железа образуются агломераты, состоящие из связанных оловянными прослойками частиц алюминидов  $Al_3Fe$ . Объёмная доля частиц новой фазы превышает долю исходного железа почти в 4 раза. К сожалению, скопления твёрдых частиц, несмотря на наличие в них оловянных прослоек, оказались твёрдыми и прочными образованиями, которые материал матрицы при деформации композитов вынужден обтекать. Это приводит к появлению в деформируемом материале дополнительных напряжений и деформаций, снижающих его пластичность.

Поэтому целью данной работы являлось исследование влияния концентрации частиц  $Al_3Fe$  на структуру, механические свойства и износостойкость спеченного композита Al-Sn с фиксированной объёмной долей мягкого олова  $\approx 20$  %, обеспечивающей максимальную износостойкость спечённых сплавов Al-Sn.

Частицы  $Al_3Fe$  были получены путем помола спеченных порошковых брикетов стехиометрического состава в шаровой мельнице. Затем их в необходимой пропорции смешивали с порошками алюминия и олова, прессовали в брикеты и спекали. Для исследования структуры полученных образцов использовали электронный микроскоп LEO EVO 50. Испытания материалов на сжатие проводили на универсальной испытательной

машине Instron-1185 при скорости осадки образцов 0,5 мм/мин. Триботехнические свойства спечённых композитов определяли при сухом трении по стальному контртелу по схеме «палец-диск» при скорости скольжения 0,6 м/с.

Было установлено, что полученные композиты состояли из трех фаз – Al, Sn и  $\text{Al}_3\text{Fe}$ , и размер частиц последней увеличивался с ростом температуры спекания. При этом агломераты из твёрдых частиц практически отсутствовали (рис. 1) в отличие от случая спекания смесей элементарных порошков.

Механические испытания показали, что прочность композитов Al- $\text{Al}_3\text{Fe}$ -Sn значительно выше, чем у композитов того же состава, но полученных из смеси элементарных порошков. При этом пластичность исследуемых композитов, особенно при большом содержании алюминидов (> 30 %), также оказывается заметно выше. Прочность композитов возрастала с увеличением содержания в них алюминидов, а пластичность снижалась.

Трибологические испытания показали, что введение готовых частиц алюминидов железа и соответствующие структурные изменения положительно сказываются на износостойкости композитов Al- $\text{Al}_3\text{Fe}$ -Sn при сухом трении по стали. Было установлено, что при равномерном распределении твёрдых частиц время образования частиц износа, а, следовательно, и износостойкость алюмоматричного композита, возрастает. Однако увеличение концентрации алюминидов выше 36 % приводит к резкому снижению пластичности композитов и увеличению интенсивности их изнашивания при прочих равных условиях.

На основании полученных результатов делается вывод, что введение в порошковую смесь Al и Sn заранее синтезированных частиц  $\text{Al}_3\text{Fe}$  является полезной операцией, позволяющей избежать образования скоплений из твердых частиц в объёме композитов. Их равномерное распределение по объёму способствует формированию мелкодисперсной структуры, обеспечивающей хорошие механические свойства и высокую износостойкость спечённых композитов состава Al-Fe-Sn, удовлетворяющих техническим требованиям, предъявляемым монометаллическим подшипникам скольжения.

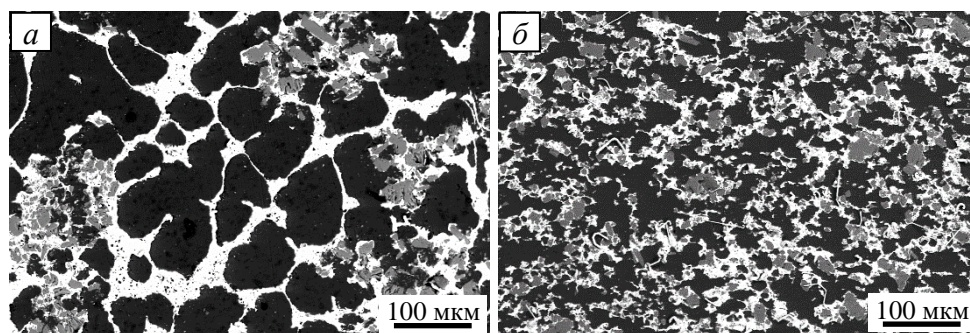


Рис. 1. Структура спеченных при 710 °С композитов Al-7Fe-38Sn (а) и Al-17FeAl<sub>3</sub>-38Sn (б)

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

1. Буше Н.А., Двоскина В.А., Раков К.М. Подшипники из алюминиевых сплавов. – М.: Транспорт, 1974. – 256 с.
2. Mironov A.E., Gershman I.S., Gershman E.I. Influence of tin on the tribotechnical properties of complex antifriction aluminum alloys // J. Frict. Wear. – 2018. – Vol. 39. – P. 394–399. – DOI: 10.3103/S1068366618050100.
3. Rusin N.M., Skorentsev A.L. Special features of structure formation in a composite due to sintering a mixture of elementary powders of Al, Fe and Sn // Met. Sci. Heat Treat. – 2022. – Vol. 63. – P. 552–557. – DOI:10.1007/s11041-022-00727-8.

## Разработка сварочных материалов с азотом для сварки конструкций из сталей специального назначения

<sup>1,2</sup>Смоленцев А.С., <sup>1,2</sup>Соболева Н.Н., <sup>1,2</sup>Вотинова Е.Б., <sup>1</sup>Веселова В.Е.

<sup>1,2</sup>Березовский А.В., <sup>1,2</sup>Смоленцев М.С., <sup>1</sup>Мушников А.Н.

<sup>1</sup>Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

Высокопрочные стали находят все более широкое применение в различных отраслях промышленности. Высокая прочность, достаточная пластичность, вязкость и хладостойкость данных материалов позволяют создавать более легкие и прочные сварные конструкции с одновременным снижением расхода материалов на изготовление изделий. Особый интерес представляют высокопрочные среднелегированные стали мартенситного и мартенситно-бейнитного класса, которые используются в производстве корпусов специальной техники [1–5].

Высокопрочные среднелегированные стали в сравнении с низкоуглеродистыми и низколегированными сталями требуют специфического подхода к изготовлению сварных конструкций в связи с ухудшенными характеристиками свариваемости. Основной сложностью при сварке данных сталей является высокая склонность металла шва (МШ) и зоны термического влияния (ЗТВ) к появлению холодных и горячих (кристаллизационных) трещин, а также получения механических свойств сварных швов, аналогичных или близких свойствам основного металла без применения предварительного и (или) сопутствующего подогрева и послесварочной термообработки [1–9].

Одним из перспективным направлением снижения склонности МШ и ЗТВ к появлению дефектов и повышению механических характеристик сварных швов является разработка электродных материалов на базе высокопрочных аустенитных сталей с азотом [10–12].

Разработка аустенитных сварочных материалов с новой системой легирования Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-Cu-N в виде проволок сплошного сечения и порошковых проволок позволяют получать повышенные механические характеристики наплавленного металла и сварных соединений благодаря использованию в качестве основного легирующего элемента азота в количестве 0,25...0,40 мас. %, который участвует в различных механизмах упрочнения металла с одновременно сохранением пластических характеристик на высоком уровне. В структуре наплавленного металла или МШ, полученного порошковой проволокой с системой легирования Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-Cu-N, формируется хромомарганцеазотистый аустенит и дельта-феррит в количестве 1–4 об. % (рис. 1). Такая структура обладает повышенными прочностными и пластическими характеристиками в результате микро-TRIP-TWIP-эффекта при пластической деформации.

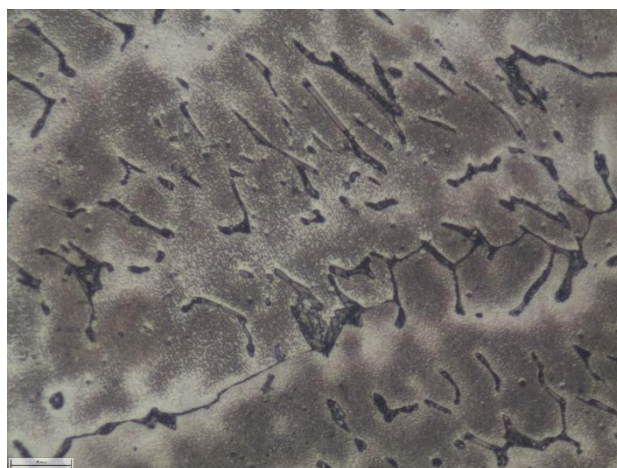


Рис. 1. Структура наплавленного металла

Сравнение механических характеристик наплавленного металла, выполненного отечественными и зарубежными рядовыми марками проволок, и проволокой с системой легирования Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-Cu-N показывает, что разработанный состав обладает повышенными показателями прочности и одновременно пластичности на 20–30 % (см. таблицу 1).

Таблица 1. Показатели механических характеристик наплавленного металла, полученного электродными материалами аустенитно-ферритного класса

Проволоки	$\sigma_B$ , МПа	$\sigma_{0,2}$ , МПа	$\delta$ , %
Св-08Х20Н9Г7Т ГОСТ 2246-70	600	320	33
Св-07Х25Н12Г2Т ГОСТ 2246-70	590	360	36
ПП-309Н (Х23,5Н13Г1,4)	580	460	32
Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-Cu-N	820	570	43

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-20059 (<https://rscf.ru/project/24-19-20059/>) и Правительства Свердловской области.*

1. Современное состояние и проблемы свариваемости высокопрочных закаляющихся сталей / А.В. Березовский, А.С. Смоленцев, М.П. Шалимов, М.С. Смоленцев, А.Н. Балин // Тяжелое машиностроение. – 2021. – № 7–8. – С. 2–9.
2. Смоленцев А. С. Пути решения проблемы свариваемости высокопрочных сталей, склонных к закалке (обзор) // Сварка и диагностика. – 2019. – № 3. – С. 48–53.
3. Kuhlmann U., Gunther H., Rasche C. High-strength steel fillet welded connections // Steel Construction. – 2008. – Vol. 1. – P. 77–84. – DOI:10.1002/stco.200890013.
4. Шолохов М.А. Пути повышения производительности сварки корпусных конструкций специальной техники // Заготовительные производства в машиностроении. – 2015. – № 5. – С. 10–14.
5. Шалимов М.П. Разработка технологии и порошковой проволоки для дуговой сварки высокопрочных легированных сталей // Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение. – 2019. – Т. 21, № 1. – С. 49–54.
6. Cabrilo A. Toughness Behaviour in Armour Steel Welds // Technical Gazette. – 2018. – Vol. 25. – Iss. 6. – P. 1699–1707.
7. Brezova E., Masiar H., Radic P. Welding of high strength materials used in the manufacture of special equipment // University Review. – 2014. – Vol. 8. – Iss. 3–4. – P. 51–61.
8. Макаров Э.Л., Якушин Б.Ф. Теория свариваемости сталей и сплавов. – М.: Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2014. – 487 с.
9. Структура и вязкость зоны термического влияния сварных соединений высокопрочной стали / Т.И. Табатчинова, А.Д. Носов, С.Н. Гончаров, Н.З. Гуднев, С.Ю. Дельгадо Рейна, И.Л. Яковлева // Физика металлов и материаловедение. – 2014. – Т. 115. – № 12. – С. 1309–1317.
10. Mohammed R., Reddy M., Srinivasa Rao K. Welding of nickel free high nitrogen stainless steel: Microstructure and mechanical properties // Defence technology. – 2017. – Vol. 13. – Iss. 2. – P. 59–71.
11. Future Armour Materials and Technologies for Combat Platforms / B. Bhav Singh, G. Sukumar, P. Ponguru Senthil, P.K. Jena, P.R.S. Reddy, K. Siva Kumar, V. Madhu, G.M. Reddy // Defence Science Journal. – 2017. – V. 67. – P. 412–419.
12. Twip-effect in nickel-free high-nitrogen austenitic Cr-Mn steels / V.V. Berezovskaya, Yu.A. Raskovalova, E.A. Merkushev, R.Z. Valiev // Metal Science and Heat Treatment. – 2016. – Vol. 57. – Iss. 11–12. – P. 656–662.

## **Механические свойства и микроструктура сварного соединения при дуговой сварке неплавящимся электродом в инертном газе (TIG) алюмоматричных композитов системы (Al-Zn-Mg-Cu)-TiC**

Спирина И.А., Смирнов А.С., Канакин В.С.

*Институт машиноведения им. Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург*

В последние годы металлические композиционные материалы с матрицей из алюминиевых сплавов становятся всё более востребованными в различных отраслях промышленности. Такая тенденция связана с тем, что такие материалы превосходят обычные сплавы по удельным механическим свойствам, износостойкости и коэффициенту теплового расширения. При производстве металлических изделий часто используют сварочные технологии, поскольку они позволяют собрать конструкцию наиболее эффективным способом. Это решение обосновано экономической целесообразностью или технической невозможностью изготовить деталь целиком методом литья или обработки давлением.

На данный момент одним из наиболее распространённых способов сборки конструкций из композиционных материалов является дуговая сварка. Способы дуговой сварки являются универсальными с точки зрения возможной геометрии и пространственного положения свариваемых изделий, а также требуют более низкого качества предварительной подготовки стыков по сравнению с высококонцентрированными способами сварки (лазерная, электронно-лучевая), что с технологической точки зрения предпочтительнее, особенно в случае сборки габаритных конструкций. Одним из самых доступных дуговых способов сварки, обеспечивающих получение качественного сварного соединения для дисперсно-упрочнённых алюмоматричных композитов, является дуговая сварка неплавящимся электродом в инертном газе (TIG).

Текущая работа посвящена изучению сформированной микроструктуры и полученных механических свойств сварного соединения металломатричных композитов с матрицей из алюминиевого сплава В95, армированной частицами карбида титана (TiC) с фракцией F800. Объёмное содержание армирующих частиц находилось в диапазоне от 1 до 10%. Композиты были изготовлены жидкофазным методом путем введения частиц карбида титана в расплав сплава В95 с сопутствующим механическим перемешиванием. Из полученной отливки были нарезаны пластины, которые впоследствии сваривались встык без зазора и присадочного материала. После сварки были подготовлены образцы для проведения металлографического исследования микроструктуры и измерения микротвердости, а также были изготовлены образцы для испытаний на статическое растяжение.



## Анализ деформационного поведения сетчатых конструкций при статическом нагружении

<sup>1</sup>Сухова М.Р., <sup>2</sup>Голоднов А.И., <sup>2,3</sup>Беликов С.В., <sup>1</sup>Привалова В.В., <sup>1</sup>Каманцев И.С.

<sup>1</sup>Институт машиноведения имени Э.С. Горкунова УрО РАН, Екатеринбург

<sup>2</sup>Уральский федеральный университет имени Б.Н. Ельцина, Екатеринбург

<sup>3</sup>Институт физики металлов имени М.Н. Михеева УрО РАН, Екатеринбург

В настоящее время широкое распространение получают изделия и элементы конструкций, изготовленные с помощью аддитивного производства. Отличительной особенностью таких изделий является их крайне развитая архитектура и невозможность получения таких изделий традиционными методами. Однако, было установлено, что при построении изделий из металлов методом 3D-печати существуют как минимум два конкурирующих процесса: разрушение изделий, связанное с особенностью синтеза исследуемого класса материалов в процессе печати, и разрушение изделий в зависимости от геометрического строения [1]. Определяющим фактором механических характеристик решетчатых конструкций являются такие параметры как: топология ячеек, размер и толщина стенок [2]. Однако информация о влиянии данных параметров на особенности процесса деформирования сетчатых конструкций носит разрозненный, а в большинстве случаев противоречивый характер.

Целью данной работы является оценка монотонности протекания процессов деформирования в смежных областях конструкций с квазипериодической сетчатой структурой.

В работе исследованы сетчатые образцы с квазипериодической структурой, полученные методом 3D-печати на основе технологии цифровой обработки света (DLP). Для оценки перемещения узлов в конструкции исследуемых структур проведены испытания на одноосное сжатие и анализ перемещения узлов с помощью оптического прибора для анализа перемещений Visual Displacement Analyzer (VDA).

В качестве подхода к изучению особенностей квазипериодических сетчатых конструкций было сделано предположение о том, что в структуре могут быть выделены области, отличающиеся более или менее правильным периодическим расположением ячеек, подобные отдельным зернам в поликристаллах, и переходные области в которых правильная периодичность нарушается. Можно предположить, что особенности перемещения отдельных элементов структуры при деформации будут определяться степенью деформации, принадлежностью элемента к тому или иному типу областей, геометрическим характеристикам вмещающей области и пространственному расположению элемента относительно границ вмещающей области (рис. 1).

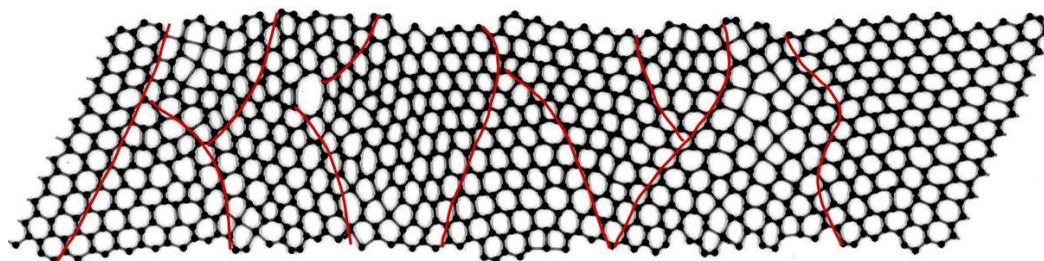


Рис. 1. Развертка конструкции с непериодической структурой

В качестве примера приведена область, в которой был произведен анализ перемещения узлов конструкции с квазипериодической структурой (рис. 2). Также приведены характерные перемещения, нормированные на базовое перемещение по верхнему подвижному бойку (рис. 3). Как видно из приведенной на рисунке 3 диаграммы перемещения точек в плоскости анализа полей деформации, на начальной стадии деформирования выбранные узлы смещаются монотонно, т.е. разница перемещений близка к нулю. На некоторой стадии (на представленной диаграмме после 25-го шага) поведение отдельных узлов существенно



меняется.

Так, смежные узлы, находящиеся в пределах исследуемой зоны, начинают перемещаться со значительной разницей в перемещениях. Понятно, что подобное нарушение синхронности в перемещениях приводит к возникновению существенных деформаций в перемычках между узлами, возникновению значительных напряжений и, как следствие, их разрушению.

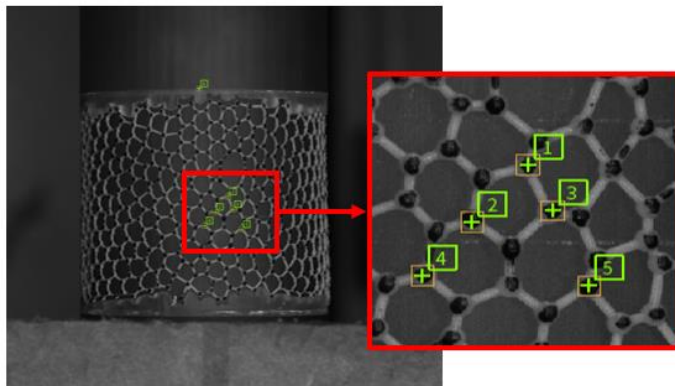


Рис. 2. Выбранная область для анализа перемещения узлов

Кроме этого, наблюдается смещение момента выхода на стадию немонотонного поведения отдельных пар узлов, что подчеркивает неравномерность деформирования конструкции как единого целого, т.е. выделяются отдельные участки, которые перемещаются кооперативно без деформации в пределах данной зоны или группы узлов/ячеек. А также границы зон, на которых из-за взаимного поворота смежных областей или смены направлений происходит локализация деформации и разрушение перемычек.

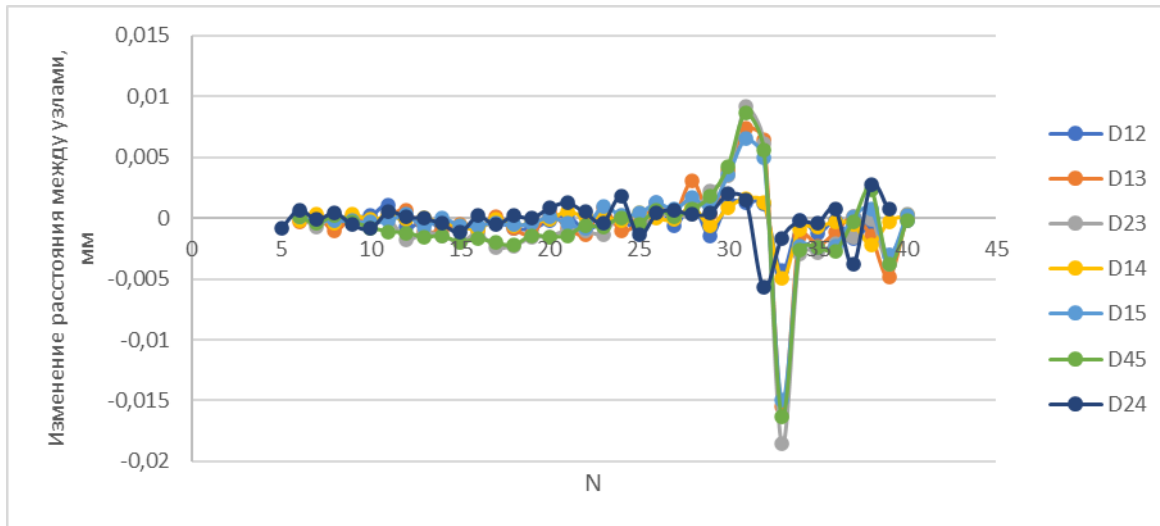


Рис. 3. Перемещение точек в плоскости анализа полей деформации

Согласно проведенному анализу, можно утверждать, что имеющаяся неперIODичность строения позволяет конструкции деформироваться в несколько этапов. Это жесткое перемещение отдельной зоны как целого, потеря взаимного синхронного поступательного движения смежных зон, отдельные акты разрушения и деформирование внутренней части выделенных зон.

1. Fracture behavior of Ti-6-4 cellular structures obtained by selective laser melting / I. S. Kamantsev, N. Yu. Loginov, S. V. Belikov [et al.]. // Diagnostics, Resource and Mechanics of materials and structures. — 2020. — № 4. — P. 35-47.
2. Obadimu, S. O. Compressive behaviour of additively manufactured lattice structures: a review / S. O. Obadimu, K. I. Kourousis. // Aerospace. — 2021. — № 8. — P. 207.

## Влияние содержания ниобия на функциональные свойства поликристаллов сплава $(\text{Ni}_{50,3}\text{Ti}_{34,7}\text{Hf}_{15})_{100-x}\text{Nb}_x$ ( $x=0, 10, 15$ ат. %)

Тагильцев А.И., Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Ефтифеева А.С., Суриков Н.Ю.,  
Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Томский государственный университет, Томск*

Работа посвящена влиянию содержания ниобия (0-15 ат. %) на развитие В2-В19' мартенситных превращений (МП) при охлаждении/нагреве в свободном состоянии и под нагрузкой, эффект памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) поликристаллического сплава  $\text{Ni}_{50,3}\text{Ti}_{34,7}\text{Hf}_{15}$ . Предполагается, что легирование Nb позволит контролировать температуры фазового перехода и функциональные свойства сплава, будет способствовать увеличению пластичности и термической стабильности поликристаллов, а также обеспечит повышенную устойчивость к окислению и увеличит параметры износостойкости. Объектом исследования являются поликристаллы сплавов  $\text{Ni}_{50,3}\text{Ti}_{34,7}\text{Hf}_{15}$  (ат. %),  $(\text{Ni}_{50,3}\text{Ti}_{34,7}\text{Hf}_{15})_{90}\text{Nb}_{10}$  (ат. %) и  $(\text{Ni}_{50,3}\text{Ti}_{34,7}\text{Hf}_{15})_{85}\text{Nb}_{15}$  (ат. %), полученные методом дуговой плавки с использованием высокочистых ( $> 99,99$  %) элементов. Образцы для деформации сжатием имели форму параллелепипеда и размеры  $3 \times 3 \times 6$  мм<sup>3</sup>. После резки сплав был подвергнут высокотемпературному отжигу при 1223 К в течение 2 ч в среде инертного газа с последующей закалкой в воду для снятия внутренних напряжений и выравнивания химического состава. Температуры МП в сплаве  $\text{Ni}_{50,3}\text{Ti}_{34,7}\text{Hf}_{15}$  составляют:  $M_s = 355$  К,  $M_f = 338$  К,  $A_s = 365$  К,  $A_f = 401$  К. Добавление 10 ат. % ниобия не приводит к существенному изменению температур МП:  $M_s = 360$  К,  $M_f = 298$  К,  $A_s = 356$  К,  $A_f = 398$  К, в отличие от 15 ат. %, что вызывает увеличение температур на 35-40 К:  $M_s = 396$  К,  $M_f = 372$  К,  $A_s = 421$  К,  $A_f = 449$  К. Это может быть связано с образованием различных вторичных фаз на основе Nb при его повышенном содержании, которые наблюдались в работах [1, 2]. Следовательно, сплавы  $(\text{Ni}_{50,3}\text{Ti}_{34,7}\text{Hf}_{15})_{85}\text{Nb}_{15}$  будут проявлять высокотемпературный ЭПФ, что является основополагающим свойством для практического применения материала.

Экспериментально установлены особенности развития МП под нагрузкой при проявлении ЭПФ и СЭ. Во всех исследованных поликристаллах сплавов NiTiHfNb наблюдается высокотемпературный ЭПФ с обратимой деформацией 0,5-0,8 % при темоциклировании под нагрузкой в интервале температур 350-525 К. Минимальные сжимающие напряжения 200-250 МПа, необходимые для реализации ЭПФ, не зависят от химического состава сплава. В циклах нагрузка/разгрузка при исследовании СЭ при постоянной температуре испытания минимальный уровень критических напряжений образования мартенсита в 2,5-3,0 выше, чем в циклах охлаждение/нагрев под нагрузкой и составляет 600-800 МПа. Это связано с высокими значениями нехимической энергии  $\Delta G_{\text{nonch}}^{A-M}$ , необходимой для образования ориентированного мартенсита напряжений. В циклах охлаждение/нагрев под нагрузкой за счет образования аккомодирующей смеси, состоящей из вариантов ориентированного мартенсита и вариантов мартенсита охлаждения, можно получить обратимую деформацию при более низкой нагрузке, чем в циклах нагрузка/разгрузка, где критические напряжения соответствуют полностью ориентированному мартенситу.

СЭ наблюдается только в поликристаллах сплава  $\text{Ni}_{50,3}\text{Ti}_{34,7}\text{Hf}_{15}$  (ат. %) в интервале от 423 К до 473 К, что связано с высокими прочностными свойствами В2-фазы (выше 2000 МПа) в данных сплавах. Добавление 10 ат. % и 15 ат. % Nb приводит к существенному уменьшению прочностных свойств В2-фазы (до 1300 и 1200 МПа, соответственно), при том, что сохраняется высокий уровень минимальных критических напряжений 600-800 МПа образования мартенсита. Вышеперечисленные факторы в итоге приводят к отсутствию СЭ в данных сплавах. Однако, при добавлении Nb существенно возрастает пластичность материалов. Если поликристаллы  $\text{Ni}_{50,3}\text{Ti}_{34,7}\text{Hf}_{15}$  хрупко разрушаются при температурах выше 473 К при достижении предела текучести, то сплавы с 10 ат. % и 15 ат. % Nb пластически деформируются. Следовательно, такие материалы являются перспективными для прокатки

или иных методов интенсивной пластической деформации с целью оптимизации микроструктуры, управления функциональными свойствами данных сплавов и получения необходимых размеров и формы заготовок для практического использования высокотемпературного ЭПФ.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства образования и науки РФ FSWM-2024-0007.*

1. Wire-based electron beam additive manufacturing of NiTiNb shape memory alloy: Microstructure, phase-transformation behavior and mechanical properties / M. Xu, Y. Chen, T. Zhang, J. Xie, S. Wang, L. Yin // Mater. Sci. Eng. A. – 2024. – Vol. 901. – 146509. – DOI:10.1016/j.msea.2024.146509.
2. Effect of solution treatment on the microstructure, phase transformation behavior and functional properties of NiTiNb ternary shape memory alloys fabricated via laser powder bed fusion in-situ alloying / R. Xi, H. Jiang, G. Li, Z. Zhang, H. Wei, G. Zhao, J.V. Humbeeck, X. Wang // Int. J. Extrem. Manuf. – 2024. – Vol. 6. – 045002. – DOI:10.1088/2631-7990/ad35fc.

## **Развитие высокотемпературных эффекта памяти формы и сверхэластичности в монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$**

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

Сплавы Гейслера на основе  $\text{Ni}_2\text{FeGa}$ , обладающие термоупругими  $\text{L}_{21}(\text{B}_2)\text{-L}_{10}$  мартенситными превращениями (МП), широко исследованы. Они обладают высокими обратимыми деформациями, широким интервалом развития сверхэластичности (СЭ), в них исследованы влияния химического состава на температуры и проведены систематические исследования влияния выделения вторичных фаз на МП. Однако, при этом сплавы с наиболее оптимальными характеристиками проявляют МП при температурах не выше 300 К. Интерес же представляют высокотемпературные материалы, в которых МП появляются при более высоких температурах, что позволяет получить ЭФ и СЭ выше 373 К. Целью работы является на основе сплавов  $\text{Ni}_2\text{FeGa}$ , легированных 10 ат.% кобальтом разработать высокотемпературные материалы и исследовать закономерности изменения МП, ЭФ и СЭ в зависимости от режима термической обработки.

Экспериментально показано, что температурами МП в широком температурном интервале можно управлять за счет вариации скорости закалки и времени отжига при 1448 К. В работе высокотемпературные МП получены на основе монокристаллов  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$ , прошедших высокотемпературную термообработку при 1448 К, 3-6 ч с последующей быстрой закалкой со скоростью более 1000 К/мин. Температуры МП составляют:  $M_s = 327$  К,  $M_f = 273$  К,  $A_s = 283$  К,  $A_f = 330$  К. Монокристаллы, которые отжигали при 1448 К, 1 ч с закалкой со стандартной скоростью 200-300 К/мин, испытывают МП при  $M_s = 203$  К,  $M_f = 163$  К,  $A_s = 173$  К,  $A_f = 218$  К. В монокристаллах, которые подвергали медленному охлаждению после отжига при 1448 К, 1 ч, температуры МП значительно ниже и составляют:  $M_s = 170$  К,  $M_f = 148$  К,  $A_s = 158$  К,  $A_f = 181$  К.

Такая разница может быть связана со следующими процессами. В сплавах с содержанием 10 ат.% и более наблюдается выделение  $\omega$ -фаз при температурах выше 530 К. Как известно, избежать выделение наноразмерных предвыделений  $\omega$ -фазы при закалке затруднительно, что требует высоких скоростей закалки. В монокристаллах после медленного охлаждения электронномикроскопически наблюдаются наноразмерные выделения порядка 5 нм, наблюдаемые в темнопольных изображениях в дополнительных рефлексах, характерных для  $\omega$ -фазы. Наноразмерные частицы значительно увеличивают прочностные свойства, и накапливают упругую энергию, что способствует снижению температур МП и характерно для всех сплавов с памятью формы. Эти предвыделения значительно уменьшают температуры МП, по сравнению с отжигом в течение 1 ч и закалкой со скоростью 200-300 К/мин, которая сокращает содержание объемной доли  $\omega$ -фазы. Кроме того, за счет длительного отжига в течение 3-6 ч и быстрой закалки в монокристаллах  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$  выделяются крупные частицы  $\gamma$ -фазы богатые кобальтом и уменьшению содержания кобальта в матрице. Таким образом, уменьшение объемной доли  $\omega$ -фазы и выделение  $\gamma$ -фазы вызывает значительный рост температур МП.

Выделение пластичной  $\gamma$ -фазы после отжига при 1448 К, 3-6 ч приводит к возможности деформировать монокристаллы при растяжении, тогда как монокристаллы после отжига при 1448 К, 1 ч со стандартной закалкой не деформируются при растяжении и хрупко разрушаются. В итоге, в монокристаллах  $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$  после отжига при 1448 К, 3-6 ч с последующей быстрой закалкой наблюдается высокотемпературная СЭ при  $T > 373$  К, как при деформации растяжением, так и сжатием. Температурный интервал развития высокотемпературной СЭ составляет от 373 до 548 К независимо от способа деформации. В отличие от этого, в монокристаллах после отжига при 1448 К, 1 ч со стандартной закалкой при деформации сжатием СЭ не наблюдается выше 448 К.

*Работа выполнена в проект Российского научного фонда 24-19-00242.*

## Исследование скорости горения термитных смесей Al-CuO, полученных при различных параметрах ультразвукового перемешивания

<sup>1,2</sup>Торопков Н.Е., <sup>3</sup>Губарев Ф.А., <sup>3</sup>Цирон М.С., <sup>1,2</sup>Лернер М.И.

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

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

<sup>3</sup>Севастопольский государственный университет, Севастополь

Развитие порошковой техники и техники 3D-печати привлекло внимание к применению полимеров, наполненных металлическими порошками. Современные композитные материалы на основе металлонаполненных полимеров могут найти применение в авиационной и космической промышленности благодаря их хорошим радиопоглощающим свойствам. Помимо металлов, полимеры также наполняются порошками металлических оксидов, обладающих различными свойствами в зависимости от типа используемого оксида. Одним из возможных наполнений полимеров являются высокоэнергетические материалы (ВЭМ), а именно термитные составы на основе нано- и микропорошков Al и оксидов металлов (CuO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, MoO<sub>3</sub> и др.) [1]. Эти смеси обладают высокой реакционной активностью и чувствительны к механическому воздействию и электрическим разрядам, что может привести к самовозгоранию.

Использование связующего полимера позволяет аддитивно формировать сложные формы изделий из высокоэнергетических материалов и предотвращает их самовозгорание. Для подбора соответствующего связующего необходимо изучить энергетические свойства наполнителя.

Цель настоящего исследования заключается в изучении влияния ультразвукового перемешивания на процесс горения нанотермитной смеси Al-CuO при различных параметрах ультразвукового воздействия.

В работе применялись нанопорошки алюминия и оксида меди, полученные методом электрического взрыва проводника [2]. Нанопорошки засыпались в малообъёмную ёмкость с весовым соотношением порошков алюминия и оксида меди 1:4. Перемешивание осуществлялось в среде изопропилового спирта при комнатной температуре. Для приготовления термитной смеси использовалось перемешивание в смесителе «пьяная бочка», а затем ультразвуковое перемешивание в течение 5, 10, 20 и 30 минут при мощности УЗ 75, 115 и 150 Вт. После смешения порошковые композиции помещались в сушильный шкаф для полного удаления спирта.

Образец термитной смеси массой 0,15 г и размером 20×3×3 мм<sup>3</sup>, помещался на предметный столик лазерного монитора. Инициирование горения производилось диодным лазером с длиной волны излучения 465 нм, мощностью 2 Вт и длительностью импульса 0,2 с. Система визуализации построена на основе скоростных камер Evercam F 1000-16-C и усилителя яркости на парах бромида меди (рис. 1) [3].

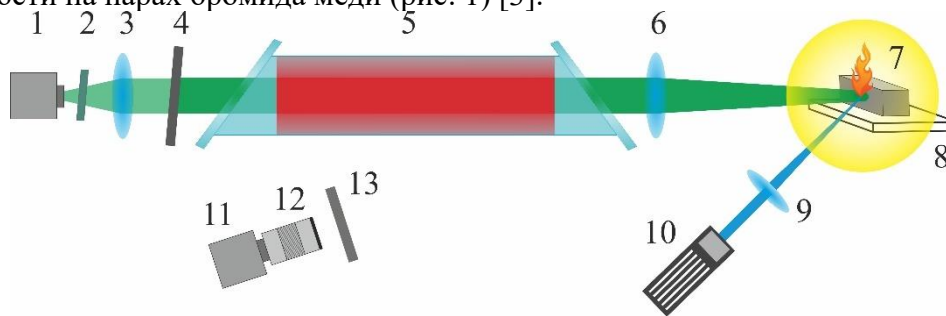


Рис. 1. Схема экспериментальной установки. 1, 11 – скоростные камеры; 2 – полосовой фильтр; 3, 12 – объективы; 4, 13 – нейтральные светофильтры; 5 – усилитель яркости; 6 – линза, формирующая изображение; 7 – исследуемый образец; 8 – подложка; 9 – фокусирующая линза; 10 – иницирующий лазер

Для фокусирования света на образце использовалась собирающая линза с фокусным расстоянием 26 см. Поскольку горение термитной смеси Al-CuO протекает со значительным разбросом продуктов сгорания, устанавливался защитный экран в виде кварцевого стекла.

Запись изображений осуществлялась тремя камерами. Она имеет два синхронизированных канала скоростной визуализации. Усилитель яркости работает в импульсном режиме с длительностью импульса излучения 40 нс, частотой повторения импульсов 20 кГц. Усилитель яркости генерирует малую мощность для освещения объекта исследования, равную 14 мВт, что соответствует плотности мощности в области наблюдения 0,5 мВт/мм<sup>2</sup>. Данное воздействие не приводит к каким-либо видимым изменениям на поверхности образца, его воздействием на ВЭМ можно пренебречь.

По кадрам скоростной видеозаписи изображений лазерного монитора рассчитывалось время начала горения (появление видимых изменений на поверхности образца после начала воздействия иницирующим лазером) по отношению к началу воздействия.

Каждая серия экспериментов проводилась при фиксированном положении образца на платформе. Результаты расчёта представлены на рисунках 2 и 3.

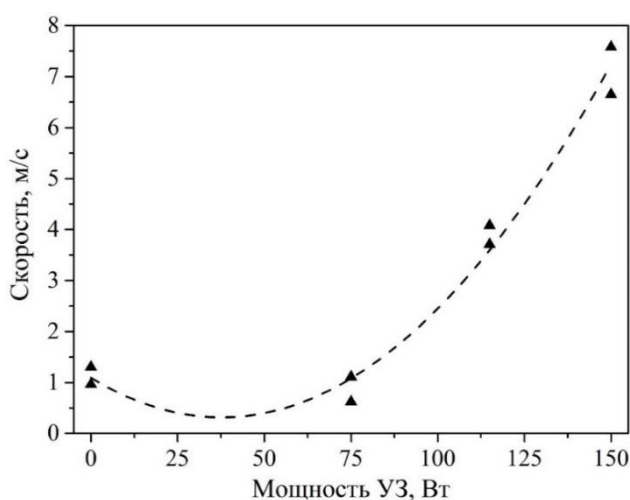


Рис. 2. Зависимость скорости горения смеси от мощности ультразвуковых колебаний при времени ультразвукового перемешивания 20 минут.

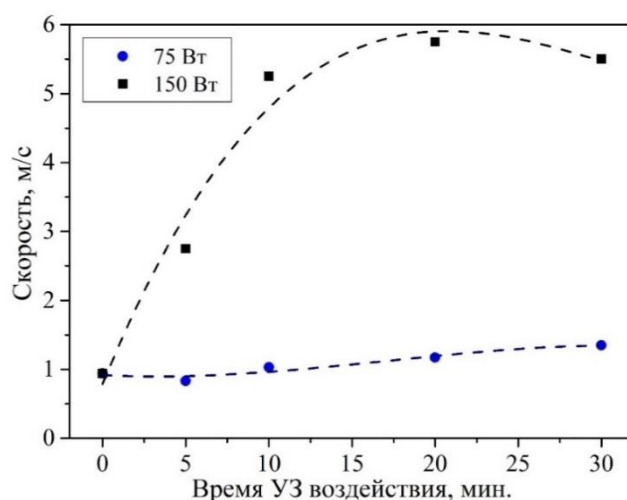


Рис. 3. Зависимость скорости горения смеси от времени ультразвукового перемешивания при различной мощности ультразвуковых колебаний

На рисунке 2 наблюдается зависимость, показывающая, что при увеличении мощности ультразвукового перемешивания до 75 Вт скорость горения практически не меняется, при мощности свыше 115 Вт скорость горения возрастает более чем в 4 раза.

На рисунке 3 показаны результаты экспериментов при различном времени воздействия УЗ перемешивания на скорость горения для двух мощностей – 75 и 150 Вт. Из графика видно, что при увеличении длительности ультразвукового перемешивания заметно усиливается в диапазоне до 20 мин. Так, при мощности УЗ 75 Вт скорость возрастает в ~1,3 раза, а при мощности УЗ 150 Вт увеличивается в ~6 раз.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 21-79-30006). Ссылка на информацию о проекте: <https://rscf.ru/en/project/21-79-30006/>.*

1. Piercey D.G., Klapoetke T.M. Nanoscale aluminum-metal oxide (thermite) reactions for application in energetic materials // Central European Journal of Energetic Materials. – 2010. – Vol. 7. – №. 2. – P. 115-129.
2. Pervikov A., Toropkov N., Kazantsev S., Bakina O.V., Glazkova E., Lerner M. Preparation of nano/micro bimodal aluminum powder by electrical explosion of wires // Materials. – 2021. – Vol. 14, № 21. – Art. No. 6602.
3. Gubarev F.A., Mostovshchikov A.V., Li L. High-speed optical imaging technique for combusting metal nanopowders // Optics and Laser Technology. – 2023. – Vol. 159. – Art. No 108981.

## Наведение двустороннего эффекта памяти формы и ферроэластичности в состаренных в мартенсите под нагрузкой монокристаллах сплава NiFeGaCo

Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Актуальным вопросом в настоящее время является разработка новых многофункциональных материалов для их широкого применения в качестве сенсоров, актуаторов, демпферов. Помимо широко изученных в сплавах Гейслера свойств эффекта памяти формы (ЭПФ) и сверхэластичности (СЭ) монокристаллы на основе NiFeGaCo могут проявлять двусторонний эффект памяти формы (ДЭПФ) в циклах охлаждение/нагрев в свободном состоянии и ферроэластичность (ФЭ) в циклах нагрузка/разгрузка в мартенситном состоянии. Перспектива наведения в сплавах ФЭ заключается в получении больших обратимых деформаций, более чем в 2 раза превышающих ресурс деформации превращения при сжатии ( $\epsilon_{tr} = 6,25\%$ ) [1]. Причиной проявления таких больших деформаций при ФЭ в отличие от ЭПФ и СЭ является обратимость деформации, которая не связана с развитием мартенситного превращения (МП), а происходит за счет переориентации мартенситных вариантов при деформации сжатием. Эффективность получения таких больших обратимых деформаций путем старения в мартенситном состоянии под сжимающей нагрузкой (СМН) показана в работах на монокристаллах ферромагнитных сплавов CoNiGa и CoNiAl [2, 3]. При СМН стабилизируется один преимущественный вариант мартенсита, который в дальнейшем будет расти в свободном состоянии с изменением температуры при проявлении ДЭПФ и переориентироваться в другой благоприятный вариант мартенсита по отношению к внешней нагрузке при ФЭ. Целью данной работы является наведение ФЭ при деформации сжатием в мартенситном состоянии и исследование температурной зависимости и циклической стабильности ФЭ на монокристаллах сплава Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub>.

Для получения однородной структуры материала проведен высокотемпературный отжиг монокристаллов при температуре  $T = 1448\text{ К}$  в течение 1 часа с последующей закалкой в воду.

При проведении СМН образец нагружали вдоль направления  $[110]_{B2}||[100]_{L10}$  в условиях проявления СЭ, переводя его в мартенситное состояние, при температуре испытания  $423\text{ К}$ , выдерживали в течение 1 часа под сжимающей нагрузкой  $450\text{ МПа}$ . Такой режим СМН приводит к стабилизации раздвойникового варианта  $L1_0$ -мартенсита и проявлению ДЭПФ вдоль перпендикулярного старению  $[001]_{B2}$ -ориентации с большой величиной обратимой деформации до  $+9,0\%$  при температурах  $B2-L1_0$  МП  $M_s = 330\text{ К}$  и  $A_f = 379\text{ К}$ . Это составляет  $67\%$  от общей теоретически рассчитанной деформации при растяжении ( $+13,5\%$ ). При ДЭПФ деформация образца происходит за счет роста ориентированного стабилизированного варианта мартенсита и наблюдается в узком температурном интервале развития МП с взрывным характером превращения. Приложение вдоль того же направления противодействующих напряжений в мартенситном состоянии при температуре  $T = 300\text{ К}$  приводит к проявлению ФЭ с величиной обратимой деформации до  $-16,0\%$  в циклах нагрузка/разгрузка. Такая деформация наблюдается за счет переориентации ориентированного стабилизированного варианта мартенсита в благоприятный по отношению к внешней нагрузке вариант посредством движения двойниковых границ в мартенсите. Теоретическая максимальная величина обратимой деформации при переориентации мартенситных вариантов вдоль  $[001]_{B2}$ -направления определяется степенью тетрагональности мартенсита и составляет  $16,6\%$  для монокристаллов NiFeGaCo [4].

На монокристаллах сплава Ni<sub>49</sub>Fe<sub>18</sub>Ga<sub>27</sub>Co<sub>6</sub>, состаренных в мартенситном состоянии под сжимающей нагрузкой, изучены зависимости критического напряжения переориентации мартенситного варианта  $\sigma_{кр}$  и обратимой деформации при проявлении ФЭ от температуры испытания от  $203$  до  $523\text{ К}$ .

Исследования деформационного поведения показали, что при температурах испытания в диапазоне от  $248$  до  $330\text{ К}$  наблюдается ФЭ с полностью обратимой деформации величиной до  $-16,0\%$  в циклах нагрузка/разгрузка. Полученная величина обратимой деформации



превышает деформацию СЭ до СМН более чем в 2,5 раза. В этом случае наблюдение полной обратимой деформации связано с тем, что величина критических напряжений  $\sigma_{кр}$  выше величины механического гистерезиса при развитии обратимой деформации за счет движения двойниковых границ в мартенсите  $\sigma_{кр} < \Delta\sigma$ . Это соотношение нарушается при более низких температурах  $T < 248$  К, где образец восстанавливает свои размеры только после нагрева до комнатной температуры.

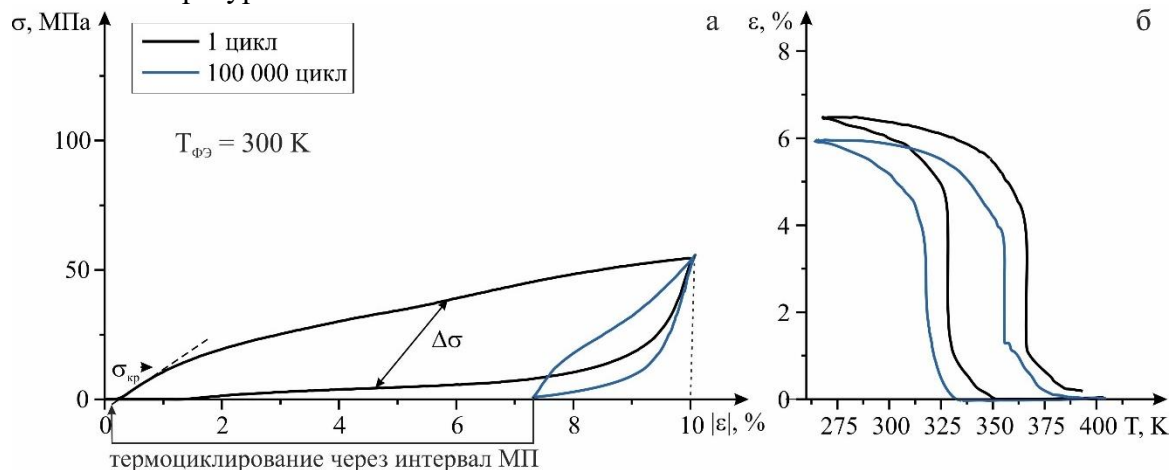


Рис. 1. Кривые  $\sigma(\epsilon)$  при проявлении ФЭ при комнатной температуре (а) и кривые  $\epsilon(T)$  при исследовании ДЭПФ (б) после циклических испытаниях во втором образце вдоль  $[001]_{B2}$ -направления для монокристаллов сплава  $Ni_{49}Fe_{18}Ga_{27}Co_6$

Исследование циклической стабильности ФЭ проведено при температуре 300 К, где наблюдается большая полностью обратимая деформация в циклах нагрузка/разгрузка. Для исследования выбраны два образца: первый с максимальной обратимой деформацией до -16,0 %, второй образец с заданной деформацией в пределах плато напряжений до -10 %. Циклические наблюдения показывают, что в обоих образцах в первых 200 циклах наблюдается стабильность кривых ФЭ. С дальнейшим ростом числа циклов в первом образце до 5 000 циклов происходит понижение величины критических напряжений для переориентации мартенситных вариантов  $\sigma_{кр}$  на 66 % и увеличение необратимой деформации  $\epsilon_{необр}$  до 8,5 %. Во втором образце с ростом до 100 000 циклов критические напряжения  $\sigma_{кр}$  уменьшаются на 23 %, а  $\epsilon_{необр}$  растет до 7,2 % (рис. 1). Необратимая деформация становится полностью обратимой при последующем термоциклировании через температурный интервал МП, т. е. реализовав ДЭПФ в циклах охлаждение/нагрев. Изучение величины ДЭПФ говорит о медленной деградации микроструктуры и дестабилизации ориентированного варианта  $L1_0$ -мартенсита, поскольку с ростом циклов нагрузки/разгрузки происходит уменьшение величины обратимой деформации на ~1 % и характеристических температур МП на 11–23 К в сопоставлении с первым циклом ДЭПФ, полученного после СМН.

*Работа выполнена в рамках гранта РФФИ № 20-19-00153.*

1. Inter-martensitic transitions in Ni–Fe–Ga single crystals / R.F. Hamilton et al. // Acta Materialia. – 2007. – Vol. 55. – P. 4867–4876.
2. Martensite aging – Avenue to new high temperature shape memory alloys. / T. Niendorf et al. // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 89. – P. 298–304.
3. Two-way shape memory effect and thermal cycling stability in  $Co_{35}Ni_{35}Al_{30}$  single crystals by low-temperature martensite ageing / E. Panchenko et al. // Scripta Materialia. – 2018. – Vol. 150. – P. 18–21.
4. Giant rubber-like behavior induced by martensite aging in  $Ni_{51}Fe_{18}Ga_{27}Co_4$  single crystals / E. Panchenko et al. // Scripta Materialia. – 2019. – Vol. 162. – P. 387–390.

## Повышение ударной стойкости кварцевых стекол при нанесении покрытий $\text{Al}_{1-x}\text{Si}_x\text{N}$ , легированных рением

Турсунханова Р.Б., Сергеев В.П., Калашников М.П., Сергеев О.В., Воронов А.В.,  
Сунгатулин А.Р.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

В околоземном пространстве космические аппараты непрерывно сталкиваются с микрометеороидами и другими техногенными объектами различного размера, что приводит к образованию на поверхности стекол иллюминаторов трещин и кратеров, представляющих угрозу для долговременных полётов. Для повышения их стойкости к ударному воздействию высокоскоростных микрочастиц было предложено наносить на их поверхность защитные покрытия. Одним из них является покрытие на основе  $\text{Al-Si-N}$ , которое при осаждении на кварцевое стекло [1] повышает его механические характеристики и почти не ухудшает оптические свойства в видимом диапазоне спектра. Известно, что добавление в покрытие другого элемента может изменять его прочностные свойства [2]. Представляет интерес изучение влияния легирования покрытия тяжелыми элементами на его способность противостоять ударам высокоскоростных частиц.

Целью данной работы является исследование влияния легирования рением покрытий  $\text{Al-Si-N}$ , осажденных с помощью импульсного магнетронного распыления композиционной мишени, на ударную стойкость кварцевых стекол.

Исследование микроструктуры и механических свойств, испытания на ударную стойкость и изучение морфологии поверхности образцов с покрытием до и после обстрела на двухступенчатой легкогазовой пушке потоком микрочастиц железного порошка со скоростью 5-8 км/с не отличались от нашего описания в [3]. Энергодисперсионная рентгеновская спектроскопия была использована для определения элементного состава покрытий, который показал следующее содержание элементов в покрытии: 34 ат.% алюминия, 11 ат.% кремния, 12 ат.% рения и 43 ат.% азота.

Изучение морфологии покрытия  $\text{Al-Si-Re-N}$  толщиной ~4 мкм показало, что оно является однородным и не содержит макрошероховатостей. После обстрела высокоскоростным потоком микрочастиц железа на поверхности стеклянных образцов образуются локальные микроповреждения в виде кратеров, окруженных множеством трещин. При этом, поверхностная плотность кратеров ( $\rho$ ) на подложке с покрытием  $\text{Al-Si-N}$  ниже в ~2,7 раза по сравнению с подложкой без покрытия ( $\rho_0$ ), а на подложке с покрытием  $\text{Al-Si-Re-N}$  снижается в ~3,8 раза (таблица 1). Средние значения микротвердости и модуля упругости покрытий  $\text{Al-Si-N}$  и  $\text{Al-Si-Re-N}$  представлены в таблице 1.

Таблица 1. Средние значения микротвердости  $H_\mu$ , приведённого модуля упругости  $E^*$  и относительной поверхностной плотности кратеров покрытий на основе  $\text{Al-Si-N}$  и  $\text{Al-Si-Re-N}$

Подложка	$H_\mu$ , ГПа	$E^*$ , ГПа	$\rho_0/\rho$ , $\text{мм}^{-2}$
с покрытием $\text{Al-Si-N}$	$31,2 \pm 2,4$	$258,1 \pm 3,2$	2,7
с покрытием $\text{Al-Si-Re-N}$	$24,9 \pm 0,95$	$217,3 \pm 3,9$	3,8

Таким образом, экспериментально показано, что несмотря на некоторое уменьшение микротвердости и модуля упругости покрытия  $\text{Al-Si-Re-N}$  по сравнению с  $\text{Al-Si-N}$ , легирование покрытия рением значительно повышает защитный эффект стеклянных образцов от ударов высокоскоростных частиц. Повышение плотности материала покрытия, вероятно, является более значимым фактором диссипации энергии ударной волны, возникающей при столкновении преграды с высокоскоростным ударником.

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

1. Magnetron sputtering of Si-Al-N nanocomposite coatings on quartz for protection against impacts of high speed microparticles / V. Sergeev, S. Psakhie, P. Chubik, A. Cherniavsky, V. Soloviev, V. Solntsev, Y. Khristenko // Vacuum. – 2017. – Vol. 143. – P. 454-457. – DOI: 10.1016/j.vacuum.2017.06.018.
2. Reducing the number of craters on quartz glass surface suffering high-velocity impacts of microparticles by application of SiAlN and TaN protective films / V P Sergeev, M P Kalashnikov, O V Sergeev, AV Voronov, V V Neyfeld and Yu N Paraev // Journal of Physics: Conference Series. – 2021. – Vol. 1799. – P.012028(1-5). – DOI:10/1088/1742-6596/1799/1/012028
3. The peculiar alterations of the optical and mechanical characteristics of the quartz glass plates with a reinforcing coating under the collision with a hyper-velocity flux of microparticles / V.P. Sergeev, R.B. Tursunkhanova, M.P. Kalashnikov, O.V. Sergeev, A.V. Voronov, V.V. Neyfeld // Acta Astronaut. – 2024. – Vol. 216. – P. 428–436. – DOI: /10.1016/j.actaastro.2024.01.025.

## Структура и механические свойства УЗ-консолидированных соединений внахлест ПЭИ-пластин и препрега на основе УВ-ткани с проводником энергии ТЕСАРЕИ

<sup>1</sup>Тянь Д., <sup>2</sup>Алексенко В.О., <sup>1,2</sup>Панин С.В.

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

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

При УЗ-сварке слоистых композитов (ламинатов) технология формирования неразъемного соединения основана на введении между ними проводника энергии (Energy Director/ED), который вследствие фрикционного (вязкоупругого) нагрева расплавляется, и частично выдавливается из зоны сплавления, смачивая и соединяя контактирующие поверхности [1]. Усилия исследователей в данном преимущественно технологическом направлении концентрируются на нескольких задачах: i) выбор параметров, по контролю которых можно оценивать факт формирования надежного неразъемного соединения, исключающего повреждение УЗ-свариваемых ламинатов (adherends) [2]; ii) выбор материалов для изготовления проводников энергии, включая введение контролируемой пористости, микротекстурирования поверхности (перфорирования), вариации формы и толщины и пр. [3]; iii) эффективность формирования неразъемного соединения в рамках развития данного направления (УЗ-сварки) традиционно определяется по величине прочности на межслоевой сдвиг при растяжении образцов соединений внахлест (lap-joints).

Целью работы являлось установление закономерностей формирования структуры и свойств при УЗ-консолидации соединения внахлест «ПЭИ(полиэфиримид)-пластина / ED ТЕСАРЕИ / препрег УВ-ткань–ПЭИ / ED ТЕСАРЕИ / ПЭИ-пластина» при варьировании технологических параметров УЗ-воздействия.

На основании результатов предварительных испытаний авторов было предложено использовать следующие параметры УЗ-воздействия: время УЗ-сварки от  $t_{уз}=400 \div 600$  мс; продолжительность прижима после УЗ-сварки от  $\tau=3000 \div 7000$  мс; давление прижима  $P=1,5 \div 1,9$  атм.

Прочностные характеристики сварных соединений внахлест оценивали при испытаниях на растяжение в соответствии со стандартом ASTM D5868. Испытания проводились на электромеханической машине «Instron 5582» (Instron, США). Скорость перемещения подвижного захвата составляла 13 мм/мин. Структуру поперечного сечения соединений внахлест анализировали с помощью оптического микроскопа «Neophot 2» (ОМ; Carl Zeiss, Jena, Germany) после окончания испытаний на растяжение. Использовали несколько режимов формирования соединений внахлест.

При формировании образца по режиму 1 ( $t_{уз}=400$  мс /  $P=1,5$  атм.) толщина верхнего проводника энергии приобретала значение  $\delta_{ED \text{ верх}}=210 \pm 50$  мкм (при изначальной 250 мкм). В то же время нижний ED локально не расплавлялся; значение его толщины близко к исходному  $\delta_{ED \text{ низ}}=220 \pm 40$  мкм. Величина утонения соединяемого пакета по данным контактных измерений микрометром составила  $\Delta d=110 \pm 60$  мкм. Это не обеспечивало высокого уровня деформационно-прочностных характеристик:  $\sigma_p=26,0$  МПа при величине относительного удлинения  $\varepsilon=1,13\%$ .

Последующее повышение давления прижима до  $P=1,7$  и  $1,9$  атм. (режимы №2, 3) в определенной степени препятствовало фрикционному нагреву УЗ-соединяемых компонентов, поскольку сдерживало возможность их взаимного перемещения при воздействии УЗ-вибраций. При этом, результирующая толщина верхнего и нижнего ED от исходной отличалась незначительно. Толщина «слоя УВ-ткани» практически не менялась относительно исходного значения  $d_{CF} \sim 230$  мкм. Разрушение соединений внахлест происходило при достаточно невысоком уровне внешнего напряжения  $\sigma_p=24-26$  МПа и  $\varepsilon=0,98-1,19\%$ .

При увеличении значения параметра до  $t_{уз}=500$  мс, вследствие интенсификации фрикционного нагрева активно развивалось плавление как ПЭИ-связующего в составе препрега, так и самих ED. При использовании режима 4 ( $t_{уз}=500$  мс. /  $P=1,5$  атм.) общее утонение соединяемого пакета составило  $\Delta d \sim 160$  мкм; при этом верхний ED имел толщину

$\delta_{\text{ED верх}}=150\pm 70$  мкм, а нижний  $\delta_{\text{ED низ}}=160\pm 40$  мкм. Толщина «слоя УВ-ткани» составила  $\delta_{\text{УВ}}=190\pm 70$  мкм, т.е. уменьшилась на 50-60 мкм. Разрушение соединения внахлест происходило при напряжении  $\sigma_p=35.2$  МПа и величине удлинения  $\varepsilon=1.44$  %. Последующее повышение давления прижима до  $P=1.7$  и  $1.9$  атм. (режимы №5, 6) сопровождалось более интенсивным плавлением как связующего в препреге, так и (частично) ED; изменение толщины составляло  $\Delta d \sim 120$  и  $400$  мкм, соответственно. Визуально углеткань (препрег) сохранила свою структурную целостность. Прочностные свойства неразъемных соединений имели высокие значения  $\sim 46.2$  и  $\sim 61.3$  МПа.

При увеличении времени УЗ-воздействия до  $t_{\text{УЗ}}=600$  мс, повышенное фрикционное тепловыделение привело к дальнейшему расплавлению пластин ED, а максимальное значение  $\Delta d$  составило 360 мкм для режимов 7 и 8, в то время как для режима 9 еще выше – 420 мкм. При этом результирующая толщина верхнего  $\delta_{\text{ED верх}}$  уменьшилась значительно, что составляло от 20 до 160 мкм. Разрушение соединений внахлест происходило при среднем уровне разрушающего напряжения  $\sigma_p = 34,3\text{--}41,6$  МПа.

Таким образом, проведенное экспериментальное исследование закономерностей формирования структуры и свойств при УЗК неразъемных соединений "РЕИ-пластина / ED ТЕСАРЕИ / препрег УВ-ткань-ПЭИ / ED ТЕСАРЕИ / РЕИ-пластина" с различными технологическими параметрами, показало, что при режиме №6  $P_{\text{приж}}=1,9$  атм,  $t_{\text{УЗ}} = 500$  мсек. обеспечивалась максимальная прочность 61,3 МПа.

С другой стороны, с учетом результатов структурных исследований на предмет сохранения структурной целостности препрегов в процессе УЗ-консолидации, рациональным следует считать режим №5 ( $P_{\text{приж}}=1,7$  атм,  $t_{\text{УЗ}} = 500$  мсек.), когда максимальная прочность при разрушение составляла 46,2 МПа, а препрег сохранял исходную толщину с структуру.

Выявлено, что использование в качестве проводника энергии более легкоплавкого ТесаРЕИ (в отличие от чистого ПЭИ) позволяет соединять даже пластины ПЭИ/УВ ламината при их минимальном повреждении в зоне сплавления.

В задачах УЗ-консолидации, где нет необходимости в получении очень высоких свойств межслоевой адгезии, пленка ТесаРЕИ может быть использована в качестве проводника энергии, в том числе по причине малых необходимых времен приложения УЗ-колебаний и минимальном повреждении соединяемых компонентов.

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

1. Karaş B., Smith P.J., Fairclough J.P.A. Additive manufacturing of high density carbon fibre reinforced polymer composites // Additive Manufacturing. – 2022. – Vol. 58. – P. 103044. – DOI:10.1016/j.addma.2022.103044.
2. Reis J.P., de Moura M., Samborski S. Thermoplastic composites and their promising applications in joining and repair composites structures: A review. // Materials. – 2020. – Vol.13. – P. 5832. – DOI:10.3390/ma13245832.
3. Palardy G., Villegas I.F. On the effect of flat energy directors thickness on heat generation during ultrasonic weld-ing of thermoplastic composites // Composite Interfaces. – 2017. – Vol.24. – P. 203–214. – DOI:10.1080/09276440.2016.1199149.

# **Исследование коррозионных свойств композитов на основе алюминиевой бронзы, с добавлением порошковой смеси Fe-Co-Ni-Cr, напечатанных аддитивным производством**

Утяганова В.Р., Чумаевский А.В., Шамарин Н.Н., Сидоров Е.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Алюминиевая бронза обладает хорошей коррозионной стойкостью в морской среде и широко используется в судостроении и морской технике, поскольку обладает превосходными свойствами, такими как высокая прочность, коррозионная стойкость, стойкость к износу [1]. Для повышения трибологических и механических характеристик зачастую используют композиты на основе алюминиевой бронзы, что позволяет улучшить механические характеристики, перспективы применения и экономические показатели. В последние годы многие исследователи уделяют больше внимания микроструктуре и механическим свойствам, но работ нацеленных на исследование механизма коррозии немного алюминиевой бронзы и композитов на её основе немного. В данной работе сформированы композиты с добавлением порошковой смеси Fe-Co-Ni-Cr с различной концентрацией. Целью работы является исследование коррозионной стойкости композиционной алюминиевой бронзы, изготовленной методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП).

Исследование поверхности образцов до и после коррозионных испытаний проводили методами линейной поляризации и электрохимической импедансной спектроскопии с использованием потенциостата-гальваностата PalmSens 4. Электрохимическая ячейка представляла собой трехэлектродную систему, в которой в качестве рабочего электрода выступал исследуемый образец. В качестве электрода сравнения использовался хлоридсеребряный электрод, заполненный 1 М KCl. Вспомогательным электродом был графитовый электрод. Для измерений методом линейной поляризации устанавливались следующие параметры: диапазон потенциалов от  $-0,7$  до  $-0,1$  В, скорость развертки 10 мВ/с. При проведении измерений методом электрохимической импедансной спектроскопии. Все измерения проводились в 3,5% NaCl.

После исследований методом импедансной спектроскопии можно установить, что наиболее устойчивым к коррозии является образец БрАМц9-2 + FeCoNiCr (2г на слой), поскольку он меньше всего подвергся разрушениям. Наименьшую коррозионную устойчивость показал образец БрАМц9-2 + FeCoNiCr (4г на слой), поскольку его сопротивление переносу заряда после коррозии наименьшее среди всех образцов. Для образца БрАМц9-2 + FeCoNiCr (8г на слой) наблюдалось улучшение коррозионной стойкости после проведения процесса электрохимической коррозии, однако сопротивление переносу заряда после коррозии меньше, чем для немодифицированного образца БрАМц9-2. Исходя из данных линейной поляризации, наиболее устойчивым к коррозии можно считать образец БрАМц9-2 + FeCoNiCr (2г на слой), так как он обладает наиболее низким значением тока коррозии и самой низкой скоростью коррозии. В то же время наименьшую устойчивость к коррозии демонстрирует образец БрАМц9-2 + FeCoNiCr (8г на слой), по своим свойствам показавший себя хуже исходного образца БрАМц9-2.

*Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерств науки и высшего образования РФ (номер проекта FWRW-2022-0004).*

1. In-situ dispersion hardened aluminum bronze/steel composites prepared using a double wire electron beam additive manufacturing / A. Zyкова, A. Panfilov, A. Chumaevskii, A. Vorontsov, E. Moskvichev, S. Nikonov, D. Gurianov, N. Savchenko, E. Kolubaev S. Tarasov // Progress in Additive Manufacturing. – 2022. – P. 1-16. – DOI:10.1007/s40964-022-00378-4.

## Исследование прочности композитов на основе алюминиевой бронзы, изготовленных методом электронно-лучевого аддитивного производства

Утяганова В.Р., Чумаевский А.В., Шамарин Н.Н., Сидоров Е.А.  
Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Добавление железа, никеля, хрома и кобальта в алюминиевую бронзу существенно улучшает её эксплуатационные характеристики, включая прочность, твердость, коррозионную стойкость, износостойкость и устойчивость к высоким температурам. Эти свойства делают композиционную алюминиевую бронзу особенно полезной в таких отраслях, как морское судостроение, нефтегазовая промышленность, машиностроение и энергетика, где материалы подвергаются суровым условиям эксплуатации [1]. Эта работа является инновационной и представляет изобретательный подход к аддитивному производству.

Толстостенные образцы были изготовлены на установке аддитивной печати гибридным методом, путем послойной печати из проволоки из сплава CuAl9Mn2 на подложку сплава AISI 321. На заготовку наносилась смесь порошков FeNiCoCr и проводилось сканирование по поверхности заготовки электронным пучком. Полученные композиты, показали линейную зависимость – чем больше добавки порошка на слой, тем выше прочность у композитов и меньше относительное удлинение. В чистой алюминиевой бронзе среднее значение предела прочности составляет  $528 \pm 7$  МПа и является минимальным. Образцы, с добавлением порошка, вырезанные в направлении ОУ показывают пониженную прочность.

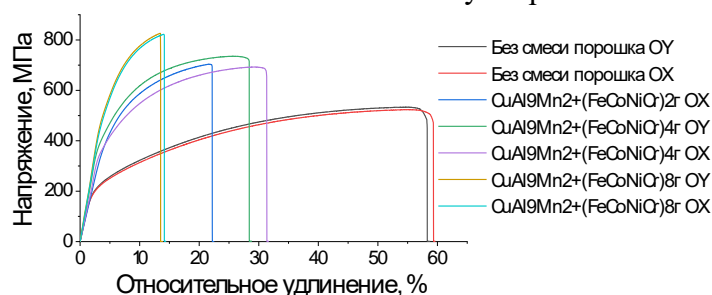


Рис. 1. Диаграмма напряжение-деформация для аддитивных образцов без добавки порошка, 2г, 4г, 8г на слой

В таблице 1 приведены сводные данные по испытаниям на растяжение образцов. Образцы с добавлением порошка 8 г на слой показали наивысшие значения предела прочности  $824 \pm 3$  МПа.

Таблица 1. Прочностные характеристики аддитивных образцов без добавки порошка, 2г, 4г, 8г на слой

Состав композита	$\sigma_{0.2}$ , МПа	$\sigma_b$ , МПа	$\delta$ , %
CuAl9Mn2 (Без смеси порошка)	$172 \pm 3$	$528 \pm 7$	$51 \pm 1$
CuAl9Mn2+(FeCoNiCr)2г	$375 \pm 5$	$704 \pm 6$	$15 \pm 2$
CuAl9Mn2+(FeCoNiCr)4г	$361 \pm 10$	$714 \pm 21$	$24 \pm 1$
CuAl9Mn2+(FeCoNiCr)8г	$476 \pm 3$	$824 \pm 3$	$8 \pm 0.2$

*Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерств науки и высшего образования РФ (номер проекта FWRW-2022-0004).*

1. Effect of heat input on bead geometry and mechanical properties in wire arc additive manufacturing of a nickel aluminum bronze alloy / Aliyu, A., Bishop, D. P., & Nasiri, A. // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – DOI:10.1016/j.jmrt.2024.05.203.



# Особенности структуры композитов на основе алюминиевой бронзы, с добавлением порошковой смеси Fe-Co-Ni-Cr, изготовленной гибридным методом электронно-лучевого аддитивного производства

Утяганова В.Р., Чумаевский А.В., Шамарин Н.Н., Сидоров Е.А.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Алюминиевая бронза характеризуется высокой прочностью и степенью пластичности, относясь к категории прочных медных сплавов [1]. Алюминиевая бронза, широко используемая в морской, авиационной и нефтегазовой технике, демонстрирует надежную стойкость к коррозии в морской воде. Оксидные слои алюминиевой бронзы, состоящие из оксидов меди и алюминия, обладают свойствами самовосстановления и способствуют повышению коррозионной стойкости [2].

Несмотря на все преимущества, существуют возможности для улучшения износостойкости алюминиевой бронзы при ее использовании для заготовок зубчатых колес, клапанов, деталей насосов и других компонентов. В представленной работе разработаны композиты уникального состава на основе медного сплава, который имеет большую исследовательскую ценность. Целью данной работы является выявление структуры композиционной алюминиевой бронзы, изготовленной методом электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП).

Были получены композиционные материалы с матрицей из алюминиевой бронзы с применением гибридного (проволочного и порошкового) электронно-лучевого аддитивного производства (ЭЛАП). Структура композита состоит из зерен  $\alpha$ -Cu и остаточной  $\beta$ -фазы (рисунок 1а). Структура интерметаллидов состава FeAlCuCrNi представлена на рисунке 1б. Полученная структура обеспечивает композиционной бронзе улучшенные механические свойства, такие как повышенная прочность и износостойкость, что делает её пригодной для использования в различных инженерных приложениях.

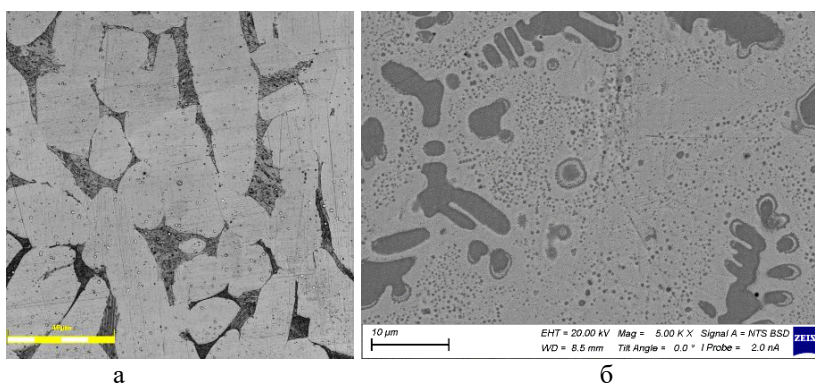


Рис. 1. Изображения поверхности микроструктуры композиционной бронзы полученной ЭЛАП оптическое (а) и растровое (б)

*Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерств науки и высшего образования РФ (номер проекта FWRW-2022-0004).*

1. In-situ dispersion hardened aluminum bronze/steel composites prepared using a double wire electron beam additive manufacturing / A. Zyкова, A. Panfilov, A. Chumaevskii, A. Vorontsov, E. Moskvichev, S. Nikonov, D. Gurianov, N. Savchenko, E. Kolubaev S. Tarasov // Progress in Additive Manufacturing. – 2022. – P. 1-16. – DOI:10.1007/s40964-022-00378-4.
2. Directed energy deposition of aluminium bronze/GNPs composites: Microstructural evolution for enhanced wear resistance. / Li, T., Zhang, S., Xie, M., Song, X., & Lei, J. // Tribology International. – 2024. – Vol. 197. – P. 109761. – DOI:10.1016/j.triboint.2024.109761.

## Исследование усталостной долговечности высокопрочных авиационных сталей после обработки высокоэнергетическими ионными пучками

Федорищева М.В., Дорофеева Т.И., Калашников М.П., Красновейкин В.А., Воронов А.В.,  
Сергеев В.П.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Авиационные стали характеризуются высокой удельной прочностью, повышенной работоспособностью при знакопеременных температурах, высокой стойкостью в агрессивных средах, а также своей отличной технологичностью. Специально разработанная сталь ВНС-5 с пределом прочности до 1600 МПа, применяется в высоконагруженных узлах авиастроения, в том числе для изготовления крепежа. Конечные детали должны обладать устойчивостью не только к растяжению, но и на срез и кручение. Увеличить срок службы изделий из этих сталей возможно путем различных видов поверхностного упрочнения, в том числе вакуумными методами. Ионно-плазменная обработка высокоэнергетическими пучками конечных деталей в условиях вакуума позволяет изменить состояние поверхностных структур материала и повысить его стойкость к разрушению.

В данной работе исследовали влияние обработки высокоэнергетическими ионными пучками стали ВНС-5 на структурно-фазовое состояние и усталостную долговечность высокопрочных авиационных сталей.

В качестве образцов используются образцы галтельного типа, изготовленные из стали ВНС-5. Образцы были имплантированы ионами углерода. Имплантация проводилась на вакуумной установке UVN-05MD «КВАНТ» с применением вакуумно-дугового импульсного источника высокоэнергетических ионных пучков «ДИАНА».

Усталостные испытания проводили на испытательной универсальной машине BISS UTM 100 kN. Предварительно был определен предел прочности стального образца, который составил 1581,589 МПа. Определен условный предел текучести  $\sigma_{0,2} = 1318.15$  МПа, нагрузка текучести 24,051 кН. Максимальная нагрузка составила 28,858 кН, а относительное удлинение  $\delta \approx 10,5$  %, при скорости 1 мм/мин. Результаты усталостных испытаний представлены в таблице 1.

Таблица 1. Количество циклов до разрушения

Величина нагрузки	Исходный	Имплантированный
$0,4\sigma_B$	>1млн	>1млн
$0,45\sigma_B$	35554	51660
$0,5\sigma_B$	100900	31928
$0,6\sigma_B$	21708	10709
$0,7\sigma_B$		3378
$0,8\sigma_B$	1107	

Установлено, что модификация поверхности приводит к увеличению параметра кристаллической решетки, на порядок увеличивается микродеформация кристаллической решетки ( $\Delta d/d$ ).

Поверхность разрушения представляет собой классический усталостный излом, на котором выделяются зона усталости и зона долома. Усталостные трещины зарождаются предположительно на дефектах. В процессе испытаний трещина может ветвиться, так как происходит ее распространение вблизи других концентраторов напряжений.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема номер FWRW-2021-0003.*

## Прогнозирование упругих характеристик керамокомпозитных материалов на основе карбида бора

Филиппов А.А., Дик Д.В., Бурхинова Н.Ю.

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

Прогнозирование упругих характеристик керамокомпозитных материалов является важной задачей в области материаловедения, т.к. позволяет предсказать механическое поведение для новых материалов при различных механических нагрузках. Понимание деформационных процессов в данном классе композитов может быть использовано для разработки новых деталей и конструкций в различных отраслях промышленности. Активное развитие аддитивных технологий позволило существенно расширить использование керамических добавок для повышения физико-механических свойств гетерогенных материалов на металлической матрице. При этом, предсказание свойств полученных материалов осложняется рядом факторов, происходящих при формировании структуры материала. В частности активный массоперенос расплавленного металла, нестационарно протекающие химические реакции между компонентами металлической матрицы и частицами керамики, фазовые превращения металла под воздействием температуры, образование пор и др. Поэтому исследования в области прогнозирования упругих характеристик керамокомпозитных материалов продолжаются, что позволяет улучшить точность прогнозов и расширить область их применения.

В настоящей работе получена экспериментальная зависимость механических характеристики керамокомпозитных образцов материалов на основе карбида бора с синтезированным диборидом хрома. Смеси порошков карбида бора и оксида хрома получены в графитовой форме методом горячего прессования при температуре 0,7 от температуры плавления карбида бора. Полученные образцы исследовались с помощью электронной и оптической микроскопии, инструментального индентирования. В процессе горячего прессования карбида бора с добавлением оксида хрома и нановолокнистого углерода происходит химическая реакция с образованием диборида хрома и выделением угарного газа.

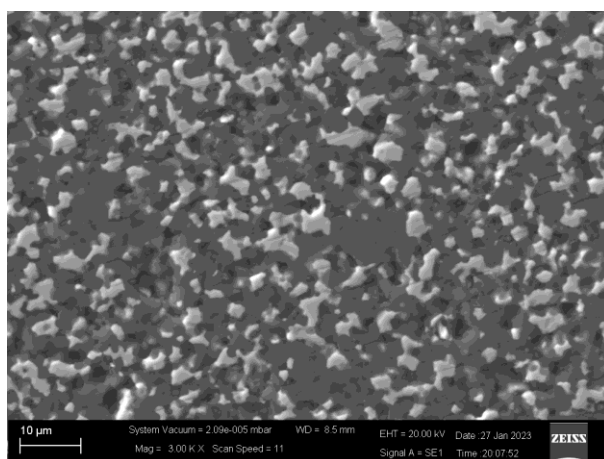


Рис. 1. СЭМ-изображение поперечной структуры керамической смеси B4C-CrB2 (30 % мол.)

Механические свойства получаемого материала зависят как от исходного содержания добавки оксида хрома, так и параметрами нагрева и прикладываемого давления к порошковой заготовке. Для чистого порошка карбида бора выбранные параметры горячего прессования не обеспечивают высоких показателей плотности материала [1]. Кроме того, с ростом содержания оксида хрома в составе шихты возникает все большее количество областей с его высокой локальной концентрацией. При достаточно медленном нагреве угарный газ, образованный в результате реакции, успевает выйти, что не приводит к значительному

образованию пор. Для высоких долей оксида хрома в смеси выбранные параметры прессования приводят к тому, что локальные зоны с содержанием компонентов, близким к эвтектическим, переходят в жидкую фазу [2]. В работе показано, что плотность получаемых образцов с ростом содержания исходного оксида хрома сначала растет, достигая максимума при 10-15 % CrB<sub>2</sub> (синтезированного в процессе спекания) [3]. При дальнейшем росте добавки плотность падает из-за активного выделения угарного газа и вытекания добавки. Механические характеристики определялись методом инструментального индентирования. Приведенный модуль упругости рассчитывался по кривой разгрузки по методу Оливера-Фарра. Оценка модулей упругости гетерогенной смеси осуществлялась с помощью различных моделей гомогенизации. Полученная керамика характеризуется сложной микроструктурой, связанной с протеканием химических реакций по образованию боридов хрома и образованию пор. Для сопоставления полученных значений модуля упругости наплавленной смеси с теоретическими моделями Фойгта, Рейсса использованы относительные модули.

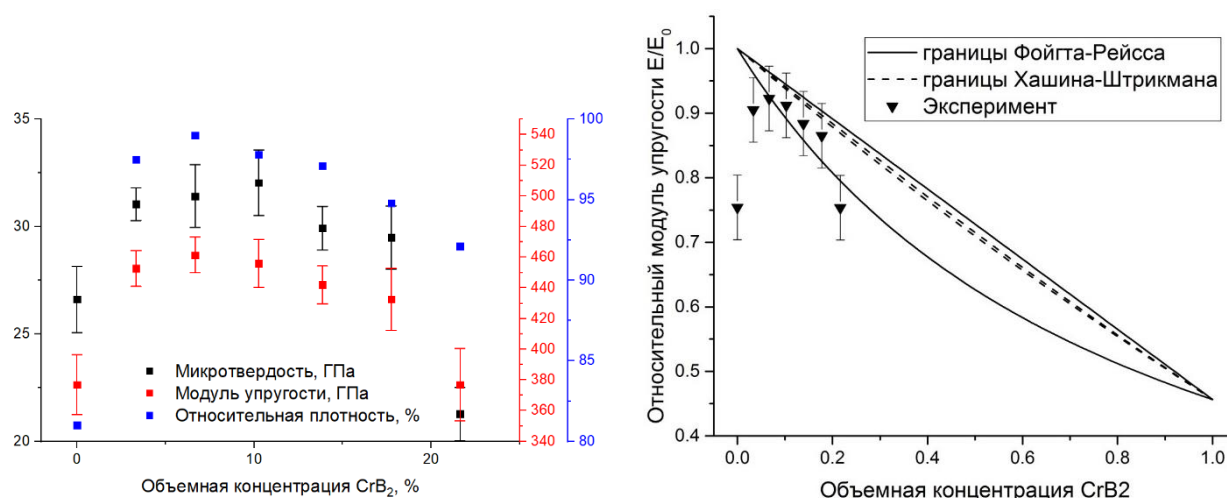


Рис. 2. Зависимости физико-механических параметров керамокомпозитной смеси от объемной концентрации керамики CrB<sub>2</sub>: а – экспериментальные данные, б - сопоставление с моделями гомогенизации

На рис.2 приведены зависимости относительного модуля упругости от объемной концентрации исходной керамики без учета пористости. Видно, что экспериментальные значения модуля находятся за пределами верхней и нижней границ до концентрации 8% CrB<sub>2</sub>, из-за высокой пористости полученного материала.

*Работа выполнена с использованием оборудования ЦКП "Механика" (ИТПМ СО РАН) при поддержке гранта 24-21-00353 «Разработка научных основ технологии получения и оценки эффективности градиентной гетерогенной керамики при высоких скоростях нагружения».*

1. Suri A.K., Subramanian C., Sonber J.K., Murthy T.S.R.C. Synthesis and consolidation of boron carbide: a review // International Materials Reviews. – 2010. – Vol. 55. – № 1. – P. 4-40.
2. Yamada S., Hirao K., Sakaguchi S., Yamauchi Y., Kanzaki S. Microstructure and Mechanical Properties of B<sub>4</sub>C-CrB<sub>2</sub> Ceramics // Key Engineering Materials. – 2001. – Vol. 206-213. – P. 811-814.
3. Дик Д.В., Гудыма Т.С., Филиппов А.А., Фомин В.М., Крутский Ю.Л. Реакционное горячее прессование керамики В4С-СгВ2 и ее механические свойства // Прикладная механика и теоретическая физика. – 2023.

## Анализ структурно-фазового состояния износостойкого покрытия на основе железа с добавлением карбида кремния

Филяков А.Д., Романов Д.А., Московский С.В.

*Сибирский государственный индустриальный университет, Новокузнецк*

Объектом настоящего исследования являются структура и фазовый состав износостойкого композиционного покрытия на основе железа с добавлением карбида кремния, нанесенного электровзрывным методом на быстрорежущую сталь марки Р18.

Электровзрывное напыление производилось при помощи электровзрывной установки ЭВУ 60/10 М. Электрический взрыв обеспечивал плотность мощности при тепловом воздействии на облучаемую поверхность  $2,5 \text{ ГВт/м}^2$ , давление в ударно-сжатом слое вблизи облучаемой поверхности  $\sim 12,5 \text{ МПа}$ , давление остаточных газов в рабочей камере составляло  $\sim 100 \text{ Па}$ , температура плазмы на срезе сопла  $\sim 10^4 \text{ К}$  и длительность импульса  $\sim 100 \text{ мкс}$ .

Композиционный электроразрывной проводник состоял из фольги нержавеющей стали марки AISI 304 (химический состав, масс. % Fe 66,35 – 74; С до 0,07; Cr 17,5 – 20; Ni 8 – 10,5; Mn до 2; P до 0,05; S до 0,03) с размещенным на ней порошком карбида кремния массой 0,5 массы фольги. В качестве обрабатываемой подложки использовались образцы из быстрорежущей стали марки Р5М3.

Структура покрытия и морфология поверхности исследовалась с помощью сканирующего электронного микроскопа (КУКУ-ЕМ6900). Определение фазового состава производилось при помощи рентгеновского дифрактометра ДРОН-8Н, оснащенного параболическим зеркалом на первичном пучке и позиционно-чувствительным детектором Mythen 2R 1D.

Макроанализ поверхности продемонстрировал развитую морфологию покрытия на основе железа с добавлением карбида кремния. 2 участка покрытия с капельной структурой, выделенные на рис. 1а белыми пунктирными линиями, занимают 32,97 % поверхности образца. Большой регион, расположенный ближе к центру, имеет вытянутую форму, меньший, в форме полумесяца, смещенный к периферии, имеет слабо выраженный рельеф. Рассматриваемые регионы сформированы в результате воздействия инерционной крупнодисперсной составляющей гетерогенного плазменного пучка, производимого при электровзрывном напылении. Покрытие в данных регионах сформировалось в результате течения расплава по поверхности подложки под действием гидродинамических неустойчивостей. На поверхности рассматриваемых участков присутствует сеть трещин (рис. 1б), что может свидетельствовать о высоких внутренних напряжениях. Оставшаяся часть покрытия, равная 67,03 %, представлена областью с мелкодисперсной структурой, сформированной в результате соударения капель расплава с поверхностью (рис. 1в). К границам образца рельеф поверхности покрытия разглаживается в виду увеличения воздействия пароплазменной составляющей гетерогенного плазменного пучка.

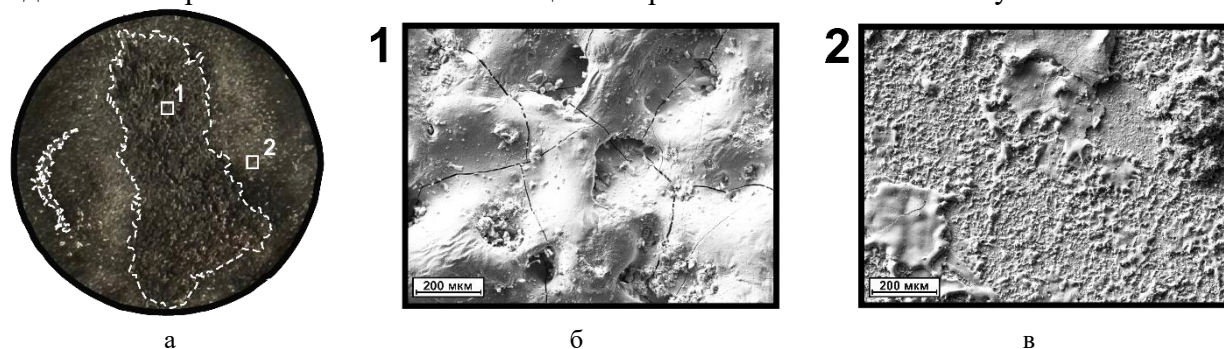


Рис. 1. Внешний вид покрытия на основе железа с добавлением карбида кремния (а) белыми пунктирными линиями выделены участки с капельной структурой; микроструктура участка 1, выделенного в регионе с капельной структурой (б); микроструктура участка 2, выделенного в области с мелкодисперсной структурой (в)



Структура поперечного сечения покрытия на основе железа с добавлением карбида кремния, нанесенного электровзрывным методом на подложку из быстрорежущей стали марки Р5МЗ представлена на рис. 2а. Средняя толщина покрытия составляет 50 мкм. В его объеме присутствует множество трещин. В основе покрытия лежит железная матрица с хаотично расположенными частицами упрочняющей фазы, размер которых не превышает 0,5 мкм (рис. 2б).

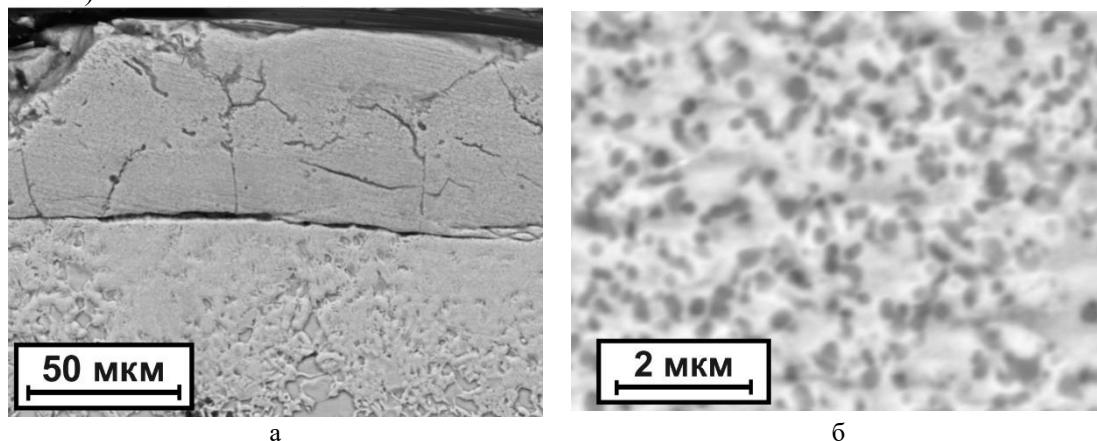


Рис. 2. СЭМ изображения структуры покрытия на основе железа с добавлением карбида кремния (а), микроструктуры железной матрицы покрытия с включениями второй фазы (б)

На дифрактограмме (рис. 3) отчетливо наблюдаются рефлексы, относящиеся к основной фазе  $\text{Fe}_3\text{Si}$ , а также набор рефлексов, повторяющих друг друга в большей или меньшей степени фаз  $\text{FeO}$ ,  $\text{Fe}_5\text{Si}_3$  и  $\text{Fe}_{23}\text{C}_6$ . Параметры обнаруженных фаз представлены в табл. 1. Присутствуют заметные смещения по оси углов и уширения рентгеновских линий, свидетельствующие о на формировании твердых растворов, неравновесных фаз и высоких внутренних напряжений.

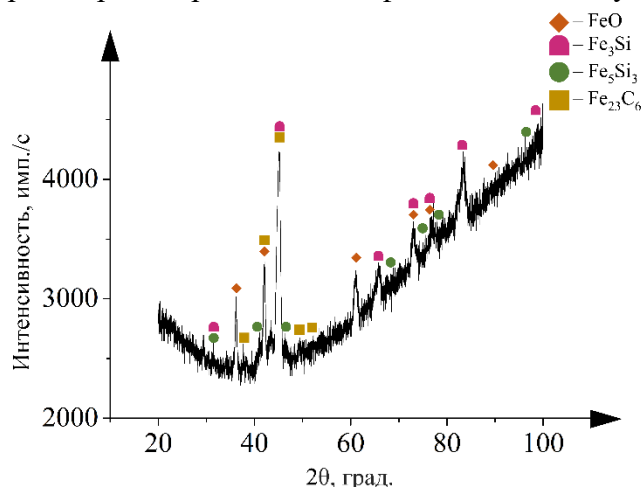


Рис. 3. Рентгеновская дифрактограмма покрытия на основе железа с добавлением карбида кремния

Таблица 1. Параметры фаз, обнаруженных в покрытии, полученных электровзрывным напылением

Наименование фазы	Доля фазы, мас. %	Параметры решетки, Å	Размеры ОКР, нм
$\text{FeO}$	23	$a = 4.285$	63
$\text{Fe}_3\text{Si}$	44	$a = 5.670$	23
$\text{Fe}_5\text{Si}_3$	6	$a = 6.477$ $c = 4.693$	13
$\text{Fe}_{23}\text{C}_6$	27	$a = 10.489$	16

*«Исследование выполнено в научной лаборатории Электровзрывного напыления высоконадежных покрытий, - создана согласно постановлению Правительства Кемеровской области - Кузбасса No 632 от 19 сентября 2022 г., соглашение No 8»*

## Оптимизация величины эффекта гигантского магнитного импеданса в микропроводах состава $\text{Fe}_{73,8}\text{Si}_{13}\text{B}_9\text{Cu}_1\text{Nb}_{3,1}$

<sup>1,2</sup>Фукс А.А., <sup>2</sup>Аксенов О.И., <sup>1,2</sup>Аронин А.С.

<sup>1</sup>Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», Москва

<sup>2</sup>Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка

Эффект гигантского магнитного импеданса (ГМИ) заключается в значительном увеличении (на несколько сот %) импеданса магнитомягкого проводника в статическом внешнем магнитном поле при пропускании переменного тока. Данный эффект связан с зависимостью глубины проникновения электромагнитного излучения (скин-слоя) от магнитной проницаемости материала, которая, в свою очередь, может претерпевать значительные изменения во внешнем магнитном поле. Относительное изменение импеданса, являющееся основной характеристикой величины ГМИ-эффекта, определяется по формуле:

$$\Delta Z/Z = (Z(H) - Z(H=H_{\max}))/Z(H=H_{\max})$$

где  $Z(H=0)$  – импеданс проводника во внешнем магнитном поле,  $Z(H=H_{\max})$  – импеданс проводника при максимальном в эксперименте магнитном поле, обычно максимальное магнитное поле выбирается таким образом, чтобы исследуемый магнитомягкий проводник находился в состоянии магнитного насыщения.

Ферромагнитные аморфные микропровода в стеклянной оболочке, изготовленные методом Улитовского-Тейлора, являются одними из таких материалов, в которых наблюдаются высокие значения величины эффекта ГМИ, необходимые для использования аморфных микропроводов в качестве миниатюрных детектирующих элементов современных сенсоров магнитного поля [1], механических напряжений [2], температуры [3]. Небольшие размеры (диаметр микропроводов лежит в диапазоне 1-100 мкм) и выдающиеся магнитомягкие свойства в сочетании с хорошими механическими характеристиками, а также повышенной коррозионной стойкостью и биосовместимостью позволяют ещё больше расширить область применения датчиков на основе микропроводов.

В аморфных ферромагнетиках, структура которых характеризуется наличием только ближнего порядка в расположении атомов, отсутствует вклад в полную энергию ферромагнетика, связанный с магнитокристаллической анизотропией. Магнитные свойства аморфных ферромагнетиков в основном зависят от магнитоупругого вклада в полную энергию, который связан с величиной магнитострикции и внутренними механическими напряжениями материала. Таким образом, изменяя величину и характер распределения механических напряжений и магнитострикции при различных внешних физических воздействиях, например, при деформации или термообработке, можно создавать материалы с заведомо необходимыми магнитными свойствами, как гистерезисными, так в том числе и величиной эффекта ГМИ.

Внутренние механические напряжения в микропроводах индуцируются в процессе изготовления методом Улитовского-Тейлора по причине охлаждения расплава с высокой скоростью, т.к. для формирования аморфной структуры необходима скорость не менее  $10^6$  К/с, а также по причине того, что охлаждение металлической сердцевинки и стеклянной оболочки происходит с разной скоростью из-за различающихся коэффициентов температурного расширения. Помимо этого, дополнительным источником внутренних напряжений служит вытяжка микропровода в поле тяжести. Из анализа решения уравнения теплопроводности, проведенного в работе [4], приповерхностная область микропровода подвержена в основном действию осевых сжимающих напряжений, величина которых может достигать единиц ГПа. Центральная часть микропровода находится под действием растягивающих осевых напряжений, достигающих нескольких сот МПа.

При термообработке аморфных сплавов происходит релаксация внутренних механических напряжений, но возможно также и формирование нанокристаллической структуры. Когда объемный эффект кристаллизации отрицателен, т.е. плотность выделяющихся нанокристаллов больше плотности оставшейся аморфной матрицы,



сжимающие напряжения могут приводить к увеличению скоростей зарождения и роста нанокристаллов [5]. Растягивающие напряжения формирование нанокристаллов, наоборот, замедляют [5]. Было показано, что в аморфных микропроводах состава  $\text{Fe}_{77,5}\text{Si}_{7,5}\text{B}_{15}$  и  $\text{Fe}_{73,8}\text{Si}_{13}\text{B}_{9,1}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3,1}$ , под действием неоднородных внутренних напряжений нанокристаллы  $\alpha$ -Fe(Si) формируются в приповерхностном слое, тогда как центральная часть остается аморфной [6]. Формирование нанокристаллов  $\alpha$ -Fe(Si) в аморфных сплавах на основе железа принципиально важно для улучшения магнитных свойств: уменьшения коэрцитивной силы и магнитострикции, увеличения величины магнитной проницаемости [7].

Таким образом, улучшение магнитных свойств в приповерхностной области на глубинах скин-слоя (от нескольких сот нанометров до нескольких микрон) окажет влияние на величину эффекта ГМИ. Данная работа посвящена изучению эффекта гигантского магнитного импеданса в аморфных микропроводах состава  $\text{Fe}_{73,8}\text{Si}_{13}\text{B}_{9,1}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3,1}$  с частично нанокристаллической приповерхностной областью.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФТТ РАН.*

1. Development of a high sensitivity Giant Magneto-Impedance magnetometer: Comparison with a commercial Flux-Gate / Ding L., Saez S., Dolabdjian C., Melo L.G.C., Yelon A., Ménard D. // IEEE Sens. – 2009. – Vol. 9. – P. 159–168. – DOI:10.1109/JSEN.2008.2011067.
2. Magnetoelastic sensor based on GMI of amorphous microwire / Cobeño A.F., Zhukov A., Blanco J.M., Larin V., Gonzalez J. // Sens. Actuator A Phys. – 2001. – Vol. 91. – P. 95–98. – DOI:https://doi.org/10.1016/S0924-4247(01)00502-7.
3. Addition of molybdenum into amorphous glass-coated microwires usable as temperature sensors in biomedical applications / Hudak R., Varga R., Polacek I., Klein P., Skorvanek I., Komanicky V., Rafael R.P., Vazquez M. // Phys. Status Solidi A – 2016. – Vol. 213. – P. 377–383. – DOI:10.1002/pssa.201532574.
4. Chiriac H., Óvári T.A., Pop Gh. Internal stress distribution in glass-covered amorphous magnetic wires // Phys. Rev. B. – 1995. – Vol. 52. – No. 14. – P. 10104-10113. – DOI: 10.1103/PhysRevB.52.10104.
5. The Influence of Internal Stress on the Nanocrystal Formation of Amorphous  $\text{Fe}_{73,8}\text{Si}_{13}\text{B}_{9,1}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3,1}$  Microwires and Ribbons / Fuks A., Abrosimova G., Aksenov O., Chyuryukanova M., Aronin A.. // Crystals. – 2022. – Vol. 12. No. 10. – P. 1494. – DOI: 10.3390/cryst12101494.
6. Поверхностная кристаллизация аморфных микропроводов состава  $\text{Fe}_{73,8}\text{Si}_{13}\text{B}_{9,1}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3,1}$  и  $\text{Fe}_{77,5}\text{Si}_{7,5}\text{B}_{15}$  / Фукс А.А., Абросимова Г.Е., Аксенов О.И., Аронин А.С. // ФТТ. – 2023. – № 1. – С. 35-38. – DOI: 10.21883/FTT.2023.01.53919.494.
7. Herzer G. Nanocrystalline Soft Magnetic Materials // Phys. Scr. – 1993. – Vol. T49. – P. 307-314. – DOI: 10.1088/0031-8949/1993/T49A/054.

## **Выбор оптимального режима напыления покрытия из цинковой мишени на образцы магния методом магнетронного распыления**

Хафизова Э.Д., Назаров А. Ю., Поленок М.В., Абдрахманова Э.Д., Нугаманов Ф.В.

*Уфимский университет науки и технологий, Уфа*

В настоящее время цинковые и магниевые сплавы рассматриваются как наиболее перспективные биорезорбируемые и биосовместимые материалы для временных имплантируемых устройств [1,2]. Их планируется использовать для лечения переломов, поскольку они стимулируют рост костной ткани, а также являются биорезорбируемыми, то есть со временем растворяются в организме человека, что не требует проведения повторной хирургической процедуры для их извлечения. Однако при контакте со средой организма им свойственна интенсивная коррозия, то есть окисление и разрушения, при этом имплантат должен сохранять свою целостность в течение периода восстановления кости и ремоделирования сосудов. Магний обладает высокой скоростью коррозии, что вызывает затруднения в его применении, цинк же имеет более низкие показатели скорости. Нанесение защитного слоя цинка на магний позволит решить данную проблему, избежать преждевременную резорбцию имплантата, а также поможет ускорить заживление травм и предотвратить его отторжение.

Работа посвящена исследованию напыления покрытий из цинковой мишени на образцы магния методом магнетронного распыления. Нанесение покрытия проводили при напряжениях смещения 50В, 100В и 150В, а также при мощности магнетрона при распылении 0,5Вт, 0,75Вт и 1кВт.

На полученных образцах с покрытием исследовали морфологию поверхности после нанесения покрытия при различных режимах, толщину, структуру и химический состав покрытия на растровом электронном микроскопе. Фазовый состав покрытия исследовали на рентгеновском дифрактометре.

Представлена сравнительная оценка полученного покрытия от варьирования режимов нанесения. По результатам полученных данных был выбран рациональный режим для получения цинкового покрытия на образцах магния.

*Проект выполнен при поддержке «Лучший молодежный научно-инновационный проект УУНУТ 2024».*

1. Metallic Biomaterials. New Directions and Technologies/ Yufeng Zheng, Xiaoxue Xu, Zhigang Xu, Junqiang Wang, and Hong Cai.- Weinheim, German: Wiley-VCH Verlag GmbH & Co. KGaA, 2017.– 331pp.
2. Биоразлагаемые металлические материалы для медицины/ Хафизова Э.Д., Исламгалиев Р.К., Фахретдинова Э.И., Йылмазер Х., Поленок М.В.//Materials. Technologies. Design – 2021. – Т. 3. № 4 – С. 54-63. – DOI: 10.54708/26587572\_2021\_34654

## Роль углеродных волокон, тредосмазочных частиц и наночастиц в формировании антифрикционных свойств композитов на основе полиэфирсульфона (ПЭС)

<sup>1</sup>Хэ Ч., <sup>2</sup>Буслович Д.Г., <sup>2</sup>Корниенко Л.А., <sup>1,2</sup>Панин С.В.

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

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

Полиэфирсульфон (ПЭС) представляет собой термопласт с высокой температурой плавления 225 °С и температурой эксплуатации до 180 °С [1], обладающий высокой прочностью и модулем упругости, а также хорошей стойкостью к циклическим нагрузкам, химическим воздействиям, горению и радиации [2]. За счет низкой плотности и высокой термостойкости полиэфирсульфон является одним из предпочтительных материалов для замены металлов или керамики в высокотемпературных приложениях [3].

Однако применение ПЭС в качестве компонентов узлов трения ограничено вследствие их низкого сопротивления изнашиванию. Таким образом, трибологические свойства ПЭС должны быть улучшены для использования в составе узлов трения либо компонентов изделий машиностроения, либо электронной промышленности [4].

Известно, что введение углеродных волокон (УВ) позволяет повысить модуль упругости и прочность композитов на основе полиэфирсульфона, а также значительно повысить сопротивление изнашиванию. Жао З.-К. и др. [5] использовали метод экструзионного компаундирования и литья под давлением для изготовления композитов РУВ/ПЭС, при содержании армирующего наполнителя (УВ) в количестве от 5 до 30 вес. %. Композит ПЭС/30УВ показал наилучшие трибологические свойства при величине коэффициента трения 0,34 и интенсивностью износа  $4 \times 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/Н·м, что значительно меньше по сравнению с ненаполненным ПЭС.

В настоящей работе исследованы трибологические свойства композитов на основе ПЭС, наполненных углеродными волокнами различной длины (100 мкм, 200 мкм, 2 мм), а также трехкомпонентных композитов на основе ПЭС/20УВ<sub>2мм</sub>, дополнительно наполненных различными твердосмазочными включениями (графит, MoS<sub>2</sub>) либо наночастицами (SiO<sub>2</sub>, SiC) в условиях линейного металло-полимерного трибосопряжения (схема «вал-колодка»).

На рисунке 1 приведены зависимости, иллюстрирующие влияние длины углеродных волокон на трибологические свойства двухкомпонентных композитов ПЭС-УВ.

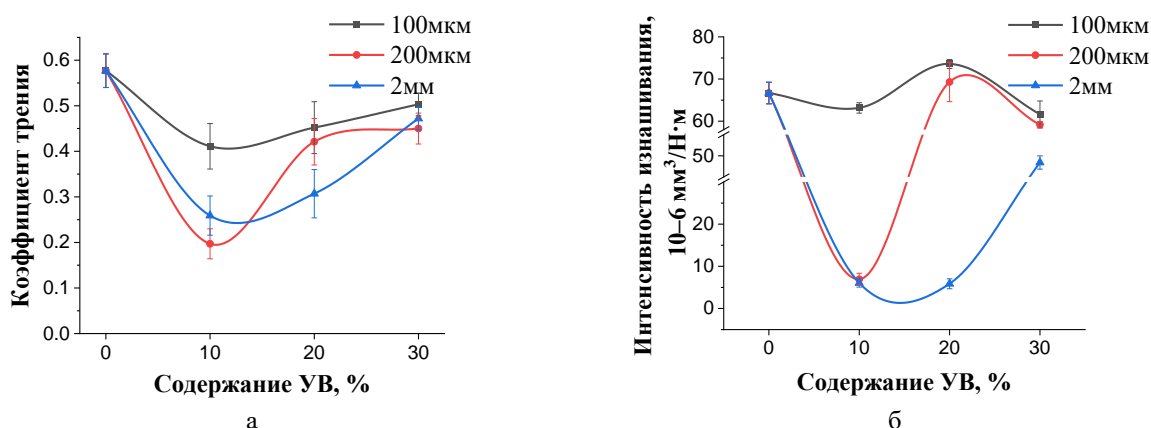


Рис. 1. Влияние длины УВ на трибологические свойства двухкомпонентных ПЭС-композитов: коэффициент трения (а) и интенсивность изнашивания (б)

Показано, что введение рубленных УВ длиной 2 мм значительно повысило износостойкость композитов. Коэффициент трения образца ПЭС/10 вес. %УВ<sub>2мм</sub> снизился до 0,259, что по сравнению с ненаполненным ПЭС на 56 % меньше (рис. 1,а, синяя кривая); в то же время интенсивность изнашивания уменьшилась с  $66,7 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/Н·м до  $6,1 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/Н·м, что в 11 раз меньше, относительно ПЭС (рис. 1,б, синяя кривая).

Определено, что интенсивность износа композитов, содержащих 10% УВ<sub>200мкм</sub> и 20% УВ<sub>2мм</sub> была минимальной, что авторы связывают с образованием трибослоя на поверхности скольжения (дорожки трения). В то же время, повышенное содержании рубленных

углеродных волокон в композите УВ<sub>2мм</sub> 30 вес. % препятствовало образованию трибослоя, и коэффициент трения и интенсивность износа композитов существенно возрастали: 0,47 и  $48,41 \cdot 10^{-6}$  мм<sup>3</sup>/Нм, что было близко к показателям ненаполненного ПЭС.

В работе также проведено исследование роли дополнительного введения ряда твердосмазочных (нано)наполнителей на сопротивление изнашиванию композитов на основе ПЭС/20УВ<sub>2мм</sub>.

Показано, что дополнительное введение 1 % MoS<sub>2</sub> увеличивало интенсивность износа композитов в 13 раз. Это было связано с агломерацией наночастиц MoS<sub>2</sub> в матрице ПЭС; при этом агломераты MoS<sub>2</sub> выступали в роли абразива, интенсифицируя интенсивность изнашивания.

Дополнительное введение 1 вес. % наночастиц SiO<sub>2</sub> и SiC, в качестве дисперсных упрочнителей, развитию процесса формирования трибослоя (путем перемешивания материала матрицы и волокон в процессе трения). Абразивный износ, стимулированный частицами SiO<sub>2</sub> и SiC, обуславливал повышение интенсивности износа композитов в 7 и 9 раз, соответственно.

В работе обсуждаются аспекты практического применения результатов исследований.

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

1. Nanofilled polyethersulfone as matrix for continuous glass fibers composites: mechanical properties and solvent resistance / M. Aurilia, L. Sorrentino, L. Sanguigno // Adv. Polym. Technol. – 2010. – Vol. 29. – P. 146–160. – DOI:10.1002/adv.20187.
2. Greatly enhanced cryogenic mechanical properties of short carbon fiber/polyethersulfone composites by graphene oxide coating / F. Li, Y. Hua, C.-B. Qu // Composites, Part A. – 2016. – Vol. 89. – P. 47–55. – DOI:10.1016/j.compositesa.2016.02.016.
3. Kinetic and thermodynamics analysis of water absorption in unidirectional fiber reinforced composites by polyethersulphone and polyphenylene sulfide / J. Wang., K.-X. Li., H.-W. He // Colloids Surf., A. – 2011. – Vol. 377. – P. 330–335. – DOI:10.1016/j.colsurfa.2011.01.009.
4. Improved interfacial adhesion in carbon fiber/polyether sulfone composites through an organic solvent-free polyamic acid sizing / H. Yuan., S. Zhang., C. Lu // Appl. Surf. Sci. – 2013. – Vol.279. – P 279–284. – DOI:10.1016/j.apsusc.2013.04.085.
5. Mechanical and tribological properties of short glass fiber and short carbon fiber reinforced polyethersulfone composites: A comparative study / Z.-K. Zhao., S.-S. Du., F. Li // Compos. Commun. – 2018. – Vol. 8. – P. 1–6. – DOI:10.1016/j.coco.2018.02.001.

## **Анализ тонкой структуры зоны контакта быстрорежущая сталь (наплавка) – (подложка)**

<sup>1</sup>Чапайкин А.С., <sup>1</sup>Громов В.Е., <sup>2</sup>Иванов Ю.Ф., <sup>1</sup>Кондратова О.А., <sup>1</sup>Гусева Т.П.

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

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

Плазменная наплавка является эффективной защитой поверхностей машин и механизмов горнодобывающей, строительной и металлургической отраслей промышленности от абразивного и ударного износа. Для этих целей используются быстрорежущие стали, легированием азота которых можно достичь повышенных эксплуатационных свойств.

Методами просвечивающей электронной дифракционной микроскопии (ПЭМ) выполнены исследования элементного и фазового состава, состояния дефектной субструктуры зоны контакта плазменного покрытия из быстрорежущей стали Р18Ю, сформированного в среде азота, на подложке из среднелегированной стали 30ГХСА после 4-х кратного высокотемпературного отпуска.

Установлено, что зона контакта имеет пластинчатую структуру отпущенного мартенсита. В значительно меньшем количестве в структуре зоны контакта присутствует субзеренная структура. Пластины мартенсита фрагментированы, размеры фрагментов изменяются в пределах 250-300 нм. Зона контакта характеризуется наличием большого количества частиц второй фазы (предположительно, карбиды), различающихся размерами, формой и расположением в объеме зоны контакта. Во-первых, наблюдаются частицы глобулярной формы субмикронных размеров, расположенные в исследуемом материале хаотически. Это частицы, сформировавшие в наплавленном слое карбидный каркас. Во-вторых, частицы пластинчатой (игольчатой) и ограненной формы, расположенные в структуре пластин мартенсита. В-третьих, частицы округлой формы, расположенные на границах фрагментов, субзерен и пластин мартенсита.

ПЭМ анализ структуры зоны контакта выявил наличие внутренних напряжений, о чем свидетельствуют изгибные контуры экстинкции. В объеме пластин мартенсита присутствует дислокационная субструктура сетчатого типа. Скалярная плотность дислокаций, определенная методами случайно расположенных секущих, составляет  $10,5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ .

Методами темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектроннограмм установлено, что глобулярные частицы субмикронных размеров являются карбидом состава  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ . Наряду с частицами на основе вольфрама исследуемый участок фольги содержит наноразмерные частицы карбида хрома состава  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ . Данные частицы имеют округлую форму, размеры частиц изменяются в пределах от 11 нм до 43 нм.

Методами темнопольного анализа с последующим индицированием микроэлектроннограмм установлено, что частицы пластинчатой формы являются карбидами состава  $\text{Fe}_3\text{C}$ ,  $\text{Cr}_{23}\text{C}_6$  и  $\text{V}_2\text{C}$ . Поперечные размеры частиц изменяются в пределах от 10 нм до 35 нм; продольные размеры частиц изменяются в пределах от 50 нм до 170 нм.

Как правило, вдоль границ пластин мартенсита располагаются включения второй фазы (карбиды  $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$  и  $\text{FeW}_3\text{C}$ ).

Присутствие в зоне контакта подложки и наплавленного слоя частиц карбидной фазы обусловлено, во-первых, легированием подложки элементами наплавленного слоя, и, во-вторых, многократным высокотемпературным отпуском, которому подвергался материал после формирования наплавленного слоя.

## **Пористые биопокрyтия, модифицированные нанокoмпoзитными частицами на основе железа и меди**

Чебoдаева В.В., Бакина О.В., Шаркеев Ю.П.

*Инститyт физики прочности и материаловoведения СО РАН, Томск*

В современной науке о материалах модификация поверхности биоматериалов для улучшения их физико-химических свойств является многообещающим направлением. Для придания биоактивных свойств металлическим имплантатам из биоинертных сплавов применяются кальций-фосфатные (КФ) покрытия [1]. Одним из действенных методов формирования таких покрытий является микродуговое оксидирование (МДО), которое позволяет наносить пористые биопокрyтия с регулируемой толщиной, пористостью, химическим составом и другими необходимыми характеристиками на поверхность биоинертных металлов и сплавов. Структура этих покрытий позволяет добавлять модифицирующие добавки для улучшения их антибактериальных и биоактивных свойств [2].

Использование наночастиц Fe-Cu с ограниченной смешиваемостью при классических методах спекания для модификации КФ покрытия могут способствовать повышению биомеханических, антибактериальных и биоактивных свойств биопокрyтий. Проблему низкой адгезии биопокрyтий к титановой подложке можно решить путем добавления Fe в состав электролита, что улучшит прочностные и адгезионные свойства биопокрyтия. Введение наночастиц Fe-Cu в структуру биопокрyтия также улучшит его антибактериальные свойства.

Цель данной работы — исследование элементного состава микродуговых кальций-фосфатных покрытий, модифицированных наночастицами Fe-Cu.

В качестве экспериментальных образцов использовались пластинки размером 10×10×1 мм из «чистого» титана марки BT1-0. В качестве экспериментальных образцов были использованы пластинки размером 10×10×1 мм из титана марки BT1-0. КФ покрытие наносилось на поверхность титана методом микродугового оксидирования (МДО) на установке "MicroArc-3.0" в анодном потенциостатическом режиме в электролите, состоящем из водного раствора ортофосфорной кислоты, карбоната кальция и гидроксиапатита [3] с добавлением нанопорошка Fe-Cu. Нанопорошок был получен методом совместного электрического взрыва железной и медной проволоки. При формировании покрытий применялись следующие параметры: длительность импульса – 100 мкс, частота следования импульсов – 50 Гц, величина импульсного напряжения – 200 В, продолжительность процесса – 10 минут.

Для модификации готовых покрытий составляли водные суспензии с нанокoмпoзитными порошками Fe-Cu. Для усиления деагломерации наночастиц порошков добавляли поверхностно-активное вещество (ПАВ) ПЭГ-400 (использовали 5% раствор вещества).

Морфологию и элементный состав кальций-фосфатных покрытий исследовали методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) на микроскопе "LEO EVO-50" с приставкой "INCA-350" для энергодисперсионного микроанализа (ЦКП ИФПМ СО РАН "Нанотех", г. Томск).

На изображениях, полученных методом растровой электронной микроскопии видно, что покрытия имеют развитую шероховатую поверхность и представлены скоплением сферических образований с порами. Ультразвуковое диспергирование способствовало частичному разрушению сферических образований покрытия. Добавление ПЭГ-400 в суспензию Fe-Cu оказывает значительное влияние на уменьшение размеров агломератов. На РЭМ-изображениях видно, что в присутствии ПЭГ-400 агломераты частиц Fe-Cu значительно меньше, чем при диспергировании без ПЭГ-400. Это связано с тем, что ПЭГ-400, являясь поверхностно-активным веществом, снижает межфазное натяжение и способствует лучшему распределению частиц в суспензии, предотвращая их повторное агломерирование.

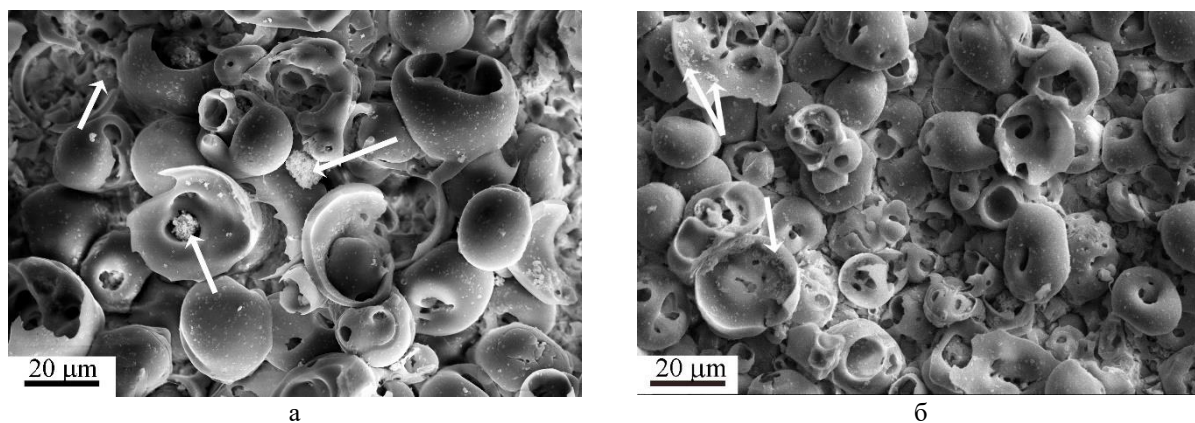


Рис. 1. Изображения поверхности КФ покрытий с наночастицами Fe-Cu, сформированных методом МДО при напряжениях процесса 250 В после 10 минут диспергирования с ПАВ (а) и без ПАВ (б)

Исследование элементного состава методом энергодисперсионного микроанализа, показало, что в КФ покрытиях с введенными наночастицами Fe-Cu присутствуют следующие элементы: кальций (6,6 ат.%) фосфор (23,7 ат.%), кислород (54,7 ат.%), титан (13,9 ат.%), железо (0,5 ат.%), медь (0,6 ат.%). После введения ПАВ в суспензию с частицами Fe-Cu и КФ покрытие количественное содержание элементов стало следующее: кальций (6,2 ат.%) фосфор (24,1 ат.%), кислород (54,4 ат.%), титан (15,1 ат.%), железо (0,1 ат.%), медь (0,1 ат.%). Введение поверхностно-активных веществ (ПАВ) способствует лучшему распределению частиц Fe-Cu в суспензии и уменьшению их агломерации, что приводит к более равномерному распределению элементов в покрытии. Кроме того, ПАВ изменяют процесс осаждения, снижая межфазное натяжение и предотвращая повторное агломерирование частиц.

В дальнейшем будут проведены исследования биомеханических, антибактериальных и биоактивных свойств КФ покрытий

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

1. Impact of Surface Morphology on Biological Performance of Titanium Implants / M. Staszuk, A. Zaleska, P. Mackiewicz, K. Szufladowicz // J. Funct. Biomater. – 2024. – Vol. 15(3). – P. 52. – DOI:10.3390/jfb15030052.
2. Comparative Study of Bioactive Coatings for Titanium Implants / S. Petrović, M. Arsenijević, D. Stojanović, I. Janković // J. Funct. Biomater. – 2024. – Vol. 15(3). – P. 52. – DOI:10.3390/jfb15030052.
3. Interaction of calcium phosphates with calcium oxide or calcium hydroxide during the “soft” mechanochemical synthesis of hydroxyapatite / M. V. Chaikina, et al. // Ceram. Int. – 2019. – Vol. 45, № 14. – P. 16927–16933 – DOI: 10.1016/j.ceramint.2019.05.239.



## Структурные исследования сажи, полученной в плазмохимическом реакторе при конверсии метана и при взаимодействии высокоэнтальпийной плазмы с древесиной

<sup>1</sup>Черемных В.А., <sup>2</sup>Корженко Д.В., <sup>1</sup>Клопотов А.А., <sup>1</sup>Волокитин Г.Г., <sup>2</sup>Сыртанов М.С.

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

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

Дисперсные частицы углерода, полученные при помощи разных высокоэнергетических воздействий за счет физических сил и химических реакций способны к структурообразованию и синтезу широкого спектра пространственных структур. Для того, чтобы это подтвердить это предположение необходимы экспериментальные исследования.

Целью настоящей работы являются структурные исследования сажи, полученной двумя разными методами: в результате взаимодействия высокоэнтальпийного плазменного потока с поверхностью древесины, а также конверсией метана в плазмохимическом реакторе в плазме СВЧ-разряда.

Высокоэнтальпийное воздействие плазменного потока с плотностью энергии 1.0 – 3.0 Вт/м<sup>2</sup> с поверхностью древесины проводили с помощью оригинального стенда Томского государственного архитектурно-строительного университета [1]. При помощи конверсии метана в плазме СВЧ-разряда в плазмохимическом реакторе получен углеродный материал [2].

Исследование микроструктуры сажи проводили на сканирующем электронном микроскопе QUANTA 200 3D. Рентгеноструктурные исследования проводили на дифрактометр Shimadzu XRD 7000S с CuK $\alpha$ -излучением.

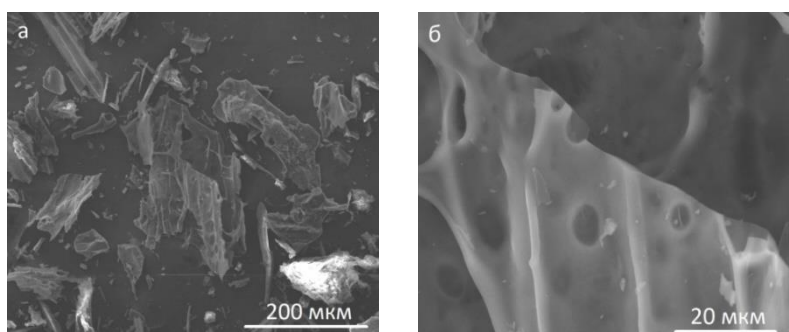


Рис. 1. Электронно-микроскопические изображения порошка сажи, полученного в результате воздействия высокоэнтальпийным плазменным потоком с поверхностью древесины: увеличение  $\times 500$  (а), увеличение  $\times 4000$  (б)

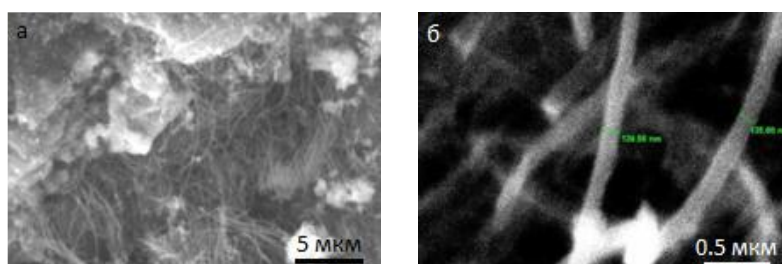


Рис. 2. Электронно-микроскопическое изображение порошка сажи, полученного при конверсии метана: увеличение  $\times 4500$  (а), увеличение  $\times 45000$  (б)

Частицы порошка сажи из древесины хорошо повторяют морфологию древесины: виднеются стенки сосудов, а также поры и смоляные ходы (рис. 1). Пространственная неоднородность фрагментов порошка сажи, полученной методом конверсии метана в плазме СВЧ-разряда отчетливо наблюдается методом растровой электронной микроскопии (рис. 2).

На рис. 3а приведен фрагмент дифрактограммы порошка сажи, полученного в результате взаимодействия плазмы с древесиной. Наличие двух хорошо выраженных диффузных пиков (пики 1 и 2) в интервале углов  $2\Theta$  от 13 до 32 ° свидетельствует о наличии двух рентгеноаморфных фаз [3].

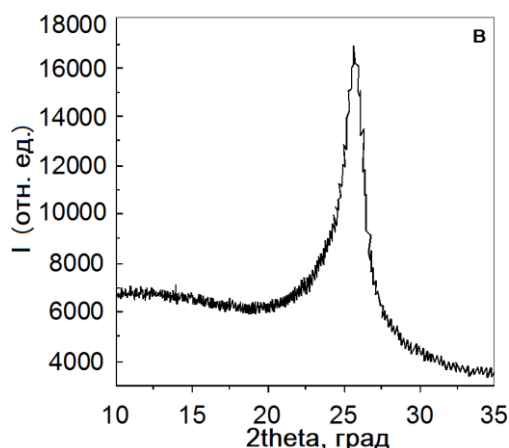
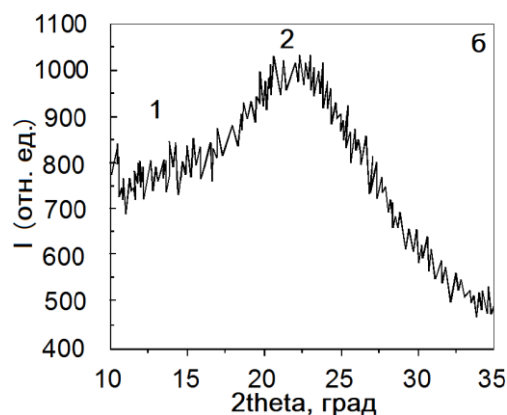
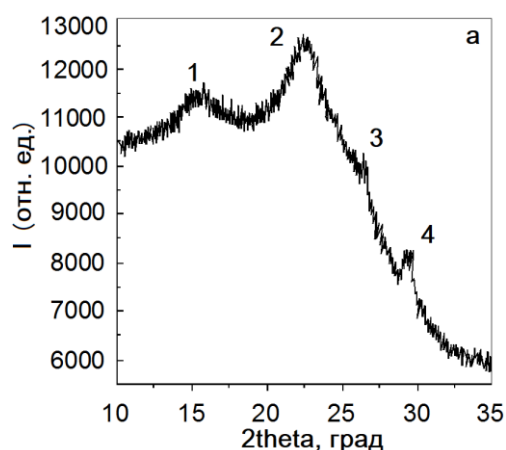


Рис. 3. Фрагменты рентгеновских дифрактограмм (Shimadzu XRD 7000S с  $\text{CuK}\alpha$ -излучением): порошка сажи, полученного плазменным воздействием на древесину (а); пленки пиролитического аморфного углерода [4] (б); углеродный материал, полученный из метана в плазмохимическом реакторе (в)

На рисунке 2б приведена рентгеновская дифрактограмма пленки пиролитического аморфного углерода [4]. На дифрактограмме наблюдается размытый широкий пик с максимумом  $2\Theta=22.4$ .

На рис. 3в представлена картина рентгеновской дифракции углеродного материала, полученного из метана в плазмохимическом реакторе. Согласно данным, приведенным в работе [3], в этом углеродном материале по составу выделяют целый спектр фаз на основе углерода: углеродные нановолокна, углеродные нанотрубки (однослойные, многослойные, луковичные), аморфный углерод, графит. На рис. 3а видно присутствие острого пика на дифрактограмме порошка сажи, полученного плазменным воздействием на древесину (пик 3). Угловое положение этого пика хорошо совпадает с пиком на дифрактограмме от углеродного материала, полученного из метана в плазмохимическом

Таким образом, установлено, что при синтезе углеродного материала, образующегося в результате высокоэнергетического воздействия на древесину возможно образование углеродных наночастиц.

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

1. Патент на полезную модель № 212821 U1 Российская Федерация, МПК В27К 5/00. Устройство для обработки поверхности изделий из древесины низкотемпературными потоками плазмы : № 2021139632 : заявл. 29.12.2021 : опубл. 10.08.2022 / Г. Г. Волокитин, В. В. Шеховцов, К. А. Безухов, В. А. Черемных; заявитель ФГБОУ ВО Томский государственный архитектурно-строительный университет.
2. Жерлицын А.Г. Получение углеродных нанотрубок из природного газа / А.Г. Жерлицын, В.С. Косицын, А.С. Кобец, [и др.] // Вестник науки Сибири. – 2012. – № 3 (4). – С.30-37.
3. Андреева В.Д. и др. Рентгенография и электронная микроскопия материалов. — СПб.: Политехнический ун-т, 2008. – 180 с.
4. Богданов С.П. Рентгеноструктурный анализ углеродистых материалов. СПб.: СПбГТИ, 2013. – 26 с.

## Малоактивируемые конструкционные материалы для термоядерных и ядерных реакторов – проблемы и путь вперед

<sup>1,2</sup>Чернов В.М.

<sup>1</sup>Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А.Бочвара (АО «ВНИИНМ»), Москва

<sup>2</sup>Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва

Рассмотрены созданные и разрабатываемые в России малоактивируемые конструкционные материалы (МАКМ) для термоядерных и ядерных (быстрых) реакторов. Перспективность применения МАКМ (относительно обычных КМ - сильно и длительно радиоактивных) определяется их хорошими функциональными свойствами (не уступающими свойствам обычных КМ), повышением эффективности работы реакторов (более малое поглощение нейтронов, экономия топлива, более длительные топливные кампании), уменьшением радиационного влияния реакторов на окружающую среду и возможностью повторного использования (рециклирования) после облучения за исторически короткое время (до 100 годов). В значительной мере проблемы выбора, создания и дальнейших модификаций МАКМ определены.

Для быстрых реакторов Поколения-III (БР-III: БН-600, БН-800) и демонстрационных термоядерных реакторов (ДЕМО-ТЯР) с длительностями топливных кампаний до 3 годов (радиационная повреждаемость КМ-III до 100 сна) созданы МАКМ-III типа ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta) и сплава ванадия V-4Ti-4Cr (ВМ-ДПЧ-9) и разрабатывается малоактивируемая аустенитная хромо-марганцевая сталь (Fe-Cr-Mn-W-V-Ti-B).

Для быстрых реакторов следующего Поколения-IV (БР-IV: БРЕСТ-ОД-300, БН-1200, БР-1200, др.) и термоядерных реакторов (ТЯР) с более длительными топливными кампаниями (5+ годов, радиационная повреждаемость КМ-IV 200+ сна) и более высокими экономическими (коммерческими) требованиями необходимы КМ-IV нового поколения с более высокими физико-механическими и функциональными свойствами (относительно КМ-III, более низкая температура хладноломкости, более высокая жаропрочность, приемлемые механические нагрузки и деформации), обеспечивающими более высокие длительные топливные кампании и более широкие температурные интервалы эксплуатации. Требуется определения физических механизмов и создание физических многоуровневых моделей высокодозного (>100 сна) изменения микроструктуры и свойств КМ-IV (изделий) для прогнозирования их изменений в условиях, которые имеющимися экспериментальными данными не перекрываются (особенно для ТЯР), и определения критических уровней таких изменений, запрещающих эксплуатацию реакторов.

МАКМ-IV разрабатываются на основе дальнейшей модификации МАКМ-III и разработки сплавов ванадия нового поколения V-Cr-W(Ta)-Zr. Использование имеющихся научных, материаловедческих и технологических знаний (опыт эксплуатации БР-III) позволит «эволюционно» продвинуться в некотором улучшении (модификации) структуры и свойств созданных КМ-III, но своевременно обеспечить ими требования БР-IV и ТЯР в полной мере не удастся (проблематично). Необходимы разработка и определение механизмов формирования высокодозных микроструктур и свойств КМ-IV нового поколения (МАКМ-IV) с многоуровневой иерархически организованной при высокодозном реакторном облучении многоуровневой структурой.

Изменения радиационной структуры и свойств КМ-III-IV в начальных (инкубационных) периодах их реакторного облучения (до 100 сна) определяются их исходными композиционными составами, микроструктурами и состояниями (квазиравновесными), созданных исходными термо-механическими обработками и условиями облучения (температура, интенсивность). В инкубационных (переходных) периодах реакторных (n-γ)-облучений в КМ-III-IV происходит релаксация и перестройка исходных дефектов, микроструктур и состояний (квазиравновесных) и формирование новых специфических

радиационных дефектов, микроструктур, свойств и состояний (динамических, неравновесных). Длительности инкубационных периодов определяются исходными композиционными составами и микроструктурами КМ-III-IV, температурой и длительностью (n-γ)-облучений. К концу инкубационных периодов формируются новые специфические высокодозные (100+ сна) иерархически организованные радиационные структуры и дефекты (в значительной мере упорядоченные решетки дефектов). Высокодозные (после инкубационные) структуры практически не зависят от исходных микроструктур, дефектов и состояний и определяют эволюцию высокодозных свойств МАКМ-IV (изделий) в реакторах (длительности топливных кампаний). Формирование высокодозных структур в значительной мере определяется элементными композиционными составами КМ-IV (включая ядерные трансмутации) и условиями реакторного облучения (температура, n-γ-спектры, интенсивность). Важное значение имеет γ-облучение в формировании и эволюции радиационных дефектов, структур, состояний и свойств КМ-III-IV. Состояния (уровень равновесности), структуры, состояния и свойства КМ в условиях «до-после» (квазиравновесные состояния) и «в процессе» (динамические неравновесные состояния) реакторного (n-γ)-облучения существенно различны. Соответствующие исследования микроструктур и свойств КМ-III-IV (изделий) в условиях «до-после» реакторного облучения недостаточно информативны для определения их состояний и значений «в процессе» реакторного облучения.

Рассмотрены составы, состояния, структуры и свойства (физико-механические, ядерно-физические) МАКМ-III-IV в условиях (состояниях) «до-в процессе-после» реакторных (n-γ)-облучений. Рассмотрены условия и многоуровневые структурные механизмы формирования хладноломкости, жаропрочности и распухания КМ (металлов, сталей, сплавов) с разными кристаллическими решётками (гранцентрированными кубическими – ГЦК и объёмцентрированными кубическими – ОЦК). Отмечена ограниченность использования результатов испытаний КМ (изделий) в быстрых реакторах для обоснования работоспособности КМ (изделий) в ТЯР (различия n-γ-спектров, трансмутаций, режимов облучения). Для разработки КМ для целей ТЯР требуются соответствующие интенсивные источники термоядерных нейтронов.

Все требования БР-IV и ТЯР могут быть выполнены при использовании МАКМ-IV для их конструкций и условий эксплуатации. МАКМ-IV являются безальтернативными КМ-IV для крупномасштабной ядерной и термоядерной энергетики с реализацией ПЗЯТЦ и существенным уменьшением радиационного влияния реакторов на окружающую среду. Перспективными МАКМ-IV являются многокомпонентные сплавы на основе тугоплавких металлов (сплавы ванадия V-Cr-W-Ta-Zr, др.). Такие сплавы отличаются от сталей как более технологичные, теплопроводные, жаропрочные и жаростойкие, менее хладноломкие, не магнитные и не полиморфные. Создание МАКМ-IV (изделий) для БР-IV и ТЯР является обоснованной и развивающейся мировой перспективой. «Такой прогресс неизбежен».

## **Процесс наплавления и макроморфология аустенитной нержавеющей стали ER321 методом дуговой печати**

Чжан Ц., Козлов В.Н., Клименов В.А.

*Томский политехнический университет, Томск*

Нержавеющая сталь является важным конструкционным материалом в особых условиях благодаря своей высокой прочности, высокой пластичности и хорошей коррозионной стойкости. Аустенитные стали 08X18H10T и AISI321 могут выдерживать более высокие температуры благодаря добавлению Ti.

Аддитивное производство широко используется в аэрокосмической, медицинской, морской и атомной промышленности благодаря гибкости стратегий формования и эффективности формования, позволяющему уменьшить вес и снизить стоимость мелкосерийного производства [1]. Однако существует ряд проблем, сдерживающих их более широкие применения.

Специфические условия формирования при аддитивных технологиях сказываются на ряде свойств, получаемых материалов, в том числе и на их обрабатываемость. Так существует различие в фазовом составе материалов, производимых аддитивным и традиционным производством. Для аустенитной нержавеющей стали из-за сегрегации Cr содержание феррита увеличится (4-8 об.%), что может сказываться на коррозионной стойкости нержавеющей стали. Из-за высокого тепловвода и быстрого охлаждения при использовании, например, электронной луча, сегрегированные атомы Cr не могут эффективно диффундировать, в результате чего содержание феррита достигает 19 об.%, что невозможно полностью устранить даже путем термообработки. Меньшее содержание феррита может быть достигнуто как с помощью дугового, так и с лазерного сплавления, однако лазерная является дорогостоящей и является менее производительной. Дуговая наплавка привлекает всё более широкое внимание благодаря более высокой эффективности осаждения и низкой стоимости [2, 3].

Поскольку тепловвод при дуговой наплавке велик, в направлении построения образуются более крупные столбчатые кристаллы, что делает материал анизотропным и снижает прочность [1]. Кроме того, высокий тепловвод также снижает стабильность ванны расплава, вызывая коллапс ванны расплава, разбрызгивание капель, ухудшение качества поверхности и отрицательно влияет на последующую механическую обработку [4].

Для решения вышеперечисленных проблем были разрабатываются два метода печати холодного - металлического переноса (СМТ) и импульсного метода управления тепловложением с помощью регулирования длительности импульса. Это позволит уменьшить размер зерна и стабилизировать ванну расплава за счет снижения тепловвода [5]. Помимо улучшения процесса дуговой наплавки, в процессе наплавки также можно применять механическую обработку, такую как резание и фрезерование, для улучшения качества поверхности, уменьшения размера зерна и улучшения механических свойств [6].

В работе исследуется использование и их влияние на морфологию дуговой наплавки с СМТ с целью изменения условий в ванне расплава в процессе печати и морфологии поверхности образца после печати.

В данной статье используется робот КУКА R1810 и сварщик Fronius TPS 400i. Используя проволоку из нержавеющей стали ER321 (российский аналог 08X18H10T) диаметром 1,2 мм, при напряжении 19,1В, токе 121А, скорости подачи проволоки 4,5м/мин, скорости печати 0,6м/мин печатается тонкая стенка размером 150x30x5мм. Защитный газ состоит из 98% Ar+2% CO<sub>2</sub> и подается со скоростью 20л/мин.

Из рис. 1а видно, что в процессе наплавки при увеличении тока проволока движется в сторону расплавленной ванны, происходит замыкание, возникает дуга и проволока плавится. В момент образования капли ток уменьшается и проволока удаляется от ванны расплава, чтобы способствовать разделению капель и проволоки. Затем описанный выше процесс повторяется для получения желаемой печатной формы. В процессе наплавки из-за нестабильности тока коллапс расплавленной ванны будет происходить случайным образом,

сопровождаясь разбрызгиванием расплавленных капель. Однако по сравнению с традиционной дуговой наплавкой за счет снижения тепловвода вероятность коллапса и брызг расплавленной ванны значительно снижена. В процессе наплавки видно, что расплавленный металл движется назад относительно проволоки, что приводит к скоплению расплавленных капель в начале печати (рис. 1а).

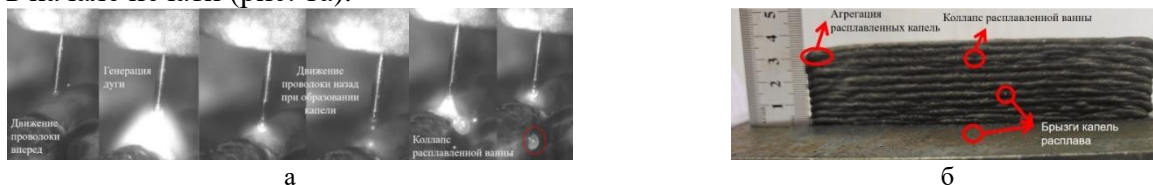


Рис. 1. Процесс образования капель при дуговой наплавке с СМТ (а) и тонкая стена с использованием СМТ-дуговой наплавки (б)

Как видно из рис. 1б, из-за коллапс ванны, разбрызгивания капель и поверхностного натяжения жидкости поверхность печатаемых деталей будет неровной, что приводит не только к снижению точности деталей, но также ухудшает механические свойства и коррозионную стойкость изделия, поэтому необходимо проводить механическую обработку для улучшения качества поверхности изделия. Анализируются методы механической обработки и качество получаемых поверхностей с оценкой их морфологий строения.

1. Microstructure, mechanical properties and fracture toughness of ss 321 stainless steel manufactured using wire arc additive manufacturing / Prakash, K. S., Kannan, A. R., Pramod, R., Kumar, N. P., & Shanmugam, N. S. // Trans. Indian Inst. Met. – 2023. – Vol. 76(2). – P. 537–544. – DOI:10.1007/s12666-022-02713-3.
2. Astafurov, S., Astafurova, E. Phase composition of austenitic stainless steels in additive manufacturing: A review. // Met. – 2021. – Vol. 11(7). – Article No. 1052. – DOI:10.3390/met11071052.
3. Influence of the Coarse Grain Structure of a Titanium Alloy Ti-4Al-3V Formed by Wire-Feed Electron Beam Additive Manufacturing on Strain Inhomogeneities and Fracture / Klimenov, V.; Kolubaev, E.; Anatoly, K.; Chumaevskii, A.; Ustinov, A.; Strelkova, I.; Rubtsov, V.; Gurianov, D.; Han, Z.; Nikonov, S.; et al. / Met. – 2023. – Vol. 16. – Article No. 3901. – DOI:10.3390/ma16113901.
4. Forming process, microstructure, and mechanical properties of thin-walled 316l stainless steel using speed-cold-welding additive manufacturing / Wu, W., Xue, J., Wang, L., Zhang, Z., Hu, Y., & Dong, C. // Met. – 2019. – Vol. 9(1). – P. 109. – DOI:10.3390/met9010109.
5. Microstructures and mechanical properties of Ti-6Al-3Nb-2Zr-1Mo alloy fabricated by CMT-wire arc additive manufacturing / Zhang Shuaifeng, Lv Yifan, Wei Zhengying, Jiang Peng, Peng Hui, Cui Yongjie // Trans. China Weld. Inst. – 2021. – Vol. 42(2). – P. 56–62. – DOI:10.12073/j.hjxb.20200804003.
6. Machinability the aisi 316 stainless steel after processing by various methods of 3d printing / Masek, P., Fornusek, T., Zeman, P., Bucko, M., Smolik, J., Heinrich, P. // MM Science Journal – 2019. – Vol. 4. – P. 3338–3346. – DOI:10.17973/MMSJ.2019\_11\_2019091.

## Поверхностная и объемная модификация полипропилена наночастицами ZnO/Ag

Чжоу В.Р., Бакина О.В., Речкунова А.О.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Полипропилен – широко используемый гидрофобный полимер общего назначения с большим объемом производства. Благодаря своим механическим свойствам, высокой химической стойкости, универсальности форм (волокна, гранулы, плёнки и тд.), низкой стоимости и возможности контакта с пищевыми продуктами, полипропилен имеет широкий спектр применений, от упаковочных пленок, до автомобильных компонентов. Однако отсутствие антимикробных свойств не позволяет активно применять данный материал в пищевой промышленности и медицине [1, 2]. В связи с вышесказанным существует необходимость в разработке процессов антимикробной модификации полипропилена для расширения области его использования.

В качестве модификаторов могут выступать химически стойкие наночастицы ZnO и TiO<sub>2</sub>. Однако их применение ограничено высокими действующими антимикробными концентрациями (ZnO > 100 мкг/мл\*; TiO<sub>2</sub> > 250 мкг/мл) и поглощением света в основном ультрафиолетового диапазона [3, 4]. Решением данной проблемы может быть применение двухкомпонентных наночастиц на основе ZnO и TiO<sub>2</sub> с добавлением благородного металла. Среди благородных металлов, особое внимание уделяется серебру, за счет его антибактериальных свойств и наличие эффекта поверхностного плазмонного резонанса. Добавление определенного количества серебра не только позволит активировать наночастицы при облучении видимым светом, но и значительно улучшит антибактериальные свойства материалов. Таким образом, объединение двух фаз позволит значительно снизить действующие концентрации, а также позволит применять такие наночастицы при облучении светом видимого диапазона.

Наночастицы ZnO/Ag, TiO<sub>2</sub>/Ag, со средним размером до 100 нм и содержанием серебра 12 масс.% были получены электрическим взрывом проволок в кислородосодержащей атмосфере. Полученные наночастицы были охарактеризованы с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии (JEM-2100 (JEOL, Япония), рентгеноструктурного анализа (рентгеновский дифрактометр XRD-6000 (Shimadzu, Япония) с CuK<sub>α</sub>-излучением) и рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (SPESCS Surface Nano Analysis GmbH).

Поскольку основной механизм антибактериального действия наночастиц ZnO и TiO<sub>2</sub> основан на выделении активных форм кислорода при облучении их видимым светом, активность наночастиц была исследована в реакции разложения модельного красителя метиленового синего (C=5мг/л, λ<sub>max</sub>=668 нм). Показано, что формирование гетероперехода позволяет повысить фотохимическую активность наночастиц ZnO и TiO<sub>2</sub> более чем на 80 % и 50 % соответственно. При этом наилучший результат (эффективность разложения красителя 99,5 %) был получен в присутствии наночастиц ZnO/Ag. Полученные данные коррелируют с результатами исследования антибактериальной активности. Наименьшее значение минимальной ингибирующей концентрации наночастиц было получено в присутствии наночастиц ZnO/Ag (15,8 мкг/л).

Наночастицы ZnO/Ag были использованы для модификации полипропилена двух видов: гранулированного (марка 8348s) и волокнистого (марка PP1365S). Для гранулированного полипропилена применялась объемная модификация, для волокнистого – поверхностная. Разработанные рекомендации по модификации полипропилена заключались в предварительной обработке полимера низкотемпературной плазмой атмосферного разряда и ультразвуковой деагломерации наночастиц для поверхностной модификации и последовательной деагломерации, микрокапсуляции наночастиц, введении их в полимер и изготовлении пленок для объемной модификации. Время плазменной и ультразвуковой обработки было подобрано экспериментально и составило 5 и 15 минут соответственно.

Активность волокнистого материала была исследована в пяти циклах фоторазложения



красителя, где было показано отсутствие значительного понижения активности. При исследовании грибостойкости и антибактериальной активности полученного материала, наблюдалось полное подавление роста бактерий *S.aureus* и грибов *C.albicans*.

Для полученных образцов также было исследовано влияние добавки наночастиц на химический состав, стойкость к фотодеструкции и термодеструкцию полимера. Для исследования химического состава, были получены ИК-спектры образцов, на которых не наблюдалось изменений по сравнению с немодифицированным материалом. Влияние добавки наночастиц на фотоокислительную деструкцию оценивали после 100 часов облучения материала УФ светом. Показано, что добавка наночастиц не способствует деструкции полимера. Термическая деструкция оценивалась методом термогравиметрии. Показано, что наночастицы в концентрации 5 % масс. не оказывали влияния на термостабильность полипропилена. Оценка токсичности материала в отношении чувствительной клеточной линии фибробластов 3Т3 показала, что через 1-3 дня не наблюдалось токсичного действия по отношению клеткам.

Таким образом, модификация полипропилена наночастицами ZnO/Ag не оказывала влияния на стабильность полимера и способствовала появлению антимикробных свойств. Полученный модифицированный полипропилен является перспективным материалом для применения его в медицине и пищевой промышленности.

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

1. Smart design choices provide new applications for recycled polypropylene: The case for tribology / H. Raghuram, M. Seier, T. Koch, M.P. Jones, V. M. Archodoulaki // Sustainable Mater.Technol. – 2023. – Vol. 38. – P. e00745. – DOI: 10.1016/j.susmat.2023.e00745
2. Transforming waste to treasure: Superhydrophobic coatings from recycled polypropylene for high-value application / X. Wang, Y. Liang, Z. Pu, J. He, S. Yang // Prog. Org. Coat. – 2024. – Vol. 188. – P. 108248. – DOI: 10.3390/cleantechnol6010015
3. A mini review of antibacterial properties of ZnO nanoparticles / S.V. Gudkov, D.E. Burmistov, D.A. Serov, M.B. Rebezov, A.A. Semenova // Frontiers in Physics. – 2021. – Vol. 9. – P. 641481. – DOI: 10.3389/fphy.2021.641481
4. A critical review on the recent trends of photocatalytic, antibacterial, antioxidant and nanohybrid applications of anatase and rutile TiO<sub>2</sub> nanoparticles / N. Thakur, A. Kumar, V.K. Thakur, S. Kalia, V. Arya, G.Z. Kyzas // Sci. Total Environ. – 2024. – P. 169815. – DOI: 10.1016/j.scitotenv.2023.169815

**Получение крупногабаритных функционально-градиентных материалов и конструкций методом проволоочной аддитивной электронно-лучевой технологии**  
Чумаевский А.В., Осипович К.С., Рубцов К.В., Семенчук В.М., Сидоров Е.А., Рубцов В.Е.,  
Колубаев Е.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Технологии аддитивного производства позволяют получать изделия более сложной формы, выполнять их топологическую оптимизацию, ускорять производства, снижать затраты на изготовление и совмещать в одной детали или конструкции свойства двух и более материалов. Особенно эффективным получение вышеуказанных преимуществ становится благодаря возможности их реализации в пределах одного технологического цикла, что ещё значительно ускоряет процесс производства. Проволоочные аддитивные электродуговая, лазерная или электронно-лучевая технологии обладают наиболее высокой производительностью и поэтому более применимы для производства крупногабаритных деталей или конструкций. Применение мультипроволоочной и мультипучковой аддитивной электронно-лучевой технологии позволяет производить 3D функционально-градиентные материалы или конструкции с плавно или резко изменяемым составом переходной зоны между отдельными компонентами. К преимуществам электронно-лучевого производства можно отнести возможность регулирования введения компонентов в зону печати, управления структурно-фазовым состоянием материала при печати и реализацию процесса в вакууме, без окисления материала формируемого изделия. По этой причине технология электронно-лучевой печати может быть востребована при производстве многокомпонентных сложноорганизованных деталей или конструкций типа камер сгорания, сопел ракетных или газотурбинных двигателей, резервуаров химических аппаратов, криогенной техники, биметаллических валов и втулок, вкладышей подшипников скольжения и прочих изделий авиационного, ракетно-космического или иного промышленного назначения.

В связи с вышеперечисленной целью настоящей работы в рамках комплексного проекта было сопоставление данных по печати методом проволоочной аддитивной электронно-лучевой технологии биметаллических элементов «медь-сталь», «бронза-сталь», «медь-никелевый сплав», «алюминиевый сплав – сталь», «алюминиевый сплав – титановый сплав» и «титановый сплав – сталь» плоской, цилиндрической и конической формы с различными геометрическими параметрами и порядком нанесения компонентов. Работы выполнены на экспериментальных установках в институте физики прочности и материаловедения. Для печати использовали проволоку алюминиевых, титановых, медных сплавов и сталей диаметром от 1,2 до 1,6 мм. Печать осуществляли с различным порядком нанесения компонентов с управлением током пучка, подбиравшимся эмпирическим путем отдельно для чистых сплавов и градиентной зоны. Структурные исследования после печати производили на лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT 4100, растровом электронном микроскопе Zeiss LEO EVO 50 и просвечивающем микроскопе JEOL JEM 2100. Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине UTC 110M. Проведенные исследования показывают, что при формировании биметаллических образцов порядок нанесения компонентов значительно влияет на структуру и свойства полученных биметаллических элементов. Изменение стратегии печати с подбором угла наклона изделия при печати и порядка нанесения компонентов позволяет увеличить прочность и снизить степень взаимного перемешивания в градиентной зоне. Введение дополнительного элемента в градиентной зоне образцов системы «Al-Ti», «Al-Fe» и «Ti-Fe» позволяет снизить образование интерметаллидных фаз и повысить прочностные свойства готовой детали.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00578, <https://rscf.ru/project/22-19-00578/>.*

## **Закономерности формирования структуры и свойств композиционных материалов Ti-Cu-Ni-Al, Ti-Cu-Ni-Zr и Ti-Cu-Ni-Zr-W в процессе фрикционной перемешивающей обработки**

Чумаевский А.В., Княжев Е.О., Панфилов А.О., Сидоров Е.А., Гусарова А.В.,  
Амиров А.И., Колубаев Е.А.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Технология фрикционной перемешивающей обработки представляет широкие возможности по модификации поверхностных слоёв различных металлов и сплавов для повышения механических свойств, стойкости к агрессивным средам, износостойкости, удаления дефектов и снижения неоднородности структуры. При фрикционной перемешивающей обработке возможно образование композитной структуры на основе сталей, алюминиевых, магниевых, медных и титановых сплавов непосредственно в зоне обработки за счет реакции вводимых порошков и основного металла. Для этого необходимо введение специально подобранного состава металлических порошков, образующих с матрицей требуемые интерметаллидные фазы. Таким способом возможно увеличение стойкости к сухому трению или фреттинг износу изделий из алюминиевых и титановых сплавов, широко применяемых в авиационной или ракетно-космической сфере. В то время как для алюминиевых сплавов процесс получения композиционных материалов достаточно хорошо изучен, для титановых сплавов работ по получению металлматричных композитов методом фрикционной перемешивающей обработки можно выделить лишь небольшое количество. Это обусловлено высокой температурой обработки титановых сплавов и значительной активностью титана при данной температуре, интенсивно взаимодействующего с материалом инструмента. В связи с этим даже инструменты из тугоплавких и жаропрочных сплавов при обработке титановых сплавов могут работать достаточно непродолжительное время, что резко усложняет процесс обработки и требует учитывать влияние взаимного растворения материала инструмента и титана на структуру и свойства композиционного материала после обработки. По этой причине необходимы исследования по формированию композитов на основе титана с использованием инструментов из различных металлов и сплавов.

Настоящая работа направлена на получение износостойких композитов системы Ti-Cu-Ni-Al, Ti-Cu-Ni-Zr и Ti-Cu-Ni-Zr-W методом фрикционной перемешивающей обработки титанового сплава BT1-0 инструментом из никелевого жаропрочного сплава ЖС6У. Обработку осуществляли на лабораторной установке в ИФПМ СО РАН. Подбор параметров процесса обработки осуществляли эмпирическим путем. Образцы получали при скорости вращения инструмента 950 об/мин, скорости продольного перемещения 90 мм/мин и усилии прижима инструмента 16-17 кН. Для получения равномерной структуры зоны перемешивания обработку проводили в 4 прохода инструментом по одной области. После обработки производили вырезку образцов для структурных исследований, механических и трибологических испытаний на электроэрозионном станке DK7750. Структурные исследования проводили на лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT 4100 и растровом электронном микроскопе Zeiss LEO EVO 50. Механические испытания проводили на универсальной испытательной машине UTC 110M на растяжение. Испытания на трение по схеме «диск-палец» на сухое трение на лабораторном трибометре. Проведенные исследования показывают, что при обработке происходит значительное увеличение прочностных и трибологических характеристик поверхностных слоёв, но из-за взаимодействия никелевого инструмента и титанового сплава зона перемешивания значительно обогащается никелидом титана, что требуется учитывать при подборе состава порошков для получения композитов.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-00929, <https://rscf.ru/project/23-29-00929/>.*

## **Получение неразъемных соединений системы «Al-Ti», «Al-Fe» методом сварки трением с перемешиванием с активным жидкостным охлаждением**

<sup>1</sup>Чумаевский А.В., <sup>2</sup>Зубрицкий А.В., <sup>2</sup>Алушкин Т.Е., <sup>1</sup>Сидоров Е.А., <sup>2</sup>Абдуллаева З.А.,  
<sup>2</sup>Майоров С.М., <sup>2</sup>Сапьян А.В., <sup>1</sup>Амиров А.И.

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

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

Сварка трением с перемешиванием является одним из современных методов получения неразъемных соединений различных по структуре и свойствам металлов и сплавов. С применением данного вида сварки возможно соединение алюминиевых, магниевых, титановых и других сплавов. Сварку трением выгодно отличает от конкурирующих методов скорость сварки, низкое термическое влияние на материал, отсутствие плавления в процессе соединения заготовок и необходимости в разделке кромок при многопроходной сварке толстолистового проката. К преимуществам сварки трением относится возможность соединения разнородных материалов, что может быть использовано для соединения различных несущих или функциональных элементов из алюминиевых и титановых сплавов, титановых или алюминиевых сплавов со сталью. Например, для соединения обшивки из высоколегированных алюминиевых сплавов и каркаса из титановых сплавов в авиации или для соединения титановых емкостей с трубопроводной арматурой из нержавеющей стали. Для сварки разнородных элементов необходимо не только четко подбирать параметры процесса, но и снижать температуру в зоне формирования соединения. Это обусловлено образованием в условиях избыточного тепловложения сплошных интерметаллидных прослоек между компонентами соединения, резко снижающих прочностные свойства. Снижение температуры процесса сварки возможно за счет использования активного жидкостного охлаждения непосредственно в процессе формирования соединения. Дополнительно возможно снизить тепловыделение в граничной зоне посредством уменьшения площади поверхности пина, что достигается при сварке внахлест формированием на нем небольших выступов, обеспечивающих перемешивание материала в граничной зоне с меньшим выделением тепла.

Настоящая работа направлена на получение неразъемных соединений внахлест трёх систем «алюминиевый сплав Д16Т – титановый сплав ВТ6», «алюминиевый сплав В95 – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т» и «титановый сплав ВТ6 – нержавеющая сталь 12Х18Н10Т». Образцы получали на экспериментальном оборудовании ИФПМ СО РАН. Для сварки использовали инструмент из сплава ЖС6У с гладким коническим пином с наличием на конце пина двух выступов. Высота пина составляла 1,8 мм, выступов 0,5 мм. Толщина привариваемой верхней пластины (сплав Д16Т, сплав ВТ6) 2,0 мм. Параметры процесса выбирали на основе ранее полученных для сварки сплавов Д16Т и ВТ6. После получения сварных соединений производили вырезку образцов для структурных исследований и механических испытаний на электроэрозионном станке DK7750. Структуру образцов определяли на лазерном сканирующем микроскопе Olympus LEXT 4100 и растровом электронном микроскопе Zeiss LEO EVO 50. Механические испытания определяли на растяжение поперек сварного шва на универсальной испытательной машине УТС 110М. Проведенные исследования показывают, что посредством применения охлаждения и дополнительной модификации пина возможно получение разнородных соединений трех исследованных систем с высокими механическими свойствами, что обусловлено меньшим содержанием интерметаллидов при высокой степени перемешивания компонентов в градиентной зоне. Разрушение образцов происходило по наименее прочному из материалов, на границе зоны перемешивания и зоны термомеханического влияния.

*Работа выполнена в рамках государственного задания ИФПМ СО РАН, тема FWRW-2022-0004.*

## Исследование температурной зависимости напряжений начала мартенситных превращений в монокристаллах FeMnNiAlX (X=C, Ti, Cr)

Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Яковлева Л.П., Куксгаузен И.В.,  
Куксгаузен Д.А.

*Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск*

Сплавы FeMnNiAl испытывают термоупругие мартенситные превращения (МП) под нагрузкой из ОЦК высокотемпературной фазы в ГЦК мартенсит [1–5]. В них обнаружен аномально большой интервал сверхэластичности (СЭ) от 10 до 473 К и планируется их использование в авиации и космонавтике как сплавов для колес луноходов и марсоходов [1]. Уникальной особенностью этих сплавов является слабая температурная зависимость напряжений  $\sigma_{Ms}$  начала МП  $\alpha = d\sigma_{Ms}/dT$ , которая составляет 0.5–1 МПа/К, что почти в 5–10 раз меньше, чем для сплавов TiNi, FeNiCoAlX (X=Ta, Nb, Ti) [1–5].

Особый интерес представляют исследования выяснения влияния легирования сплава FeMnNiAl пятым элементом – Ti, Cr, V, Mo, которое, с одной стороны, подавляет образование  $\gamma$ -фазы в процессе закалки этих сплавов, а, с другой стороны, оказывает влияние на характер зависимости  $\sigma_{Ms}$  от T [2–4]. Наиболее интересные результаты по зависимости  $\sigma_{Ms}(T)$  получены при легировании хромом сплавов FeMnNiAl [2, 3]. При вариации содержания хрома от 3 до 5 ат.% происходит уменьшение  $\alpha = d\sigma_{Ms}/dT$  до нуля, а при  $C_{Cr} > 6$  ат.% величина  $\alpha$  становится отрицательной [2, 3].

В настоящей работе ставилась задача на монокристаллах FeMnNiAl, легированных углеродом, титаном и хромом, исследовать влияние пятого элемента в сплавах на характер зависимости  $\sigma_{Ms}(T)$ , температурный интервал СЭ. Кристаллы выращивали методом Бриджмена, ориентацию определяли на дифрактометре Дрон-3, микроструктуру исследовали на электронном микроскопе Phillips, СЭ при сжатии в интервале температур от 203 до 573 К изучали на универсальной испытательной машине Инстрон 5969.

Электронно-микроскопические исследования показали, что, во-первых, все исследованные кристаллы после гомогенизации и закалки не содержат частиц  $\gamma$ (ГЦК)-фазы. Если проводить медленную закалку или охлаждение на воздухе, то выделение  $\gamma$ -фазы подавляет развитие МП в сплавах FeMnNiAlX (X=C, Ti, Cr). Во-вторых, после закалки в кристаллах наблюдается выделение наноразмерных частиц  $\beta$ -фазы с атомно упорядоченной по типу В2-структурой. Размер частиц  $\beta$ -фазы зависит от типа легирующего пятого элемента и изменяется от 3–5 нм в сплавах с С и Ti до 10–15 нм в сплавах с Cr.

В-третьих, старение при 573 К, 3 часа приводит к росту частиц  $\beta$ -фазы. Выделение частиц  $\beta$ -фазы приводит к упрочнению высокотемпературной ОЦК-фазы и способствует развитию термоупругих МП и СЭ в интервале температур от 203 до 573 К. Частицы  $\beta$ -фазы не испытывают МП, деформируются упруго, способствуют накоплению упругой энергии при прямом переходе и, следовательно, активируют развитие обратного МП.

Установлено, что во всех исследованных монокристаллах сплавов FeMnNiAlX (X=C, Ti, Cr) в интервале температур от 203 до 573 К наблюдаются термоупругие ОЦК-ГЦК МП под нагрузкой при деформации сжатием кристаллов с осью сжатия вдоль [001]-направления. Во всех кристаллах наблюдаются две стадии на зависимости  $\sigma_{Ms}(T)$ , отличающиеся величиной  $\alpha$ . На первой стадии от 203 до 440 К в кристаллах, легированных С, Ti,  $\alpha$  имеет положительное значение  $\alpha = 0.5$ –1 МПа/К и, следовательно,  $\sigma_{Ms}$  возрастают с увеличением температуры испытания. В кристаллах, содержащих бат.%Cr  $\alpha$  имеет отрицательные значения и  $\sigma_{Ms}$  уменьшаются с ростом температуры испытания с  $\alpha = -0.3$  МПа/К.

При  $T > 440$  К имеет место вторая стадия на зависимости  $\sigma_{Ms}(T)$ , на которой  $\alpha$  имеет положительное значение,  $\alpha = 1.5$  МПа/К.

Для выяснения причины появления второй стадии на зависимости  $\sigma_{Ms}(T)$  выполнены следующие эксперименты. Во-первых, после исследования зависимости  $\sigma_{Ms}(T)$  в интервале от 203 до 440 К эксперимент повторяли в этом же температурном интервале. Зависимости  $\sigma_{Ms}(T)$

в обоих случаях различаются друг от друга незначительно и, следовательно, при таких испытаниях не происходит образования дислокаций и нет изменения в размерах дисперсных частиц  $\beta$ -фазы. Если теперь в начале исследовать зависимость  $\sigma_{Ms}(T)$  при  $T$  от 203 К до 573 К, а затем повторить испытания в этом же температурном интервале, то напряжения  $\sigma_{Ms}(T)$  во втором цикле возрастают по сравнению с первым циклом. Это дает основание предположить, что в процессе испытаний в интервале  $T$  от 440 до 573 К происходит рост частиц  $\beta$ -фазы.

Наконец, отрицательная температурная зависимость  $\sigma_{Ms}(T)$  на первой стадии в кристаллах с бат.%Cr связана со вкладом магнетизма в свободную энергии Гиббса  $\Delta G_{ch}$ . Согласно идеям, развитым в работах [1–3], при  $T \leq 200$  К происходит магнитный переход в мартенситной фазе из антиферромагнитного состояния, а при  $T \sim 440$  К в высокотемпературной фазе происходит переход из ферромагнитной фазы в парамагнитную фазу.

Итак, исследования показали, что сплавы FeMnNiAlX ( $X = \text{C, Ti, Cr}$ ) представляют собой перспективные для приложений сплавы, способные к использованию в интервале  $T$  от 203 до 573 К как демпфирующие сплавы [1–5].

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 22-19-00017.*

1. Omori T., Ando K., Okano M., Xu X., Tanaka Y., Ohnuma I., Kainuma R., Ishida K. Superelastic Effect in Polycrystalline Ferrous Alloys // Science. – 2011. – Vol. 333. – P. 68–71.
2. Xia Ji, Noguchi Y., Xu X., Odaira T., Kimura Y., Nagasako M., Omori T., Kainuma R. Iron-based superelastic alloys with near-constant critical stress temperature dependence // Science. – 2020. – Vol. 369. – P. 855–858.
3. Xia Ji, Hoshi T., Xu X., Omori T., Kainuma R. Effect of Al Content on Abnormal Grain Growth and Superelasticity in Fe–Mn–Al–Cr–Ni Shape Memory Alloys with Near-Zero Temperature-Dependence of Transformation Stress // Shape Memory Superelasticity. – 2021. – Vol. 7. – P. 402–413.
4. Tseng L.W., Ma Ji., Wang S.J., Karaman I., Kaya M., Luo Z.P., Chumlyakov Y.I. Superelastic response of a single crystalline FeMnAlNi shape memory alloy under tension and compression // Acta Materialia. – 2015. – Vol. 89. – P. 374–383.
5. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys // Progress in Material Science. – 2015. – Vol. 50. – P. 511–678.

## Исследование температурной и ориентационной зависимости напряжений начала мартенситных превращений в монокристаллах FeMnNiAlCr

Чумляков Ю.И., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А., Победенная З.В., Яковлева Л.П.  
Национальный исследовательский Томский государственный университет, Томск

На монокристаллах Fe-33Mn-7Ni-11Al-6Cr (ат.%), которые выращены методом Бриджмена, при деформации сжатием исследована температурная и ориентационная зависимость напряжений  $\sigma_{Ms}$  начала ОЦК-ГЦК мартенситных превращений (МП) после гомогенизации и старения. После гомогенизации и закалки кристаллы содержат наноразмерные частицы  $\beta$ -фазы диаметром 8–10 нм, старение при 473 К, 3 часа приводит к росту размера частиц  $\beta$ -фазы до 18–20 нм. Исследование проводили на кристаллах, ориентированных вдоль [001]-, [011]-,  $[\bar{1}23]$ - и  $[\bar{1}11]$ -направлений в интервале температур от 203 до 573 К на испытательной установке Инстрон 5969.

В [001]-, [011]-,  $[\bar{1}23]$ -ориентациях температурная зависимость  $\sigma_{Ms}(T)$  состоит из двух стадий, которые различаются друг от друга величиной и знаком  $\alpha = d\sigma_{Ms}/dT$ . Первая низкотемпературная стадия наблюдается от 203 до 440 К и характеризуется отрицательными значениями  $\alpha$ , которые слабо зависят от ориентации кристаллов,  $\alpha = -(0.5–0.75)$  МПа/К. Вторая высокотемпературная стадия на зависимости  $\sigma_{Ms}(T)$  имеет место от 440 до 573 К и характеризуется положительными значениями  $\alpha = 1.5$  МПа/К, которые незначительно изменяются от ориентации кристаллов.

Сверхэластичность наблюдается в интервале от 203 до 573 К в [001]-, [011]-,  $[\bar{1}23]$ -ориентациях, а в  $[\bar{1}11]$ -кристаллах сверхэластичности не обнаружено. В закаленных в воду после гомогенизации кристаллах обнаружена сильная ориентационная зависимость  $\sigma_{Ms}$  во всем интервале температур от 203 до 573 К. Максимальные значения  $\sigma_{Ms}$  обнаружены в  $[\bar{1}11]$ -кристаллах. В [001]-ориентации  $\sigma_{Ms}$  достигает минимальных значений. В [011] и  $[\bar{1}23]$ -кристаллах  $\sigma_{Ms}$  имеет промежуточные значения между  $[\bar{1}11]$ - и [001]-ориентациями.

Ориентационная зависимость  $\sigma_{Ms}$  описывается соотношением Клапейрона-Клаузиуса:

$$\frac{d\sigma_{Ms}(T)}{dT} = - \frac{\Delta H}{\varepsilon_0 T_0} = - \frac{\Delta S}{\varepsilon_0}, \quad (1)$$

Здесь  $\Delta S$  и  $\Delta H$  – соответственно, изменение энтропии и энтальпии при МП,  $\varepsilon_0$  – деформация превращения,  $T_0$  – температура равновесия фаз.

Теоретические оценки  $\varepsilon_0$  показывают, что  $\varepsilon_0[\bar{1}11] = 1.5\%$ ,  $\varepsilon_0[001] = 10.5\%$  [2, 3] и, следовательно, при фиксированной температуре испытания  $\sigma_{Ms}[\bar{1}11] > \sigma_{Ms}[001]$ .

Обычно при развитии МП под нагрузкой, например, в TiNi  $\alpha$  имеет положительное значение и, как следует из соотношения (1),  $\Delta S$  при прямом B2-B19' превращении имеет отрицательный знак [1]. В исследованных кристаллах в интервале  $T$  от 203 до 440 К  $\alpha$  отрицательная и, следовательно,  $\Delta S$  имеет положительный знак. Причина аномальной зависимости  $\sigma_{Ms}(T)$ , когда напряжения уменьшаются с ростом  $T$  связана с развитием магнитных превращений в мартенсите и в высокотемпературной фазе [1–3]. Изменение  $\alpha$  при  $T = 440$  К от отрицательной величины к положительной связаны с развитием в ходе испытаний при  $T > 440$  К процессов старения. Старение при 473 К, 3 часа приводит к росту  $\sigma_{Ms}$  во всех ориентациях при незначительном изменении  $\alpha$  на первой и второй стадиях.

*Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ в рамках научного проекта № 22-19-00017.*

1. Otsuka K., Ren X. Physical metallurgy of Ti-Ni-based shape memory alloys // Progress in Material Science. – 2015. – Vol. 50. – P. 511–678.
2. Xia Ji, Noguchi Y., Xu X., Odaira T., Kimura Y., Nagasako M., Omori T., Kainuma R. Iron-based superelastic alloys with near-constant critical stress temperature dependence // Science. – 2020. – Vol. 369. – P. 855–858.
3. Xia Ji, Hoshi T., Xu X., Omori T., Kainuma R. Effect of Al Content on Abnormal Grain Growth and Superelasticity in Fe-Mn-Al-Cr-Ni Shape Memory Alloys with Near-Zero Temperature-Dependence of Transformation Stress // Shape Memory Superelasticity. – 2021. – Vol. 7. – P. 402–413.



## Полимерэластомерные материалы арктического назначения: Структура, свойства, применение

Шадринов Н.В., Соколова М.Д.

*Институт проблем нефти и газа СО РАН обособленное подразделение ФИЦ «Якутский научный центр Сибирского отделения российской академии наук»*

Полимерэластомерные материалы на основе полярного бутадиен-нитрильного каучука (БНК) с низким содержанием акрилонитрила (НАК) [1] и сверхвысокомолекулярного полиэтилена (СВМПЭ) [2] предназначены для изготовления резинотехнических изделий, обладающих высоким комплексом эксплуатационных свойств при использовании в условиях воздействия углеводородной среды нефтяного происхождения (бензин, масла, смазки) и низких температур.

Полимерэластомеры имеют гетерогенную морфологию, где микрофазы СВМПЭ распределены в непрерывной среде эластомера (рис. 1). Достижение высокого комплекса физико-механических и эксплуатационных свойств в подобных полимерэластомерных материалах зависит не только от физико-химических особенностей смешиваемых полимеров, но и ряда технологических факторов их переработки.

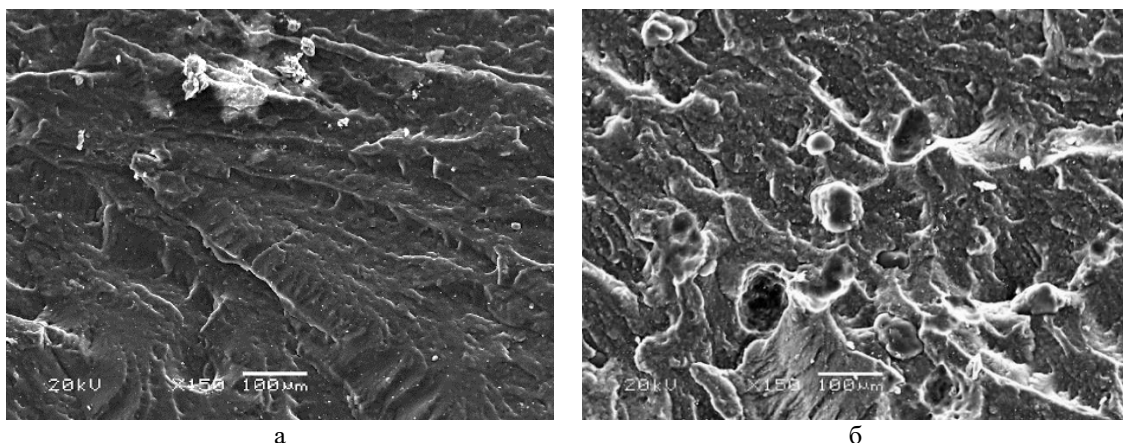


Рис 1. РЭМ снимок вулканизата БНК (а) и полимерэластомера на основе БНК/СВМПЭ (б)

В представляемой работе приведены результаты изучения вопросов, касающихся таких наиболее значимых факторов как режим смешения компонентов, концентрация СВМПЭ в смеси, ММ полиэтилена, количество акрилонитрила в БНК, а также состав вулканизационной группы [3-5]. Кроме того, учитывая, что решение проблемы слабого физико-химического взаимодействия на границе полимерных фаз, которая является одним из ключевых задач при разработке материалов на основе полимерных гетерофазных систем [6-8], в работе представлены результаты экспериментальных исследований влияния методов физико-химической и механической модификации СВМПЭ на свойства полимерэластомеров.

*Работа выполнена в рамках государственного задания Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (рег. № 122011100162-9) с использованием научного оборудования Центра коллективного пользования ФИЦ ЯНЦ СО РАН.*

1. Бутадиен-нитрильные каучуки. Синтез и свойства / В.Н. Папков, Ю.К. Гусев, Э.М. Ривин, Е.В. Блинов. – Воронеж: Воронеж. гос. технол. акад. – 2014. – 218 с.
2. Сверхвысокомолекулярный полиэтилен высокой плотности / И.Н. Андреева, Е.В. Веселовская, Е.И. Наливайко, А.Д. Печенкин, В.И. Бухгалтер, А.В. Поляков. – Л.: Химия, 1982. – 80 с.
3. Effect of Vulcanization System on the Structure and Properties of Polymer-Elastomer Composite Materials / N.V. Shadrinov, A.R. Khaldeeva, A.L. Fedorova, M.N. Kondakov, M.D. Sokolova // Polym. Sci., Ser. A. – 2023. – P. 533–542. – DOI: 10.1134/S0965545X23701122.
4. Influence of the Technological Mode of Mixing and Curing System on the Properties of Compositions Based on Nitrile Rubber and Ultrahigh Molecular Weight Polyethylene / N.V. Shadrinov, A.A. Borisova, A.R. Khaldeeva, K.P. Antoev //

Inorg. Mat.: Appl. Res.. – 2023. – Vol. 14. – No. 5-6. – P. 1395-1401.

5. Shadrinov N.V., Borisova A.A. Thermophysical and Dynamic Properties of Nitrile Butadiene Rubber Filled with Ultra-High Molecular Weight Polyethylene // Inorg. Mat. Appl. Res. – 2021. – No 12. – P. 1112–1119. – DOI: 10.1134/S2075113321040389.

6. Кулезнев В.Н. Смеси полимеров. – М.: Химия, – 1980. – 304 с.

7. Липатов Ю.С. Термодинамика растворов и смесей полимеров. – Киев: Наук. думка, 1984. – 300 с.

8. Utracki L.A. Polymer blends handbook. Vol. 1. – Dordrecht: Kluwer academic publishers, 2002. – 1442 p.

## **Применение механической обработки для управления свойствами стали AISI 321 при электронно-лучевом аддитивном производстве**

Шамарин Н.Н., Филиппов А.В., Семенчук Н.В., Филиппова Е.О.  
*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Развитие аддитивных технологий способствует их внедрению в промышленное производство. Но для полной интеграции новой технологии в жизненный цикл современного машиностроительного предприятия требуется детально изучить все её аспекты. Среди существующих технологий послойная печать изделий находит наиболее широкое применение. Это обеспечивается возможностью создания геометрии изделия, которая недоступна при традиционных подходах к получению заготовок и их последующей механической обработке. Послойное выращивание или печать можно осуществить разными путями: экструзией, трением с перемешиванием и плавлением. Экструзия происходит путем выдавливания нагретого материала и нанесения на подложку в виде отдельных слоев и больше подходит для термопластичных полимеров, но может использоваться и для некоторых металлов. Трение с перемешиванием позволяет комбинировать разные материалы (полимеры, металлы и сплавы в виде листового проката и порошков) в один новый объемный материал, который из простого сплава путем добавок может превратиться в сложный функциональный композит. Плавление материалов и последующая печать происходят за счет направленного нагрева филамента и подложки выше температуры плавления. При переносе жидкого материала из филамента в ванну на подложке происходит сплавление одного или нескольких материалов с формированием требуемого слоя, который является частью новой детали. Этот подход отличается возможностью использования широкого набора металлов и сплавов в разном виде и сочетании для получения изделий из известных конструкционных и новых функциональных материалов. Каждая из указанных технологий обладает своими преимуществами, но и имеет некоторые недостатки.

Из ранее выполненных работ известно, что электронно-лучевая аддитивная технология печати изделий обладая множеством преимуществ имеет серьезный недостаток. Зачастую напечатанное изделие имеет не лучшую структуру, характеризующуюся недостаточно высокими механическими свойствами. В связи с этим были выполнены работы по разработке методов модификации структуры материала в процессе печати.

В данной работе рассматривается применение ударно-механической обработки как метода изменения структуры коррозионностойкой стали AISI 321 при электронно-лучевом аддитивном производстве. Печать осуществлялась на лабораторной установке в ИФПМ СО РАН. В качестве филамента использовалась проволока из стали AISI 321. Подложка толщиной 5 мм, также из стали AISI 321. Механическая обработка осуществлялась ударником из инструментальной стали с энергией 3 Дж, при частоте ударов 50 Гц. После получения образцов в виде вертикальных стенок толщиной 5 мм, проводилась вырезка фрагментов для изучения структуры, фазового состава и механических свойств.

На основе полученных результатов установлено:

1. Применение послойной ударной обработки является эффективным средством для изменения структуры коррозионностойкой стали AISI 321.
2. Применение послойной ударной обработки приводит к формированию в структуре материала двойников отжига и некоторому измельчению микроструктуры.
3. Применение послойной ударной обработки приводит к снижению доли альфа фазы в 1,5-2 раза
4. Применение послойной ударной обработки позволило повысить предел текучести стали AISI 321 на 20-30%, при этом пластичность сохраняется.
5. Применение послойной ударной обработки позволило повысить микротвердость стали AISI 321 на 40-45%.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-29-00259.*

## Влияние нановолокон $\text{Al}_2\text{O}_3$ на твердость и трещиностойкость керамики $\text{MgAl}_2\text{O}_4$

Шевченко И.Н., Деулина Д.Е., Пайгин В.Д., Хасанов О.Л., Двилис Э.С., Валиев Д.Т.,  
Степанов С.А.

*Национальный исследовательский Томский политехнический университет, Томск*

Прозрачная поликристаллическая керамика из алюмомагниевого шпинели ( $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ ; АМШ) вызывает большой интерес у исследователей, благодаря своим уникальным свойствам: механической и термической стабильности, низким коэффициентом теплового расширения, высокой химической и радиационной стойкости, а также хорошим оптическим свойствам [1]. АМШ-керамика является перспективным функциональным материалом. Она может быть использована в разных областях: от оптического приборостроения до лазерной техники [2-4].

При изготовлении прозрачной АМШ-керамики традиционными методами консолидации получить материал с высокой плотностью весьма проблематично. Методы горячего прессования или электроимпульсного спекания (ЭИПС) облегчают эту задачу [5, 6].

Для расширения сферы применения и расширения номенклатуры изделий из прозрачной АМШ-керамики целесообразным представляется улучшение её механических характеристик путем введения армирующих добавок. Перспективной армирующей добавкой, на наш взгляд, являются нановолокна (НВ) оксида алюминия [7].

Целью данной работы изучение влияния нановолокон оксида алюминия ( $\text{Al}_2\text{O}_3$ ) на твердость и трещиностойкость керамики на основе алюмомагниевого шпинели.

В качестве исходных компонентов использовали коммерческий нанопорошок АМШ (Baikowski, Франция) и коммерческие нановолокна  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (Sigma-Aldrich, США). Смешивание проводили в изопропиловом спирте с использованием шаровой мельницы и мелящих тел из диоксида цирконий в течение 48 часов. Полученную суспензию сушили при температуре 70 °С в течение 12 часов до полного испарения влаги.

Керамические материалы изготавливали из порошковых смесей состава MAS:  $x$  масс. %  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (где  $x = 0-10$ ) методом ЭИПС на установке SPS-515S (SPS SYNTEX INC, Япония). Процесс спекания проводили в вакууме ( $10^{-3}$  Па) при температуре 1300 °С под давлением статической подпрессовки 100 МПа. Время изотермической выдержки 20 минут.

Микротвердость ( $H_v$ ) измеряли на универсальном твердомере DuraVision G5 20 (EMCO-TEST, Австрия) по методу Виккерса при нагрузке 4,9 Н в соответствии со стандартом ISO 6507-1:2005 «Измерение твердости по Виккерсу». Критический коэффициент интенсивности напряжений первого рода ( $K_{IC}$ ), характеризующий трещиностойкость материала, определяли по формуле Ниихары [8] на основе измерения длин поверхностных радиальных трещин, берущих начало от углов отпечатка.

На рисунке 1 представлены зависимости микротвердости и трещиностойкости от концентрации нановолокон оксида алюминия.

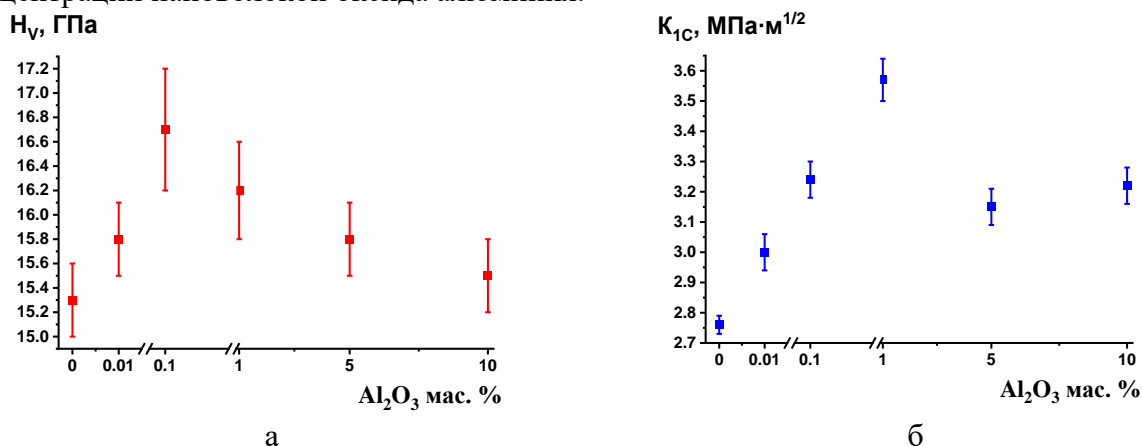


Рис. 1. Зависимость микротвердости (а) и трещиностойкости (б) образцов АМШ-керамики от концентрации нановолокон оксида алюминия

При армировании АМШ-керамики до 0,1 масс. % НВ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  наблюдается постепенное повышение микротвердости с 15,3 до 16,7 ГПа. При повышении концентрации до 10 масс. % наблюдается снижение микротвердости до 15,5 ГПа. Наибольшее значение микротвердости (16,7 ГПа) демонстрирует образец с концентрацией НВ оксида алюминия 0,1 масс. %.

Трещиностойкость образцов, с увеличением концентрации НВ  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , изменяется немонотонно. При армировании АМШ-керамики до 1 масс. % НВ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  наблюдается повышение трещиностойкости от 2,76 до 3,57 МПа·м<sup>1/2</sup>. При повышении концентрации НВ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  до 5 масс. % наблюдается понижение трещиностойкости до 3,15 МПа·м<sup>1/2</sup>. Дальнейшее увеличение концентрации НВ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  приводит к повышению трещиностойкости до 3,22 МПа·м<sup>1/2</sup>. Наибольшее значение трещиностойкости (3,57 МПа·м<sup>1/2</sup>) продемонстрировал образец с концентрацией НВ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  1 масс. %. Очевидной корреляции с показателями трещиностойкости не наблюдалось. Показатели микротвердости и трещиностойкости для всех образцов представлены в таблице 1.

Таблица 1. Показатели микротвердости и трещиностойкости АМШ-керамик с добавкой НВ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и без нее

Состав	Микротвердость, ГПа	Трещиностойкость, МПа·м <sup>1/2</sup>
MAS	15,3±0,3	2,76±0,03
MAS: 0,01 масс. % $\text{Al}_2\text{O}_3$	15,8±0,3	3,00±0,06
MAS: 0,1 масс. % $\text{Al}_2\text{O}_3$	16,7±0,5	3,24±0,06
MAS: 1 масс. % $\text{Al}_2\text{O}_3$	16,2±0,4	3,57±0,07
MAS: 5 масс. % $\text{Al}_2\text{O}_3$	15,8±0,3	3,15±0,06
MAS: 10 масс. % $\text{Al}_2\text{O}_3$	15,5±0,3	3,22±0,06

В результате работы проведены измерения микротвердости и трещиностойкости прозрачных керамик состава  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  с добавкой нановолокон  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Изучено влияния концентрации добавки нановолокон  $\text{Al}_2\text{O}_3$  на микротвердость и трещиностойкость. Добавка нановолокон оксида алюминия в концентрации 0,1 масс. % обеспечивает повышение микротвердости на 1,4 ГПа и приводит к повышению трещиностойкости на 0,48 МПа·м<sup>1/2</sup>.

*Работа выполнена при поддержке проекта РНФ № 23-73-01241 на оборудование ЦКП НОИЦ НМНТ ТПУ.*

1. Materials development and potential applications of transparent ceramics: A review / Z. Xiao, S. Yu, Y. Li, S. Ruan, L.B. Kong, Q. Huang, Z. Huang, K. Zhou, H. Su, Z. Yao, W. Que, Y. Liu, T. Zhang, J. Wang, P. Liu, D. Shen, M. Allix, J. Zhang, D. Tang // Mater. Sci. Eng. R Rep. – 2020. – Vol. 139. – 100518. – DOI:10.1016/j.mser.2019.100518.
2. Di Giovanni A.A., Fehrenbacher L., Roy D.W. Hard transparent domes and windows from magnesium aluminate spinel // Proc. SPIE 5786 "Window and Dome Technologies and Materials IX". – Orlando, United States. – 2005. – Vol. 5786. – P. 53–65. – DOI:10.1117/12.603953.
3. Local symmetry of manganese ions in  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  optical nanoceramics / A. Kiryakov, A. Fokin, T.V. D'yachkova, A.P. Tyutyunnik, A. Chufarov, G. Mikhalevskii // J. Lumin.. – 2024. – Vol. 266. – 120282. – DOI:10.1016/j.jlumin.2023.120282.
4. Preparation and properties of  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  spinel ceramics by double-doped  $\text{CeO}_2$  and  $\text{La}_2\text{O}_3$  / W. Zan, B. Ma, J. Tang, K. Liu, Y. Cao, J. Tian, Z. Jiang // Ceram. Int. – 2023. – Vol. 49, I. 10. – P. 15164–15175. – DOI:10.1016/j.ceramint.2023.01.099.
5. Fabrication of transparent  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  spinel polycrystal by spark plasma sintering processing / K. Morita, B.-N. Kim, K. Hiraga, H. Yoshida // Scr. Mater. – 2008. – Vol. 58, I. 12. – P. 1114–1117. – DOI:10.1016/j.scriptamat.2008.02.008.
6. Heidari N., Davar F., Alhaji A. In situ formation of transparent spinel with the spark plasma sintering of magnesia-alumina nanocomposite granules without the help of sintering aid // Ceram. Int. – 2022. – Vol. 48, I. 2. – P. 1633–641. – DOI:10.1016/j.ceramint.2021.09.242.
7. Процессы консолидации, структура и свойства композиционного материала на основе наночастиц  $\text{ZrO}_2$  и нановолокон  $\text{Al}_2\text{O}_3$  / О.С. Толкачев, Э.С. Двилис, Т.Р. Алишин, А.А. Леонов, В.Д. Пайгин, Д.А. Михеев // Конструкции из композиционных материалов. – 2019. – Т. 3. – С. 30–36.
8. Методы измерения твердости и трещиностойкости наноструктурных керамик / О.Л. Хасанов, В.К. Струц, В.М. Соколов и др. – Томск: Изд-во ТПУ, 2011. – 101 с.

## Синтез тугоплавких фаз системы $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ в среде термической плазмы

<sup>1</sup>Шеховцов В.В., <sup>1,2</sup>Шарафеев Ш.М., <sup>1</sup>Половинкин Л.Н.

<sup>1</sup>Томский государственный архитектурно-строительный университет, Томск

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

Синтез тугоплавких фаз системы  $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$  в среде термической плазмы представляет собой актуальное исследование, направленное на получение конструкционных и композиционных материалов на их основе [1-4]. В данной системе существуют три бинарных соединения, широко используемые в практике: шпинель  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  (температура плавления 2050 °C), форстерит  $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$  (1890 °C), муллит  $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$  (1800 °C). В данной работе рассматриваются основные этапы процесса плазменного синтеза фаз системы  $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ , а также показана их морфология, формируемая в процессе интенсивного охлаждения.

На рис. 1 представлена принципиальная схема электроплазменной установки (а), система диагностики конденсированного материала (б) и стоп-кадры видеоаналитики процесса плавления (в-1) и кипения (в-2) расплава реализованных при различных режимах работы плазмотрона. Электроплазменный стенд (рис. 1, а) включает в себя: электродуговой плазмотрон с вынесенным дуговым разрядом (катод); графитовый тигель (анод); система вентиляции. Катодный и анодный узел подключены к источнику постоянного тока (СУТ 160, Китай). Принцип действия электроплазменного стенда основан на генерации плазменного потока в графитовом тигле и плавлении твердофазного материала, помещенного в него [5-7]. Для диагностики процесса плавления твердофазного материала собрана система (рис. 1, б), включающая два канала спектрального анализа и канала видеоаналитики.

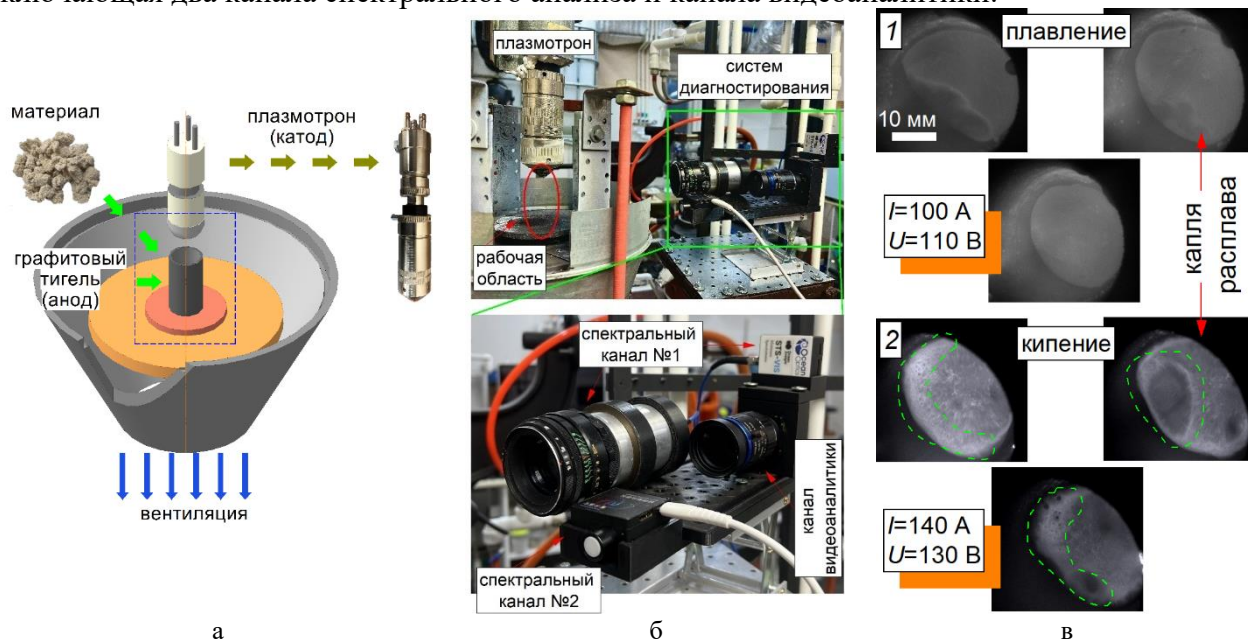


Рис. 1. Принципиальная схема электроплазменной установки (а), система диагностики конденсированного материала (б), стоп-кадры видеоаналитики процесса плавления (в-1) и кипения (в-2) расплава реализованных при различных режимах работы плазмотрона

Особенностью представленной конструкции электроплазменного стенда является возможность проводить плавление в условиях смешанного (кондуктивного, конвективного и радиационного) теплообмена. При формировании первичного расплава развиваются рециркуляционные течения на его поверхности, которые позволяют осуществлять вовлечение твердофазных частиц в общую массу расплав. В ту же очередь при движении расплава осуществляет его перешивание по объему всей сформированной капли, что обеспечивает гомогенность по химическому составу. Установлено, что среднемассовая скорость движения расплава на поверхности капли варьируется от 150 до 350 мм/с. При этом понижение скорости рециркуляции осуществляется с увеличением содержания  $\text{SiO}_2$  в составе исходного материала.



Рациональным режимом плавления рассматриваемых фаз является: сила тока 100 А, напряжение 110 В. При повышении мощности осуществляется перегрев поверхности с осуществлением процесса кипения, как показано на рис. 1, в-2.

На рис. 2 представлены электронные снимки поверхности продуктов плавления на основе шпинели (а), форстерита (б), муллита (в).

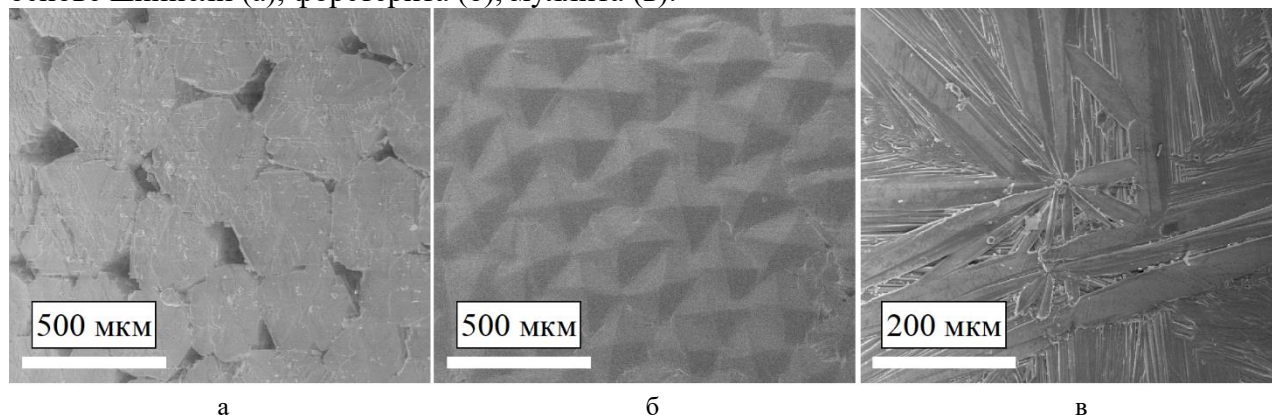


Рис. 2. Электронные снимки поверхности продуктов плавления на основе шпинели (а), форстерита (б), муллита (в)

Поверхность продукта плавления  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$  характеризуется кристаллическими зернами многоугольной структуры средним размером  $234 \pm 25$  мкм. Зерна ориентированы и имеют контактную зону с близлежащими зернами, при этом присутствуют поровые пространства средним размером  $53 \pm 8$  мкм. Оценка микроструктуры  $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$  показывает, что кристаллизация расплава описывается и сопровождается плотной упаковкой бипирамидальной формы зерен размером  $147 \pm 25$  мкм. Микроструктура поверхности продукта плавления  $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$  представлена характерными длинными ( $\geq 50$  мкм), радиально расходящимися кристаллическими структурами.

Таким образом, в работе показана возможность синтеза фаз системы  $\text{MgO}-\text{Al}_2\text{O}_3-\text{SiO}_2$  в среде термической плазмы. Предложенная конструкция электроплазменного стенда позволяет эффективно производить процесс плавления и получать продукты с ярко выраженной морфологией присущей к фазам  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ ,  $\text{Mg}_2\text{SiO}_4$ ,  $3\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$ .

*Работа выполнена при поддержке государственного задания Министерства науки и высшего образования РФ FEMN-2022-0001.*

1. Synthesis of hollow forsterite by coating method and study of its dielectric properties / G. Asghar, X. Dong, S. Chae, Chan-Sei Yoo, S. Oh, K.Hwan Choi, J. Jeon a, C. Woo, T. Yeong Kim, J. Ahn, H. Oh, H. Yu, J. Choi // Ceram Int. – 2023. – Vol. 49. P. 4826–4830. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2022.09.372.
2. Goldstein A. Correlation between  $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ -spinel structure processing factors and functional properties of transparent parts (progress review). – J. Eur. Ceram. Soc. – 2012. – Vol. 32. – P. 2869 – 86.
3. Facile synthesis of  $\text{MgO}-\text{Mg}_2\text{SiO}_4$  composite ceramics with high strength and low thermal conductivity / X. Ren, B. Ma, G.Fu, F. Qian, G. Liu, J. Yu, Y. Li d // Ceram Int. – 2021. – Vol. 47. – P. 19959–19969. – DOI: 10.1016/j.ceramint.2021.03.331.
4. Crystallisation and microstructure of nepheline–forsterite glass-ceramics / M.I. Martín, F. Andreola, L. Barbieri, F. Bondioli, I. Lancellotti, J. Ma. Rincon, M. Romero // Ceram Int. – 2012. – Vol. 39. – P. 2955–2966. – DOI:10.1016/j.ceramint.2012.09.072.
5. Шеховцов В.В. Синтез алюмомagneзиальной керамики  $\text{MgAl}_2\text{O}_3$  в среде термической плазмы / В.В. Шеховцов, Н.К. Скрипникова, А.Б. Улмасов // Вестник Томского государственного архитектурно-строительного университета. – 2022. – Т. 24, № 3. – С. 138-146. – DOI 10.31675/1607-1859-2022-24-3-138-146
6. Синтез муллитсодержащей керамики в среде низкотемпературной плазмы / В.В. Шеховцов, Н.К. Скрипникова, О.Г. Волокитин, Р.Е. Гафаров // Физика и химия стекла. – 2022. – Т. 48, № 5. – С. 630-634. – DOI 10.31857/S0132665121100619.
7. Получение стеклокерамики системы  $\text{MgO}-\text{SiO}_2$  методом плазменной плавки / В.В. Шеховцов, О.Г. Волокитин, В.А. Ушков, Д.А. Зорин // Письма в Журнал технической физики. – 2022. – Т. 48, № 24. – С. 15-18. – DOI 10.21883/PJTF.2022.24.54017.19278.



## **Применение порошков структуры ядро-оболочка в холодном газодинамическом напылении**

Шикалов В.С., Видюк Т.М.

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

Холодное газодинамическое напыление (ХГН) – это быстроразвивающийся газотермический метод твердофазного нанесения покрытий, в основе которого лежит ускорение частиц порошкового материала до сверхзвуковых скоростей, которые при ударе о поверхность основы формируют сплошное покрытие за счет пластической деформации. Рабочие температуры при ХГН всегда ниже температуры плавления напыляемого материала, что позволяет получать плотные покрытия с сохранением фазового состава и низкими остаточными напряжениями. Метод перспективен для нанесения покрытий из пластичных металлов, сплавов, а также их смесей с керамиками.

Актуальность применения в ХГН плакированных порошков структуры ядро-оболочка обусловлена необходимостью получения композиционных металломатричных покрытий в тех случаях, когда затруднительно использование механических порошковых смесей. В данном случае ядро – это труднонапыляемый компонент, а оболочка – пластичный металл или сплав [1-3].

В настоящей работе представлены результаты исследования процесса напыления композиционных покрытий из плакированных порошков NiP-C<sub>G</sub> и NiP-B<sub>4</sub>C, структуры и свойств получаемых покрытий, а также влияния на них термообработки.

*Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-29-10123,  
<https://rscf.ru/project/23-29-10123/> и Правительства Новосибирской области.*

1. Tribological properties of Al/diamond composites produced by cold spray additive manufacturing / C. Chen, Y. Xie, X. Yan, M. Ahmed, R. Lupoi, J. Wang, Z. Ren, H. Liao, S. Yin // Add. Manuf. – 2020. – Vol. 36. – P. 101434. – DOI:10.1016/j.addma.2020.101434
2. B<sub>4</sub>C/Ni composite coatings prepared by cold spray of blended or CVD-coated powders / C. Feng, V. Guipont, M. Jeandin, O. Amsellem, F. Pauchet, R. Saenger, S. Bucher, C. Iacob // J. Therm. Spray Technol. – 2012. – Vol. 21. – P. 561–570. – DOI:10.1007/s11666-012-9774-x
3. WC-Co composite coating deposited by cold spraying of a core-shell-structured WC-Co powder / X.T. Luo, C.X. Li, F.L. Shang, G.J. Yang, Y.Y. Wang, C.J. Li // J. Therm. Spray Technol. – 2015. – Vol. 24. – P. 100–107. – DOI: 10.1007/s11666-014-0133-y

## Исследование стойкости к окислению покрытий Ti-Al-Ta-Si-N с различным содержанием Si

Шугуров А.Р., Кузьминов Е.Д.

*Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск*

Все более широкое применение покрытий из нитридов переходных металлов в различных отраслях промышленности для защиты инструментов и деталей от износа, окисления и коррозии стимулировало многочисленные исследования, направленные на улучшение их характеристик. Одним из наиболее перспективных направлений таких исследований является легирование бинарных нитридов дополнительными химическими элементами, которые модифицируют их структуру, механические и трибологические свойства, стойкость к окислению и т.д. [1]. Так, на смену покрытиям TiN пришли покрытия Ti-Al-N, характеризующиеся повышенной твердостью и стойкостью к окислению. Дальнейший прогресс привел к появлению четырехкомпонентных покрытий, таких как Ti-Al-Ta-N и Ti-Al-Si-N, обладающих улучшенными свойствами по сравнению с TiN и Ti-Al-N. Покрытия Ti-Al-Ta-N за счет изменения электронной структуры и типа химической связи характеризуются повышенной трещиностойкостью, стойкостью к окислению и термической стабильностью [2]. Покрытия Ti-Al-Si-N вследствие формирования двухфазной аморфно-нанокристаллической структуры имеют твердость свыше 40 ГПа в сочетании с высокими термической стабильностью и стойкостью к окислению [2]. Учитывая это, недавно были созданы пятикомпонентные покрытия Ti-Al-Ta-Si-N, которые обладают комбинацией улучшенных свойств, характерных для покрытий Ti-Al-Ta-N и Ti-Al-Si-N, таких как высокая твердость и повышенная трещиностойкость [3]. Однако на сегодняшний день отсутствует информация о влиянии содержания Si в данных покрытиях на их стойкость к окислению. Поэтому целью данной работы было систематическое исследование влияния содержания Si в диапазоне от 0 до 10 ат. % на стойкость к окислению покрытий Ti-Al-Ta-Si-N.

Покрытия наносили методом реактивного магнетронного распыления на подложки из титана ВТ6. Осаждение покрытий проводили методом реактивного магнетронного распыления при постоянном токе с использованием двух мишеней: сплавной мишени Ti-Al (50 ат.% Ti, 50 ат.% Al) с вставками Si и мишени Ta (99.99%). Напыление проводили в смеси газов Ar + 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 Ti-Al. Содержание Ta во всех покрытиях поддерживалось на уровне 5 ат. %. Толщина покрытий составляла 3 мкм. Отжиг образцов проводили в воздушной атмосфере в трубчатой муфельной печи SNOL 0,8/120 при температурах от 850 до 950 °С. Скорость нагрева составляла 30 °С/мин, длительность выдержки при постоянной температуре варьировали от 1 до 5 часов.

Методом рентгеновской дифракции исследована зависимость изменений структуры и фазового состава покрытий Ti<sub>1-x-y</sub>Al<sub>x</sub>Ta<sub>y</sub>Si<sub>z</sub>N от температуры и длительности отжига. Установлено, что после отжига при температуре 850 °С в течение 1 часа интенсивность рефлексов твердого раствора Ti-Al-Ta-(Si)-N на дифрактограммах покрытий не изменяется по сравнению с исходным состоянием. На дифрактограммах также присутствует пик, соответствующий тетрагональной фазе TiO<sub>2</sub> (рутил), и слабые пики, относящиеся к фазе Ti<sub>2</sub>N. С увеличением длительности отжига при 850 °С до 5 часов положение и соотношение интенсивностей пиков Ti-Al-Ta-(Si)-N не изменяется, однако наблюдается увеличение интенсивности и количества пиков фаз TiO<sub>2</sub> и Ti<sub>2</sub>N. При этом интенсивность данных пиков уменьшается с ростом содержания Si в покрытиях. При повышении температуры до 950 °С уже через 1 час отжига у покрытий Ti<sub>0,43</sub>Al<sub>0,47</sub>Ta<sub>0,10</sub>N и Ti<sub>0,38</sub>Al<sub>0,44</sub>Ta<sub>0,10</sub>Si<sub>0,08</sub>N пики фазы Ti-Al-Ta-(Si)-N приобретают несимметричную форму, что свидетельствует о частичном разложении твердого раствора, вследствие чего состав покрытий становится неоднородным. В частности, сдвиг максимума пиков Ti-Al-Ta-(Si)-N в сторону меньших углов дифракции указывает на формирование областей, обедненных Al. На дифрактограммах покрытий, содержащих 5 ат. %

Si и более, форма пиков, соответствующих твердому раствору, практически не изменяется и после 5 часов выдержки при 950 °С, что свидетельствует об их термической стабильности.

Методом сканирующей электронной микроскопии изучена микроструктура поперечных сечений покрытий после отжига. Определены толщины оксидных слоев на поверхности покрытий и диффузионных зон, прилегающих к границе раздела покрытие/подложка. Методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии изучена зависимость изменений элементного состава покрытий от расстояния до свободной поверхности.

Установлено, что после 5 часов отжига при температуре 950 °С в покрытиях  $Ti_{1-x-y-z}Al_xTa_ySi_zN$  формируется многослойная структура. Сверху возникает двухслойный оксид, состоящий из верхнего плотного слоя толщиной 60-70 нм, обогащенного Al, и нижнего пористого слоя толщиной 300-400 нм, обогащенного Ti. Под оксидом находится слой исходных покрытий, элементный состав и микроструктура которых практически не изменяются. В области границы раздела покрытия с подложкой образуется пористый слой, возникший в результате взаимной диффузии между покрытием и подложкой ВТ6 и преимущественно состоящий из титана и азота. При этом соотношение титана и азота в данном слое составляет 1,5-2,5 т.е. он в основном состоит из фазы  $Ti_2N$ , которая выявляется методом рентгеновской дифракции. Наконец, поверхностный слой подложки толщиной 300-500 нм, расположенный непосредственно под слоем  $Ti_2N$ , оказывается обогащен алюминием и азотом, что свидетельствует об их диффузии в подложку из нижнего слоя покрытия, который трансформируется в фазу  $Ti_2N$ . Проведенный анализ показал, что толщина оксидного слоя и слоя  $Ti_2N$  снижается с ростом содержания Si в покрытиях, достигая минимума в покрытиях  $Ti_{0,35}Al_{0,40}Ta_{0,10}Si_{0,15}N$ . При повышении z до 0,2 толщина обоих слоев вновь возрастает.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о повышении стойкости к окислению и термической стабильности покрытий  $Ti_{1-x-y-z}Al_xTa_ySi_zN$  по сравнению с  $Ti_{0,43}Al_{0,47}Ta_{0,10}N$ . При этом наиболее стойкими и стабильными являются покрытия  $Ti_{0,35}Al_{0,40}Ta_{0,10}Si_{0,15}N$ , которые характеризуются двухфазной аморфно-нанокристаллической микроструктурой без столбчатых зерен. Это подтверждается и измерениями механических характеристик, согласно которым после 5 часов отжига при 950 °С покрытия  $Ti_{0,35}Al_{0,40}Ta_{0,10}Si_{0,15}N$  характеризуются наиболее высокими значениями твердости и приведенного модуля Юнга.

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

1. Schalk N., Tkadletz M., Mitterer C. Hard coatings for cutting applications: Physical vs. chemical vapor deposition and future challenges for the coatings community // Surf. Coat. Technol. – 2022. – Vol. 429. – No. 127949. DOI:10.1016/j.surfcoat.2021.127949.
2. Thermal stability, mechanical properties, and tribological performance of TiAlXN coatings: understanding the effects of alloying additions / W.Y.H. Liew, H.P. Lim, G.J.H. Melvin, J. Dayou, Z.-T. Jiang // J. Mater. Res. Technol. – 2022. – Vol. 17. – P. 961–1012. – DOI:10.1016/j.jmrt.2022.01.005.
3. The effect of Si content on the microstructure and mechanical properties of Ti-Al-Ta-Si-N coatings / A.R. Shugurov, E.D. Kuzminov, Yu.A. Garanin, A.V. Panin, A.I. Dmitriev // Vacuum – 2023. – Vol. 216. – No. 112422. – DOI:10.1016/j.vacuum.2023.112422.

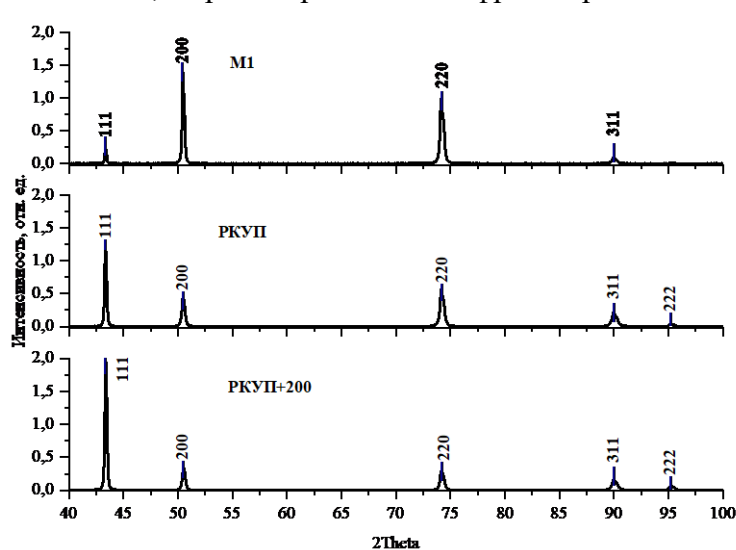
# Исследование изменений электронной структуры поли- и монокристаллической меди в результате деформации

Шулепов И.А., Нейман А.А., Буякова С.П., Филлипов А.В., Фортуна С.В.

Институт физики прочности и материаловедения СО РАН, Томск

Проведены исследования образцов поликристаллической меди М1, подвергнутых равноканальному угловому прессованию (РКУП) и затем отожжёнными при температуре 200°С (РКУП+200°С), а также образцов монокристаллической меди, деформированной на 10% от поперечного размера, размеры образцов имели 4х4х10 мм. Два образца монокристалла вырезали в одной плоскости и деформировали в перпендикулярных направлениях. После шлифовки и полировки до  $\sim Ra=0.1$  мкм, слой наклёпа толщиной  $\sim 2-5$  мкм удаляли азотной кислотой.

На рис.1 приведены дифрактограммы поликристаллической меди М1, РКУП и РКУП+200°С, на рис.2 приведены дифрактограммы исходных (линия —) и деформированных (линия ...)



(линия —) монокристаллических образцов, где на вставках показаны направления приложения нагружения и поверхности, на которых проводили рентгеноструктурный анализ. Графики были пронормированы относительно суммы площадей под линиями. На рис. 3 приведены вторично-электронные спектры от образцов поликристаллической меди М1 - а, подвергнутых РКУП - б и РКУП+200°С - в.

Рис. 1. Дифрактограммы поликристаллической меди М1, РКУП и РКУП+200°С

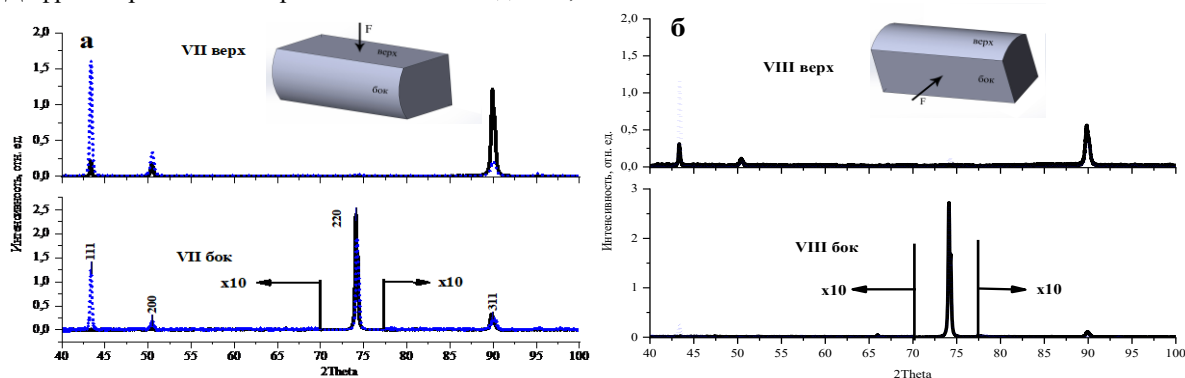


Рис. 2. Дифрактограммы исходных (линия —) и деформированных (линия ...) монокристаллических образцов. На вставках показаны направления приложения нагружения и поверхности, на которых проводили рентгеноструктурный анализ

Величины площадей под пиками приведены в таблице 1.

Таблица 1. Интенсивности пиков, усл. ед.

плоскость	VII верх Исходный	VII верх деформ	VII бок Исходный	VII бок деформ	VIII верх Исходный	VIII верх деформ	VIII бок Исходный	VIII бок деформ	M1	РКУП	РКУП +200
111	0,07	0,66	—	0,043	0,22	0,38	—	0,017	0,06	0,33	0,54
200	0,08	0,27	—	0,015	0,2	0,07	—	—	0,4	0,18	0,14
220	—	—	0,95	0,85	0,09	0,09	0,96	1	0,44	0,29	0,15
311	1,22	0,23	—	0,023	0,56	0,24	0,07	0,007	0,09	0,21	0,16
222	—	—	—	—	—	—	—	—	—	0,026	0,043

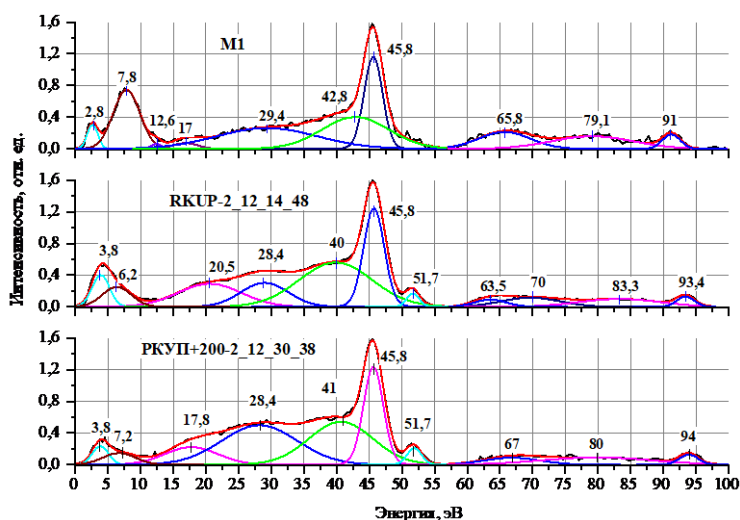


Рис. 3. Графики спектров вторичных электронов от образцов меди M1, РКУП, РКУП+200

Таблица 2. Интенсивности гауссовых составляющих вторично электронных спектров от образцов меди M1, РКУП, РКУП+200.

Энергия, эВ	Интенсивность, усл.ед	Интенсивность, усл.ед	Интенсивность, усл.ед
2,8	0,63		
3,8	--	1,35	0,7
5,3	--	--	--
6,2	--	1,4	--
7,2	--	--	0,93
7,8	3,8	--	--
8,4	--	--	--
12,6	0,13	--	--
15,8	--	--	--
17	0,35	--	--
17,8	--	--	2,3
20,5	--	3,6	--
26	--	--	--
28,4	--	2,8	7,3
29,4	5,1	--	--
40	--	5	--

Энергия, эВ	Интенсивность, усл.ед.	Интенсивность, усл.ед	Интенсивность, усл.ед
41	--		6,7
42,8	5,2	--	--
45,8	4,2	5	4,7
51,7	--	--	0,41
63,5	--	0,57	--
65,8	2,1	--	--
67	--	--	0,95
70	--	1,32	--
77,3	--	--	--
79,1	2,5	--	--
80	--	--	1,94
83,3	--	1,6	--
91	0,63	--	--
93,4	--	0,44	--
94		--	0,44

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

## Трибологические свойства волоконно-армированных ППА-композитов при линейном трибоконтакте в условиях сухого трения и в граничной смазке

<sup>1</sup>Шэнь Юань, <sup>2</sup>Буслович Д. Г., <sup>1,2</sup>Панин С.В.

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

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

Полифталамид (ППА) - это полуароматический полиамид с более высокой температурой плавления и стеклования, меньшей гигроскопичностью, более высокой механической прочностью и лучшей химической и термической стабильностью, чем у обычных алифатических полиамидов [1]. По сравнению с металлами или керамикой, чистый ППА во многих случаях не может удовлетворить требованиям высокой износостойкости. Поэтому в полимерную матрицу добавляют углеродные волокна (УВ), стекловолокно (СВ) и т. д., чтобы улучшить механические свойства и тем самым повысить износостойкость материала [2]. Однако во многих исследованиях авторы отмечают, что в условиях высоких нагрузок фрагменты волокон, образующиеся при трении по поверхности композитов, могут вызывать сильный абразивный износ контртел [3-4]. Для решения подобных проблем в узлах трения, таких как шестерни и подшипники, для автомобильной и других отраслей промышленности обычно используются масляные смазки. Последние предотвращают коррозию, имеют высокую температуру кипения и обеспечивают достаточную толщину масляной пленки [5]. Как отмечалось выше, трибологические свойства композитов с волокнами на основе ППА в условиях граничной смазки имеют большое исследовательское значение, но исследований, посвященных данному вопросу, было проведено недостаточно [6].

Целью данной работы является сравнение трибологических свойств композитов на основе ППА, армированных волокнами, при линейном трибоконтакте в условиях сухого трения и граничной смазки для металло- и керамо-полимерных трибосопряжений при варьировании нагрузочных условий трибоиспытаний.

Для изготовления образцов использовали гранулы ППА с 40 вес. % УВ (NHU N100, Bardowick, Germany). Образцы для испытания изготавливались методом литья под давлением при температуре цилиндра 300 °С, температура пресс-формы составляла 150 °С и давление 10 атм. Испытание по определению износостойкости проводилось на машине трения 2070 СМТ-1 (ПО «Точприбор», г. Иваново) по схеме «вал-колодка» в соответствии со стандартом ASTM G 77–98. На образец действовала нагрузка  $P = 60\text{--}180$  Н, а постоянная скорость скольжения задавалась равной  $V = 0,3$  м/с. Контртелом в форме вала был подшипник из стали ШХ15 диаметром 35 мм. В качестве смазки использовали электроизоляционное синтетическое масло МДПН-С. Объемный износ оценивали по профилю дорожки трения при помощи контактного профилометра Alpha-Step IQ (KLA-Tencor, США). Топографию поверхностей триботреков изучали с помощью оптического микроскопа "Neophot 2" (Carl Zeiss, Германия), оборудованного камерой "Canon EOS 550D" (Canon Inc., Токио, Япония).

Проведено сравнительное исследование трибологических свойств ППА/40УВ для металло- и керамо-полимерных трибосопряжений при сухом трении и в граничной смазке в указанном диапазоне нагрузок. На рисунке 1 (а) и (б) показано, что в условиях сухого трения по керамическому контртелу композит ППА/40УВ обладает лучшими трибологическими характеристиками. По мнению авторов, это связано с низкой химической активностью керамики. При нагрузке 180 Н коэффициент трения ППА/40 УВ в условиях сухого трения по керамическому контртелу (0,12) составлял лишь половину от коэффициента трения по металлическому контртелу (0,24), а интенсивность изнашивания для обоих контртел была практически одинакова (рисунок 1, б). Это связано с более низкой теплопроводностью керамики, что приводило к локальному подплавлению материала поверхности (рисунок 1, в).

Эти проблемы не возникали при испытаниях в граничной смазке, так как наличие масляной пленки минимизировало химическое взаимодействие в металло-полимерных трибосопряжениях, а также уменьшало выделение фрикционного тепла в керамо-полимерных трибосопряжениях. По этой причине коэффициент трения и интенсивность изнашивания

резко снижались (рисунок 1 (а) и (б)). В частности, в металло-полимерных трибосопряжениях интенсивность изнашивания снизилась с  $4,9 \cdot 10^{-7}$  до  $3,7 \cdot 10^{-7}$  при увеличении нагрузки с 60 до 180 Н. Это может быть связано с тем, что при увеличении нагрузки в «карманах» между волокном и полимером накапливалась смазка, что улучшало смазывание поверхности композиционного материала ППА/40УВ, как показано в рисунке 2.

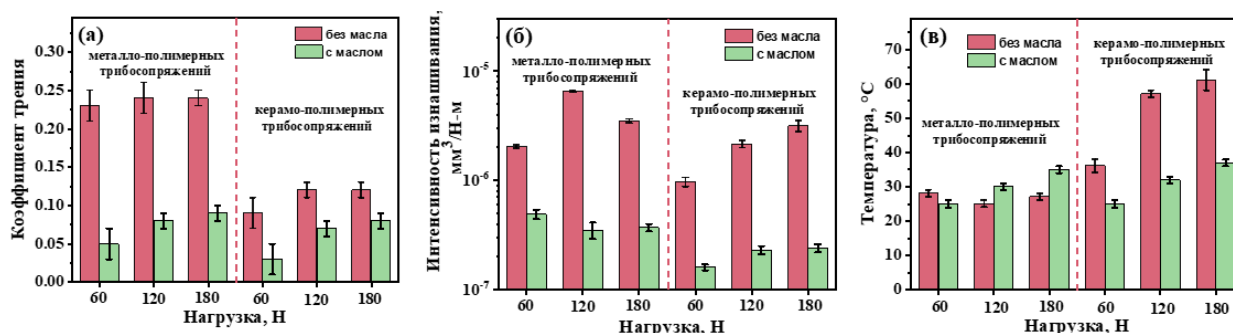


Рис. 1. Диаграммы коэффициента трения(а), интенсивности изнашивания(б) и температуры (в) контртела при испытании ППА/40 УВ в условиях сухого трения и граничной смазки при различной нагрузке; металло- и керамо-полимерные трибосопряжения

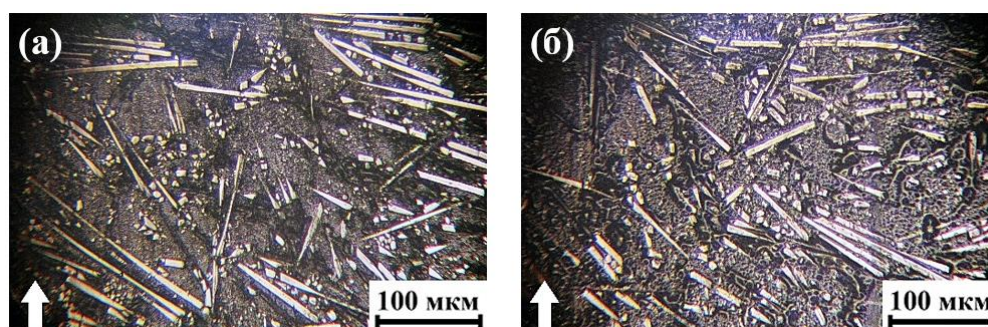


Рис. 2. Фотографии дорожки трения ППА/40 УВ в условиях металло-полимерного сопряжения; граничная смазка; нагрузка: 60 Н (а) и 180 Н (б)

При сухом трении в условии керамики-полимерного трибосопряжения композит ППА/40УВ обладал лучшими трибологическими свойствами по сравнению с испытаниями по стальному контртелу. В условиях граничной смазки вне зависимости от типа контртела композит ППА/40УВ демонстрировал высокое сопротивление изнашиванию и низкую величину коэффициента трения в условиях приложения высоких нагрузок.

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

1. Enzymatic synthesis of biobased polyesters and polyamides / Y. Jiang, L. Katja // Polymers. – 2016. – Vol. 8.7 – P. 243. – DOI:10.3390/polym8070243
2. Recycled carbon fibers as reinforcements for hybrid PEEK composites with excellent friction and wear performance/ L. Lin, A. Schlarb, // Wear– 2019. – Vol. 432. – P. 202928. – DOI: 10.1016/j.wear.2019.202928
3. Synergistic effects of short glass fiber/short carbon fiber hybrids on the mechanical properties of polyethersulfone composites / Y. Li, S. Du, L. Liu, F. Li, D. Liu, Z. Zhao, H. Xiao, N. Hu, S. Fu, // Polymer Composites – 2019. – Vol. 40. – P. E1725-E1731. – DOI: 10.1002/pc.25136
4. Experimental and numerical investigations of wear behaviors of short-carbon-fiber reinforced polyetherimide composite / Y. Zhang, Z. Sun, P. Huang, Y. Li, Q. Chen, S. Fu // Composite Structures. – 2021. – Vol. 270. – P. 114057. – DOI: 10.1016/j.compstruct.2021.114057
5. Uhler A. Standard handbook oil spill environmental forensics. – Academic Press, 2016. – 641-683 pp.
6. Tribological behavior of glass fiber reinforced-PA66 in contact with carbon steel under high contact pressure, sliding and grease lubricated conditions / T. Kunishima, Y. Nagai, T. Kurokawa, G. Bouvard, J. Abry, V. Fridrici, P. Kapsa, // Wear. – 2020. – Vol. 456. – P. 203383. – DOI: 10.1016/j.wear.2020.203383



## **Влияние термической обработки на структуру и свойства защитных покрытий на основе высокоэнтропийного сплава CoCrFeMnNi**

Юргин А.Б., Руктуев А.А.

*Новосибирский государственный технический университет, Новосибирск*

Концепция высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) активно развивается с начала XXI века [1] и на настоящий момент количество научных публикаций, посвященных данной тематике, насчитывает более 30000 работ. Первоначальная идея ВЭС заключается в сплавлении 5 и более элементов, взятых в эквиатомных пропорциях. Получаемые сплавы отличаются сочетанием прочности и пластичности, высокой фазовой стабильностью и противокоррозионными свойствами [2]. Несмотря на вышесказанные достоинства, ВЭС пока не нашли практического применения. Одним из хорошо изученных сплавов является сплав Кантора (CoCrFeMnNi), к недостаткам которого можно отнести низкую твердость при нормальных условиях и высокую стоимость входящих в состав сплава компонентов. Решить отмеченные проблемы возможно за счет формирования на его основе покрытий, с одновременным задействованием различных механизмов, повышающих твердость сплавов. Целью данной работы является исследование влияния термической обработки на структуру защитных покрытий из сплава Кантора, упрочненного частицами NbC.

Наплавка покрытий производилась на установке УНУ Стенд ЭЛВ-6 на базе промышленного ускорителя электронов, расположенной в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН. Наплавочные смеси состояли из эквиатомной смеси порошков Co, Cr, Ni, Mn, порошка NbC и порошка флюса CaF<sub>2</sub> (30 % от массы всей насыпки). Порошки смешивались в пропорции (CoCrNiMn)<sub>95</sub>(NbC)<sub>5</sub>. Железо в состав смеси не вводилось, а поступало в покрытие за счет плавления материала основы – заготовки из стали 20 размером 100×50×10 мм<sup>3</sup>. Плотность насыпки порошковой смеси составляла 0,8 г/см<sup>2</sup>, скорость движения заготовки 15 мм/сек, ток пучка электронов 25 мА, энергия электронов пучка 1,4 МэВ.

Полученные образцы подвергались следующим видам термической обработки: отжиг в вакууме в течение 3 часов при температурах 600 °С и 900 °С; закалка с 1000 °С в воду; старение закаленных образцов при температурах 600 °С и 900 °С длительностью 1 час и 3 часа.

Структура покрытия в состоянии после наплавки представлена на рисунке 1 а. Отжиг при температуре 600 °С не привел к изменению морфологии карбидных выделений (рис. 1, б). Повышение температуры до 900 °С привело к уменьшению количества вытянутых карбидных частиц (рис. 1, в). Закалка образцов привела к существенным изменением структуры (рис. 1, г, д): образовались пластинчатые колонии карбида ниобия и равноосные частицы карбида хрома. Старение при 600 °С в течение 1 часа привело к растворению пластинчатых колоний карбидов (рис. 1, е) и появлению равноосных частиц карбида ниобия. Вокруг карбидных частиц образовались области выделения карбидов субмикронных размеров. При старении в течение 3 часов (рис. 1, ж) данные области проявляются интенсивнее. Также, образуются карбиды ниобия, схожих с наблюдаемыми в исходном образце (рис. 1, а). Старение при 900 °С в течение 1 и 3 часов (рис. 1, з, и) привело к формированию структуры, морфологически подобной структуре после закалки.

Для оценки механических свойств была измерена микротвердость покрытий. Значение для образцов до ТО составило ~ 260 HV. Проведенные термические обработки привели к повышению твердости, что объясняется увеличением объемной доли карбидов. Увеличение температуры отжига и старения с 600 °С до 900 °С, или времени выдержки при старении при 900 °С влечет снижение твердости, что объясняется процессами сфероидизации и коагуляции. Максимальная микротвердость была достигнута в результате закалки и последующего старения при температуре 600 °С и составила ~ 310 HV.

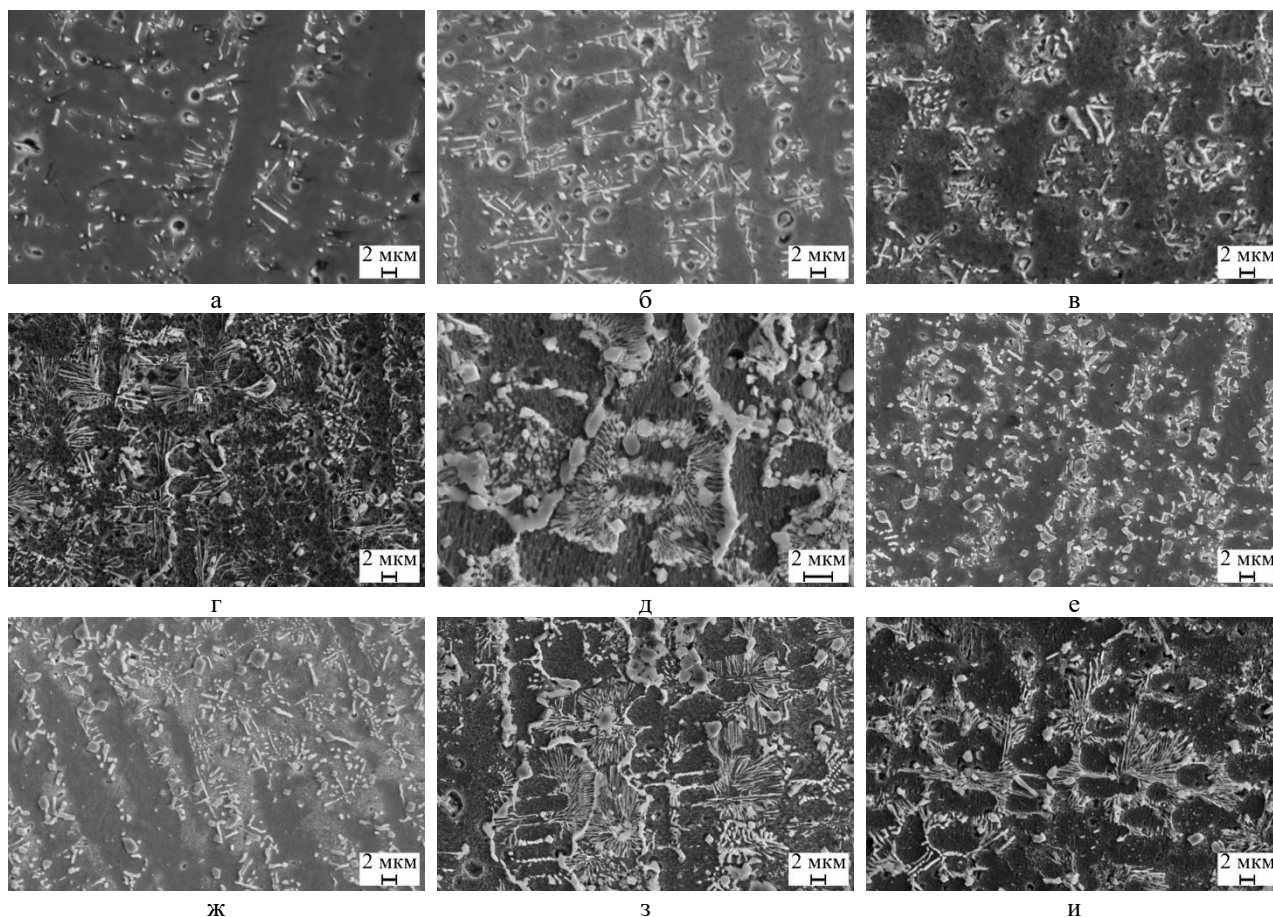


Рис. 1. Микроструктура покрытий: до ТО (а); после отжига при 600 °С (б) и 900 °С (в); после закалки с 1100 °С (г, д); после старения при 600 °С в течение 1 часа (е) и 3 часов (ж); после старения при 900 °С в течение 1 часа (з) и 3 часов (и)

Таким образом, термическая обработка покрытий на основе высокоэнтروпийного сплава, сформированных посредством вневакуумной электронно-лучевой обработки, приводит к существенным изменениям структуры и повышению механических свойств.

*Исследование выполнено при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках государственного задания FSUN-2024-0005 «Структурные преобразования в тонких поверхностных слоях металлических сплавов при экстремальном тепловом и деформационном воздействиях».*

*Микроструктурные исследования проведены на оборудовании ЦКП «Структура, механические и физические свойства материалов» (НГТУ).*

1. Cantor B. et al. Microstructural development in equiatomic multicomponent alloys // Mater Sci Eng: A. – 2004. – Vol. 375–377. – P. 213–218. – DOI:10.1016/j.msea.2003.10.257.
2. Li P. et al. Characteristics, applications and perspective of high entropy alloys for interfacial joining: A review // J. Manuf. Processes. – 2024. – Vol. 110. – P. 303–317. – DOI:10.1016/j.jmapro.2023.12.063.

## Diffusion bonding of magnesium casting alloy

<sup>1,2</sup>Khimich M.A., <sup>3</sup>Sarkeeva A.A., <sup>3</sup>Kruglov A.A., <sup>1,4</sup>Sharkeev Y.P.

<sup>1</sup>*Institute of strength physics and material science SB RAS, Tomsk*

<sup>2</sup>*Tomsk state university, Tomsk*

<sup>3</sup>*Institute for metals superplasticity problems of the Russian academy of sciences, Ufa*

<sup>4</sup>*Tomsk polytechnic university, Tomsk*

Magnesium and its alloys are widely used in aerospace, mechanical engineering and medicine. Such a wide range of application of spheres is due to its good damping characteristics, low density, anti-electromagnetic interference, high thermal conductivity and electronegativity as well as bioresorbable. Researches of magnesium and its alloys are of interest in last decades. Welding is a well-known method of products' manufacturing providing the opportunity to minimize the cost of production. Such major methods as tungsten inert gas, electron beam welding, laser beam welding and friction stir welding are already applied to join magnesium alloys. But the main disadvantage of those methods is high probability to form cracks and porosity in the product due to the low melting temperature, high thermal conductivity and high coefficient of linear expansion of magnesium and the most of its alloys. Diffusion bonding is the method, which allows to effectively reduce the porosity as well as cracks and welding deformation. This method provides precision joint of construction units. Also, it allows the production of high-quality joints with little or no need for post-weld machining. Therefore, according to the characteristics of magnesium alloy, this kind of welding method has unique advantages, and the study of diffusion bonding of magnesium alloys is of importance.

In this study we aimed to joint plates of ML-19 magnesium alloy by means of diffusion bonding as well as to evaluate the structure and phase state of the interface between layers. Chemical composition of bonded alloy is represented in table 1.

Table 1. ML-19 Chemical composition

Fe	Si	Ni	Al	Cu	Zr	Be	Mg	Zn	Nd	Y	Bal.
≤ 0.01	≤ 0.03	≤ 0.005	≤ 0.03	≤ 0.03	0.4-1.0	≤ 0.001	94.41-96.5	0.1-0.6	1.6-2.3	1.4-2.2	0.12-0.2

Plates with the sizes of 125 x 42 x 3.6 mm were cut from the as-cast ingot. All the surfaces of the plates were dry grinded and polished to prevent the formation of MgO thin film on the surface. Before the bonding, all the plates were cleaned with alcohol and finally in acetone. Then these plates were assembled in a package and placed between the heavy plates of the die set. A flexible membrane was placed between the package and the upper plate to provide the possibility to use the inertia gas for diffusion bonding. The total set was fixed by a wedge lock, and this locked set was placed into the electrical vacuum furnace OKB-8086. After the 370 °C temperature was achieved, the inertia gas (argon) was fed to the total set by means of the flexible membrane for 180 minutes. Heating, pressing and cooling to room temperature were performed under the vacuum conditions of  $2 \cdot 10^{-3}$  Pa. Diffusion bonding was performed in the Institute for metals superplasticity problems of the Russian academy of sciences.

Microstructure studies showed formation of fine grains on the interface between the layers. EDS-mapping allowed observation of Zn-Y-Nd intermetallic inclusions as well as neodymium oxides located throughout the grains' boundaries. XRD showed the main Mg-phase and the presence of intermetallic phases within the obtained "sandwich" joint.

*The work of Khimich M.A. and Sharkeev Y.P. was performed according to the Government research assignment for ISPMS SB RAS, project FWRW-2021-0004. The work of Sarkeeva A.A. and Kruglov A.A. was supported by the State Assignment of IMSP RAS No. 124022900007-9.*

1. Kazakov N.F. Diffusion bonding of materials. – Oxford: Pergamon, 2015. – 304 p.
2. Sarkeeva A.A. Features of production and impact destruction of layered material based on titanium alloy VT6 (Osobennosti polucheniya i udarnogo razrusheniya sloistogo materiala na osnove titanovogo splava VT6) // Pisma o materialakh. – 2020. – Vol. 10. – No. 3(39). – P. 345-350. – DOI: <https://doi.org/10.22226/2410-3535-2020-3-345-350>.

## Analysis of cold cracking resistance when welding new high strength cold resistant steel

<sup>1</sup>Kupriyanova O.A., <sup>1</sup>Poletskov P.P., <sup>2</sup>Ivanov M.A., <sup>2</sup>Tingaev A.K., <sup>2</sup>Bezgars Y.V., <sup>1</sup>Polyakova M.A.

<sup>1</sup>Nosov Magnitogorsk State Technical University, Magnitogorsk

<sup>2</sup>South Ural State University, Chelyabinsk

One of the most dangerous imperfections of welded joints in constructions made from high strength cold resistant steels are cracks which are generated due to formation of quenched structures as a result of high cooling speed in welding process [1, 2]. But formation of a crack depends not only on steel chemical composition but also on toughness of the construction, the way of welding, welding materials used, their preparation before welding, etc. [3, 4]. That is why it is necessary to carry out proper tests using specimens in scientific investigations, under exploitation conditions, and during analysis of reasons of any failure. Technological specimens for overall weldability are divided into qualitative and quantitative as well as specimens for the assessment of addiction against the formation of “hot” and “cold” cracks in welding [3]. In general, there exist more than 300 specimens for the investigation of overall weldability [4, 5]. This investigation is devoted to the analysis of stability to crack formation of “TEKKEN- specimen” of high strength cold resistant steel (0.20% C + 0.55% Si + 1.6% Mn + 0.3% Mo + 0.004% B [5]) which is cooled after welding [7, 8].

“TEKKEN-specimen” is prepared in accordance with GOST R ISO 17642-2-2012 [9] and GOST 26388-84 [10] (Russian national standard) type IX and is intended for the assessment of the addiction of metal in welding joint to the formation of cold cracks [11, 12]. This specimen is represented as the flat square sample with 12-40 mm in thickness with longitudinal notch in the center as the V-shape splicing. The specimen is welded in the free state and kept after it during 20 hours. It is necessary to identify the technological safety margin of the welded joint and subsist the critical areas of probable crack formation as well as to choose technological modes which ensure the stability of the specimen to the cold crack formation. Principle of the assessment of the stresses arising during welding with tensile strength obtained during high speed cooling of specimen typical to the welded joint preparation is the basics of this investigation.

All-round metallographic analysis of welded joints of high strength cold resistant steel with 20-25 mm in thickness in different areas: weld seam, edge, thermal assisted zone, and basic metal. The distribution of microhardness along the cross section of weld seam was studied, graphs of microhardness distribution in different areas and in different welding modes were plotted. It is proved that the most dangerous areas for crack formation are zones of crossover from weld seam to basic metal and the bottom run of welding seam after cooling. The increase of temperature at the beginning of the welding process ensures the high resistance to cold cracks formation of the investigated steel.

1. Horn A.M., Hauge M. Material challenges for Arctic offshore applications, a reliability study of fracture of a welded steel plate based on material toughness data at – 60 °C. Proceedings of the Twenty-first International Offshore and Polar Engineering Conference. Maui, Hawaii, USA. June 19–24, 2011. – P. 393.
2. Zharkov S.V., Stepanov P.P., Bagmet O.A., Efron L.I. Influence of cooling conditions on the microstructure and impact strength of welded joints made by automatic multi-arc submerged arc welding // Ferrous metals. – 2022. – No. 7. – pp. 35-41.
3. Grivnyak I. Weldability of steels. M.: Mashinostroeniye, 1984. – 216 p. (in Russian)
4. Vdovin K.N., Savinov A.S., Feoktistov N.A.. Prediction of crack resistance of huge steel casts. Foundry. – 2014. – no. 12. – pp. 8-10. (in Russian).
5. Ilyin A.V., Artemyev D.M., Filin V.Yu.. Comparison of different methods for assessment the crack resistance of metal in welded constructions exploited in Arctic conditions. Scientific and technical proceedings of the Russian Maritime Register of Shipping. – 2015. – Iss. 40/41. – pp. 62-71. (in Russian).
6. The study of transformation kinetics for overcooled austenite of the new high-strength steel with increased cold resistance / P.P. Poletskov, O.A. Nikitenko, A.S. Kuznetsova, V.M. Salganik // CIS Iron and Steel Review. – 2020. – Vol. 19. – pp. 56–59.
7. Ivanov M.A. Method for Determination of the Crack Resistance of Steel // Blanking Productions in Mechanical Engineering (Press Forging, Foundry and Other Productions). – 2016. – no. 12. – pp. 9–14. (in Russian).
8. Ivanov M.A., AlRuhaimi A.G. Analysis of the Crack Resistance of the TEKKEN-Specimen // Bulletin of the South Ural State University. Ser. Metallurgy. – 2018. – Vol. 18. – no. 1. – pp. 52–57. (in Russian) DOI: 10.14529/met180107.
9. GOST R ISO 17642-2-2012 Destructive testing of welds of metal materials. Tests for resistance to cold cracking in welded joints. Arc welding processes. Part 2. Tests with natural stiffness.

10. GOST 26388–84. (State Standard). Welded Joints. Test Methods on Resistance to Cold Crack Formation under Fusion Welding.
11. Makarov E.L. Cold cracks in welding of alloyed steels. M.: Mashinostroeniye, 1981. – 247 p. (in Russian).
12. Goncharov S.N., Shalimov M.P. Cold cracks in welding of high strength medium alloyed steels. Ekaterinburg: UFU, 2012. – 94 p. (in Russian).

## Stability of tribological MoS<sub>2</sub> coatings intercalated with copper

Sergeev V.P., Kalashnikov M.P., Sergeev O.V., Neufeld V.V., Sungatulin A.R., Voronov A.V.,  
Konovalov V.M.

*Institute of Strength Physics and Materials Science SB RAS, Tomsk*

Solid lubricants based on transition metal dichalcogenides are widely used for friction units operating in vacuum. But they are not electrically conductive and cannot be used in electrical contact friction pairs. However, they have a quasi-two-dimensional crystal structure, in which there is a “Van der Waals gap” between three-layer structural blocks, into which atoms of other metals can be intercalated [1, 2]. Thus, molybdenum dichalcogenides intercalated with copper become good conductors and at the same time retain tribological characteristics at a high level [3].

The work investigated the thermal stability of the structural-phase composition, electrical resistivity of coatings based on Cu-Mo-S and the wear rate of copper samples with such a coating depending on the aging temperature in the range from 77 K to 573 K within 100 hours from the moment of removal of samples from freshly applied coating from the installation chamber until the sample is examined. The temperatures of the gas environment in which the samples were aged were equal to 77 K, 295 K, 423 K, 573 K. The methods for preparing tribological samples and experimental studies did not differ from those described by the authors previously [4]. Two-phase Cu-Mo-S coatings on copper substrates were formed based on the nanocrystalline Chevrel phase Cu<sub>2</sub>Mo<sub>6</sub>S<sub>8</sub> and the fcc phase Cu.

When coatings age, the elemental composition is maintained in the temperature range of 77–423 K, while with a further increase in temperature it changes and at 573 K, molybdenum and sulfur are removed from it, and the concentration of copper and oxygen increases. X-ray diffraction studies have shown that Cu-Mo-S coatings aged in the temperature range 77 – 295 K also contain 2 phases - fcc-Cu and Cu<sub>2</sub>Mo<sub>6</sub>S<sub>8</sub>, but the latter is in an amorphous state when freshly applied. Aging of the coating at 423 K leads to the crystallization of the amorphous Chevrel phase into the rhombohedral phase. Next, at 573 K, the Cu<sub>2</sub>Mo<sub>6</sub>S<sub>8</sub> phase decomposes with a decrease in the volume fraction. Instead, semiconductor copper oxide CuO is formed, which does not have solid lubricating properties. Its volume fraction is ~2.5 times higher than the fraction of the Chevrel phase in the coating, which suggests a deterioration in the solid-lubricating ability of the coating under study.

Wear of coated copper friction pairs was carried out using a tribotester in a vacuum chamber. The wear graphs of copper friction pairs, consisting of a rectangular pad sample with a one-sided Cu-Mo-S coating and a counterbody in the form of a copper disk, are linear. The wear rate of samples coated with Cu-Mo-S in the temperature range 77 – 295 does not depend on the aging temperature and has an average value of  $(4.7 \pm 0.5) \cdot 10^{-9}$  g/s. At an aging temperature of 423 K, a decrease in wear rate is observed due to the transformation of the amorphous Chevrel phase into a nanocrystalline phase. After aging at 573 K, the wear rate of coated samples increases sharply. This is due to a qualitative change in the phase composition - the electrically conductive solid lubricating phase Cu<sub>2</sub>Mo<sub>6</sub>S<sub>8</sub> decomposes and decreases in volume, and the monoclinic semiconductor CuO is formed and increases in volume. The electrical resistivity of the coatings, measured by the four-probe method, turned out to be equal for those aged in the temperature range 77 – 423 K to the value  $\rho_c = (2.3 \pm 0.3) \cdot 10^{-7}$  Ohm•m, characteristic of freshly prepared coatings. Aging at 573 K leads to a significant increase in  $\rho_c$ , apparently as a result of degradation of the phase composition of the coating, during which the volume fraction of the semiconductor CuO phase increases due to the decomposition of the Chevrel phase.

*The study was carried out within the framework of the development programs of Tomsk Polytechnic University and fundamental scientific research of the Institute of Physical Problems of Applied Mathematics SB RAS (FWRW-2021–0003).*

1. Hibma T. Intercalation Chemistry. Structural Aspects of Monovalent Cation Intercalates of Layered Dichalcogenides / T. Hibma; eds. M.S. Wittingham and A.J. Jacobsen. – London: Acad. Press. – 1982. – P. 285–313.

2. Chalcogenide mechanochemistry in materials science: insight into synthesis and applications / P. Bala'z', M. Bala'z', M. Achimovic'ova', Z. Bujn'a'kova', E. Dutkova' // Journal of Materials Science. – 2017. – Vol. 52. – P. 11851-11890.
3. High-temperature superconductors, the first ternary system / B.T. Matthias, M. Marezio, E. Corenzwit, A.S. Cooper, H.E. Barz // Science. – 1972. – Vol. 175. – P. 1465-1466.
4. Chevrel phase-based solid lubrication coating for wear resistant electrocontact friction pairs in vacuum / V.P. Sergeev, A.R. Sungatulin, M.P. Kalashnikov, O.V. Sergeev, M.T. Talgat, V.V. Neufeld, S.Yu. Zharkov // Journal of Physics: Conference Series. –2021. – Vol.1954. –P.012039 (1 - 4).



## Содержание

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

Анализ стадийности перехода от повреждения к разрушению в углеродном волокнистом материале при статических и циклических нагрузках на основе интегральных характеристик данных микротомографии

**Банников М.В., Юрина А.Д., Баяндин Ю.В., Игнатова А.М., Наймарк О.Б. .... 11**

Разработка дисперсно-наполненных композитов на основе полиимида и полиэфиримида с повышенной усталостной долговечностью

**Богданов А.А., Панин С.В., Любутин П.С., Буслович Д.Г. .... 13**

Влияние термообработки на структуру и ударную вязкость 3D-напечатанных изделий из жаропрочной стали

**Власов И.В., Гордиенко А.И., Кузнецова А.Е., Семенчук В.М. .... 15**

Изучение низкотемпературного термоокисления композитов на основе изотактического полипропилена с алифатическим полиамидом 6/66-4

**Воронцов Н.В., Марголин А.Л., Монахова Т.В., Попов А.А. .... 17**

Кинетика роста усталостной трещины после лазерного ударного упрочнения

**Вшивков А.Н., Изюмова А.Ю., Гачегова Е.А., Бартоломей М.Л., Плехов О.А. .... 18**

Деформация пористого сплава на основе никелида титана при испытаниях методом «Бразильского теста»

**Гарин А.С., Клопотов А.А., Устинов А.М., Ясенчук Ю.Ф., Марченко Е.С., Байгонакова Г.А., Козулин А.А. .... 20**

Влияние толщины титановых фольг на деформационное поведение слоистого композита с нежесткими границами разделов

**Гоморова Ю.Ф., Кузнецова А.Е., Буякова С.П. .... 22**

Температурная зависимость механизмов трансформации структурно-фазовых состояний карбидоупрочненных ванадиевых сплавов

**Гриняев К.В., Дитенберг И.А. .... 23**

Физико-механические основы теории неупругой деформации твердого тела

**Гриняев Ю.В., Чертова Н.В., Шилько Е.В. .... 24**

Особенности формирования и эволюции деформационного рельефа в аддитивно изготовленной стали 316L. Экспериментальное исследование

**Емельянова Е.С., Писарев М., Балохонов Р.Р., Романова В.А. .... 26**

Влияние симметрии на намагниченность кластеров переходных металлов

**Ерболатова Г.У., Бектасова Г.С., Перевалов Т.Д., Измайлов Л.Н. .... 27**

Сравнение структуры межзеренных границ и свойств сверхпластичных сплавов 47XNM, 40XНЮ, 67KH5Б

**Ерболатулы Д.Е., Макаренко А.Е., Нұрмұхамбетова М.М. .... 28**

Упругие свойства структурно неоднородных материалов в условии одноосного сжатия

**Иванов З.Г., Голосов А.М., Кожевников Е.В. .... 29**

Влияние ультразвуковой ударной электроискровой обработки на микроструктуру и деформационное поведение 3D-напечатанных образцов Ti-6Al-4V и их сварных соединений при трехточечном изгибе

**Казаченок М.С., Мартынов С.А. .... 31**

Исследование локального тетрагонально-моноклинного превращения под нагрузкой в керамике $ZrO_2$ - $Y_2O_3$ с разным размером зерна	
<b>Козлова Т.В., Севостьянова И.Н., Шляхова Г.В., Буякова С.П., Кузнецов П.В.</b>	<b>32</b>
Механические свойства и микроструктура сплавов системы $CoCrFeMnNi$	
<b>Коновалов С.В., Дробышев В.К., Панченко И.А.</b>	<b>34</b>
Стойкость сталей 5ХНМ, 11Х4В2МФ3С2 И 95Х6М3Ф3СТ в условиях сухого трения скольжения	
<b>Котов Д.И., Станкевич С.В., Зубашевский К.М.</b>	<b>35</b>
Упрочнение поверхностного слоя стали 20Х13 в процессе обработки трением с перемешиванием инструментом WC-Co с плоской и сферической рабочей частью	
<b>Кузнецов В.П., Воронцов И.А., Воропаев В.В., Корелин А.В.</b>	<b>37</b>
Зернограничное смачивание в керамическом композите $Ta(Ti)B_2 + 20\% SiC$	
<b>Кузнецов П.В., Мировой Ю.А., Нейман А.А., Шмаков В.В.</b>	<b>39</b>
Структурные изменения при ультразвуковой сварке меди	
<b>Мурзинова М.А., Шаяхметова Э.Р., Мухаметгалина А.А., Назаров А.А.</b>	<b>41</b>
Температурные зависимости смещений атомов в ГЦК решетке в нержавеющей безникелевых сталях с высоким содержанием элементов внедрения	
<b>Наркевич Н.А., Перевалова О.Б., Бадулин Н.В.</b>	<b>42</b>
Исследование структуры наплавочных материалов использующихся в металлургической промышленности	
<b>Панченко И.А., Дробышев В.К., Громов В.Е., Коновалов С.В.</b>	<b>43</b>
Моделирование деформационного поведения олигокристалла $Cu-7,5\%Al$ , изготовленного аддитивным плавлением проволоки	
<b>Писарев М., Балохонов В.Р., Лычагин Д.В., Романова В.А., Балохонов Р.Р.</b>	<b>44</b>
Влияние длительного старения при 540 °С на микроструктуру и механические свойства жаропрочной 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823	
<b>Полехина Н.А., Спиридонова К.В., Осипова В.В., Литовченко И.Ю., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В.</b>	<b>45</b>
Влияние микродеформаций на формирование доменной структуры многослойных углеродных нанотрубок	
<b>Пономарев А.Н., Егорушкин В.Е., Бобенко Н.Г.</b>	<b>47</b>
Закономерности локализации пластической деформации и формирования мезоскопического деформационного рельефа в сплавах, изготовленных селективным лазерным плавлением	
<b>Романова В.А., Балохонов Р.Р.</b>	<b>48</b>
Влияние размера пор на механические свойства и деформационное поведение пористой керамики $ZrO_2$ ( $Y_2O_3$ ) при квазистатическом одноосном сжатии	
<b>Севостьянова И.Н., Горбатенко В.В.</b>	<b>49</b>
Особенности структурообразования эвтектидной стали микролегированной ванадием	
<b>Скороход К.А.</b>	<b>51</b>
Соединение вспененного алюминия методом лазерной сварки	
<b>Скороход К.А., Черепанов А.Н., Маликов А.Г.</b>	<b>53</b>
Динамика неравновесного структурного перехода при воздействии импульса тока в аморфных металлических сплавах	
<b>Слядников Е.Е., Коростелев С.Ю., Турчановский И.Ю.</b>	<b>55</b>

Проблемы автоматизации определения объёмной доли карбидов в структуре металлматричных покрытий	
<b>Соболева Н.Н., Мушников А.Н.</b>	<b>57</b>
Изучение механизмов локализации пластической деформации при различных видах нагружения как результата самоорганизованного поведения дефектной структуры мезоуровня	
<b>Соколов М.А., Симонов М.Ю., Чудинов В.В., Оборин В.А., Уваров С.В., Наймарк О.Б.</b>	<b>58</b>
Структура и микротвердость закаленной и упрочненной взрывом стали Гадфильда	
<b>Станкевич С.В.</b>	<b>59</b>
Не дислокационные механизмы наномасштабного структурного уровня в зонах локализации деформации нанокристаллов никеля	
<b>Тюменцев А.Н., Дитенберг И.А., Суханов И.И., Гриняев К.В.</b>	<b>61</b>
Формирование механических свойств композиционных систем БрАМц9-2/W, полученных методом фрикционной перемешивающей обработки	
<b>Черемнов А.М., Княжев Е.О., Чумаевский А.В., Зыкова А.П.</b>	<b>62</b>
Особенности прохождения волн через границы раздела упругих и упругопластических тел с дислокациями	
<b>Чертова Н.В.</b>	<b>64</b>
О влиянии топологических законов рассеяния в рэлеевском пределе на резонансное и диффузное статистическое рассеяние волны Рэлея	
<b>Чуков В.Н.</b>	<b>66</b>
Мезомеханический анализ возможности самозалечивания линейных дефектов в аустенитных материалах	
<b>Шилько С.В., Петроковец Е.М.</b>	<b>68</b>
 <b>Секция 2. Физика пластичности и прочности материалов</b>	
Прогнозирование и оценка остаточного ресурса теплоэнергетического оборудования на основе автоволновой теории локализации пластической деформации	
<b>Абабков Н.В.</b>	<b>71</b>
Влияние интенсивной пластической деформации на цинковые сплавы Zn-1%Cu-1%Mn и Zn-0.5%Ag-0.8%Al	
<b>Абдрахманова Э.Д., Хафизова Э.Д., Поленок М.В., Исламгалиев Р.К., Нугаманов Ф.В.</b>	<b>72</b>
Определение фрактальной размерности поверхности поликристаллической меди в процессе ее пластической деформации	
<b>Аглетдинов Э.А., Ясников И.С., Данюк А.В.</b>	<b>73</b>
Микроструктура и механические свойства реакторной аустенитной стали ЭК-164 после холодной деформации и длительного отжига при 700 °С	
<b>Аккузин С.А., Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Чернов В.М.</b>	<b>75</b>
Динамическая фрагментация керамики на основе углерода и карбида кремния	
<b>Банникова И.А., Савельева Н.В., Банников М.Б., Уваров С.В.</b>	<b>76</b>
О связи микро-и макромасштабов локализованной пластичности	
<b>Баранникова С.А., Исакова П.В.</b>	<b>78</b>

Повышение эксплуатационных свойств арматуры компрессоров сверхвысокого давления формированием функционально-ориентированных поверхностных композиций из высокоэнтропийных сплавов с ТМП	
<b>Бледнова Ж.М., Балаев Э.Ю., Юркова А.П.</b>	<b>79</b>
Эволюция микроструктуры и механические свойства магниевового сплава Mg-1Zn-0,15Ca после термомеханической обработки	
<b>Воробьёв Е.В., Мифтахов Д.Т., Гареев А.И., Дьяконов Г.С.</b>	<b>81</b>
Сварка давлением сплавов на основе никеля	
<b>Галиева Э.В., Габбасов Р.Р., Классман Е.Ю., Валитов В.А., Степухов Е.М., Тагирова А.А.</b>	<b>83</b>
Влияние комбинированной обработки на структуру и механические свойства высокоэнтропийного сплава FeMnCrNiCo легированного атомами углерода	
<b>Ганеев А.В., Нафиков Р. К., Хайбулина Н.А., Валиев Р.З., Астафурова Е.Г.</b>	<b>84</b>
Анализ термических циклов, структуры и свойств сварного соединения стали 10ХСНД при сварке в условиях низких климатических температур	
<b>Голиков Н.И., Санников И.И., Семёнов С.В., Иванов М.А.</b>	<b>85</b>
Влияние структурно-фазового состояния на деформационное поведение и механические свойства титанового сплава BT22	
<b>Грабовецкая Г.П., Мишин И.П., Найденкин Е.В., Степанова Е.Н., Забудченко О.В.</b>	<b>86</b>
Влияние АВС прессования при 573 К на неупругие свойства двойного сплава Ti <sub>49,8</sub> Ni <sub>50,2</sub> (АТ.%)	
<b>Гусаренко А.А., Лотков А.И., Гришков В.Н., Жапова Д.Ю, Бобров Д.И.</b>	<b>87</b>
О дислокационных процессах, контролирующих формирование автоволн переключения и возбуждения	
<b>Данилов В.И., Зуев Л.Б., Горбатенко В.В.</b>	<b>88</b>
Влияние повторяющихся импульсов тока высокой плотности на пластическую деформацию проволок при ступенчатом повышении нагрузки	
<b>Дмитриев С.В., Моркина А.Ю., Таров Д.В., Татаринцов П.С., Татаринцов В.П., Бебихов Ю.В., Семенов А.С.</b>	<b>90</b>
Микроструктурные изменения при сварке трением с перемешиванием в низколегированной стали, подвергнутой темпформингу	
<b>Долженко А.С., Луговская А.С., Малофеев С.С., Беяков А.Н.</b>	<b>92</b>
Микроструктурные изменения в 10% Сг стали после длительного старения и испытания на малоцикловую усталость	
<b>Дудова Н.Р., Мишнев Р.В.</b>	<b>94</b>
Влияние ионно- и электронно-пучковых обработок на механические и неупругие свойства никелида титана при испытаниях на трёхточечный изгиб	
<b>Дьяченко Ф.А., Мейснер Л.Л., Чепелев Д.В.</b>	<b>96</b>
Влияние ультразвука на разупрочнение соединения сваркой трением с перемешиванием из сплава Д16	
<b>Елисеев А.А.</b>	<b>98</b>
Структура и механические свойства литого алюминиевого сплава Al-5% Mg-Sc-Zr подвергнутого криогенной деформации	
<b>Загитов Р.Р., Ситдилов О.Ш., Автократова Е.В., Крымский С.В., Латыпова О.Э., Маркушев М.В.</b>	<b>99</b>

Влияние ИПД на микроструктуру и свойства сплава ВТ20 для аддитивных технологий Зайнуллина Л.И., Дун Ю., Ж.-Г. Сун, Александров И.В. ....	101
Ионно-плазменное травление как способ приготовления образцов для исследования методом анализа картин дифракции обратно рассеянных электронов Иванов К.В., Акимов К.О. ....	103
О связи микроструктуры и прочности в соединениях, полученных сваркой трением с перемешиванием Калиненко А.А., Малофеев С.С., Миронов С.Ю. ....	105
Анализ прочности космических объектов в плотных слоях атмосферы Картвелишвили Т.А., Юмашев М.В. ....	107
К выбору распределения дефектов в поликристаллических агрегатах (Cu-Fe, Ni-Ti) из зависимости предела текучести от размера зерен при дисперсионном упрочнении-разупрочнении Кашкаров Е.Б., Решетняк А.А., Шамшутдинова В.В. ....	109
Влияние холодной прокатки на микроструктуру и механические свойства высокоазотистой аустенитной стали ВНС-53-Ш-М Ким А.В., Полехина Н.А, Аккузин С.А., Литовченко И.Ю. ....	111
Влияние деформации прокаткой на разрушение атомного дальнего порядка в упорядочивающихся сплавах Cu <sub>3</sub> Pd и Ni <sub>3</sub> Al со сверхструктурами L1 <sub>2</sub> (M) и L1 <sub>2</sub> Клопотов А.А., Соловьева Ю.В., Старенченко В.А. ....	112
Температурные эффекты локализации деформации медно-никелевого сплава Колосов С.В., Баранникова С.А., Исхакова П.В. ....	114
Микромеханизмы деформации в пористых образцах аустенитной стали 316L, полученных с помощью лазерного 3D-принтера Коэмец Ю.Н. ....	115
Влияние криопротекции на структурные и фазовые факторы межкристаллитной коррозии высокопрочного алюминиевого сплава Крымский С.В., Автократова Е.В., Терешкин В.В., Ситдинов О.Ш., Маркушев М.В. ....	116
Влияние геометрии ячеек на механическое поведение пористых скаффолдов Кудряшова Е.С., Абрамова М.М., Еникеев Н.А. ....	118
Сдвоенный критерий упругопластического разрушения для материалов с анизотропией пластических свойств Кургузов В.Д. ....	119
Влияние продолжительности отжига на микроструктуру и термоупругие мартенситные превращения в сплавах NiFeGa(B) Курлевская И.Д., Янушоните Э.И., Тохметова А.Б., Скосырский А. Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И. ....	120
Стадийность деформационных и температурных кривых при квазистатическом растяжении сплава Ti-42Nb-7Zr с ультрамелкозернистой структурой Легостаева Е.В., Ерошенко А.Ю., Вавилов В.П., Скрипняк В.А., Уваркин П.В., Толмачев А.И., Батаев В.А., Чулков А.О., Козулин А.А., Скрипняк В.В., Шаркеев Ю.П. ....	121
Влияние горячей пластической деформации на зеренную структуру, микроструктуру и механические свойства высокоазотистой аустенитной стали Литовченко И.Ю., Ким А.В., Полехина Н.А, Аккузин С.А. ....	123

Достижения в исследовании микроструктуры и свойств сплавов на основе никелида титана под воздействием интенсивной пластической деформации	
<b>Лотков А.И.</b> .....	<b>124</b>
Изучение анизотропии механических свойств ультрамелкозернистого $\beta$ титанового сплава BT35, полученного комбинированной прокаткой с последующим старением	
<b>Манишева А.И., Мишин И.П., Зайцев Д.В., Панфилов П.Е., Найденкин Е.В., Забудченко О.В., Куклина А.А., Перескокова К.И.</b> .....	<b>125</b>
Структурные аспекты статической прочности криокатанных полос из изотермически кованого слитка высокопрочного алюминиевого сплава	
<b>Маркушев М.В., Автократова Е.В., Крымский С.В., Ситдиков О.Ш., Терешкин В.В.</b> .....	<b>126</b>
Исследование структуры и механических свойств ультрамелкозернистого титанового сплава BT35 полученного комбинированной прокаткой с последующими отжигами	
<b>Мишин И.П., Найденкин Е.В., Манишева А.И., Забудченко О.В.</b> .....	<b>128</b>
Псевдопластичность армированных углепластиков с укладкой $[\pm 45^\circ]$ NS при изгибе	
<b>Мороков Е.С.</b> .....	<b>129</b>
Связь автоволновых и акустических характеристик в алюминиевых сплавах	
<b>Надежкин М.В., Баранникова С.А.</b> .....	<b>130</b>
Автоволновая кинетика локализации пластической деформации высокоэнтропийного сплава системы CoCrFeMnNi	
<b>Надежкин М.В., Баранникова С.А.</b> .....	<b>131</b>
Кинетика стока дислокаций в неравновесных границах зерен: роль в сверхпластической деформации металлов и ультразвуковая стимуляция	
<b>Назаров А.А.</b> .....	<b>133</b>
Влияние малых концентраций водорода на хрупкое разрушение листовой низколегированной реакторной стали	
<b>Нечаева А.В., Шалагаев В.В., Полянский В.А.</b> .....	<b>134</b>
Морфология деформационного рельефа в сплавах на основе железа и марганца при скретч-тестировании	
<b>Новицкая О.С., Лычагин Д.В., Филиппов А.В., Семенчук Н.В., Сизова О.В.</b> .....	<b>135</b>
Оценка надежности титанового сплава BT-8 при комбинированном динамическом и последующем гигацикловом нагружении	
<b>Оборин В.А., Банников М.В., Соколов М.А., Наймарк О.Б.</b> .....	<b>136</b>
Особенности структуры, локализации деформации и разрушения металлокомпозита углеродистая сталь – нержавеющая сталь, полученного электродуговой наплавкой	
<b>Орлова Д.В., Данилов В.И., Горбатенко В.В., Шляхова Г.В.</b> .....	<b>137</b>
Особенности локализации деформации и разрушения биметаллического соединения из углеродистой и аустенитной стали	
<b>Орлова Д.В., Надежкин М.В., Шляхова Г.В.</b> .....	<b>139</b>
Микроструктура ферритно-мартенситной стали ЭК-181 после термомеханической обработки с пластической деформацией при 900 °С	
<b>Осипова В.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А.</b> .....	<b>141</b>
Особенности разрушения чистого ванадия и дисперсно-упрочненного сплава на его основе в условиях знакопеременного симметричного изгиба при комнатной температуре	
<b>Пинжин Ю.П., Гриняев К.В., Гоморова Ю.Ф., Дитенберг И.А.</b> .....	<b>142</b>

Коррозионная стойкость и биосовместимость ультрамелкозернистых Zn-1%Li-2%Mg и Zn-1,0% Mg-1,0%Fe сплавов, полученных интенсивной пластической деформацией	
<b>Поленок М.В., Хафизова Э.Д., Ситдиков В.Д., Абдрахманова Э.Д. ....</b>	<b>143</b>
Структурные особенности 12 %-ной хромистой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 после высокотемпературной термомеханической обработки	
<b>Полехина Н.А., Спиридонова К.В., Осипова В.В., Литовченко И.Ю., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. ....</b>	<b>144</b>
Влияние низкотемпературных отжигов на структурно-фазовое состояние и механические свойства титанового сплава BT22 после обработки в режиме низкотемпературной сверхпластичности	
<b>Раточка И.В., Найденкин Е.В., Лыкова О.Н., Мишин И.П. ....</b>	<b>146</b>
Исследование влияния трибокоррозионного воздействия на повреждаемость и циклическую долговечность композитов	
<b>Русинов П.О., Русинова А.А., Курапов Г.В., Семадени М.Д. ....</b>	<b>147</b>
Развитие концептуальных подходов к повышению надежности и хладостойкости технических систем ответственного назначения, работающих в экстремальных условиях Севера	
<b>Сараев Ю.Н., Голиков Н.И., Сидоров М.М. ....</b>	<b>149</b>
Физико-механические основы упрочнения сварных соединений конструкций Севера методом ударно-механической обработки	
<b>Сидоров М.М., Голиков Н.И., Сараев Ю.Н. ....</b>	<b>151</b>
Влияние пластической деформации в условиях кручения на наковальнях бриджмена на особенности трансформации текстуры сплава V-W-Cr-Zr	
<b>Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Толстихин В.И. ....</b>	<b>153</b>
Влияние концентрации легирующих элементов на эффективность дисперсного упрочнения и термическую стабильность ванадиевых сплавов системы V-Ta-Cr-Zr	
<b>Смирнов И.В., Дитенберг И.А., Гриняев К.В., Осипов Д.А., Гомоля Б.В., Тюменцев А.Н., Чернов В.М., Потапенко М.М. ....</b>	<b>154</b>
Механизм разрушения клеевого эпоксидного слоя при испытаниях по схеме «сжатие + сдвиг» при температуре -50 <sup>0</sup> C	
<b>Смирнов С.В., Веретенникова И.А., Вичужанин Д.И., Пестов А.В., Роговая С.А. ....</b>	<b>155</b>
Результаты испытаний на ударный изгиб 12% хромистой ферритно-мартенситной стали ЭП-823	
<b>Спиридонова К.В., Литовченко И.Ю., Полехина Н.А., Осипова В.В., Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В. ....</b>	<b>156</b>
Исследование микроструктуры и механических свойств твердофазных соединений из сплавов ЭК61 и ЭП975	
<b>Степухов Е.М, Галиева Э.В., Классман Е.Ю., Валитов В.А. ....</b>	<b>158</b>
Исследование развития повреждённости в композитной лопатке спрямляющего аппарата	
<b>Уваров С.В., Банников М.А., Шипунов Г.С. ....</b>	<b>159</b>
Повышение сопротивления ударным нагрузкам высокохромистых сталей с низким содержанием азота при помощи термомеханической обработки	
<b>Федосеева А.Э. ....</b>	<b>161</b>
Анализ изменения механических свойств пленок поли(а-капролактона) после модификации в плазме	
<b>Филиппова Е.О., Мерзликин Б.С. ....</b>	<b>162</b>



Исследование трибологических свойств пленок поликапролактона <b>Филиппова Е.О., Филиппов А.В., Мерзликин Б.С.</b> .....	163
Влияние прокатки на структуру и механические свойства сплава Zn-0.8Li <b>Хасанова А.Р., Сиразеева А.Р., Аксенов Д.А., Большаков Б.О., Асфандияров Р.Н., Кулясова О.Б.</b> .....	164
Электропластический эффект в металлах: проблемы и решения <b>Хон Ю.А.</b> .....	166
Модельное исследование формирования и эволюции деформационных субструктур ГЦК-металлов <b>Черепанов Д.Н.</b> .....	167
Исследование структуры и свойств биметаллического соединения, полученного электродуговой наплавкой <b>Шляхова Г.В., Данилов В.И.</b> .....	169
Вейвлет-преобразование сигналов PDV при баллистическом низкоскоростном нагружении <b>Юрина А.Д., Уваров С.В., Балахнин А.Н., Наймарк О.Б.</b> .....	170
Investigation of hardening of cast austenitic steel 60X24AG16 <b>Deryugin E.E., Vlasov I.V., Gomorova Yu.F.</b> .....	172
The electron beam weld microstructure in Ti-6Al-4V alloy produced by selective laser melting technology <b>Perevalova O.B., Panin A.V., Kazachenok M.S., Martynov S.A.</b> .....	173

### **Секция 3. Моделирование поведения материалов на различных масштабах и компьютерный дизайн**

Численное моделирование изменения внутреннего строения зерна при квазипластическом деформировании горных пород <b>Антонов А.М., Дубиня Н.В., Вершинин А.В.</b> .....	175
Оценка напряженно-деформированного состояния участков земной коры разного масштаба на территории Западно-Сибирской плиты на основе численного моделирования <b>Ахметов А., Смолин И.Ю.</b> .....	177
Исследование угла поворота сечений тетрахирального метаматериала при изменении параметров его структуры <b>Ахметшин Л.Р.</b> .....	179
Разрушение железобетона электрическими импульсными разрядами: эксперимент и моделирование <b>Бакеев Р.А., Юдин А.С., Кузнецова Н.С., Жгун Д.В., Стефанов Ю.П.</b> .....	180
Первопринципный подход для оценки коэффициента диффузии кислорода в TiN <b>Бакулин А.В., Кулькова С.Е.</b> .....	182
Анизотропная модель деформирования поликристаллического никелида титана с композитным покрытием с учетом мартенситных превращений <b>Балохонов Р.Р., Марченко Е.С., Балохонов В.Р., Романова В.А.</b> .....	184
Многоуровневое моделирование деформации и разрушения аддитивного эвтектического алюминиево-кремниевого сплава <b>Балохонов Р.Р., Романова В.А., Землянов А.В., Гатиятуллина Д.Д., Утяганова В.Р.</b> ....	186
Исследование поведения композитных пластин при высокоскоростном нагружении <b>Батуев С.П., Радченко П.А., Радченко А.В.</b> .....	187

Влияние функционализации на электронные транспортные свойства низкоразмерных углеродных материалов	
<b>Белослудцева А.А., Бобенко Н.Г., Егорушкин В.Е.</b>	<b>188</b>
ТермоЭДС однослойного графена: влияние примесей и структурных дефектов	
<b>Белослудцева А.А., Сапежинская Т.А., Бобенко Н.Г.</b>	<b>189</b>
Конечно-элементный расчет деформаций в ПО Bazis алюминиевой лопатки, полученной аддитивным дуговым выращиванием	
<b>Берсенов К.А., Биленко Г.А., Коробов Ю.С., Огородникова О.М.</b>	<b>191</b>
Нарушение кристаллической симметрии как ключевой фактор улучшения функционализации МУНТ	
<b>Бобенко Н.Г., Шунаев В.В., Корусенко П.М., Егорушкин В.Е., Глухова О.Е.</b>	<b>193</b>
Субмонослойные пленки Pb на поверхности Ni(111): структурные и колебательные свойства	
<b>Борисова С.Д., Русина Г.Г.</b>	<b>194</b>
Микромеханическая модель силумина, изготовленного методом селективного лазерного плавления	
<b>Бородина А., Романова В.А.</b>	<b>196</b>
Связанная модель объемного синтеза композита на основе смеси Ni-Al	
<b>Букрина Н.В.</b>	<b>197</b>
Математическое моделирование процессов формообразования сложнопрофильной заготовки из УМЗ титанового сплава ВТ6 с последующим осаждением ВЭС-покрытия	
<b>Валиев Р.Р., Савина Я.Н., Олейник А.В., Асфандияров Р.Н., Назаров А.Ю., Рамазанов К.Н.</b>	<b>198</b>
Оптимизация структуры метаматериалов с использованием нейронных сетей и численного моделирования на основе МКЭ	
<b>Вершинин А.В., Левин В.А., Яковлев М.Я.</b>	<b>199</b>
Многоуровневое моделирование деформирования металлических сплавов при изменяющихся температурно-скоростных условиях	
<b>Вшивкова А.А., Швейкин А.И.</b>	<b>201</b>
Двухуровневое моделирование деформации и разрушения дендритной структуры аддитивного алюминиево-кремниевого сплава	
<b>Гатиятуллина Д.Д., Землянов А.В., Балохонов Р.Р., Ивашов И.Р.</b>	<b>203</b>
Особенности образования дефектов внедрения и замещения в $\alpha$ -Ti и $\alpha_2$ -Ti <sub>3</sub> Al	
<b>Горев Н.Д., Бакулин А.В., Кулькова С.Е.</b>	<b>204</b>
Дислокационно-ориентированная модель для описания сложного деформирования алюминиевых сплавов	
<b>Грибов Д.С., Трусов П.В.</b>	<b>206</b>
Разработка мезоструктурной механической модели спеченного огнеупорного материала на основе шпинели	
<b>Григорьев А.С., Шилько Е.В., Дмитриев А.И., Заболотский А.В., Андреев К.</b>	<b>208</b>
Двойственное влияние поровой жидкости на прочность пористых хрупких материалов	
<b>Григорьев А.С., Шилько Е.В.</b>	<b>210</b>
Молекулярно-динамическое исследование влияния концентрации Si на механические свойства многокомпонентных покрытий на основе TiAlTaSiN	
<b>Дмитриев А.И., Никонов А.Ю., Волобуев А.С.</b>	<b>212</b>

Построение межатомных потенциалов для металлов на основе машинного обучения Дмитриев С.В., Кистанов А.А., Косарев И.В., Щербинин С.А., Шапеев А.В.....	213
Упругопластическое поведение функционально-градиентных пористых полимерных структур для замещения трабекулярно-кортикальной зоны костной ткани Еленская Н.В., Ташкинов М.А., Виндокуров И.В., Пирогова Ю.В.....	215
Численное исследование терапевтического ударно-волнового нагружения на сегмент грудного отдела позвоночника Еремина Г.М., Смолин А.Ю. ....	217
Исследование методом сглаженных частиц влияния трещиноватости массива и конструкции заряда на скорость смещения породы при взрывных работах Ефремовцев Н.Н., Шиповский И.Е. ....	219
Развитие теории и эксперимента в области разработки сенсорно-актуаторных квантовых технологий получения экстремальных состояний материалов Жуковский М.С., Безносюк С.А.....	221
Комплексный подход к анализу трещинообразования в огнеупорных футеровках промышленного оборудования Заболотский А.В., Хадыев В.Т., Турчин М.Ю., Мигашкин А.О., Милейкин Д.А.....	222
Моделирование взаимодействия расплава металла с поверхностью огнеупора Заболотский А.В., Хадыев В.Т., Турчин М.Ю., Мигашкин А.О., Григорьев А.С.....	223
Численное исследование деформации и разрушения алюминиево-кремниевого сплава Землянов А.В., Гатиятуллина Д.Д., Балохонов Р.Р., Ивашов И.Р., Кульков А.С.....	224
Поведение нанокристаллических образцов Fe-10Ni-20Cr при радиационном облучении Зольников К.П., Крыжевич Д.С., Корчуганов А.В., Березиков О.А.....	226
Изучение взаимодействия дислокации с порами и интерметаллидными фазами в вольфраме Казаков А.М., Шарапова Ю.Р., Корзникова Е.А.....	227
Механические свойства тройных сплавов состава Ti-5Mo-M Каспарян С.О., Бакулин А.В., Кулькова С.Е. ....	229
Роль одномерных пи-цепочек в температурной зависимости запрещенной зоны допированных углеродных нанотрубок Катков В.Л., Осипов В.А. ....	231
Моделирование напряженного состояния системы «кость – имплантат» при эндопротезировании средней зоны лицевой кости Ким В.В., Буяков А.С. ....	232
Применение методов машинного обучения и теории функционала плотности для поиска новых функциональных материалов Кистанов А.А., Корзникова Е.А. ....	234
Физическая модель для описания прерывистой динамической рекристаллизации Кондратьев Н.С., Подсердцев А.Н., Балдин М.Н., Безверхий Д.С. ....	236
Динамика сегрегации Zn в области границы зерна в сплавах AlZn при сдвиговом нагружении Коростелев С. Ю., Крыжевич Д.С., Зольников К.П.....	238
Динамика неравновесного структурного фазового перехода при периодических растягивающих нагрузках в аморфных металлах Коростелев С.Ю., Слядников Е.Е., Турчановский И.Ю. ....	240

Пластическая деформация и разрушение двухфазных сплавов Fe <sub>95</sub> Ni <sub>05</sub> с градиентной зеренной структурой в условиях ударного воздействия	
<b>Корчуганов А.В., Крыжевич Д.С., Григорьев А.С., Березиков О.А., Зольников К.П....</b>	<b>242</b>
Модель деформирования ауксетичных метаматериалов в составе сэндвич-панелей	
<b>Кривошеина М.Н. ....</b>	<b>243</b>
Влияние характера распределения частиц технического углерода на модуль упругости композитов на основе линейного полиэтилена низкой плотности	
<b>Кропотин О.В., Каленчук А.А. ....</b>	<b>244</b>
Особенности развития разрушения при циклическом сдвиговом воздействии в нанокристаллическом Al на атомном уровне	
<b>Крыжевич Д.С., Зольников К.П., Корчуганов А.В.....</b>	<b>245</b>
Особенности эволюции состава покрытия в процессе селективного лазерного спекания для разных стратегий сканирования	
<b>Крюкова О.Н., Князева А.Г. ....</b>	<b>246</b>
Имитационные модели структуры композитной керамики на основе гидроксиапатита	
<b>Кудряшов Б.С., Резванова А.Е., Скоробогатов Д.Д., Пономарев А.Н. ....</b>	<b>247</b>
Особенности диффузии примесей замещения в α-Ti	
<b>Кулькова С.Е., Бакулин А.В., Горев Н.Д. ....</b>	<b>249</b>
Дислокационно-ориентированное моделирование деформирования поликристаллов: учет взаимодействия дислокаций с границами зерен	
<b>Курмоярцева К.А. ....</b>	<b>251</b>
Разработка определяющих уравнений пористых металлов с использованием методов машинного обучения	
<b>Латыпов Ф.Т., Безбородова П.А., Родионов Е.С., Майер А.Е. ....</b>	<b>253</b>
Научно-технические аспекты развития функционала прочностного пакета «Фидесис» для разномасштабного моделирования	
<b>Левин В.А., Вершинин А.В, Яковлев М.Я., Попов В.Ю.....</b>	<b>254</b>
Приближенное аналитическое решение задачи Ламе-Гадолина для поллой сферы при больших упругих и пластических деформациях	
<b>Левин В.А., Зингерман К.М. ....</b>	<b>256</b>
Моделирование DEM с применением графических процессоров	
<b>Лобовиков Д.В., Матыгуллина Е.В., Сиротенко Л.Д.....</b>	<b>258</b>
Численное моделирование предела текучести верхней мантии и земной коры на примере Сибирского кратона	
<b>Манько А.В., Корягина А.И., Муравьева Е.А. ....</b>	<b>260</b>
Численное исследование влияния ударно-волнового нагружения костного матрикса с саркомой на условия переноса лекарственных препаратов на мезоуровне	
<b>Мартышина И.П., Еремина Г.М., Смолин А.Ю.....</b>	<b>262</b>
Моделирование нагружения элементарной ячейки композита ZrB <sub>2</sub> -TaB <sub>2</sub> с температурными остаточными напряжениями	
<b>Мартышина И.П., Смолин А.Ю. ....</b>	<b>264</b>
Перспективы применения материалов-ауксетиков в крепи подземных сооружений	
<b>Матюхова О.С., Манько А.В.....</b>	<b>266</b>
Методы моделирования процесса 3D печати	
<b>Меркулов М.А., Статник Е.С., Салимон А.И., Корсунский А.М. ....</b>	<b>268</b>

Расчет вероятности зарождения крупных трещин методом фазового поля <b>Муслов С.А., Панин С.В., Арутюнов С.Д., Никишенко А.Н., Чижмаков Е.А.</b> .....	270
Связанная модель фильтрации биологической жидкости через плоский слой в двумерной постановке <b>Назаренко Н.Н.</b> .....	272
Изучение напряженно-деформированного состояния поверхностных слоев быстрорежущей стали при плазменной наплавке <b>Невский С.А., Баченко Л.П., Громов В.Е., Филяков А.Д., Михайлов Д.Д.</b> .....	273
Оптимизация жесткости градиентной топологии решетчатой структуры при проектировании ножки эндопротеза тазобедренного сустава <b>Нежинская Л.С., Боровков А.И., Маслов Л.Б., Жмайло М.А., Тарасенко Ф.Д.</b> .....	275
Молекулярно-динамическое исследование влияния механических характеристик монокристаллов на структурные перестройки вблизи границы раздела ОЦК-ГЦК металлов <b>Никонов А.Ю.</b> .....	277
Адсорбция кремния на поверхностях (001) и (111) TiN в присутствии примесей замещения Al и Ta <b>Огнев С.О., Святкин Л.А., Коротеев Ю.М.</b> .....	278
Влияние параметров ионной обработки на уровень напряжений и деформаций в диффузионной зоне <b>Парфенова Е.С., Князева А.Г.</b> .....	280
Исследование электронной и магнитной структуры антиферромагнитного соединения TbIr <sub>2</sub> Si <sub>2</sub> <b>Перминова Д.А., Еремеев С.В.</b> .....	281
Анализ влияния морфологических параметров на физико-механические свойства аддитивно изготовленных полимерных материалов, армированных коротким волокном <b>Пирогова Ю.В., Галиева В.А., Дрягина С.А., Ташкинов М.А.</b> .....	283
Моделирование деформационного поведения образцов из стали 316L, полученных методом селективного лазерного плавления <b>Писарев М., Емельянова Е.С., Балохонов Р.Р., Романова В.А.</b> .....	284
О влиянии неидеального контакта между частицей и матрицей на формирование состава композита при спекании <b>Повернов С.Е., Анисимова М.А., Князева А.Г.</b> .....	285
Моделирование разрушения конструкционных материалов на основе бетона с учетом случайного распределения физико-механических свойств при импульсных нагрузках <b>Радченко А.В., Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко И.П.</b> .....	286
Применение лагранжева метода конечных элементов для моделирования взаимодействия частиц космического мусора с тонкими экранами <b>Радченко П.А., Батуев С.П., Радченко А.В., Кануткин А.В.</b> .....	287
Локальные повреждения в эндопротезе тазобедренного сустава из УУКМ при перегрузках <b>Разумовский Е.С., Шавшуков В.Е.</b> .....	288
Прогнозирование трещиностойкости композита гидроксиапатит-многостенные углеродные нанотрубки методами машинного обучения <b>Резванова А.Е., Кочергин М.И., Пономарев А.Н.</b> .....	290
Многоуровневое моделирование измельчения зеренной структуры металлов при технологических процессах обработки <b>Романов К.А., Швейкин А.И., Трусов П.В.</b> .....	292

Об определении кинетических параметров по результатам реакционного спекания систем Ti-CuO, Ti-Al-CuO	
<b>Сафронова В.С., Князева А.Г., Коростелева Е.Н., Барановский А.В. ....</b>	<b>294</b>
Об устойчивости базового упруговязкопластического определяющего соотношения физических теорий пластичности	
<b>Симонов А.В., Швейкин А.И. ....</b>	<b>295</b>
Прочность и разрушение металлополимерных соединений при сложном напряженном состоянии	
<b>Смирнов С.В., Мясникова М.В., Веретенникова И.А. ....</b>	<b>297</b>
Моделирование напряжённого состояния фрагмента челюсти с имплантом в условиях ударно-волновой терапии	
<b>Смолин А.Ю., Еремина Г.М., Мартышина И.П. ....</b>	<b>298</b>
Оценка влияния шероховатости поверхности импланта на резорбцию кости при поверхностном эндопротезировании бедра	
<b>Смолин А.Ю., Еремина Г.М. ....</b>	<b>300</b>
Исследование распределения деформационных дефектов в объеме слоистого металло-интерметаллидного композита методом многоуровневого моделирования	
<b>Соловьева Ю.В., Липатникова Я.Д., Мун Г.А. ....</b>	<b>302</b>
Особенности деформирования цилиндрических ауксетиков при механическом и термическом воздействии	
<b>Тарасова А.С., Ташкинов М.А. ....</b>	<b>304</b>
Влияние коэффициента Пуассона материала на коэффициент восстановления скорости ударника в тесте Тейлора	
<b>Туч Е.В. ....</b>	<b>306</b>
Компьютерное моделирование структурных, энергетических и электронных свойств системы графен-бензол	
<b>Федоров И.А. ....</b>	<b>307</b>
Волны пористости как механизм образования сфокусированных потоков флюида в насыщенной пористой среде, приводящих к локализации сдвиговых деформаций	
<b>Хакимова Л.А., Алхименков Ю.А., Подладчиков Ю.Ю. ....</b>	<b>308</b>
Применение разгрузочной щели для оценки напряженного состояния в массиве вокруг скважин	
<b>Чанышев А.И., Абдулин И.М., Гордилов Л.В. ....</b>	<b>310</b>
Об одном подходе к описанию поведения деформируемых сред при простом и сложном нагружениях	
<b>Чанышев А.И., Абдулин И.М., Белоусова О.Е. ....</b>	<b>311</b>
Влияние зернограницной диффузии на окисление титанового сплава	
<b>Чепак-Гизбрехт М.В., Князева А.Г. ....</b>	<b>312</b>
Определение свободной энергии через теплоёмкость в алюминиевых сплавах на примере Al-Sc	
<b>Чинов В.Ю., Долгов Д.И., Арышенский Е.В., Сарычев В.Д., Коновалов С.В. ....</b>	<b>313</b>
Влияние предварительного нагрева реакционной смеси на режимы синтеза композиционного материала горением	
<b>Чумаков Ю.А. ....</b>	<b>315</b>

Многоуровневые конститутивные модели для совершенствования технологических процессов формования и термомеханической обработки металлических изделий	
<b>Швейкин А.И., Трусев П.В., Шарифуллина Э.Р., Романов К.А., Вшивкова А.А., Кондратьев Н.С., Остапович К.В.</b>	<b>316</b>
Особенности механических свойств керамических огнеупорных материалов, дефектная структура которых определяется различными типами несплошностей	
<b>Шилько Е.В., Лапшина А.А., Григорьев А.С., Дмитриев А.И., Андреев К.</b>	<b>318</b>
Эффект сводообразования при проседании кровли подземной выработки в массивах горных пород - новый численный подход	
<b>Шиповский И.Е., Трофимов В.А.</b>	<b>320</b>
К вопросу о численной оценке эффективных механических характеристик предварительно нагруженного материала	
<b>Яковлев М.Я., Быстров И.Д., Семькин А.А., Ермаков Е.А., Зингерман К.М., Левин В.А.</b>	<b>322</b>
Dental materials selection for additive manufacturing of re-movable complete dentures (rcd)	
<b>Drobyshev A.Yu., Dibirov T.M., Kozulin, A.A., Panin S.V., Arutyunov S.D. Yevdokimov A.I.</b>	<b>324</b>
Energy absorption by layered structures with auxetic structures under intense pulse impacts	
<b>Skripnyak V.A., Skripnyak E.G., Chirkov M., Skripnyak V.V.</b>	<b>325</b>
 <b>Секция 4. Разработка перспективных конструкционных и функциональных материалов, передовые технологии их получения</b>	
Сорбция и десорбция водорода порошком Ti-Ni, подвергнутого механохимическому легированию титаном	
<b>Абдульменова Е.В., Буякова С.П.</b>	<b>327</b>
Механохимическое сплавление элементарных порошков титана и железа	
<b>Абдульменова Е.В., Буякова С.П.</b>	<b>329</b>
Структурное состояние высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNiCu	
<b>Абзаев Ю.А., Гуда А.А., Сыртанов М.С., Гуда С.А., Колесников В.И.</b>	<b>331</b>
Структурно-фазовое состояние высокоэнтропийного сплава NbTiHfVZr	
<b>Абзаев Ю.А., Гуда А.А., Гуда С.А., Колесников В.И.</b>	<b>333</b>
Химическая полировка титановых пористых структур, полученных селективным лазерным плавлением	
<b>Абрамова М.М., Еникеев Н.А.</b>	<b>335</b>
Наплавка TiC на композиты Ni <sub>3</sub> Al-TiC воздействием низкоэнергетического сильноточного импульсного электронного пучка	
<b>Акимов К.О., Иванов К.В., Фигурко М.Г.</b>	<b>337</b>
Влияние введения фармакологических препаратов в кальций-фосфатные покрытия на титане на их структуру, состав и характеристики смачиваемости	
<b>Акимова Е.Б., Комарова Е.Г.</b>	<b>339</b>
Влияние структурных особенностей на свойства сплавов на основе триалюминидов титана, легированных Fe, Co и Ni	
<b>Александрова Н.С.</b>	<b>341</b>



Ультразвуковая сварка термопластичных композитов с различной плотностью заполнения проводника энергии	
<b>Алексенко В.О., Буслович Д.Г., Тянь Д., Панин С.В.</b>	<b>343</b>
Разрушение контактных слоев стали при сухом скольжении под током при разных коэффициентах трансформации	
<b>Алеутдинова М.И., Фадин В.В.</b>	<b>345</b>
Влияние износа инструмента из карбида вольфрама на получаемое соединение при сварке трением с перемешиванием титановых сплавов	
<b>Амиров А.И., Сидоров Е.А., Семенчук Н.В., Чумаевский А.В.</b>	<b>347</b>
Характер износа сварного инструмента из карбида вольфрама при сварке трением с перемешиванием титановых сплавов	
<b>Амиров А.И., Утяганова В.Р., Семенчук Н.В., Чумаевский А.В.</b>	<b>349</b>
Структура разнородных соединений алюминиевого и титанового сплавов получаемом при сварке трением с перемешиванием	
<b>Амиров А.И., Утяганова В.Р., Чумаевский А.В.</b>	<b>351</b>
Влияние концентрации хрома на износостойкость борсодержащих модифицированных слоев	
<b>Андрюшкина В.Е., Бушуева Е.Г.</b>	<b>353</b>
Влияние температуры спекания на структуру керамических материалов системы оксид алюминия - оксид бария	
<b>Антропова К.А.</b>	<b>355</b>
Температурная зависимость механических свойств интерметаллида системы Ni-Al-Cr, полученного методом аддитивного производства	
<b>Астапов Д.О., Загibalова Е.А., Астафурова Е.Г., Колубаев Е.А.</b>	<b>357</b>
Влияние режимов комбинированной высокоэнергетической электромеханической обработки на износостойкость титанового сплава переходного класса	
<b>Багмутов В.П., Захаров И.Н., Баринев В.В., Романенко М.Д.</b>	<b>358</b>
Электровзрывные наночастицы стали 316L и Cu/CuO/Cu <sub>2</sub> O для создания биомедицинских изделий методом аддитивного формования	
<b>Бакина О.В., Иванова Л.Ю., Глазкова Е.А., Сваровская Н.В., Лернер М.И., Речкунова А.О.</b>	<b>360</b>
Получение железоматричных композитов спеканием механоактивированных смесей титанидов железа с углеродом	
<b>Барановский А.В., Прибытков Г.А., Фирсина И.А.</b>	<b>362</b>
Формирование волнообразной межслойной границы при сварке высокоскоростным соударением: результаты экспериментальных исследований и SPH-моделирования	
<b>Батаев И.А., Головин Е.Д.</b>	<b>364</b>
Влияние механической активации порошковой борсодержащей смеси на качество и структуру модифицированных слоев	
<b>Батыров Б.Б., Бушуева Е.Г., Пухова Е.А.</b>	<b>365</b>
Исследование сплава Ni <sub>50</sub> Mn <sub>50</sub> после низкотемпературного старения	
<b>Белослудцева Е.С., Винокуров Д.Е., Царигородцева А.А.</b>	<b>367</b>
Изменение структуры и свойств многокомпонентных сплавов с памятью формы при переходе от низкоэнтропийного к высокоэнтропийному состоянию	
<b>Беляев С.П., Реснина Н.Н., Сибирев А.В., Поникарова И.В., Иванов А.М., Бикбаев Р.М., Базлов А.И., Андреев В.А.</b>	<b>369</b>

Влияние исходного R-мартенситного состояния нанокристаллического сплава Ti-50.9 ат. % Ni сплава на его циклическую устойчивость	
<b>Биттер С.М., Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Миронов Ю.П.</b>	<b>370</b>
Обработка трением с перемешиванием медного сплава системы Cu-Cr-Zr	
<b>Бодякова А.И., Чистюхина Э.И., Ткачев М.С., Малофеев С.С.</b>	<b>371</b>
Композиционный материал на основе эпоксидной смолы и SAOE фосфоров	
<b>Брусенцева Т.А., Лукин С.Э.</b>	<b>373</b>
Исследование структуры и механических свойств градиентного материала Ti/TiN	
<b>Бурхинова Н.Ю., Филиппов А.А., Дик Д.В.</b>	<b>374</b>
Трещиностойкость слоисто-градиентных керамических композитов ZrC-Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	
<b>Буяков А.С., Фотин И.А., Мировой Ю.А., Бурлаченко А.Г., Абдульменова Е.В., Шмаков В.В., Буякова С.П.</b>	<b>376</b>
Исследование влияния углеродных волокон с оксидом циркония на свойства политетрафторэтилена	
<b>Васильев А.П., Лазарева Н.Н., Стручкова Т.С., Охлопкова А.А., Алексеев А.Г.</b>	<b>377</b>
Проводящие покрытия на основе сеток однослойных углеродных нанотрубок, нанесенных на эластичные подложки для приложений гибкой электроники	
<b>Вершинина А.И., Гордая О.Р., Чиркова И.М.</b>	<b>379</b>
Ориентационная зависимость механического поведения при двойниковании и ГЦК-ГПУ мартенситном превращении монокристаллов CrMnFeCoNi высокоэнтропийных сплавов	
<b>Выродова А.В., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.</b>	<b>380</b>
Повышение прочности и модификация поверхности медицинского сплава Ti-15Mo	
<b>Гатина С.А., Полякова В.В., Анисимова Н.Ю., Киселевский М.В., Еникеев Н.А.</b>	<b>381</b>
Структура и деформационное поведение стареющего нанокристаллического сплава TiNi в процессе механоциклирования	
<b>Гирсова С.Л., Биттер С.М., Полетика Т.М.</b>	<b>383</b>
Эволюция морфологии R-фазы при механическом циклировании нанокристаллического стареющего сплава TiNi	
<b>Гирсова С.Л., Полетика Т.М., Биттер С.В., Миронов Ю.П.</b>	<b>384</b>
Плазменная резка крупногабаритного листового проката алюминиевых, медных и титановых сплавов на токе обратной полярности	
<b>Гриненко А.В., Чумаевский А.В., Сидоров Е.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.</b>	<b>385</b>
Особенности структурно-фазового состояния и механических свойств сплава Inconel 625 после WAAM и EBAM процессов	
<b>Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Семенчук В.М., Шамарин Н.Н., Чумаевский А.В.</b>	<b>386</b>
Структура и свойства жаропрочного сплава на основе кобальта после электронно-лучевого аддитивного процесса	
<b>Гурьянов Д.А., Фортуна С.В., Черемнов А.В., Никонов С.Ю.</b>	<b>388</b>
Влияние химического состава подложки на структурно-фазовое состояние образцов сплава на основе никелида титана, полученного методом электронно-лучевого проволочного аддитивного производства	
<b>Гусаренко А.А., Жапова Д.Ю., Круковский К.В., Мартынов С.А.</b>	<b>390</b>
Микроструктура и микротвердость интерметаллида системы Fe-Ti, полученного при помощи электронно-лучевого аддитивного производства	
<b>Данилова Л.В., Лучин А.В., Нифонтов А.С., Астафуров С.В., Астафурова Е.Г., Колубаев Е.А.</b>	<b>392</b>

Влияние частоты импульсов на микроструктуру и механические свойства покрытий на основе системы Ti-Al-Ta-N, осажденных методом сильнотоочного импульсного магнетронного распыления

**Дербин А.Ю., Кузьминов Е.Д., Шугуров А.Р. .... 393**

Получение градиентных слоистых материалов на основе керамики карбид бора-диборид хрома

**Дик Д.В., Филиппов А.А., Бурхинова Н.Ю. .... 395**

Композиты типа Me-Al (Cu, Ni, Nb), полученные путем механической активации порошковых смесей с последующей консолидацией кручением под давлением

**Дитенберг И.А. .... 397**

Теоретико-экспериментальный подход получения метаматериала со свойствами ауксетика

**Дмитриев А.И., Акимов К.О. .... 398**

Влияние коррозионных повреждений на усталостную долговечность стали ВНС-5 после ионной обработки

**Дорофеева Т.И., Федорищева М.В., Калашников М.П., Губайдулина Т.А., Красновейкин В.А., Сергеев В.П. .... 399**

Влияние пластической деформации на структуру и свойства борсодержащих покрытий

**Дударева А.А., Бушуева Е.Г., Тюрин А.Г. .... 400**

Влияние поверхностного Ti-Ni-Ta сплава субмикронной толщины на механические свойства и деформационное поведение сплава TiNi при нагружениях кручением и изгибом

**Дьяченко Ф.А., Лобань В.В., Чепелев Д.В., Семин В.О., Остапенко М.Г., Мейснер Л.Л. .... 402**

Деформационное поведение и механические свойства никелида титана, обработанного радиально сходящимися низкоэнергетическими сильноточными электронными пучками

**Дьяченко Ф.А., Лобань В.В., Мейснер Л.Л., Озур Г.Е., Кизириди П.П., Чепелев Д.В. .... 403**

Проектирование, виртуальное тестирование и аддитивная печать пористого сплава Ti-6Al-4V для разработки биоактивных скаффолдов

**Еникеев Н.А., Капустин А.В., Абрамова М.М., Гатина С.А., Полякова В.В., Кудряшова Е.С., Рыжкин А.А., Анисимова Н.Ю., Киселевский М.А. .... 405**

Особенности деформационной микроструктуры биоинертных сплавов Ti-Nb-Zr и Mg-Y-Nd в ультрамелкозернистом и крупнокристаллическом состояниях при разрушении

**Ерошенко А.Ю., Легостаева Е.В., Глухов И.А., Уваркин П.В., Толмачев А.И., Шаркеев Ю.П. .... 406**

Особенности структурно-фазового состояния и механических свойств никелида титана, полученного методом электронно-лучевого проволочного аддитивного производства

**Жапова Д.Ю., Круковский К.В., Гусаренко А.А., Мартынов С.А. .... 407**

Влияние старения образцов сплава Ti<sub>49.3</sub>Ni<sub>50.7</sub>(АТ.%) на «реальный» (условный) предел текучести

**Жапова Д.Ю., Лотков А.И., Гришков В.Н., Гусаренко А.А., Бармина Е.Г., Бобров Д.И. .... 409**

Эволюция микроструктуры и механическое поведение композитов на основе сплава Ti-6.5Al-2Zr-1Mo-1V, упрочненных боридами, полученных методом искрового плазменного спекания

**Жеребцов С.В., Озеров М.С., Соколовский В.С. .... 410**

Структура сварного соединения из коррозионностойкого никелевого сплава, работающего в расплавленных солях	
<b>Жиликов А.Ю., Голоднов А.И., Пырин Д.В., Чукимарка К., Половов И.Б., Беликов С.В.</b>	<b>412</b>
Влияние термической обработки на эволюцию структурно-фазового состояния и механические характеристики сплава Al-12Si, полученного электронно-лучевым аддитивным производством	
<b>Зыкова А.П., Николаева А.В., Панфилов А.О., Воронцов А.В.</b>	<b>413</b>
Влияние обработки атмосферной воздушной плазмой на поверхностную энергию углеродных волокон	
<b>Зыонг В. Ш, Космачев П.В., Панин С.В.</b>	<b>414</b>
Исследования процесса формирования металлического покрытия на основе ВЭС состава HfNbTaTiZr, выполненные <i>IN-SITU</i> методом рентгенофазового анализа с использованием синхротронного излучения	
<b>Иванов Ю.Ф., Ахмадеев Ю.Х., Прокопенко Н.А., Крысина О.В., Коваль Н.Н., Петрикова Е.А., Шугуров В.В., Толкачев О.С.</b>	<b>416</b>
Градиентная структура высокохромистой стали, подвергнутой комплексной электронно-ионно-плазменной обработке	
<b>Иванов Ю.Ф., Лопатин И.В., Петрикова Е.А., Прокопенко Н.А., Толкачев О.С., Тересов А.Д.</b>	<b>418</b>
Использование канифоли для создания гранулированного сырья (фидстоков) с реактивными металлами для аддитивного производства	
<b>Иванова Л. Ю., Сваровская Н. В., Глазкова Е.А.</b>	<b>420</b>
Механическое поведение аддитивных конструкционных металлических материалов при циклическом нагружении	
<b>Ильиных А.В., Паньков А.М., Пермиков Г.Л.</b>	<b>422</b>
Получение и свойства композита AlOOH/MWCNTs/Ag	
<b>Казанцев С.О., Ложкомоев А.С.</b>	<b>424</b>
Сварка трением с перемешиванием металломатричных дисперсноупрочненных композиционных материалов	
<b>Каманцев И.С., Кузнецов А.В., Лежнин Н.В., Макаров А.В., Сенаева Е.И.</b>	<b>425</b>
Влияние объемной доли упрочняющих частиц карбида титана на формирование микроструктуры алюмоматричного композиционного материала на основе сплава В95	
<b>Канакин В.С., Смирнов А.С., Спирина И.А.</b>	<b>427</b>
Электронная концентрация и образование интерметаллических соединений в системе Al–Ti при легировании третьим элементом	
<b>Каракчиева Н.И., Клопотов А.А., Абзаев Ю.А., Сачков В.И., Курзина И.А.</b>	<b>428</b>
Влияние легирования углеродом на эффект памяти формы при ГЦК-ГПУ мартенситном превращении в монокристаллах высокоэнтропийного сплава CrMnFeCoNi	
<b>Киреева И.В., Чумляков Ю.И., Победенная З.В., Выродова А.В., Сараева А.А., Яковлева Л.П., Куксгаузен Д.А., Куксгаузен И.В.</b>	<b>430</b>
Влияние термообработки на микроструктуру изделий аддитивного производства из сплава ВТ6св	
<b>Клименов В.А., Хань Ц., Колубаев Е.А., Ли Ш., Чумаевский А.В., Матренин С.В., Стрелкова И.Л., Никонов С.Ю.</b>	<b>431</b>

Макро- и микроструктура алюминиево-магниевого сплава, модифицированного порошком никеля методом фрикционной перемешивающей обработки	
<b>Княжев Е.О., Чумаевский А.В., Утяганова В.Р. ....</b>	<b>433</b>
Смачиваемость, топография и химический состав полимер-модифицированных кальций-фосфатных покрытий на титановых имплантатах в качестве систем доставки лекарственных средств	
<b>Комарова Е.Г., Акимова Е.Б., Казанцева Е.А. ....</b>	<b>434</b>
Изучение влияния отрицательного смещения, приложенного к подложке, на структуру покрытий из оксинитридов титана, полученных методом реактивного магнетронного напыления	
<b>Конищев М.Е., Евдокимов К.Е., Шаркеев Ю.П. ....</b>	<b>436</b>
Роль конкурирующих реакционно-диффузионных процессов в формировании структуры металлматричных композитов на основе системы Fe–Al–O	
<b>Коростелева Е.Н., Коржова В.В., Барановский А.В. ....</b>	<b>438</b>
Влияние биополимерной пропитки на деформационное поведение композита TiAl <sub>3</sub> -TiB <sub>2</sub>	
<b>Коростелева Е.Н., Коржова В.В., Севостьянова И.А. ....</b>	<b>440</b>
Атомарно точные вицинальные поверхности для создания геликоидальных состояний	
<b>Коротеев Ю.М. ....</b>	<b>442</b>
Практика и перспективы аддитивного производства металлов для изготовления деталей электродвигателей	
<b>Корсунский А.М., Льюгас К. ....</b>	<b>444</b>
Исследование влияния параметров получения образца методом экструзионной аддитивной технологии на формируемую структуру	
<b>Криницын М.Г., Рюмин Е.Е. ....</b>	<b>445</b>
Влияние облучения импульсным электронным пучком на диффузию и ползучесть системы Cr/Zr-1 МАС. % Nb	
<b>Кругляков М.А., Степанова Е.Н., Грабовецкая Г.П., Манишева А.И. ....</b>	<b>447</b>
Микроструктура и фазовый состав покрытия Al-Mg-Ni-Cr, полученного методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки	
<b>Крылова Т.А. ....</b>	<b>448</b>
Анализ микроструктуры и особенностей формирования стыкового сварного соединения биметаллической трубы при ротационной сварке трением	
<b>Крючева К.Д., Путилова Е.А., Приймак Е.Ю. ....</b>	<b>449</b>
Исследование влияния легирования Ta и Si покрытий Ti-Al-N на их структуру и свойства	
<b>Кузьминов Е.Д., Дербин А.Ю., Шугуров А.Р. ....</b>	<b>451</b>
Усовершенствованная методика прогнозирования микроструктуры сталей, формирующейся в результате изотермической закалки в температурной области мартенситного превращения	
<b>Куклина А.А., Майсурадзе М.В., Рыжков М.А., Антаков Е.В. ....</b>	<b>453</b>
Модификация цементного камня нанодисперсными частицами SiO <sub>2</sub> синтезированными электродуговым плазменным испарением	
<b>Куликова А.А., Шеховцов В.В., Копаница Н.О. ....</b>	<b>455</b>
Влияние химической неоднородности на структуру и свойства двухслойного покрытия на основе TiAl, полученного методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки	
<b>Лазуренко Д.В., Руктуев А.А., Шикалов В.С., Кузьмин Р.И., Александрова Н.С. ....</b>	<b>457</b>

Структурно-фазовая стабильность новых малоактивируемых аустенитных сталей Литовченко И.Ю., Аккузин С.А., Полехина Н.А., Спиридонова К.В., Ким А.В., Осипова В.В., Москвичев Е.Н. Чернов В.М. ....	459
Разработка металлических связок с повышенными механическими и адгезионными характеристиками для высокопроизводительного алмазного режущего инструмента Логинов П.А., Зайцев А.А., Федотов А.А., Березин М.А., Левашов Е.А. ....	460
Влияние концентрации низкомолекулярных включений $h$ -BN на трещиностойкость композиционных материалов на основе системы $TiB_2-ZrB_2-SiC$ Лукьянец М.П., Фотин И.А., Шмаков В.В., Буяков А.С., Буякова С.П. ....	462
Исследование структурных характеристик и механических свойств керамических композитов на основе $ZrO_2-20\%Al_2O_3$ полученных аддитивным способом Лятун С.С., Нарикович А.С., Лятун И.И., Москалюк О.А., Коробенков М.В. ....	464
Технологии и материалы для изготовления высокоразрешающей рентгеновской микрооптики Лятун И.И., Коротков А.С., Шевырталов С.А., Лятун С.С., Снигирев А.А. ....	466
Управление переносом тепла в некоторых типах метаматериалов Маслов А.Л. ....	468
Микроструктура и фазовый состав интерметаллических сплавов на основе никеля и алюминия, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства Мельников Е.В., Астафурова Е.Г., Астафуров С.В., Колубаев Е.А. ....	469
Обеспечение требуемого комплекса механических, биомедицинских и эксплуатационных свойств биорезорбируемых имплантатов на основе магния Мерсон Д.Л., Брилевский А.И., Мерсон Е.Д., Линдеров М.Л. ....	470
Повышение трещиностойкости огнеупоров при введении добавок Мигашкин А.О., Заболотский А.В. ....	471
Сравнение методов моментов и Вильямсона-Холла определения величин микроискажений кристаллической решётки и областей когерентного рассеяния в никелиде титана и меди Мионов Ю.П., Лотков А.И., Гусаренко А.А. ....	472
Электронно-микроскопические исследования сплава, полученного методом дуговой наплавки высокоэнтропийной порошковой проволокой системы $Al-Co-Cr-Fe-Mn$ Михно А.Р., Крюков Р.Е., Коновалов С.В., Панченко И.А., Перов С.С. ....	474
Электронно-микроскопические исследования наплавленного слоя, полученного с использованием флюса из шлака производства силикомарганца Михно А.Р., Панченко И.А., Крюков Р.Е., Перов С.С. ....	476
Структура и трибологические свойства $CuAl_{17}-W-WC$ композитов, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства Москвичев Е.Н., Шамарин Н.Н., Савченко Н.Л. ....	478
Электрохимические эффекты при коррозии магниевых биорезорбируемых сплавов Мягких П.Н., Мерсон Д.Л., Мерсон Е.Д., Полуянов В.А., Бегун М.Э. ....	479
Разработка ультрамелкозернистых титановых сплавов, с использованием методов интенсивной пластической деформации Найденкин Е.В., Мишин И.П., Раточка И.В. ....	481
Влияние режимов электроискрового спекания на структуру и свойства композиционных материалов на основе высокоэнтропийных металлических стекол Насенник И.Е. ....	482

Изучение процесса формирования микро- и наноструктур титановых сплавов при электровзрывном карбоборировании	
<b>Невский С.А., Бащенко Л.П., Громов В.Е., Сарычев В.Д., Грановский А.Ю., Михайлов Д.Д. ....</b>	<b>483</b>
Деформационно-прочностные свойства и структура политетрафторэтилена, модифицированного углеродным волокном в условиях ультразвукового воздействия с низкочастотной модуляцией	
<b>Негров Д.А., Путинцев В.Ю., Глотов А.И. ....</b>	<b>485</b>
Анализ электронной структуры композитов на основе оксида марганца для химических источников тока	
<b>Несов С.Н., Лобов И.А., Сачков В.А., Матюшенко С.А., Соколов Д.В. ....</b>	<b>487</b>
Особенности формирования структурно-фазового состояния и механических характеристик сплава Ti6Al4V с различным содержанием железа при электронно-лучевом аддитивном производстве	
<b>Николаева А.В., Зыкова А.П., Чумаевский А.В. ....</b>	<b>489</b>
Оценка влияния механизмов упрочнения на предел текучести сплавов Ti6Al4V-Cu, полученных методом электронно-лучевого аддитивного производства	
<b>Николаева А.В., Зыкова А.П. ....</b>	<b>491</b>
Структурно-фазовый состав и механические свойства композита INCONEL625+(W+WC(Ni)), полученного методом проволочной электронно-лучевой аддитивной технологии	
<b>Никоненко А.В., Воронцов А.В., Зыкова А.П. ....</b>	<b>492</b>
Структурно-фазовый состав и механические свойства композита 56GM+(W+WC(Ni)), полученного методом аддитивных технологий	
<b>Никоненко А.В., Воронцов А.В., Зыкова А.П. ....</b>	<b>493</b>
Влияние интенсивной пластической деформации кручением на структуру и механические свойства сплава Zn-0,8Li-0,1Mg	
<b>Нугаманов Ф.В. , Хафизова Э.Д. , Кулясова О.Б. , Исламгалиев Р.К. ....</b>	<b>495</b>
Слоистые покрытия системы Ti-Al-Si-Cu-Fe-Mn-N – трибомеханические свойства и структура в тестах испытаний до 500 °С	
<b>Овчинников С.В., Воронов А.В., Нейфельд В.В. ....</b>	<b>497</b>
Структура и свойства высокоэнтропийных покрытий AlCoCrFeNi полученных методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки	
<b>Огнева Т.С., Эмурлаев К.И., Малютин Ю.Н. ....</b>	<b>499</b>
Коррозионная стойкость, износостойкость и биосовместимость композитов на основе сплава TiNbZr, упрочненных боридами	
<b>Озеров М.С., Тагиров Д.В., Соколовский В.С., Жеребцов С.В. ....</b>	<b>501</b>
Влияние высокотемпературного отжига на фазовый состав и микротвердость эквивалентной порошковой смеси W-Ta-Mo-Nb-Zr-Cr-Ti после механической активации	
<b>Осипов Д.А., Смирнов И.В., Гриняев К.В., Толстихин В.И., Дитенберг И.А. ....</b>	<b>503</b>
Трибологическое поведение в условиях сухого трения гетерогенных композитов системы медь-сталь, полученных методом аддитивной электронно-лучевой технологии с проволочным филаментом	
<b>Осипович К.С., Чумаевский А.В., Княжев Е.О., Колубаев Е.А. ....</b>	<b>504</b>
Особенности структурно-фазового состояния литого сплава на основе Ti-Ni-Cu-Zr	
<b>Остапенко М.Г., Семин В.О., Дьяченко Ф.А., Южакова С.И., Мейснер Л.Л. ....</b>	<b>505</b>



Структура поверхностных слоев сплава ВТ6, сформированная в результате электронно-пучкового синтеза поверхностного Ti-Ni-Ta сплава	
<b>Остапенко М.Г., Южакова С.И., Семин В.О., Дьяченко Ф.А., Мейснер Л.Л. ....</b>	<b>507</b>
Получение металлматричных композитов Ti-6Al-4V/TiC и Ti-6Al-4V/TiB методом проволоочной электронно-лучевой аддитивной технологии	
<b>Панин А.В., Казаченок М.С., Лобова Т.А., Перевалова О.Б., Мартынов С.А. ....</b>	<b>509</b>
Влияние последеформационных отжигов на структуру и механические свойства градиентной метастабильной аустенитной нержавеющей стали	
<b>Панов Д.О. ....</b>	<b>510</b>
Особенности коррозионного поведения композитов на основе сплавов Cu-Al И Fe-Cr-Ni, полученных двухпроволочным электронно-лучевым аддитивным производством	
<b>Панфилов А.О., Семин В.О., Зыкова А.П., Утяганова В.Р. ....</b>	<b>511</b>
Изготовление сплавов с памятью формы Cu-Al-Fe методом традиционного сплавления и литья и методом электронно-лучевой плавки	
<b>Пань М., Клопотов А.А., Утьев О.М., Моторин М.П., Химич М.А., Стрелкова И.Л., Клименов В.А. ....</b>	<b>512</b>
Электровзрывные многокомпонентные наночастицы NiFeCoCrCu: синтез, структура и активность в реакции каталитического пиролиза углеводородов	
<b>Первиков А.В., Пустовалов А.В., Бауман Ю.И., Шубин Ю.В., Шивцов Д.М., Мишаков И.В. ....</b>	<b>514</b>
Исследование влияния температуры гомогенизации на механические свойства листов высокомагниевого алюминиевого сплава с добавками Sc, Zr, Hf И Er	
<b>Пимонов М.А., Рагазин А.А., Арышенский Е.В., Арышенский В.Ю., Коновалов С.В. ....</b>	<b>515</b>
Создание и исследование высокоэффективных огнеупорных материалов системы Al-Mg-Si для металлургического применения	
<b>Почивалов Ю.И., Карпов С.М., Буякова С.П. ....</b>	<b>517</b>
Исследование продуктов синтеза в порошковых смесях титанидов меди с углеродом	
<b>Прибытков Г.А., Барановский А.В., Коржова В.В., Фирсина И.А., Акимов К.О., Кривопапов В.П. ....</b>	<b>518</b>
Структура и прочность титаноматричных композитов с карбидным упрочнением	
<b>Прибытков Г.А., Барановский А.В., Фирсина И.А., Кривопапов В.П. ....</b>	<b>520</b>
Двухслойные композиционные покрытия «оксинитрид титана/ фосфат кальция» для медицины	
<b>Просолов К.А., Попова К.С., Джамбулова Т.Д., Конищев М.Е., Евдокимов К.Е., Шаркеев Ю.П. ....</b>	<b>522</b>
Управление структурой заэвтектических силуминов за счет условий кристаллизации	
<b>Прудников А.Н., Попова М.В., Усольцев А.А., Рексиус В.С., Голодов Д.С. ....</b>	<b>523</b>
Роль эвтектик при горячей пластической деформации СВС-композитов системы Fe-Ni-Ti-C-B	
<b>Пугачева Н.Б., Быкова Т.М., Нохрина А.В., Крючков Д.И. ....</b>	<b>525</b>
Возможности применения магнитной структуроскопии для оценки изменений, происходящих в структуре и свойствах пластически деформированного никеля	
<b>Путилова Е.А., Крючева К.Д., Горулева Л.С. ....</b>	<b>527</b>

Влияние концентрации хрома и циркония на структуру и свойства модифицированных слоев, сформированных методом вневакуумной электронно-лучевой обработки	
<b>Пухова Е.А., Бушуева Е.Г.</b>	<b>529</b>
Структура и свойства аддитивной заготовки из коррозионностойкого никелевого сплава, полученной методом электронно-лучевого аддитивного производства	
<b>Пырин Д.В., Жилияков А.Ю., Беликов С.В.</b>	<b>531</b>
Влияние схем армирования на механические свойства углекомполитов на основе полиэфиримида	
<b>Пэн Ц., Алексенко В.О., Панин С.В.</b>	<b>532</b>
Исследование структуры керамического покрытия системы Y-Al-O	
<b>Рамазанов К.Н., Николаев А.А., Назаров А.Ю., Маслов А.А., Хаиткулов А.Р.</b>	<b>534</b>
Влияние концентрации гафния и меди на мартенситные переходы в сплаве $Ti_{50.2-x}Hf_xNi_{49.8-y}Cu_y$ и их стабильность при термоциклировании	
<b>Реснина Н.Н., Беляев С.П., Поникарова И.В., Сибирев А.В., Бикбаев Р.М., Иванов А.М., Трофимова М.Е., Глухов М.Ю., Орлов В.Е., Базлов А.И.</b>	<b>535</b>
Антибактериальные бикомпонентные наночастицы ZnO/CuO для модификации целлюлозных микроволокон	
<b>Речкунова А.О., Лернер М.И.</b>	<b>536</b>
Разработка электропроводного полимерного композита на основе линейного полиэтилена низкой плотности, модифицированного углеродными наполнителями	
<b>Рогачев Е.А., Каленчук А.А.</b>	<b>538</b>
Влияние температуры одноосного прессования в закрытом штампе на структуру и механические свойства полученного спеканием гибридного композита на алюминиевой основе	
<b>Русин Н.М., Скоренцев А.Л., Лихарев В.Е.</b>	<b>539</b>
Структура и свойства поверхностного слоя силумина заэвтектического состава, модифицированного электронно-ионно-плазменным методом	
<b>Рыгина М.Е., Иванов Ю.Ф., Петрикова Е.А., Коваль Н.Н., Прокопенко Н.А., Москвин П.В., Прудников А.Н., Петюкевич М.С.</b>	<b>541</b>
Разработка геометрии и исследование прочностных характеристик пористых структур изготавливаемых методом аддитивного производства для медицинского применения	
<b>Рыжкин А.А., Еникеев Н.А.</b>	<b>543</b>
Исследование технологических параметров формирования образцов из стали 316L методом экструзионной аддитивной технологии	
<b>Рюмин Е.Е., Криницын М.Г.</b>	<b>544</b>
Влияние технологических параметров вакуумно-дугового осаждения на химический состав и микротвердость ВЭС покрытия системы TiZrVCrAl	
<b>Савина Я.Н., Валиев Р.Р., Назаров А.Ю., Рамазанов К.Н.</b>	<b>546</b>
Исследование реологических свойств термопластичных фидстоков на основе оксида алюминия	
<b>Сагун А.И., Торопков Н.Е., Родкевич Н.Г., Лернер М.И.</b>	<b>548</b>
Влияние условий деформации на ориентационную зависимость эффекта памяти формы в монокристаллах высокоэнтропийного сплава $Cr_{20}Mn_{20}Fe_{20}Co_{34.5}Ni_{5.5}$	
<b>Сараева А.А., Киреева И.В., Чумляков Ю.И.</b>	<b>550</b>

Модификация поверхности композитных покрытий с частицами $ZrO_2$ и $TiO_2$ низкоэнергетическим сильноточным электронным пучком	
<b>Седельникова М.Б., Кашин А.Д., Угодчикова А.В., Уваркин П.В., Иванов К.В. ....</b>	<b>551</b>
Трибологические свойства ионно-плазменных покрытий, нанесенных на медно-бериллиевый сплав	
<b>Семенчук Н.В., Колубаев А.В., Сизова О.В. ....</b>	<b>553</b>
Структура и свойства ионно-плазменных $Cu-Ti$ покрытий, нанесенных на бериллиевую бронзу	
<b>Семенчук Н.В., Колубаев А.В., Сизова О.В. ....</b>	<b>554</b>
Влияние дополнительного нагрева на формирование структуры оловянной бронзы БрОЦ4-3 при печати методом проволоочной аддитивной электродуговой технологии	
<b>Семенчук В.М., Чумаевский А.В., Рубцов К.В., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. ....</b>	<b>555</b>
Организация структуры биметаллических элементов функциональных изделий на основе алюминиево-марганцевой бронзы и стали при печати методом проволоочной дуговой аддитивной технологии	
<b>Семенчук В.М., Чумаевский А.В., Рубцов К.В. ....</b>	<b>556</b>
Химическое состояние оксидных слоев и коррозионные свойства сплава $Ti-Ni-Cu-Zr$ , обработанного пучками ионов ниобия	
<b>Семин В.О., Остапенко М.Г., Дьяченко Ф.А., Южакова С.И. ....</b>	<b>558</b>
Модификация макропористой $Al_2O_3$ керамики наноструктурами $Al(OH)_3$	
<b>Сенькина Е.И., Буяков А.С., Ложкомоев А.С. ....</b>	<b>560</b>
Деформационное поведение композита керамика-полимер $ZrO_2-PLA$ при сжатии	
<b>Сенькина Е.И., Дроздов Ф.С., Буяков А.С., Ложкомоев А.С., Буякова С.П. ....</b>	<b>562</b>
Влияние морфологии внутрипорового пространства алюмоциркониевой керамики на адгезию и пролиферацию клеток	
<b>Сенькина Е.И., Ложкомоев А.С., Буякова С.П., Буяков А.С. ....</b>	<b>564</b>
Стабильность трибологических покрытий $MoS_2$ , интеркалированных медью	
<b>Сергеев В.П., Калашников М.П., Сергеев О.В., Нейфельд В.В., Сунгатулин А.Р., Воронов А.В., Коновалов В. ....</b>	<b>566</b>
Закономерности формирования структуры и свойств высокопрочного алюминиевого сплава В95Т при сварке трением с перемешиванием с применением системы активного жидкостного охлаждения	
<b>Сидоров Е.А., Чумаевский А.В., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А. ....</b>	<b>568</b>
Влияние содержания алюминидов железа на структуру и трибомеханические свойства спеченных композитов с матрицей состава $Al-40Sn$	
<b>Скоренцев А.Л., Русин Н.М., Лихарев В.Е. ....</b>	<b>569</b>
Разработка сварочных материалов с азотом для сварки конструкций из сталей специального назначения	
<b>Смоленцев А.С., Соболева Н.Н., Вотинова Е.Б., Веселова В.Е., Березовский А.В., Смоленцев М.С., Мушников А.Н. ....</b>	<b>571</b>
Механические свойства и микроструктура сварного соединения при дуговой сварке неплавящимся электродом в инертном газе (TIG) алюмоматричных композитов системы $(Al-Zn-Mg-Cu)-TiC$	
<b>Спирина И.А., Смирнов А.С., Канакин В.С. ....</b>	<b>573</b>
Анализ деформационного поведения сетчатых конструкций при статическом нагружении	
<b>Сухова М.Р., Голоднов А.И., Беликов С.В., Привалова В.В., Каманцев И.С. ....</b>	<b>574</b>

Влияние содержания ниобия на функциональные свойства поликристаллов сплава $(\text{Ni}_{50,3}\text{Ti}_{34,7}\text{Hf}_{15})_{100-x}\text{Nb}_x$ ( $x=0, 10, 15$ ат. %)	
<b>Тагильцев А.И., Жердева М.В., Тимофеева Е.Е., Ефтифеева А.С., Суриков Н.Ю., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.</b>	<b>576</b>
Развитие высокотемпературных эффекта памяти формы и сверхэластичности в монокристаллах $\text{Ni}_{44}\text{Fe}_{19}\text{Ga}_{27}\text{Co}_{10}$	
<b>Тимофеева Е.Е., Панченко Е.Ю., Жердева М.В., Дмитриенко М.С., Чумляков Ю.И.</b>	<b>578</b>
Исследование скорости горения термитных смесей $\text{Al-CuO}$ , полученных при различных параметрах ультразвукового перемешивания	
<b>Торопков Н.Е., Губарев Ф.А., Цирон М.С., Лернер М.И.</b>	<b>579</b>
Наведение двустороннего эффекта памяти формы и ферроэластичности в состаренных в мартенсите под нагрузкой монокристаллах сплава $\text{NiFeGaCo}$	
<b>Тохметова А.Б., Панченко Е.Ю., Чумляков Ю.И.</b>	<b>581</b>
Повышение ударной стойкости кварцевых стекол при нанесении покрытий $\text{Al}_{1-x}\text{Si}_x\text{N}$ , легированных рением	
<b>Турсунханова Р.Б., Сергеев В.П., Калашников М.П., Сергеев О.В., Воронов А.В., Сунгатулин А.Р.</b>	<b>583</b>
Структура и механические свойства УЗ-консолидированных соединений внахлест ПЭИ-пластин и препрега на основе УВ-ткани с проводником энергии ТесаРЕИ	
<b>Тянь Д., Алексенко В.О., Панин С.В.</b>	<b>585</b>
Исследование коррозионных свойств композитов на основе алюминиевой бронзы, с добавлением порошковой смеси $\text{Fe-Co-Ni-Cr}$ , напечатанных аддитивным производством	
<b>Утяганова В.Р., Чумаевский А.В., Шамарин Н.Н., Сидоров Е.А.</b>	<b>587</b>
Исследование прочности композитов на основе алюминиевой бронзы, изготовленных методом электронно-лучевого аддитивного производства	
<b>Утяганова В.Р., Чумаевский А.В., Шамарин Н.Н., Сидоров Е.А.</b>	<b>588</b>
Особенности структуры композитов на основе алюминиевой бронзы, с добавлением порошковой смеси $\text{Fe-Co-Ni-Cr}$ , изготовленной гибридным методом электронно-лучевого аддитивного производства	
<b>Утяганова В.Р., Чумаевский А.В., Шамарин Н.Н., Сидоров Е.А.</b>	<b>589</b>
Исследование усталостной долговечности высокопрочных авиационных сталей после обработки высокоэнергетическими ионными пучками	
<b>Федорищева М.В., Дорофеева Т.И., Калашников М.П., Красновейкин В.А., Воронов А.В., Сергеев В.П.</b>	<b>590</b>
Прогнозирование упругих характеристик керамокомпозитных материалов на основе карбида бора	
<b>Филиппов А.А., Дик Д.В., Бурхинова Н.Ю.</b>	<b>591</b>
Анализ структурно-фазового состояния износостойкого покрытия на основе железа с добавлением карбида кремния	
<b>Филяков А.Д., Романов Д.А., Московский С.В.</b>	<b>593</b>
Оптимизация величины эффекта гигантского магнитного импеданса в микропроводах состава $\text{Fe}_{73,8}\text{Si}_{13}\text{B}_{9,1}\text{Cu}_1\text{Nb}_{3,1}$	
<b>Фукс А.А., Аксенов О.И., Аронин А.С.</b>	<b>595</b>
Выбор оптимального режима напыления покрытия из цинковой мишени на образцы магния методом магнетронного распыления	
<b>Хафизова Э.Д., Назаров А. Ю., Поленок М.В., Абдрахманова Э.Д., Нугаманов Ф.В.</b>	<b>597</b>

Роль углеродных волокон, тредосмазочных частиц и наночастиц в формировании антифрикционных свойств композитов на основе полиэфирсульфона (ПЭС)	
<b>Хэ Ч., Буслович Д.Г., Корниенко Л.А., Панин С.В.</b>	<b>598</b>
Анализ тонкой структуры зоны контакта быстрорежущая сталь (наплавка) – (подложка)	
<b>Чапайкин А.С., Громов В.Е., Иванов Ю.Ф., Кондратова О.А., Гусева Т.П.</b>	<b>600</b>
Пористые биопокртия, модифицированные нанокompозитными частицами на основе железа и меди	
<b>Чебодаева В.В., Бакина О.В., Шаркеев Ю.П.</b>	<b>601</b>
Структурные исследования сажи, полученной в плазмохимическом реакторе при конверсии метана и при взаимодействии высокоэнтальпийной плазмы с древесиной	
<b>Черемных В.А., Корженко Д.В., Клопотов А.А., Волокитин Г.Г., Сыртанов М.С.</b>	<b>603</b>
Малоактивируемые конструкционные материалы для термоядерных и ядерных реакторов – проблемы и путь вперед	
<b>Чернов В.М.</b>	<b>605</b>
Процесс наплавления и макроморфология аустенитной нержавеющей стали ER321 методом дуговой печати	
<b>Чжан Ц., Козлов В.Н., Клименов В.А.</b>	<b>607</b>
Поверхностная и объемная модификация полипропилена наночастицами ZnO/Ag	
<b>Чжоу В.Р., Бакина О.В., Речкунова А.О.</b>	<b>609</b>
Получение крупногабаритных функционально-градиентных материалов и конструкций методом проволоочной аддитивной электронно-лучевой технологии	
<b>Чумаевский А.В., Осипович К.С., Рубцов К.В., Семенчук В.М., Сидоров Е.А., Рубцов В.Е., Колубаев Е.А.</b>	<b>611</b>
Закономерности формирования структуры и свойств композиционных материалов Ti-Cu-Ni-Al, Ti-Cu-Ni-Zr и Ti-Cu-Ni-Zr-W в процессе фрикционной перемешивающей обработки	
<b>Чумаевский А.В., Княжев Е.О., Панфилов А.О., Сидоров Е.А., Гусарова А.В., Амиров А.И., Колубаев Е.А.</b>	<b>612</b>
Получение неразъемных соединений системы «Al-Ti», «Al-Fe» методом сварки трением с перемешиванием с активным жидкостным охлаждением	
<b>Чумаевский А.В., Зубрицкий А.В., Алушкин Т.Е., Сидоров Е.А., Абдуллаева З.А., Майоров С.М., Сапьян А.В., Амиров А.И.</b>	<b>613</b>
Исследование температурной зависимости напряжений начала мартенситных превращений в монокристаллах FeMnNiAlX (X=C, Ti, Cr)	
<b>Чумляков Ю.И., Киреева И.В., Победенная З.В., Яковлева Л.П., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А.</b>	<b>614</b>
Исследование температурной и ориентационной зависимости напряжений начала мартенситных превращений в монокристаллах FeMnNiAlCr	
<b>Чумляков Ю.И., Куксгаузен И.В., Куксгаузен Д.А., Победенная З.В., Яковлева Л.П.</b>	<b>616</b>
Полимерэластомерные материалы арктического назначения: Структура, свойства, применение	
<b>Шадринов Н.В., Соколова М.Д.</b>	<b>617</b>
Применение механической обработки для управления свойствами стали AISI 321 при электронно-лучевом аддитивном производстве	
<b>Шамарин Н.Н., Филиппов А.В., Семенчук Н.В., Филиппова Е.О.</b>	<b>619</b>

Влияние нановолокон $\text{Al}_2\text{O}_3$ на твердость и трещиностойкость керамики $\text{MgAl}_2\text{O}_4$ <b>Шевченко И.Н., Деулина Д.Е., Пайгин В.Д., Хасанов О.Л., Двилис Э.С., Валиев Д.Т., Степанов С.А.</b> .....	620
Синтез тугоплавких фаз системы $\text{MgO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ в среде термической плазмы <b>Шеховцов В.В., Шарафеев Ш.М., Половинкин Л.Н.</b> .....	622
Применение порошков структуры ядро-оболочка в холодном газодинамическом напылении <b>Шикалов В.С., Видюк Т.М.</b> .....	624
Исследование стойкости к окислению покрытий $\text{Ti-Al-Ta-Si-N}$ с различным содержанием Si <b>Шугуров А.Р., Кузьминов Е.Д.</b> .....	625
Исследование изменений электронной структуры поли- и монокристаллической меди в результате деформации <b>Шулепов И.А., Нейман А.А., Буякова С.П., Филлипов А.В., Фортуна С.В.</b> .....	627
Трибологические свойства волоконно-армированных ППА-композитов при линейном трибоконтакте в условиях сухого трения и в граничной смазке <b>Шэнь Юань, Буслович Д. Г., Панин С.В.</b> .....	629
Влияние термической обработки на структуру и свойства защитных покрытий на основе высокоэнтропийного сплава $\text{CoCrFeMnNi}$ <b>Юргин А.Б., Руктуев А.А.</b> .....	631
Diffusion bonding of magnesium casting alloy <b>Khimich M.A., Sarkeeva A.A., Kruglov A.A., Sharkeev Y.P.</b> .....	633
Analysis of cold cracking resistance when welding new high strength cold resistant steel <b>Kupriyanova O.A., Poletskov P.P., Ivanov M.A., Tingaev A.K., Bezgans Y.V., Polyakova M.A.</b> .....	634
Stability of tribological $\text{MoS}_2$ coatings intercalized with copper <b>Sergeev V.P., Kalashnikov M.P., Sergeev O.V., Neufeld V.V., Sungatulin A.R., Voronov A.V., Konovalov V.M.</b> .....	636

Научное издание

## ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ

Международная конференция  
«Физическая мезомеханика.

Материалы с многоуровневой иерархически организованной структурой  
и интеллектуальные производственные технологии»

09-12 сентября 2024 года  
Томск, Россия

Издание изготовлено в авторской редакции