МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ЯДЕРНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ «МИФИ»

ИНСТИТУТ ЯДЕРНОЙ ФИЗИКИ И ТЕХНОЛОГИЙ

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ: Перспективные технологии и методы исследования материалов

Сборник тезисов докладов
24-й Международной школы-конференции
для молодых ученых и специалистов
имени профессора Б.А. Калина

Москва, 13 – 15 октября 2026 г.

Москва 2026

УДК 621.039.531 (06)
ББК 30.3
М43

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ: Перспективные технологии и методы исследования материалов: Сборник тезисов докладов 24-й Международной школы-конференции для молодых ученых и специалистов имени профессора Б.А. Калина. Москва, 13 – 15 октября 2026 г. М.: НИЯУ МИФИ, 2026. – 336 с.

В настоящем сборнике представлены тезисы лекций и докладов, а также программа школы-конференции. Материалы подготовлены преподавателями, научными сотрудниками, аспирантами и студентами НИЯУ МИФИ, учеными и специалистами Госкорпорации «Росатом», образовательных, академических, научных и научно-производственных организаций России и зарубежных стран, активно сотрудничающих с университетом.

Рассматриваются различные методы получения и обработки материалов, такие как 3D-технологии синтеза новых материалов, ионно-плазменная обработка и модифицирование материалов и изделий концентрированными потоками энергии, самораспространяющийся высокотемпературный синтез веществ, термохимическая обработка материалов. Помимо этого, представлены теоретические и практические аспекты перспективных методов исследования материалов и изделий.

Сборник предназначен ученым, аспирантам и студентам старших курсов, интересующихся тематикой представленных в нем научных направлений.

Ответственные за выпуск:
М.Г. Исаенкова, Г.Н. Елманов, В.П. Тютин

Тезисы лекций и докладов получены до 01.10.2026 г., одобрены программным комитетом и издаются в авторской редакции.

ISBN 978-5-7262-3305-5

© Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», 2026

СОДЕРЖАНИЕ

ОРГАНИЗАТОРЫ ШКОЛЫ-КОНФЕРЕНЦИИ	4
ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ	5
ПРОГРАММА ОБЩЯЯ	6
ПРОГРАММА СТЕНДОВЫХ СЕКЦИЙ	12
ТЕЗИСЫ ЛЕКЦИЙ И УСТНЫХ ДОКЛАДОВ	20
ТЕЗИСЫ СТЕНДОВЫХ ДОКЛАДОВ	127
СЕКЦИЯ 1. Формирование заданного структурно-фазового состояния в нанокристаллических и аморфных материалах, многокомпонентных сплавах, материалах с особыми физическими свойствами и др.	127
СЕКЦИЯ 2. Консолидация порошков и 3D-технологии синтеза новых материалов.	196
СЕКЦИЯ 3. Модифицирование поверхности материалов	239
СЕКЦИЯ 4. Создание неразъемных соединений	273
СЕКЦИЯ 5. Компьютерное моделирование физических и технологических процессов.	283
СЕКЦИЯ 6. Методы исследования и расчета физических и механических свойств материалов	299

ОРГАНИЗАТОРЫ ШКОЛЫ-КОНФЕРЕНЦИИ

- АО «ТВЭЛ»
- АО «Наука и инновации»
- Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (НИЯУ МИФИ)
- Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС» (НИТУ МИСИС)
- Белорусский государственный университет (БГУ, Беларусь)
- Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт» (НИЦ КИ)
- Высокотехнологический научно-исследова-тельский институт неорганических материалов (АО «ВНИИНМ»)
- Научно-исследовательский институт Научно-производственного объединения «Луч» (АО «НИИ НПО «Луч»)
- Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения (АО «НПО ЦНИИТМАШ»)
- Государственный научный центр - Научно-исследовательский институт атомных реакторов (АО «ГНЦ НИИАР»)
- Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения Российской академии наук (ИСМАН)

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Председатель:
Алымов М.И. ИСМАН

Сопредседатель:
Барбашина Н.С. НИЯУ МИФИ

Заместитель:
Исаенкова М.Г. НИЯУ МИФИ

Секретарь:
Джумаев П.С. НИЯУ МИФИ

Члены комитета:
Банных И.О. ИМЕТ РАН
Зайцев П.А. АО «Наука и инновации»
Иванов И.А. АО «НПО «ЦНИИТМАШ»
Ижутов А.Л. АО «ГНЦ НИИАР»
Троянов В.М. АО «ГНЦ РФ – ФЭИ»
Карпюк Л.А. АО «ВНИИНМ»
Кулешова Е.А. НИЦ КИ
Мокрушин А.А. НПО "ЛУЧ"
Никулин С.А. НИТУ МИСиС
Новиков В.В. АО «ВНИИНМ»
Санин В.Н. ИСМАН
Сучков А.Н. НИЯУ МИФИ
Тимофеев А.И. АО «Композит»
Углов В.В. БГУ, Беларусь
Угрюмов А.В. АО «ТВЭЛ»

ИСПОЛНИТЕЛЬНЫЙ КОМИТЕТ

Джумаев П.С. – руководитель, НИЯУ МИФИ
Елманов Г.Н. – зам. руководителя, НИЯУ МИФИ
Михайлова Т.В. НИЯУ МИФИ
Потапова Л.В. НИЯУ МИФИ
Терехова С.М. НИЯУ МИФИ
Тютин В.П. НИЯУ МИФИ

ПРОГРАММА
24-ой Международной школы-конференции «Новые материалы: Перспективные технологии и методы исследования материалов» имени профессора Б.А. Калина

13 ОКТЯБРЯ

	ПЛЕНАРНАЯ СЕКЦИЯ			**10-00**
П1	Алымов Михаил Иванович	Председатель оргкомитета	Открытие конференции	10-00
П2	Шевченко Владимир Игоревич	Ректор НИЯУ МИФИ	Приветственное слово	10-05
1	*Козлов Павел Александрович*	*ЦНИИТМаш*	*Разработка конструкционных материалов и технологий для перспективных проектов реакторных установок. Задачи и направления развития.*	*10-10*
2	*Тарасов Борис Александрович*	*АО «Прорыв»*	*Новая технологическая платформа ядерной энергетики*	*10-40*
3	*Валиев Руслан Зуфарович*	*НИИ ФПМ ФГБОУ ВО "УУНиТ"*	*Повышенные многофункциональные свойства наноматериалов - физическая природа и инновационные применения*	*11-10*
4	*Леонтьева-Смирнова Мария Владимировна*	*АО «ВНИИНМ»*	*Аустенитные и ферритно-мартенситные стали для оболочек твэлов РУ БН*	*11-40*
	ПЕРЕРЫВ			**12-10**
5	*Чернов Вячеслав Михайлович*	*АО «ВНИИНМ»*	*Хладноломкость, жаропрочность и распухание конструкционных материалов для ядерных (быстрых) и термоядерных реакторов*	*12-40*
6	*Рисованый Владимир Дмитриевич*	*НИИ НПО «Луч»*	*Поглощающие материалы и стержни регулирования нового поколения*	*13-10*
	ПЕРЕРЫВ (обед)			**13-40**
7	Алексеев М.В.	АО "ВНИИНМ"	Разработка отечественных сверхпроводящих коаксиальных кабельных сборок для квантовых компьютеров	14-45

8	Фролов А.С.	НИЦ КИ	Восстановление структуры и свойств сплава Э110 в процессе отжигов, имитирующих предельные режимы сухого хранения ОТВС	15-00
9	Мальцев Д.А.	НИЦ КИ	Особенности термического старения сталей корпусов реакторов типа ВВЭР	15-15
10	Печенкин В.А.	АО «ГНЦ РФ – ФЭИ»	Моделирование повреждающих доз, напряжений и радиационной ползучести в конструкционных материалах при высокодозном ускорительном облучении	15-30
11	Петров М.И.	НИЯУ МИФИ	Влияние эволюции гидридной структуры на характер разрушения циркониевых сплавов	15-45
12	Кунавин С.А.	АО "НПО "ЦНИИТМАШ"	Механические и служебные свойства некоторых марок сталей, используемых в конструкциях объектов атомной энергетики	16-00
13	Корнюшин М.В.	РТУ МИРЭА	Применение холодного спекания для изготовления керамики из диоксида циркония	16-15
14	Корусенко П.М.	СПбГУ	Модифицирование интерфейса в системах «углеродный наноматериал/Ni» посредством облучения ионами аргона	16-30
15	Столяров В.В.	ИМАШ РАН	Электропластический эффект и его применение	16-45
	СТЕНДОВАЯ СЕКЦИЯ (Кафедра физических проблем материаловедения № 9)			**17-00 18-00**

14 ОКТЯБРЯ

16	*Алымов Михаил Иванович*	*ИСМАН*	*Порошковые материалы для экстремальных условий эксплуатации*	*10-00*
17	*Логачев Иван Александрович*	*АО «Композит»*	*Опыт аэрокосмической отрасли в освоении и развитии аддитивных технологий*	*10-30*
18	*Хван Александра Вячеславовна*	*МГУ*	*Химическая термодинамика высокотемпературных сплавов*	*11-30*
19	*Евлашин Станислав Александрович*	*Сколковский институт науки и технологий*	*Вызовы и особенности аддитивного производства керамики*	*12-00*
20	*Самсонов Владимир Михайлович*	*Тверской гос. университет*	*Коалесценция и спекание металлических наночастиц (моделирование)*	*12-30*

	ПЕРЕРЫВ (обед)			**13-00**
21	Базалеева К.О.	РУДН	Лазерная 3D-печать металлов: особенности структуры и свойств	14-00
22	Кузнечик О.О.	ИПМ, Беларусь	Высокоэнергетические процессы в технологиях получения распылённых композитных порошков на основе металлической матрицы для металлургической 3D-печати	14-15
23	Чеботарёв О.Д.	НИЦ КИ	Новый подход к оценке гарантированных свойств металла обечаек КР ВВЭР-1000/1200 в исходном и облученном состояниях	14-30
24	Мороз К.А.	АО "ВНИИНМ"	Внутреннее трение и упругие свойства мало-активируемых конструкционных материалов для ядерных и термоядерных реакторов	14-45
25	Пустогачев А.С.	НИЯУ МИФИ	Получение пористых геттерных покрытий из титана методом магнетронного распыления в смеси Ar+He	15-00
	ПЕРЕРЫВ			**15-15**
26	Петров А.Д.	МАИ	Влияние состава сплава и технологии 3D-печати на свойства МДО-покрытий	15-45
27	Крохичева П.А.	ИМЕТ РАН	3D-технологии получения биомиметических изделий для восстановления костной ткани	16-00
28	Куликова А.Е.	ИСМАН	Влияние высокотемпературного отжига на композит системы Ti-Si-C, полученный методом свободного СВС-сжатия	16-15
29	Галышев С.Н.	ИФТТ РАН	Сопротивление усталости углеалюминиевого композита	16-30
	СТЕНДОВАЯ СЕКЦИЯ (Кафедра физических проблем материаловедения № 9)			**16-45 18-00**

15 ОКТЯБРЯ

30	*Янилкин Алексей Витальевич*	*ВНИА им. Духова*	*Исследование радиационного распухания с помощью компьютерного материаловедения*	*10-00*
31	*Гаспарян Юрий Микаэлович*	*НИЯУ МИФИ*	*Материалы обращенных к плазме элементов термоядерных установок*	*10-30*
32	*Жевненко Сергей Николаевич*	*НИТУ МИСИС*	*Диффузионная ползучесть двухкомпонентных твердых растворов на основе металлов и ее связь с изотермами поверхностной энергии*	*11-00*
33	*Марченков Никита Владимирович*	*НИЦ КИ*	*Синхротронные и нейтронные исследования в РФ – текущий статус и перспективы*	*11-30*
34	Маляр Н.В.	ООО «ИНСКАН»	Современное оборудование для электронной микроскопии	12-00
35	Авакян А.К.	ПРОДИС.НДТ	Рентгеновская микротомография для проведения неразрушающего контроля перспективных материалов атомной энергетики	12-15
	ПЕРЕРЫВ (обед)			**12-30**

Деление на две секции (№№ 5 и 6)

Компьютерное моделирование физических и технологических процессов

Секция № 5 (Кафедра № 9, аудитория Б-106А)

36	Васильев Д.А.	ИМЕТ РАН	Обратное термическое расширение μ-фазы Fe_7Mo_6 предсказанное из первых принципов	13-30
37	Тютин В.П.	НИЯУ МИФИ	Развитие моделей формирования кристаллографической текстуры при горячей и холодной прокатке двухфазных сплавов с ОЦК-, ГЦК- и ГПУ-структурами	13-45
38	Ганжа И.А.	ИФТТ РАН	Моделирование разрушения углеалюминиевого композита со слабыми границами	14-00
39	Гозман М.И.	АО "ВНИИНМ"	Методика расчетов оптимальной калибровки пильгерного прокатного стана	14-15
40	Демьянов П.Г.	АО "ВНИИНМ"	Модель реакторного уплотнения ядерного топлива ВВЭР	14-30

41	Ильясов Р.И.	НИЯУ МИФИ	Роль ориентации гидридов в разрушении циркониевых сплавов по данным конечно-элементного моделирования	14-45
42	Корчагина О.О.	НИЦ КИ	Моделирование эволюции пузырьков в диоксид-урановом топливе с учетом термоградиентного дрейфа и влияния упругих напряжений	15-00
		ПЕРЕРЫВ		**15-15**
43	Кулешов Е.А.	АО "ВНИИНМ"	Модель газовыделения в МОКС-топливе в условиях реактора ВВЭР	15-45
44	Филиппова В.П.	ЦНИИчермет им.И.П. Бардина	Компьютерное моделирование межатомных парных взаимодействий в твердых растворах на основе α-Fe	16-00
45	Ханков А.А.	АО "ВНИИНМ"	Модель плавления уран-гадолиниевого топлива в твэлах реакторов типа ВВЭР	16-15
46	Ефремов П.К.	НИЦ КИ	Программа SOTAR-КИТ для расчета параметров среды при импульсных испытаниях кандидатных материалов в реакторе ИР-8	16-30
47	Арабов Р.И.	Сколтех	Теоретическое исследование динамики решетки и электрон-фононного взаимодействия в полупроводниках	16-45
48	Рогожкин С.В.	НИЯУ МИФИ	Томографический атомно-зондовый анализ в исследованиях перспективных материалов	13-30
49	Атанов Б.И.	ИФТТ	Получение, структура и механические свойства угленикелевого композита	13-45
50	Медведев П.Н.	НИЦ КИ - ВИАМ	Взаимосвязь микроструктурных изменений и карт диссипации мощности титанового сплава ВТ41 при горячей деформации	14-00
51	Енина Я.Е.	АО "ВНИИНМ"	Получение характеристик термической ползучести трубчатых образцов при сдвиговых деформациях	14-15
52	Некипелов И.Ю.	ИМАШ РАН	Электропластический эффект в литом магниевом сплаве ZX10 при различных режимах импульсного тока	14-30

53	Потехин А.А.	НИЦ КИ	Температурные зависимости кратковременных прочностных характеристик стали КР ВВЭР-СКД	14-45
54	Сафонов Д.В.	НИЦ КИ	Исследование эффекта памяти гидридов in-situ ПЭМ	15-00
		ПЕРЕРЫВ		**15-15**
55	Клауз А.В.	НИЯУ МИФИ	Исследование наноструктуры и фазового состава малоактивируемых аустенитных сталей системы Fe-Cr-Mn	15-45
56	Сергачева М.И.	АО «ВНИИНМ»	Методика идентификациипотенциальноопасных зон очага деформации пильгерной прокатки по локальному состоянию упрочнения материала	16-00
57	Глущенков В.А.	Самарский университет	Исследование механических свойств материалов в открытом космосе	16-15
58	Рогачев С.О.	НИТУ МИСИС	Стратегии переработки гетерогенных вторичных алюминиевых порошков методом селективного лазерного плавления	16-30
59	Федоренко Л.В.	НИТУ МИСИС	Особенности влияния условий селективного лазерного плавления на однородность микроструктуры композита ALSI10MG/ZRN	16-45
60	Федянин Н.Е.	Сколтех	3D-печать аморфного сплава $Zr_{40}Ti_{14}Cu_{13}Ni_{10}Be_{23}$ из осколочного порошка и его механические свойства	17-00
		ПОДВЕДЕНИЕ ИТОГОВ. ЗАКРЫТИЕ КОНФЕРЕНЦИИ		**17-15**

ПРОГРАММА СТЕНДОВОЙ СЕКЦИИ

(в пределах одной секции отсортировано в алфавитном порядке)

13 ОКТЯБРЯ

Секция 1. Формирование заданного структурно-фазового состояния в нанокристаллических и аморфных материалах, многокомпонентных сплавах, материалах с особыми физическими свойствами и др.

1.	Бутрим Б.Г.	НИЯУ МИФИ	Микротвёрдость как метод оценки структурной релаксации и кристаллизации объёмного аморфного металлического сплава на основе циркония
2.	Быканов А.С.	АО "Композит"	Структура и свойства нового сплава системы Al-Mg-ПМ-РЗМ
3.	Быков Р.А	НИТУ МИСИС	Термическая стабильность покрытий систем Zr-B-Si-C и Zr-B-Si-C-N, полученных импульсным дуговым осаждением
4.	Васильева Ю.З.	ТПУ	О получении силицидов молибдена с использованием атмосферного дугового разряда
5.	Горбунова Е.Р.	ОИЯИ, г. Дубна	Радиационный пиннинг ионами ^{132}Xe и ^{84}Kr ВТСП-лент на основе YBC
6.	Горячкин П.Д.	НИЯУ МИФИ	Полимерный композиционный материал для радиационной защиты
7.	Дудова Н.Р.	НИУ "БелГУ"	Влияние температуры отпуска на тормозящие силы от частиц вторых фаз и сопротивление ползучести 10% Cr стали нового поколения
8.	Елисеев Д.С.	НИТУ МИСИС	Сравнительный анализ структурно-фазового состояния и функционально-механических свойств прутковых полуфабрикатов медицинского назначения из сплавов систем Ti–Ni, Ti–Al–Nb и Ti–Zr–Nb
9.	Елманов Г.Н.	НИЯУ МИФИ	Кинетические характеристики процесса кристаллизации объемного аморфного металлического сплава $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$
10.	Ивахненко Н.Н.	МГТУ имени Н.Э. Баумана	Структурно-фазовые превращения в керамике $La_{0,6}Sr_{0,3-x}Bi_xM_{1,1}O_3$
11.	Ирмагамбетова С.М	НИЯУ МИФИ	Разработка и изготовление оболочечных низкохромистых ДУО-модифицированных сталей, легированных Al и Si, для перспективных реакторов на быстрых нейтронах
12.	Капланская Л.Ю.	НИТУ МИСИС	Влияние Al_2O_3 на структуру и механические свойства высокоэнтропийного сплава CoCrFeNiCu

13.	Карпухин Д.А.	ИРЭ РАН	Экспериментальная методика для исследования кинетики намагниченности и магнитокалорических свойств, в сплаве Гейслера $Ni_{50,5}Mn_{33,4}In_{15,6}V_{0,5}$ вблизи точки Кюри
14.	Коврев Я.С.	РХТУ	Новые припоечные материалы на основе стекла с близким к нулю значением ТКЛР
15.	Кореневский Е.Л.	НИЯУ МИФИ	Исследование влияния напряжения смещения на подложке на микроструктуру хромовых покрытий, полученных методом магнетронного распыления
16.	Королева А.И.	ВНИИНМ	Структурные изменения топлива ВВЭР в реакторных условиях
17.	Крылова М.В.	ВНИИНМ	Материаловедческие и технологические аспекты создания NbTi-компонентов коаксиальных линий передач для квантовых процессоров
18.	Минакова Т.С.	НИЯУ МИФИ	Определение прочностных свойств наводороженных ячеек дистанционирующих решёток из сплава Zr-1% Nb
19.	Мисоченко А.А.	ИМАШ РАН	Влияние кинематического фактора асимметрии при прокатке на структуру и свойства чистого титана
20.	Мохова А.И.	НИТУ МИСИС	Получение волокнистых материалов различной морфологии методом электроспиннинга для применения в водород-воздушных топливных элементах
21.	Мусатов В.И.	РТУ МИРЭА	Анизотропные магнитострикционные волоконные композиты
22.	Нарзулоев У.У.	НИТУ МИСИС	Трибологические свойства композиционного материала CrFeCoNiCu- Al_2O_3
23.	Никитин С.Н.	НИЯУ МИФИ	Взаимодействие уран-молибденовых сплавов со сталями различных классов
24.	Оруджова Т.С.	Самарский университет	Взаимодействия пор в металлическом порошковом материале с наведенным в нем импульсным током
25.	Попова К.А.	НИЯУ МИФИ	Анализ структурных трансформаций объемного металлического стекла состава $Zr_{35}TI_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$ при термической обработке
26.	Поселеннов А.Д.	НИТУ МИСИС	Композиционно-сложные тетрагональные твердые растворы диоксида циркония $Zr_{1-x}(Gd_{0.2}Y_{0.2}Yb_{0.2}Ho_{0.2}Er_{0.2})_xO_{2-y}$. Фазовый состав и свойства.
27.	Ромазева К.А.	ИСМАН	Применение высокотемпературного диффузионного алюминирования для модификации прекурсоров катализаторов на основе СВС-ВЭС

28.	Савельев И.И.	ВНИИНМ	Механизм пиннинга и роль наночастиц в легированных Nb_3Sn сверхпроводниках
29.	Самойлова М.А.	ИМЕТ РАН	Влияние температуры закалки и скорости охлаждения на структуру и механические свойства мартенситной стали 12Х14АМФ
30.	Смирнов А.В.	НИЯУ МИФИ	Закономерности термообработки покрытий на основе бета-моноалюминида никеля с добавками хрома и иттрия
31.	Соболева Т.Ю.	НИТУ МИСИС	Исследование кинетики фазовых превращений в порошковых смесях системы Cu-Sn для получения Nb_3Sn сверхпроводников
32.	Соловьева М.С.	НПО «ЦНИИТМАШ»	Микроликвационные особенности стали Fe-15Cr-9Ni-3Si-Nb, применяемой для изготовления оборудования атомных станций четвертого поколения
33.	Трегубов К.Э.	РХТУ	О возможности рециклинга отходов производства оптического ситалла
34.	Хакимова А.Н.	НИТУ МИСИС	Исследование структуры и механических свойств биметаллических труб после горячей винтовой прокатки
35.	Халявина А.А.	НИЯУ МИФИ	Исследование высокомарганцевых аустенитных сталей методом атомно-зондовой томографии
36.	Шаврин М.А.	НИЯУ МИФИ	Элементный состав и микроструктура нанокластеров стали КР-3 ODS по данным атомно-зондовой томографии
37.	Юрина А.В.	ВНИИНМ	Влияние метода выплавки на состав и морфологию неметаллических включений в ферритно-мартенситной стали ЭК181

Секция 2. Консолидация порошков и 3D-технологии синтеза новых материалов.

38.	Акиншин И.Д.	РТУ МИРЭА	Влияние добавки SiO2 на процесс холодного спекания керамики на основе нитрида кремния
39.	Алферов Д..Л.	РХТУ	Фотоотверждаемые суспензии для 3D-печати изделий из кварцевого стекла
40.	Анисимова Н.Ю.	НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина	Биосовместимость объемного аморфного сплава $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$. полученного методом 3D-печати: отдельные аспекты
41.	Арбанас Л.А.	РТУ МИРЭА	Получение стеклокерамического материала методом холодного спекания для реализации технологии ULTCC
42.	Воронков Б.И.	НИЯУ МИФИ, НПО "ЛУЧ"	Получение прозрачной керамики на основе поликристаллического оксида алюминия методами консолидации электрическим током

43.	Григорьев Е.Г.	ИСМАН	Высоковольтная консолидация функционально-градиентных материалов из порошков
44.	Гусев А.Д.	Тульский ГУ	Изменение характеристик пористости при спекании губчатого порошка сплава Ti-18Zr-15Nb
45.	Демаков А.М.	Сколтех	Электроэрозионное диспергирование как метод получения порошковых материалов для аддитивного производства
46.	Егоров В.Ю.	НИТУ МИСИС	Влияние технологических параметров контурного прохода на качество изделий при селективном лазерном плавлении
47.	Иванов П.Н.	НИЯУ МИФИ	Интенсификация процесса спекания СНУП топлива путем введения микролегирующей добавки
48.	Керученко М.А.	ИМЕТ РАН	3-D конструкции на основе кальций-фосфатной керамики для регенеративной хирургии костной ткани
49.	Кузнечик О.О.	ИПМ, г. Минск	Элементарная порошковая ячейка как модельное допущение в процессах селективного лазерного фокального плавления металлических порошков при 3D-печати
50.	Лукьянов А.А.	НИЯУ МИФИ	Применение искрового плазменного спекания для получения циркониевых заглушек тепловыделяющих элементов
51.	Некля Ю.А.	НИ ТПУ	Синтез высокоэнтропийного карбида из углеродной биомассы безвакуумным электродуговым методом
52.	Пирожков М.Д.	НИЯУ МИФИ	Получение порошков оксида алюминия методом химического осаждения
53.	Помигуева А.И.	РХТУ	Особенности формирования нанорешеток в оксидных стеклах пучком фемтосекундного лазера
54.	Прохорова М.Д.	НИЯУ МИФИ	Влияние режимов искрового плазменного спекания на свойства и микроструктуру алюмомагнезиальной шпинели
55.	Смирнов С.А.	Сколтех	Механические свойства и жаростойкость технически чистого титана с редкоземельными оксидами, полученного методом прямого лазерного выращивания
56.	Уржумцев А.Н.	НИТУ МИСИС	Получение функциональных композитных порошковых материалов на основе полиамида 12 для применения в технологии селективного лазерного спекания
57.	Филинов В.О.	НИТУ МИСИС	Исследование влияния легирующих элементов на трещинообразование в сплавах системы Al-Zn-Ca при селективном лазерном плавлении

58.	Филиппова А.В.	Сколтех	Структура и свойства алюминиевой бронзы Cu–9,5Al–1Fe, полученной с помощью аддитивных технологий
59.	Фортуна Е.С.	НИЯУ МИФИ	Изучение теплофизических свойств композитов карбид бора — графит при температурах до 1400 °C
60.	Яковлева В.С.	НИТУ МИСИС	Биоинженерный скаффолд на основе термопластичного полиуретана, изготовленный методом 3D-печати для эндопротезирования молочных желез

14 ОКТЯБРЯ

Секция 3. Модифицирование поверхности материалов

61.	Арадейб А.О.	НИЯУ МИФИ	Структура, механические свойства и биосовместимость покрытия MoNbTaTiZr для медицинских имплантатов
62.	Белякова Д.В.	МИЭТ	Повышение поглощения черных покрытий на основе массивов нанотрубок анодного оксида титана путём оптимизации длительности процесса
63.	Витершпан А.С.	НИЯУ МИФИ	Особенности воздействия мощного ионного пучка наносекундной длительности на цветные (МЛ5) и черные (У8) металлы
64.	Волкова И.О.	РТУ МИЭТ	Черные покрытия на основе пористого анодного оксида алюминия
65.	Диков А.С.	ИЯФ Республики Казахстан	Формирование двухзонного структурно-механического профиля в ферритно-мартенситной стали ЭК-181 при облучении ионами $^{56}FE^{+}$ с энергией 0,5 МЭВ
66.	Иващенко Д.Р.	Севастопольский ГУ	Исследование эрозии вольфрама в экспериментальных условиях токамака
67.	Каракеян И.В.	Тверской ГУ	Переход в икосаэдрические изомеры при предплавлении нанокластеров ГЦК-металлов: молекулярно-динамическое моделирование
68.	Коломыцев К.А.	НИЯУ МИФИ	Защитные свойства металлических и неметаллических покрытий на сплавах тугоплавких металлов
69.	Осокин К.В	НИЯУ МИФИ	Исследование защитных покрытий для мембран из сплава 58НХВКТБЮ, работающих в жидком свинце
70.	Пинхасов О.П.	АО "Синара-Транспортные Машины", НИТУ "МИСИС"	Выбор материала восстановительного слоя при прямом лазерном выращивании на базовых деталях среднеоборотного дизеля

71.	Рябов А.А.	ИМЕТ РАН	Модифицирование поверхности и трибологические свойства псевдо-В-титанового сплава Ti-5553 при комбинированной ионно-плазменной обработке и полировке
72.	Смирнов А.В.	Чуваш ГУ	Газочувствительные плёнки оксидов меди, модифицированные одностенными углеродными нанотрубками, для детектирования паров ацетона
73.	Соларевич Т.	НИЯУ МИФИ	Поведение борных покрытий на вольфраме при нагреве и облучении ионами водорода применительно к защите первой стенки термоядерных установок
74.	Фунтов Ф.В.	НИЯУ МИФИ	Применение оптической головы с прямоугольным распределением лазерного излучения для модификации технологии LACS
75.	Хренова Е.П.	НИЦ КИ	Исследование износа фрез с покрытиями на основе TiAlN и TiAlSiN при обработке жаропрочной аустенитной стали
76.	Шапова А.Е.	НИЯУ МИФИ	Лазерная активация керамики Al_2O_3 излучением ик-спектра для создания проводящего медного слоя
77.	Шитова Д.Д.	НИУ МИЭТ	Влияние химической и термической постобработки на свойства пористого анодного оксида алюминия, сформированного в H_2Se 4

Секция 4. Создание неразъемных соединений

78.	Васина М.А.	МосПолитех	Исследование паяемости сплавов системы Al–Ca–Ce (–Ni)
79.	Ишбаев Н.Р	НИЯУ МИФИ	Структура и прочность паяного соединения композита WNi34Fe с ГИП соединением CuCrZr/316LN для дивертора ТРТ
80.	Пантюхова Н.К.	НИЯУ МИФИ	Припой Zr–30Ti–20Co для получения биосовместимых паяных соединений оксидной керамики с титаном
81.	Терехова С.М.	НИЯУ МИФИ	Активная пайка Al_2O_3 со сплавом 29НК припоями системы Cu-Ti
82.	Федотов С.С.	РХТУ	Лазерная сварка ситаллов с ультранизким ТКЛР

Секция 5. Компьютерное моделирование физических и технологических процессов.

83.	Богословский Р.А.	РУТ (МИИТ)	Компьютерная модель прогнозирования влияния микролегирования ванадием и режима термической обработки на структуру и твёрдость колёсной стали
84.	Болдырева О.Р.	НИЯУ МИФИ	Учет динамической рекристаллизации при моделировании текстуры горячей прокатки молибденового сплава ЦМ-2А

85.	Жариков Е.С.	НИЯУ МИФИ	Уравнение состояния ксенона для газовых пузырьков в uo2 по данным первопринципной молекулярной динамики
86.	Коваленко М.О.	Белорусский ГУ	Роль межзёренных границ в сегрегации и фазовом распаде в нанозернистом TiZrHfNb
87.	Константинов М.С.	МГУ	Моделирование роста слоя пироуглерода на частицах сферонизованного графита при пиролизе бензола
88.	Печенкин К.В.	ОНПП Технология	Сравнение алгоритмов спекания кварцевой керамики
89.	Рябов Н.Д.	ДИТИ НИЯУ МИФИ	Разработка программного обеспечения для обработки результатов механических испытаний на малоцикловую усталость
90.	Савин Г.С.	НИЯУ МИФИ	Определение энергетических параметров миграции точечных дефектов в магнетите с использованием ACE-потенциала
91.	Сухарев И.И.	НИЯУ МИФИ	Моделирование роста дуплексного оксидного слоя на ферритно-мартенситных сталях под облучением
92.	Чулков И.А.	НИЦ КИ	Механизм образования ступенек на расщепленных дислокациях в никеле в результате кластеризации собственных межузельных атомов.

Секция 6. Методы исследования и расчета физических и механических свойств материалов

93.	Бурова Д.Н.	НПО "ЛУЧ"	Особенности рекристаллизации тугоплавкого кислородсодержащего сплава Nb-Mo
94.	Гвоздикова Е. В.	Кемеровский ГУ	DFT предсказание кристаллической структуры и упругих свойств нового нелинейно-оптического кристалла $Pb_2(TeO_3)(NO_3)_2$
95.	Дихтиевская К.К.	ВНИИНМ	Исследование критической температуры эрбиевых купратов методом магнитного экранирования
96.	Кахидзе Р.З.	НИЯУ МИФИ	Изучение кинетики упорядочения в бинарных сплавах
97.	Клюшин И.И.	ИФХЭ РАН	Расчет пурбе диаграмм для систем Fe-Si и Zr-Si в условиях высокотемпературной коррозии в воде
98.	Морозов Е.В.	ИРЭ РАН	Исследование кинетики мартенситного фазового перехода путем измерения времени релаксации параметра порядка в температурных полях
99.	Морозов Е.В.	ИРЭ РАН	Модель описания структурного фазового перехода методом малыгина с эффектом памяти формы

100.	Новосилова Д.С.	ВНИИНМ	Исследования относительного остаточного электросопротивления композитных сверхпроводников на основе Nb_3Sn, полученных по технологии внутреннего источника олова
101.	Паршин И.М.	СарФТИ НИЯУ МИФИ	Структурно-масштабные исследования радиационных структур сапфира
102.	Половинкин М.	Сколтех	MTP-MD расчёт свойств солевого расплава FLiBe с добавками LaF_3 и UF_4
103.	Портнов Д.Д.	НИЯУ МИФИ	Электрофизические характеристики порошков нитридного топлива
104.	Прудникова М.Ю.	МИЭТ	Влияние температуры термической обработки на оптические свойства массивов нанотрубок анодного оксида титана полученных электрохимическим методом
105.	Пугина Д.Ю.	СарФТИ НИЯУ МИФИ	Особенности разрушения биополимерных пленок
106.	То Сит Наинг	НИЯУ МИФИ	Механизмы пластической деформации и фазовых превращений в холоднокатаном сплаве ВТ8М-1 разного исходного фазового состава
107.	Семин В.О.	МФТИ	Магнитная структура аморфного покрытия на основе Co-Sm, полученного методами ионного распыления и магнетронного осаждения
108.	Солохин С.А.	Ковровский ГТУ	Методика исследования интерфазных феноменов микроструктуры металлических композиций, синтезированных посредством технологии селективного лазерного плавления (SLM)
109.	Столяров В.В.	ИМАШ РАН	Рекристаллизация в алюминии, вызванная током
110.	Сухоруков Д.С.	НИЦ КИ	Оценка величины температурного старения материалов корпусов реакторов ВВЭР-440
111.	Чернякова В.С.	НИЯУ МИФИ	Кинетика процесса осаждения гидридов циркония в ячейках дистанционирующих решеток
112.	Шерстобитова К.И.	Синара - Транспортные Машины", МАИ	Оценка границ применимости моделей эластомерных материалов при цифровом сопровождении жизненного цикла изделий
113.	Шурыгина Н.А.	РТУ МИРЭА	Влияние микродобавок легирующих элементов на свойства сплавов на основе титана после мегапластической деформацииэ

ТЕЗИСЫ ЛЕКЦИЙ И УСТНЫХ ДОКЛАДОВ ПЛЕНАРНОЙ СЕКЦИИ

Р.З. ВАЛИЕВ[1]
[1] *Уфимский университет науки и технологий, г. Уфа, Россия*
E-mail: ruslan.valiev@ugatu.su

ПОВЫШЕННЫЕ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ СВОЙСТВА НАНОМАТЕРИАЛОВ - ФИЗИЧЕСКАЯ ПРИРОДА И ИННОВАЦИОННЫЕ ПРИМЕНЕНИЯ

В докладе представлена концепция наноструктурного дизайна металлических материалов с использованием методов интенсивной пластической деформации (ИПД), которая открывает новые возможности достижения в них уникального комплекса мультифункциональных свойств путем целенаправленного управления формированием ультрамелких зерен (УМЗ) и различных границ зерен (ГЗ) (малоугловых и большуглуговых, специальных и случайных, равновесных и неравновесных с деформационно-индуцированной сегрегацией легирующих элементов). В последние годы тема ИПД обработки, когда материал подвергается сильной деформации под высоким давлением, получила активное развитие во всем мире как перспективный метод наноструктурирования материалов [1, 2]. В данном докладе, варьируя режимы и способы ИПД обработки для различных металлов и сплавов, демонстрируются возможности получения материалов с УМЗ структурой и различными границами зерен, а также рассмотрено их влияние на свойства материалов. Особый интерес представляет использование метода ИПД для создания наноматериалов с так называемыми многофункциональными свойствами, сочетающими высокие механические и функциональные свойства (очень высокую прочность и усталостную выносливость, коррозионную и радиационную стойкость, электропроводность и износостойкость), что обсуждается в докладе на основе результатов компьютерного моделирования и экспериментальных наблюдений за механизмами деформации в материалах с ультрамелкозернистой структурой и различными границами зерен [1, 3]. Представлены примеры инновационного применения таких материалов в машиностроении и медицине. Последние исследования и разработки в области металлических биоматериалов, таких как технически чистый титан и магниевые сплавы, свидетельствуют о том, что их наноструктурирование методами ИПД способствует значительному

повышению прочности и усталостных характеристик, а также обеспечивает коррозионную стойкость, что позволяет создавать медицинские имплантаты усовершенствованной конструкции и с улучшенными биофункциональными свойствами для стоматологии, челюстно-лицевой хирургии и травматологии [3, 4].

1. Valiev R.Z., Straumal B., Langdon T.G. Using severe plastic deformation to produce nanostructured materials with superior properties, Annual Review of Materials Research. – 2022. – Vol. 52, P. 357-382.
2. Edalati K., Bachmaier A., Beloshenko V.A., Beygelzimer Y., Blank V.D, Botta W.J., Bryła K., Čížek J., Divinski S., Enikeev N.A., Estrin Y., Faraji G. et. al. Nanomaterials by severe plastic deformation: review of historical developments and recent advances, Materials Research Letters. – 2022. – Vol. 10:4, P. 163-256.
3. Valiev R.Z., Alexandrov I.V., Kawasaki M., Langdon T.G. Ultrafine-Grained Materials, SpringerNature, 2024.
4. Боткин А.В., Волкова Е.П., Кулясова О.Б., Валиев Р.З. Моделирование и экспериментальное исследование комбинированной интенсивной пластической деформации обработки магниевых сплавов для получения прутковых заготовок с ультрамелкозернистой структурой, Российский журнал биомеханики. – 2026. – Т. 30, № 1, С. 101–113.

М.В. ЛЕОНТЬЕВА-СМИРНОВА
АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А.Бочвара», г. Москва, Россия

АУСТЕНИТНЫЕ И ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫЕ СТАЛИ ДЛЯ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ РУ БН

Лекция посвящена подходам к разработке и освоению сталей аустенитного и ферритно-мартенситного класса для оболочек твэлов реакторов на быстрых нейтронах с натриевым теплоносителем. Работы выполнялись на основании основных технических требований к уровню механических характеристик и радиационной стойкости КМ при высокодозном высокотемпературном облучении.

Целью разработок является поэтапное достижение проектных и перспективных выгораний топлива с применением твэлов с указанными оболочечными материалами.

Слушателям представляется информация о последовательности разработки КМ в обеспечение эффективного топливоиспользования при поэтапном повышении уровня выгорания топлива.

Представлена информация о структурно-фазовом состоянии сталей, освоению в промышленности и качестве металлопродукции.

Показаны экспериментально достигнутые повреждающие дозы на образцах и оболочках твэлов и оценка их характеристик радиационной стойкости (ВТРО, НТРО, РР).

Представлены результаты научного и технологического освоения оболочечных сталей в металлургическом и трубном производстве, обозначены программные мероприятия по дальнейшим реакторным экспериментам.

На основе опыта эксплуатации БН-600 и БН-800 создается проект реактора БН-1200М, который позволит существенно расширить топливную базу атомной энергетики путем повторного использования отработавшего топлива других реакторов, т. е. реализовать замкнутый ядерный топливный цикл. БН-800, помимо выработки электроэнергии, обеспечивает завершающую отработку элементов замкнутого топливного цикла, что необходимо для решения стратегической задачи Росатома формирования двухкомпонентной атомной энергетики. С этой целью БН-800 работает на полной загрузке активной зоны МОКС-топливом.

Результаты облучения в реакторах БН-600 и БН-800 являются экспериментальным обоснованием для применяя аустенитной стали ЭК164 в качестве материала оболочки для стартовой зоны загрузки (первого этапа эксплуатации) РУ БН-1200М до повреждающей дозы 120 сна с применением аксиальной воспроизводящей прослойки для снижения теплонапряженности топлива. В настоящее время в БН-600 на штатных оболочках из этой стали достигнута максимальная повреждающая доза 114 сна, выгорание 14 % т.а. Планируется достижение в БН-800 повреждающей дозы 116 сна.

Этому мероприятию предшествовали исследования аустенитных сталей, в частности ЧС68 – штатного материала оболочек твэлов реакторов БОР-60, БН-600. Было выявлено, что стойкость к радиационному распуханию определяется, в основном, несколькими структурными факторами: фазовой нестабильности, дислокационным и твердорастворным фактором. Микролегирование регулирует величину энергии дефекта упаковки, создание холоднодеформированного состояния обеспечивает формирование оптимальной дислокационной структуры, что снижает стимул к формированию радиационной пористости, структурная нестабильность обеспечивает формирование под облучением дополнительных стоков радиационных дефектов. В результате этих работ осуществлены несколько этапов оптимизации металлургического и трубного производства, что обеспечило существенное повышение достигнутого уровня повреждающей дозы на аустенитных сталях, а также способствовало снижению восприимчивости к ВТРО.

Второй этап освоения РУ БН-1200М, при дальнейшем увеличении выгорания топлива (повреждающая доза свыше 130 сна) связан с применением ФМС, что связано с экспериментально установленной высокой стойкостью сталей этого класса к вакансионному распуханию. Вопрос ограничения применения ФМС по температурному уровню в настоящее время решается применением при изготовлении оболочечных труб высокоскоростной термообработки. Экспериментально также показано, что эффект НТРО в разработанных новых сталях ЭК181 и ЧС139 снижается до приемлемого уровня созданием оптимального структурно-фазового состояния, в т. ч. за счет легирующего и микролегирующего комплекса, дисперсных упрочняющих фаз, выделяющихся в матрице и препятствующих развитию зернограничных превращений, способствующих проявлению склонности к хрупкости, а также минимизацией содержания δ-феррита.

Стали ЭК181 и ЧС139 облучены в составе материаловедческой сборки в реакторе БН-600 до максимальной повреждающей дозы 135 сна. Продемонстрирован высокий уровень механических и радиационных характеристик. Эти стали опробованы в качестве оболочек экспериментальных твэлов ОУ-10 и успешно облучены в реакторе БОР-60 – максимальное выгорание топлива 9,9 % т.а., максимальная повреждающая доза 46 сна. Послереакторные исследования показали наличие запаса прочности и пластичности во всем температурном интервале облучения.

В завершающей части обозначены планируемые реакторные эксперименты по обоснованию применения аустенитных и ферритно-мартенситных сталей в указанных выше диапазонах повреждающих доз и фундаментально ориентированные проблемы применения КМ при высокодозном и высокотемпературном облучении.

Многолетняя успешная эксплуатация реактора БН-600 и ввод в промышленную эксплуатацию реактора БН-800, создание БН-1200М подтверждает мировое лидерство России в области разработки и эксплуатации реакторов на быстрых нейтронах.

В.Д. РИСОВАНЫЙ
АО «НИИ НПО «ЛУЧ», г. Подольск

ПОГЛОЩАЮЩИЕ МАТЕРИАЛЫ И СТЕРЖНИ РЕГУЛИРОВАНИЯ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Представлены функциональные свойства карбида бора (B_4C), который широко применяется с конца 1950-х годов и в настоящее время его доля в стержнях регулирования ядерных реакторах российского дизайна составляет более 90%. Экспериментально достигнуты их предельные состояния при эксплуатации в различных типах ядерных реакторов. Практически для всех стержней регулирования с карбидом бора установлен критерий в 50% выгорания изотопов бор-10, при достижении которого изделия должны извлекаться из активной зоны реактора. Такое выгорание достигается при нахождении поглощающих элементов с карбидом бора в активной зоне ВВЭР-1000 в режиме автоматического регулирования (АР) в течение 2-х лет. Карбид бора характеризуется большими радиационными повреждениями, связанными с протеканием ядерных реакций на изотопах бор-10 с образованием большого количества газообразных гелия и трития. Он несовместим с оболочками при температуре выше 700 ^{0}C. Использование негерметичных конструкций стержней с карбидом бора позволяет повысить их время эксплуатации. Использование с конца 1990-х годов в ПС СУЗ ВВЭР-1000 комбинированного поглощающего сердечника с B4C и титанатом диспрозия (Dy_2TiO_5) позволило увеличить ресурс до 10 лет (2 года в режиме АР и 8 лет в аварийной защите (АЗ). Длительный ресурс кластерных сборок PWR в 20 лет обеспечен использованием сплава 80%Ag-15%In-5%Cd.

Во многих странах с середины 1990-х годов проводятся разработки новых поглощающих материалов. Актуальность исследований возросла после аварии на АЭС Фокусима в 2011г. и разработки ядерных реакторов IY-го поколения. В водо-водяных реакторах при отказе от борного регулирования для обеспечения длительного, более 20 лет ресурса стержней регулирования потребуется замена карбида бора. Для толерантного топлива водо-водяных ядерных реакторов (ВВЭР, PWR) сформулированы требования по сохранению целостности в случае аварийного повышения температуры до 1200 ^{0}C в течение 5 минут. Эти требование не выполняются для ПЭЛ ПС СУЗ ВВЭР-1000 с B_4C и кластерных сборок PWR с 80%Ag-15%In-5%Cd (температура плавления 800 ^{0}C), которые перемещаются в направляющих каналах ТВС и являются их составными частями.

Высокие ресурсные характеристики, надежность и безопасность эксплуатации стержней регулирования достигаются преимущественно использованием поглощающих материалов, не содержащих изотопы бор-10.

Разработан новый класс поглощающих материалов на основе оксидов редкоземельных элементов и гафния ($nLn_2O_3mHf(Zr)O_2$). Это твердый раствор с разупорядоченной кристаллической структурой с широкой областью гомогенности. Цирконат гадолиния ($Gd_2O_3ZrO_2$) уже более 20-ти лет успешно применяется в стержнях выгорающего поглотителя (СВП) водо-водяных транспортных установках. Используется он и в АСММ с ядерными реакторами РИТМ-200. Для стержней регулирования ядерных реакторов на тепловых нейтронах предложен гафнат диспрозия ($nDy_2O_3mHfO_2$), физическая эффективность которого немногим уступает B_4C в исходном состоянии и более высокая при длительном облучении. При этом, гафнат диспрозия имеет неограниченную радиационную стойкость, которая обусловлена исходной разупорядоченной флюоритной структурой с большим количеством кислородных вакансий. После облучения на ускорителе до повреждающей дозы 300 сна (более 80 лет нахождения в активной зоне ВВЭР-1000) сохраняется ее исходная кристаллическая решетка без изменения объема. Температура плавления гафната диспрозия составляет более 2600 ^{0}C, он совместим со сталями при температурах выше 1500 ^{0}C и коррозионностоек в воде высоких параметров.

Для стержней регулирования ядерных реакторов на быстрых нейтронах разрабатывается гидрид гафния (HfHx), исходная физическая эффективность которого равна эффективности 80%-го обогащения по изотопам бор-10 карбида бора. При этом гидрид гафния сохраняет ее длительное время из-за наличия цепочки поглощающих изотопов гафния и практически не распухает под облучением. При использовании покрытий не наблюдается выхода водорода из гидрида гафния при температурах до 700 ^{0}C. Использование стержней регулирования с гидридом гафния вместо карбида бора позволяет в 3–4 раза увеличить их время эксплуатации, минимум до 10 лет.

И.М. АБДЮХАНОВ[1], М.В. АЛЕКСЕЕВ[1], А.Г. СИЛАЕВ[1],
А.С. ЦАПЛЕВА[1], М.В. КРЫЛОВА[1], Д.В. СОКОЛОВСКИЙ[1],
С.А. ШЕВЯКОВА[1], М.М. ПОТАПЕНКО [1], А.М. ЛЮТЫЙ [2],
А.А. АНТОНЕНКО [2], А.В. КРАМАРЧУК [2],
В.В. ЧУДНОВСКИЙ [2], С.М. ЗЕРНОВ [3], М.Ю. ШЛЯХОВ [3]
1 – АО «ВНИИНМ»
2 - АО «ОКБ КП»
3 – АО «ТВЭЛ»

РАЗРАБОТКА ОТЕЧЕСТВЕННЫХ СВЕРХПРОВОДЯЩИХ КОАКСИАЛЬНЫХ КАБЕЛЬНЫХ СБОРОК ДЛЯ КВАНТОВЫХ КОМПЬЮТЕРОВ

В настоящее время во всем мире ведутся разработки по созданию квантовых компьютеров на разных принципах, в том числе на сверхпроводящих кубитах. Важным элементом криостата квантового компьютера являются сверхпроводящие линии передачи сигнала, обеспечивающие низкие энергетические потери и низкую теплопроводность. Доклад посвящен разработке отечественных сверхпроводящих кабельных сборок на основе сплава NbTi диаметром 1,6 и 2,19 мм для квантовых компьютеров.

Разработанные коаксиальные кабельные сборки достигли всего требуемого комплекса параметров, в том числе величины затухания при криогенной температуре (менее 0,3 Дб/м при 4 К). Благодаря разработке отечественных соединителей удалось повысить стойкость кабеля при термоциклировании по сравнению с рыночно доступными соединителями. Выпущена опытная партия NbTi коаксиальных кабелей диаметром 1,6 и 2,19 мм общей длиной 200 м.

А.С. ФРОЛОВ, Б.А ГУРОВИЧ, Д.В. САФОНОВ, Д.А. МАЛЬЦЕВ, И.В. ФЕДОТОВ
НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия
E-mail: frolov_as@nrcki.ru

ВОССТАНОВЛЕНИЕ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СПЛАВА Э110 В ПРОЦЕССЕ ОТЖИГОВ, ИМИТИРУЮЩИХ ПРЕДЕЛЬНЫЕ РЕЖИМЫ СУХОГО ХРАНЕНИЯ ОТВС

Эксплуатация оболочек тепловыделяющих элементов из циркониевых сплавов в условиях нейтронного облучения в составе активных зон реакторов ВВЭР и PWR при температуре ~350 °С приводит к образованию в материале оболочек дислокационных петель <a>- и <c>-типа, а в сплавах системы Zr-Nb еще и к формированию радиационно-индуцированных мелкодисперсных выделений на основе ниобия вдоль базисных плоскостей ГПУ-решетки циркония и к росту размера глобулярных частиц β-Nb [1,2]. Также в процессе облучения происходит накопление водорода в матрице материала оболочки твэла, что может при охлаждении приводить к образованию гидридов, которые под действием растягивающих напряжений за счет внутреннего давления газообразных продуктов деления и контакта топлива с оболочкой твэла могут формировать стеки с радиальной ориентацией. Указанные структурные изменения приводят к упрочнению оболочек твэлов при одновременном снижении пластических свойств.

Некоторые сценарии сухого хранения допускают кратковременные повышения температуры оболочек вплоть до 550–570 °С [1]. При этом происходит отжиг радиационно-индуцированных элементов структуры, который сопровождается снижением прочностных характеристик материала. Таким образом, при обосновании безопасности вакуумной сушки, транспортировки и стационарной выдержки отработавшего ядерного топлива (ОЯТ) необходимо учитывать изменение механических свойств материалов оболочек твэлов в процессе кратковременных нагревов до ~ 600 °С.

Для решения этой задачи в настоящей работе на были обобщены имеющиеся результаты исследований и сформирована база данных по степени восстановления свойств облученных сплавов Zircaloy-2, Zircaloy-4, М5 и Э110 после последующих термических обработок при 350–750 °С с выдержками от ~ 20 с до 10 000 ч. На основе этой базы данных была разработана и валидирована модель восстановления прочностных характеристик, с помощью которой были выбраны режимы изотермических отжигов облученных ~10 сна образцов из сплава Э110, для получения экспериментальных данных по степени восстановления данного материала.

Кроме того, были проведены механические испытания при комнатной температуре на статическое растяжение кольцевых образцов из указанного

сплава. Перед испытаниями образцы подвергались часовым изотермическим выдержкам в температурном интервале 400–600 °С. Также был проведен микроструктурный анализ с использованием просвечивающей (ПЭМ) и растровой (РЭМ) электронной микроскопии, что позволило сопоставить эволюцию структуры с изменением прочностных параметров материала.

Проведенный корреляционный анализ микроструктурных параметров и свойств облученного сплава Э110 в процессе восстановительных отжигов позволил оценить вклад в упрочнение для каждого типа структурных элементов по модели барьерного упрочнения (DBH – dispersed barrier hardening). Показано, что в исследованном температурном интервале 400–550 °С именно отжиг дислокационных петель <a>-типа является определяющим фактором снижения предела текучести. При отжиге дефектов указанного типа происходит формирование сеток смешанных дислокаций, которые закрепляются на различных барьерах (прежде всего – глобулярных выделениях β-Nb и мелкодисперсной фазе) и определяют прочностные параметры сплава Э110 при температурах выше 500 °С. При этом объемная плотность и средний размер частиц вторых фаз остаются относительно стабильными до ~500 °С.

Также показано, что повышение температуры выдержек даже до 600 °С не приводит к полному восстановлению пластических свойств исследованного материала, что объясняется неполным отжигом радиационно-индуцированных элементов структуры и смешанных дислокаций.

Полученные зависимость восстановления прочностных параметров и коэффициенты прочности барьеров по модели DBH могут быть использованы при прогнозировании степени восстановления механических свойств облученного сплава Э110 при эксплуатационных и аварийных режимах сухого хранения ОЯТ в рамках разработки кода РТОП-СХ [2,3].

1. U.S. Nuclear Regulatory Commission. Cladding Considerations for the Transportation and Storage of Spent Fuel // Spent Fuel Proj. Off. Interim Staff Guid. - 11 , Revis. 3. 2003. Vol. 122, № 1.
2. Aliev T., Likhanskii V., Evdokimov I., Ivonin D., Kolesnik M., Sorokin A., Ulibishev K., Zborovskii V., Elkin N., Chernetsky M., Khoruzhii O., Zvir E., Iliyin P., Gurovich B., Zabusov O., Proselkov V. Software Package for Safety Analysis of Dry Storage Regimes of Spent Russian Nuclear Fuel // 12th Int. Conf. WWER Fuel Perform. Model. Exp. Support. 2017. P. 381–386.
3. Likhanskii V. V., Aliev T.N., Evdokimov I.A., Ivonin D. V., Kolesnik M.Y., Sorokin A.A., Ulibishev K.E., Zborovskii V.G., Zvir E.A., Ilyin P.A., Dolgov A.B., Ugrymov A. V., Shishikin A.A., Gurovich B.A., Zabusov O.O., Proselkov V.N., Frolov A.S. Development of soft pachage to justify safe dry storage of Russian nuclear fuel // Water React. Fuel Perform. Meet. (Top Fuel). 2017. Vol. 10. P. 1–8.

Д.А. МАЛЬЦЕВ[1], Е.А. КУЛЕШОВА[1,2], С.В. ФЕДОТОВА[1]
НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия
НИЯУ «МИФИ», г. Москва, Россия
E-mail: Maltsev_DA@nrcki.ru

ОСОБЕННОСТИ ТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ СТАЛЕЙ КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ТИПА ВВЭР

Ресурс корпусов реакторов типа ВВЭР, начиная с проектов ВВЭР-440/213, определяется с учетом результатов испытаний образцов-свидетелей (ОС). При этом в качестве критерия оценки ресурса корпуса реактора используют величину критической температуры хрупкости. Увеличение критической температуры хрупкости металла корпуса в процессе эксплуатации может происходить по упрочняющему и неупрочняющему механизмам. Для необлучаемых элементов корпуса реактора действие упрочняющего механизма может быть связано с увеличением предела текучести материала за счет изменений в исходных упрочняющих карбидных фазах или образовании новых фаз в процессе эксплуатации. Действие неупрочняющего механизма обусловлено склонностью корпусных сталей, как материалов с о.ц.к.-решеткой, к развитию обратимой отпускной хрупкости, проявляющейся в образовании сегрегации примесных и легирующих элементов по границам зерен и межфазным границам, что приводит к снижению их когезивной прочности и сопровождается появлением хрупкого межзеренного разрушения при механических испытаниях ОС на ударный изгиб.

В работе систематизированы результаты исследований исходных упрочняющих фаз в сталях корпусов реакторов типа ВВЭР (ВВЭР-440, ВВЭР-1000/1200, ВВЭР-ТОИ, ВВЭР-СКД) методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии, а также оценен их вклад в изменение предела текучести. Установлено, что длительные термические выдержки при рабочих температурах, нейтронное облучение, а также высокотемпературные отжиги различной продолжительности не приводят к значимым изменениям параметров карбидных фаз в основном металле и металле сварного шва. Это свидетельствует о высокой термической и радиационной стабильности карбидных фаз, сформировавшихся в результате многократных циклов послесварочной термической обработки при изготовлении крупногабаритных корпусов. Это исключает структурные предпосылки для изменения вклада исходных упрочняющих карбидных фаз в предел текучести, а также их значимый вклад фаз в деградацию свойств сталей корпусов реакторов в условиях эксплуатации, включая продление сроков службы.

Представлены результаты фрактографических исследований и исследований уровня зернограничных сегрегаций примесей методом оже-электронной спектроскопии сталей корпусов реакторов типа ВВЭР различных проектов, характеризующие склонность этих материалов к зернограничному охрупчиванию в процессе эксплуатации. Выявлены особенности зернограничного охрупчивания сталей корпусов реакторов типа ВВЭР различных проектов.

В.А. ПЕЧЕНКИН, Н.В. ГУСЕВ, В.И. ФОЛОМЕЕВ
АО «Государственный научный центр Российской Федерации – Физико-энергетический институт имени А.И. Лейпунского», Обнинск, Россия
E-mail: vap@ippe.ru

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗ, НАПРЯЖЕНИЙ И РАДИАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ В КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛАХ ПРИ ВЫСОКОДОЗНОМ УСКОРИТЕЛЬНОМ ОБЛУЧЕНИИ

Целевые параметры по максимальной повреждающей дозе в оболочках твэлов перспективных реакторов поколения IV с натриевым и свинцовым теплоносителями составляют порядка 200 сна. Это должно быть обеспечено разработкой и аттестацией в сжатые сроки новых конструкционных материалов с соответствующим применением ускоренных методик испытаний и экспресс-оценками радиационной стойкости кандидатных материалов.

Важную роль в разработке радиационно-стойких конструкционных реакторных материалов (КМ) играют эксперименты по экспрессному высокодозному облучению ионами на ускорителях, включающему имплантацию гелия и водорода для учета их наработки в реакторах [1-3]. При высоких дозах облучения может происходить увеличение размеров облучаемых образцов вследствие вакансионного распухания. В работе проведены расчеты методом конечных элементов (МКЭ) эволюции профилей повреждающей дозы и концентрации имплантированных ионов по глубине в образцах из аустенитных (на примере ЧС68) и ферритно-мартенситных (ф/м, на примере ЭП823) сталей при облучении на ускорителе Тандем-3М ионами Ni^{3+} и Fe^{3+} соответственно с энергией 11,5 МэВ повреждающими дозами до 250 сна в максимуме по глубине образца. Получены аналитические выражения, связывающие такие профили при произвольной дозе облучения и распухании с профилями, рассчитанными стандартными расчетными кодами в начале облучения в не распухшем образце.

Для этих же условий облучения проведены МКЭ расчеты деформаций и напряжений в образце, вызванных имплантацией ионов и вакансионным распуханием, при различных повреждающих дозах, с учетом радиационной ползучести [4]. Получены аналитические выражения для квазистационарных профилей интенсивности напряжений по глубине образца, определяемых соотношением скоростей имплантации ионов, вакансионного распухания и радиационной ползучести, которые хорошо согласуются с рассчитанными МКЭ значениями. Полученные результаты показали, что для обоих рассмотренных типов сталей наибольшие напряжения в образце при

ускорительном облучении вызывает имплантация ионов. Хотя такие напряжения могут быть велики, но они локализованы в зоне накопления внедренных ионов. Выбирая для облучения относительно высокую энергию ионов, можно обеспечить достаточно широкую по глубине «зачетную» зону для исследования микроструктуры облученных образцов КМ, удаленную как от поверхности, так и от области высоких напряжений в зоне накопления внедренных ионов. Как и при реакторном облучении оболочек твэлов, величина интенсивности напряжений, вызванных распуханием, в образцах при ускорительном облучении существенно зависит от параметров радиационной ползучести данного КМ, особенно от величины коэффициента корреляции ползучести и распухания. В связи с более высокими скоростями распухания эти напряжения больше в аустенитных, чем в ф/м сталях. При этом интенсивности напряжений сравнимы при ускорительном и реакторном облучении.

Представленный в данной работе метод исследования температурно-дозовых зависимостей эволюции микроструктуры КМ, в том числе распухания, и представленные в работе [3], на основе облучения в ионных ускорителях, методы исследования распухания, радиационной ползучести, низкотемпературного и высокотемпературного радиационного охрупчивания и радиационно-индуцированного коррозионного растрескивания, в совокупности позволяют проводить экспрессный отбор наиболее радиационностойких конструкционных материалов.

1. Грудзевич О.Т., Печенкин В.А., Кобец У.А., Гурбич А.Ф., Боховко М.В., Шагинян Р.А., Марголин Б.З., Петров С.Н., Михайлов М.С., Васильева Е.А. Исследования радиационной стойкости конструкционных материалов на ускорителях ионов. Вопросы атомной науки и техники. Серия: ядерно-реакторные константы, 2022, № 3, с. 127—145.
2. IAEA CRP “Accelerator Simulation and Theoretical Modelling of Radiation Effects”. IAEA Nuclear Energy Series, ISSN 1995–7807, No. NF-T-2.2, 2018.
3. Марголин Б.З., Сорокин А.А., Каштанов А.Д., Петров С.Н., Дуб А.В., Печенкин В.А. Методология оценки радиационной стойкости материалов, облученных в ионных ускорителях. Вопросы атомной науки и техники. Серия: ядерно-реакторные константы, 2025, № 4, с. 164—209.
4. Гусев Н.В., Печенкин В.А., Фоломеев В.И. Расчет напряжений в образце при ионном облучении конструкционных материалов. Вопросы атомной науки и техники. Серия: ядерно-реакторные константы, 2024, № 2, с. 176—193.

М.И. ПЕТРОВ, М.Г. ИСАЕНКОВА, Р.А. ИЛЬЯСОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва
e-mail: MIPetrov@mephi.ru

ВЛИЯНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ГИДРИДНОЙ СТРУКТУРЫ НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ

Циркониевые сплавы применяются для изготовления элементов активных зон водо-водяных энергетических ядерных реакторов. В процессе эксплуатации вследствие коррозионного взаимодействия с теплоносителем в материал поступает водород. При превышении предельной растворимости он выделяется в виде гидридной фазы, наличие которой приводит к снижению пластичности и трещиностойкости материала. На характер разрушения существенно влияют морфология и преимущественная ориентация гидридных пластин, при этом особенно неблагоприятной для трубчатых изделий является радиальная ориентация гидридов.

В работе исследовали отечественные циркониевые сплавы Э110опт и Э635 с содержанием водорода 0–700 wppm. Методом дифференциальной сканирующей калориметрии определены температуры растворения и выделения гидридов и построены линии сольвуса фазовых диаграмм сплав-водород. Установлено, что для сплава Э110опт характерны более высокие значения энтальпии образования и растворения гидридов, чем для Э635, что косвенно свидетельствует о наличии механизма релаксации напряжений, возникающих при образовании гидридов в сплаве Э110опт, не реализующегося в сплаве Э635.

Изменение гидридной структуры при увеличении содержания водорода исследовали методами растровой электронной микроскопии, рентгеновской и синхротронной дифракции [1]. В обоих сплавах с ростом концентрации водорода наблюдается увеличение доли радиально ориентированных гидридов. Этот эффект связан с напряжениями, формирующимися в матрице при выделении первичных преимущественно тангенциальных гидридов. Возникающие при этом сжимающие напряжения в радиальном направлении изменяют условия последующего выделения гидридной фазы и способствуют увеличению доли радиальных гидридов.

Реакция матрицы на возникающие внутренние напряжения различается для исследованных сплавов. В Э110опт увеличение содержания водорода сопровождается изменением кристаллографической текстуры α-Zr и переориентацией части базисных нормалей к радиальному направлению вследствие активации двойникования. Для Э635 аналогичное изменение текстуры не наблюдается. Таким образом, в сплаве Э110опт двойникование

является дополнительным механизмом релаксации напряжений, возникающих при образовании гидридов. При этом для обоих сплавов независимо от содержания водорода и преимущественной ориентации гидридов сохраняется ориентационное соотношение $\{0001\}_{\alpha-Zr}||\{111\}_{\delta-ZrH_{1,66}}$.

Влияние ориентации гидридов на характер разрушения анализировали по результатам механических испытаний кольцевых образцов сплава Э635 с различным коэффициентом ориентации F_n. Количественный фрактографический анализ показал, что увеличение доли радиально ориентированных гидридов сопровождается резким ростом доли хрупкой составляющей на поверхности разрушения. Переходная область соответствует значениям F_n в интервале 0,20–0,35 [2].

Для интерпретации установленной зависимости проведено трехмерное конечно-элементное моделирование окружного растяжения трубчатого образца, содержащего ансамбль гидридных пластин с заданной ориентацией [3]. Расчеты показали различия напряженно-деформированного состояния матрицы в зависимости от ориентации гидридов. При преимущественно тангенциальной ориентации вблизи концов гидридных пластин формируются локальные максимумы напряжений и области повышенной пластической деформации, что создает условия для локальной релаксации напряжений. С увеличением доли радиальных гидридов пластическая деформация в их окрестности подавляется, а область повышенных напряжений распространяется на больший объем матрицы.

Таким образом, экспериментально наблюдаемый рост хрупкой составляющей при увеличении F_n сопровождается изменением характера локализации напряженно-деформированного состояния. Переход к преимущественно радиальной ориентации гидридов ограничивает пластическую релаксацию в матрице и расширяет поле повышенных напряжений на больший объем материала, что создает условия для перехода от вязкого к преимущественно хрупкому характеру разрушения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-79-10289, https://rscf.ru/project/24-79-10289/)

1. Isaenkova M.G., Petrov M.I., Kozlov I.V., Bogomolova A.V. Structural features of hydrogenated E110opt and E635 tubes. Non-Ferrous Metals. – 2023. – № 1. – P. 41–48.

2. Petrov M.I., Isaenkova M.G., Saburov N.S., Markelov V.A., Plyasov A.A. Letters on Materials. – 2025. – V. 15. – № 1. P. 49–54.

3. Petrov M.I., Ilyasov R.A., Isaenkova M.G., Krymskaya O.A., Mikhalchik V.V. Letters on Materials. – 2026. – V. 16. – № 3. P. 232–238.

С.А. КУНАВИН[1], В.Н. СКОРОБОГАТЫХ[1], С.В. ХАЙМИН[1]
[1] *АО НПО «Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения» (АО «НПО «ЦНИИТМАШ»), г. Москва, Россия*
E-mail: kunavin_1950@mail.ru

МЕХАНИЧЕСКИЕ И СЛУЖЕБНЫЕ СВОЙСТВА НЕКОТОРЫХ МАРОК СТАЛЕЙ, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В КОНСТРУКЦИЯХ ОБЪЕКТОВ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Жаропрочные стали различного класса нашли широкое применение в конструкциях и изделиях атомной энергетики. Среди них: феррито-мартенситная сталь ЭП823-Ш, аустенитная сталь ЭП302-Ш, феррито-перлитная низколегированная теплоустойчивая сталь 15ХМ. Для эффективного использования данной стали для изделий (трубопроводов) атомной энергетики необходимо провести комплексное экспериментальное исследование механических свойств металла труб при различных условиях термомеханического нагружения.

Механические испытания проводили при статическом и циклическом нагружении на гладких цилиндрических образцах с диаметром рабочей части 5 мм при температурах: Т = 20–600 ^{O}С (сталь ЭП823-Ш), Т = (4,2–7)К, 20–700 ^{O}С (сталь ЭП302-Ш), Т = 20–400 ^{O}С (сталь 15ХМ). Образцы для первых двух сталей вырезали из пруткового металла, для стали 15ХМ – из оболочки горячекатаной трубы 219,1х12,5 мм.

Для стали ЭП823-Ш получены следующие основные результаты. Поэтапное повышение температуры до 400 ^{O}С и затем до 600 ^{O}С вызывает снижение характеристик прочности ($б_В$ и $б_{0,2}$) по сравнению с комнатной в среднем на 20% и 50%, изменяет соотношение стадий равномерной и локализованной деформаций (при Т= 600 ^{O}С равномерная деформация практически не реализуется), приводит к возрастанию отношения $б_{0,2}$/ $б_В$ до значений 0,91–0,94. Характеристики пластичности неоднозначно изменяются с повышением температуры. При Т=300–400 ^{O}С величина δ_5 заметно уменьшается (на 5–17%), при Т=600 ^{O}С существенно возрастает (на 45–54%). Значительное изменение поперечного сужения ψ происходит только при Т=600 ^{O}С (повышение на 40–47%). Малоцикловые испытания (жесткий режим) показали, что кинетика упругопластического деформирования образцов типична для циклически разупрочняющихся материалов: с увеличением числа циклов нагрузки происходит монотонное уменьшение размаха напряжений. Реализуется усталостный механизм разрушения с наличием в изломе усталостных бороздок, вторичных микротрещин и микропор.

Для образцов из стали ЭП302-Ш наблюдается существенное различие в характере деформирования при криогенных температур и при повышенных

температурах. В диапазоне температур Т=20–400 ^{O}С происходит существенное снижение значения $Б_{В}$, примерно в 2 раза. Затем (Т=400–700 ^{O}С) это снижение не превышает ≈10%. Снижение $Б_{0,2}$ незначительное (8–10%). Характеристики пластичности изменяются незначительно: наблюдается возрастание значений (δ_5 - на 5–7%, ψ - на 10–12%). Соотношение $Б_{0,2}/Б_{В}$ < 0,6 показывает, что сталь ЭП302-Ш в данном во всем исследованном диапазоне температур является циклически упрочняемой. Циклические испытания в области МЦУ показали, что с повышением температуры сопротивление усталости существенно понижается (по числу циклов в 2–3 раза).

При криогенных температурах происходит существенное изменение характера деформирования. В упругопластической области пластическая деформация приобретает ярко выраженный скачкообразный характер, в процессе которого реализуются локальные скачки температуры и образование мартенсита в результате превращения $\gamma \rightarrow \alpha'$. В результате сталь становится магнитной. Значение $Б_{В}$ возрастает в 1,4–1,7 раза.

Для стали 15ХМ исследования проводили при двух состояниях металла: в исходном состоянии (в состоянии поставки) и после ускоренного термического старения, имитирующего изотермическую выдержку в течение 60 лет. В диапазоне температур Т = 150–300 ^{O}С происходит возрастание значений $\sigma_{В}$ и $\sigma_{0,2}$ по сравнению с комнатной температурой, при этом для всех температур испытания значения прочностных характеристик выше установленных в нормативных документах на 20–60% в зависимости от температуры испытания.

Характеристики пластичности δ_5 и ψ также выше нормативных значений во всем диапазоне температур соответственно на 6-38% Также, как и величина $\sigma_{В}$, значения ψ возрастают в интервале температур Т=150–350 ^{O}С. Значения $\sigma_{В}$ для сварного соединения также выше минимальных значений, указанных в нормативных документах, на 11–15%. Кривые выносливости для основного металла при обеих температурах испытания располагаются выше кривых выносливости сварного соединения. Для сварного соединения повышение температуры до Т=400 ^{O}С приводит к снижению сопротивления усталостному разрушению. Ускоренное старение приводит к снижению характеристик усталости на 20–25%. При всех температурах испытания кривая выносливости основного металла, сварного соединения в состоянии поставки и после старения лежит выше нормативной кривой. Показано, что ускоренное термическое старение (имитирующее термическое воздействие в течение срока службы до 60 лет) и коррозионное воздействие не оказывают существенного влияния на работоспособность стали и все служебные характеристики удовлетворяют требованиям нормативной документации.

М.В. КОРНЮШИН[1], А.В. СМИРНОВ[1], И.Д. АКИНЬШИН[1], А.А. ХОЛОДКОВА[1,2]
[1]МИРЭА – Российский технологический университет, г. Москва, Россия
[2] Химический факультет МГУ, г. Москва, Россия
E-mail: kornyushin@mirea.ru

ПРИМЕНЕНИЕ ХОЛОДНОГО СПЕКАНИЯ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ КЕРАМИКИ ИЗ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ

Холодное спекание (ХС) – это новый способ консолидации керамики путем совместного воздействия на увлажненный высокодисперсный порошок механического давления до 500 МПа и температуры не выше 300 °С [1]. Особую актуальность метод ХС приобретает в решении проблемы энергосбережения при изготовлении керамических материалов с высокой температурой обжига, в частности, керамики на основе диоксида циркония [2]. В настоящей работе этап ХС был применен для формования керамических заготовок, которые впоследствии поджвергались классическому обжигу на воздухе. Исходный аморфный порошок $Zr(OH)_4$ с добавкой 6 мол. % YOOH синтезировали методом совместного обратного осаждения в водно-аммиачной среде из растворов солей ($ZrO(NO_3)_2$, $Y(CH_3COO)_3$). ХС полученных порошков проводили при 220 МПа и 250 °С с выдержкой 1 ч в присутствии 0,18 масс. % 2 М водного раствора CH_3COOH. После ХС плотность составляла 86,1 % от теоретической для $Zr(OH)_4$. Консолидированные аморфные образцы обжигали на воздухе при 1000–1300 °С в течение 1 ч.

Изготовленные керамические образцы состояли из терагональной фазы ZrO_2 с примесью моноклинной (от 3,3 до 10,7 масс. %) и обладали однородной микроструктурой. Средний размер зерен возрастал с повышением температуры обжига от 110 до 190 нм (Рисунок 1). Относительная плотность образцов повышалась от 52,4 до 90,2 % в результате увеличения температуры обжига от 1000 до 1300 °С.Особенностью изготовления керамики ZrO_2 с применением этапа ХС является разделение процессов уплотнения материала и роста зерен. В отличие от традиционного сухого или полусухого формования, при ХС за счет растворения и переосаждения вещества в жидкой среде достигается высокая плотность керамических заготовок с сохранением аморфного состояния вещества. При последующем обжиге на воздухе аморфные гидроксиды теряют воду и однородно по всему объему материала происходит кристаллизация ZrO_2. Благодаря этому в полученной керамике не наблюдается собирательной рекристаллизации, характерной для традиционной технологии [3], и сохраняется узкое размерное распределение зерен в субмикронном диапазоне (Рисунок 1). Преимуществом

такого материала перед традиционно изготовленной керамикой их стабилизированного ZrO_2 ожидаемо являются улучшенные механические свойства (твердость, трещиностойкость, прочность при изгибе) в соотвествии с законом Холла-Петча [4], [5].

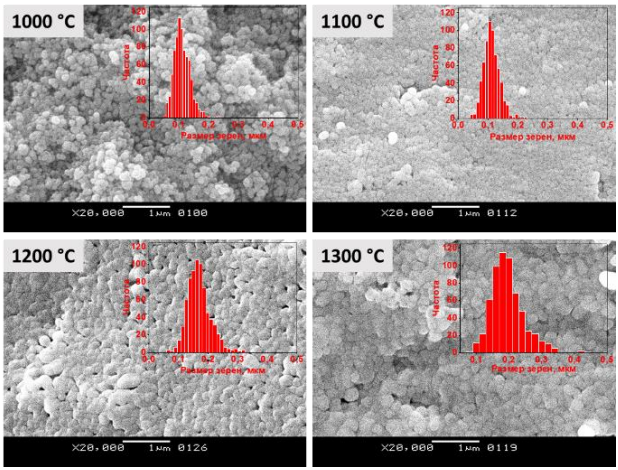


Рисунок 1 – СЭМ сколов керамики с распределениями зерен по размерам.

Исследования выполнены при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках проекта Государственного Задания № FSFZ-2026-0008.

1. Guo, J., Guo, H., Baker, A. L., Lanagan, M. T., Kupp, E. R., Messing, G. L., & Randall, C. A. Cold sintering: a paradigm shift for processing and integration of ceramics //Angewandte Chemie. – 2016. – Vol. 128. – №. 38. – P. 11629–11633.
2. Denis Y., Philippot G., Roitero E., Goglio G., Suchomel M.R., Chung U-C., Hérisson de Beauvoir T., Reveron H., Chevalier J., Estournès C., Elissalde C. Cold sintering of zirconia and yttria-stabilized zirconia from reactive hydroxides precursors // Journal of the European Ceramic Society. – 2025. – Vol. 45. – №. 16. – P. 117650.
3. Alrabiah M. A. Comparative evaluation of mechanical properties between CAD/CAM-milled and 3D-printed dental zirconia: a systematic review and meta-analysis //Materials. – 2025. – Vol. 18. – №. 22. – P. 5112.
4. Akhlaghi O., Camposilvan E., Garnier V., Goharibajestani Z., Khabbaz S., et al. Conventional sintering of nano-crystalline Yttria-Stabilized Zirconia enables high-strength, highly translucent and opalescent dental ceramics // Dental Materials. – 2024. – Vol. 40. –№ 7. – P.1031-1040.
5. Eichler, J., Rödel, J., Eisele, U. and Hoffman, M. (2007), Effect of Grain Size on Mechanical Properties of Submicrometer 3Y-TZP: Fracture Strength and Hydrothermal Degradation // Journal of the American Ceramic Society. – 2007. – Vol. 90. – P. 2830-2836.

П.М. КОРУСЕНКО[1], А.С. ВИНОГРАДОВ[1], Е.В. КНЯЗЕВ[2], Д.В. СОКОЛОВ[1,2]
[1] *Санкт-Петербургский государственный университет (СПбГУ), г. Санкт-Петербург, Россия*
[2] *Омский научный центр Сибирского отделения РАН (ОНЦ СО РАН), г. Омск, Россия*
E-mail: korusenko_petrt@mail.ru

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ИНТЕРФЕЙСА В СИСТЕМАХ «УГЛЕРОДНЫЙ НАНОМАТЕРИАЛ/Ni» ПОСРЕДСТВОМ ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ АРГОНА

Благодаря уникальным структурным и физическим свойствам – высокой электропроводности, прочности на разрыв, теплопроводности, химической стабильности, низкому коэффициенту теплового расширения, а также способности к полевой эмиссии в электрических полях на два-три порядка более низких, чем для металлов и полупроводников, – графен, а также одностенные (ОУНТ) и многостенные (МУНТ) углеродные нанотрубки являются перспективными кандидатами для новых электронных устройств: тонкоплёночных транзисторов, электронных дисплеев, компонентов солнечных батарей, электролюминесцентных устройств, эмиттеров электронов и др. Однако практическая реализация таких устройств во многом ограничивается низкой адгезией углеродного наноматериала к металлическим подложкам [1]. Обеспечение эффективного межфазного взаимодействия остаётся важной фундаментальной и прикладной задачей при создании систем «углеродный наноматериал/подложка», поскольку от него зависят механическая стабильность покрытия, электрический и тепловой контакт, долговечность и воспроизводимость характеристик устройств.

Целью настоящей работы являлось исследование влияния облучения ионами Ar^+ на межфазную адгезию в системах «графен/Ni», «ОУНТ/Ni» и «МУНТ/Ni», количественная оценка степени её изменения и установление особенностей межфазного взаимодействия, обусловливающих различия в эффекте для различных типов углеродных наноматериалов.

В работе использовали коммерческие ОУНТ производства OSCiAl, МУНТ марки МУНТ-2 производства ФИЦ ИК СО РАН и графен RG-T1 производства компании «Русграфен». Нанесение слоёв графена, ОУНТ и МУНТ проводилось методом аэрозольного распыления из суспензий углеродного материала в изопропиловом спирте на никелевую фольгу [1]. Для приготовления суспензии ОУНТ дополнительно использовали поверхностно-активное вещество Triton X-100. Ионно-пучковая обработка поверхности систем «графен/Ni», «ОУНТ/Ni» и «МУНТ/Ni» проводилась с

использованием ионов Ar^+ с энергией 20 кэВ в течение 5 и 15 мин с применением ионного имплантера «Композит». Количественная оценка силы адгезии углеродных наноматериалов к никелевой подложке и её изменения в результате ионного облучения выполнялась с применением атомно-силового микроскопа MFP-3D в контактном режиме. Для установления причин изменения адгезии и особенностей межфазного взаимодействия анализировали C1*s*-, O1*s*- и Ni2*p*-спектры, полученные методом рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС) с использованием лабораторного спектрометра ESCAlab 250 Xi.

Проведённые исследования показали, что обработка ионами Ar^+ позволяет существенно изменить межфазную адгезию углеродных наноматериалов к никелевой подложке. Для исходных систем сила адгезии составляла 0,40 ± 0,20 мкН для ОУНТ/Ni, 0,63 ± 0,26 мкН для МУНТ/Ni и 0,21 ± 0,04 мкН для графен/Ni. После облучения Ar^+ в течение 5 мин адгезия увеличивалась до 0,63 ± 0,13, 8,07 ± 0,69 и 0,39 ± 0,19 мкН для ОУНТ/Ni, МУНТ/Ni и графен/Ni соответственно. При увеличении времени облучения до 15 мин значения составляли 1,18 ± 0,34, 6,76 ± 1,21 и 0,43 ± 0,11 мкН соответственно. Таким образом, наибольшее увеличение адгезии наблюдалось для системы «МУНТ/Ni», для которой после 5 мин облучения сила адгезии возрастала более чем в 12 раз по сравнению с исходным состоянием. Для ОУНТ/Ni и графен/Ni также наблюдалось увеличение адгезии, однако значительно менее сильное.

Для установления причин наблюдаемого увеличения межфазной адгезии были проведены исследования химического состояния интерфейсов методом РФЭС. Показано, что после ионного облучения на поверхности углеродных материалов увеличивается содержание кислородсодержащих функциональных групп, а на границе раздела формируются Ni–O–C связи с участием этих групп. Образование таких связей, вероятно, способствует усилению химического взаимодействия между углеродным материалом и никелевой подложкой и, как следствие, повышению межфазной адгезии. Таким образом, результаты адгезионных измерений методом АСМ и РФЭС свидетельствуют о том, что облучение Ar^+ приводит к модифицированию границы раздела «углеродный наноматериал/Ni», сопровождающемуся усилением межфазного взаимодействия. При этом увеличение адгезии зависит от типа углеродного наноматериала и продолжительности ионного облучения.

Исследования выполнены в рамках гранта Российского научного фонда, проект № 25-22-00583.

1. Shim H.C., Kawk Y. K., Han C. S., Kim S. Enhancement of Adhesion Between Carbon Nanotubes and Polymer Subtrates Using Microwave Irradiation. Scripta Materialia. – 2009; – Vol. 61, 32−35

В.М. ЧЕРНОВ
АО «ВНИИНМ», Москва, Россия.
E-mail: VMChernov@bochvar.ru

ХЛАДНОЛОМКОСТЬ, ЖАРОПРОЧНОСТЬ И РАСПУХАНИЕ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЯДЕРНЫХ (БЫСТРЫХ) И ТЕРМОЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ

Конструкционные материалы (КМ) определяют работоспособность и эффективность ядерных (быстрых - БР) и термоядерных (ТЯР) реакторов. Конструкции реакторов регламентируют требования и допустимые (предельные) изменения структуры и свойств КМ (прочности, деформации, хладноломкости, жаропрочности, распухания). Эти требования предопределяют выбор КМ (стали, сплавы) для конструкций активных зон реакторов (твэлов, бланкетов). Определяющими факторами, характеризующими структуру, дефекты и свойства КМ, являются их элементный состав, межатомные взаимодействия и электронная структура. Эффективным показателем дефектообразования и свойств КМ являются их структура (ГЦК, ОЦК), параметры кристаллических решёток, упругие модули, энергии дефектов упаковки (ЭДУ) и энергии поверхности (поверхностное натяжение).

Типичным свойствами ГЦК-металлов и КМ является отсутствие (незначительность) хладноломкости и значительное радиационное распухание, а ОЦК-металлов и КМ – хладноломкость и отсутствие (незначительность) радиационного распухания. Типичные значения ЭДУ и поверхностных энергий в ГЦК металлах и КМ меньше, чем в ОЦК металлах и КМ. Рассмотрены дефекты (энергетика) и физические модели, формирующие структуру и свойства ГЦК- и ОЦК-металлов и КМ с разными значениями ЭДУ (некоторой границей малых-больших ЭДУ является ЭДУ ≅100 мДж/м^2) и поверхностных энергий. При малых ЭДУ в металлах и КМ преимущественно зарождаются вакансионные кластеры и поры (формируется пористость). При больших ЭДУ преимущественно зарождаются дислокационные петли (не формируется пористость). Чем меньше (больше) ЭДУ, тем меньше (больше) хладноломкость и больше (меньше) распухание металлов и КМ.

Рассмотрены состояния, структуры, дефекты (энергетика) и свойства металлов и КМ в условиях «до–в процессе-после» БР и ТЯР (n-γ)-облучения. Существенно влияние γ-облучения (ионизация, изменение электронной плотности, межатомных взаимодействий, разупрочнение).

Структуры и свойства КМ при низких и высоких температурах и напряжениях определяются и контролируются различными механизмами. Исходная термомеханическая обработка (ТМО) КМ (деформация, повышение внутренних напряжений, кратковременной прочности) не является фактором, повышающим их жаропрочность (длительную прочность). Факторы

упрочнения при низких температурах и высоких напряжениях являются (могут быть) факторами разупрочнения (понижение жаропрочности, длительной прочности) при высоких температурах и низких напряжениях.

Определены механизмы хладноломкости (формирование и динамическое распространение критических трещин, хрупкое разрушение) в зависимости от кристаллических решёток (ГЦК, ОЦК), ЭДУ, поверхностной энергии, напряжений двойникования, сдвига и разрыва, подвижности дефектов (в основном дислокаций, трещин), напряженно-деформированного состояния, температуры и облучения. Хладноломкость возникает при определённых условиях (температура, напряжение) с образованием и динамическим распространением критических трещин, определяемых динамической подвижностью дислокаций в вершинах трещин (пластических зонах). Хладноломкости предшествует некоторая (малая) пластическая деформация (дислокационное зарождение и рост докритических трещин). Растущая докритическая трещина (концентратор напряжения) достигает критической длины при достижении в её вершине определённых соотношений между критическими напряжениями деформационного двойникования, сдвига и отрыва, формируемыми упругими модулями, ЭДУ и поверхностной энергией. Хладноломкость не формируется (не образуется критическая трещина), если на фронте докритических трещин (в пластических зонах) происходит релаксация напряжений (деформационное двойникование) до достижения ими критических значений на сдвиг и отрыв. Критическое напряжение деформационного двойникования определяется подвижностью дислокаций и величиной ЭДУ, что позволяет изменением ЭДУ (легирование) изменять условия и уровень хладноломкости КМ. «В процессе» облучения возникающая в КМ (хладноломких «до-после» облучения) радиационная ползучесть (при отсутствии тепловой ползучести) подавляет возникновение хладноломкости. Исследования КМ «до-после» облучения мало информативны для определения их структур и свойств «в процессе» облучения.

Структуры и свойства различны при малых (инкубационных, <100 сна) и высоких (>100 сна) дозах (n-γ)-облучения. Радиационные изменения (перестройка) структур и свойств в инкубационных периодах облучения определяются исходными составами и структурами (исходными ТМО), их радиационной перестройкой (деградацией) и формированием новых специфических радиационных составов, дефектов (дислокаций, пор), структур и свойств, определяемых условиями (n-γ)-облучения (температура, напряжение, интенсивность) и составом КМ. В инкубационных периодах формируются (на фоне деградирующих исходных) новые специфические радиационные дефекты и структуры, мало зависящие от исходных дефектов и микроструктур (исходных ТМО) и определяющие эволюцию высокодозных (>100 сна) структур и свойств КМ до их предельных (критических) значений.

Ядерные трансмутации (ядерное легирование) изменяют элементные составы КМ в зависимости от типа (деление, синтез) и дозы облучения. Радиационная (ядерная) эволюция составов (особенно H и He, существенно влияющие на ЭДУ), структур и свойств КМ различна при облучениях в БР и ТЯР. Исследования структур и свойств КМ в БР для целей ТЯР мало информативно. Для разработки КМ-ТЯР требуются интенсивные источники термоядерных нейтронов.

Характеристики дефектов, структур и свойств КМ, полученные для малых образцов, не полностью соответствуют значениям для больших образцов (масштабный эффект). Для получения требуемой информации о КМ (изделиях) требуются макрообразцы. Использование нейтронографических, синхротронных, упругих и релаксационных методов для исследований структуры, дефектов и свойств макрообразцов является актуальной необходимостью.

Для БР нового поколения (более длительные топливные кампании 5+ годов, более высокие температуры эксплуатации 700+ °C) и ТЯР требуются КМ нового поколения. Перспективны (для ТЯР безальтернативны) малоактивируемые КМ (реализация полного замкнутого ядерного топливного цикла). Целенаправленный выбор (оптимизация) элементного состава КМ (матричного, легирующего, примесного, с учётом ядерных трансмутаций, особенно H и He) при контроле ЭДУ, энергии поверхности, упругих модулей) определяет возможность управляемого целенаправленного создания КМ нового поколения, обеспечивающих комплекс требуемых свойств и допустимые их изменения при эксплуатации в БР и ТЯР. Разработка КМ на основе сталей проблематична. Перспективны малоактивируемые жаропрочные многокомпонентные не полиморфные сплавы тугоплавких металлов.

А.В. ХВАН
Московский государственный университет им. М.В.Ломоносова, Москва, Россия
E-mail: avkhvan@mail.ru

ХИМИЧЕСКАЯ ТЕРМОДИНАМИКА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ СПЛАВОВ

Тугоплавкие элементы широко используются в качестве основных компонентов и легирующих добавок в широком диапазоне высокотемпературных материалов. Даже небольшие добавки этих элементов оказывают существенное влияние на механические и эксплуатационные свойства сплавов, особенно на прочность при комнатной и повышенной температурах, усталостную прочность и т. д.

Особый интерес к этим элементам возник с популярностью исследований в области разработки высокотемпературных комплексно-легированных сплавов, что связано с повышением рабочих температур высокотемпературных комплексно-концентрированных сплавов по сравнению с существующими никелевыми суперсплавами (выше 1100°C).

Стабильность фазового состава является одним из ключевых требований к материалам, работающим при повышенных температурах, поскольку неконтролируемый процесс фазообразования в течение длительной эксплуатации сопровождается изменениями микроструктуры и, как следствие, приводит к резкому снижению эксплуатационных свойств конструкционных материалов. Для прогнозирования возможности таких процессов и последствий их возникновения для конкретного материала заданного состава необходимо детально изучить фазовые равновесия в интересующих системах в широком диапазоне температур и составов в условиях, максимально приближенных к равновесию. Экспериментальное изучение фазовых диаграмм систем с более чем двумя компонентами требует значительных временных и материальных ресурсов. Поэтому одним из глобальных трендов в этой области науки является сочетание экспериментальных и теоретических расчетов с использованием аппарата современной химической термодинамики.

Одновременно с этим для разработки комплексно-легированных сплавов в большинстве случаев используется подход, подразумевающий получение разупорядоченных твердых растворов, состоящих из пяти и более компонентов, взятых в эквимолярных количествах. Для поиска таких композиций часто используются различные эмпирические и полу-эмпирические критерии: правила образования твердых растворов Юм-Розери [1], условие нулевой (или близкой к нулю) энтальпии смешения и высокой кон-

фигурационной энтропии и др. При этом предполагается, что высокая конфигурационная энтропия способна обеспечить высокую термодинамическую устойчивость образующихся растворов за счет понижения энергии Гиббса смешения, ΔmixG. Учитывая, что энтропийный вклад не является единственным в ΔmixG, целесообразно отдельно рассмотреть роль энтальпийного члена, особенно в случае образования многокомпонентных фаз.

Основные тезисы о значении энтальпийного фактора при образовании многокомпонентных сплавов, представленные в докладе:

1) гипотеза о регулярности свойств твердых растворов выполняется для крайне ограниченного числа компонентов даже в системах малой размерности;

2) положительные значения параметров взаимодействия бинарных регулярных растворов приводят к дестабилизации многокомпонентного твердого раствора и его расслаиванию, в то время как отрицательные значения, отражающие значительное сродство компонентов друг к другу, должны приводить к образованию упорядоченных фаз, что требует тщательного анализа граничных значений энтальпий смешения бинарных растворов подсистем, образующих сплавы;

3) различные значения параметров взаимодействия бинарных регулярных растворов приводят к явно выраженной асимметрии функции ΔmixH многокомпонентного раствора и, как следствие, смещению минимума функции Гиббса относительно эквимолярного состава смеси.

Все вышеперечисленные тезисы проиллюстрированы в докладе на примере конкретных металлических систем. Отдельное внимание уделено анализу относительной устойчивости фаз в многокомпонентных системах в контексте получения материалов с заданным набором свойств. Детальный анализ данных о структуре и свойствах таких материалов показывает, что большинство сложнолегированных твердых растворов с высокой концентрацией компонентов распадаются на более упорядоченные фазы в предполагаемом рабочем интервале температур, а иногда практически сразу после получения материала [2]. При этом в ряде случаев не только не наблюдается ухудшение эксплуатационных свойств, а можно говорить об их улучшении.

Работа выполнена при финансовой поддержке программы «Химическая термодинамика и теоретическое материаловедение» (№ 121031300039–1), МГУ им. М.В. Ломоносова.

1. А.А. Носков, В.В. Петров. Ж. физ. химии, 2006, 80, 1625-1632. Hume-Rothery W., Raynor G.V., The Structure of Metals and Alloys, Monograph 1, 4th edition, Institute of Metals, London (1962).
2. J-P.Couzinié, O.N.Senkov, D.B.Miracle, G.Dirras Data in Brief, 2018,21, 1622-1641

В.М. САМСОНОВ, В.В. ПУЙТОВ, С.А. ВАСИЛЬЕВ
Тверской государственный университет, Тверь, Россия
e-mail: samsonoff@inbox.ru

КОАЛЕСЦЕНЦИЯ И СПЕКАНИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ НАНОЧАСТИЦ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

В наших работах [1, 2] мы впервые предприняли попытку чёткой дифференциации между процессами коалесценции и спекания наноразмерных частиц. Было установлено, что коалесценцию нанокапель можно интерпретировать как гидродинамическое явление на наномасштабах. В свою очередь, при низкотемпературном спекании происходит подстройка кристаллических структур исходных наночастиц с формированием наноразмерного монокристалла или нанокристалла, состоящего из нескольких зёрен. При спекании двух наночастиц, представленных различными металлами формируется дочерняя наночастица в виде Янус-структуры. В последние годы повышенный интерес проявляется к тернарным наночастицам, включая наносплавы Pt-Pd-Cu, перспективные для применения в катализе. В [3] мы моделировали структурные превращения в наночастицах Pt-Pd-Cu с исходным однородным распределением компонентов в процессе их нагрева до плавления и последующего затвердевания нанокапель. Полученные результаты сравнивались с результатами атомистического моделирования неизотермического спекания трёх монометаллических наночастиц (Pt_{1700}, Pd_{1700} и Cu_{5100}) в процессе нагрева системы от 300 К до температуры 2300 К, заведомо превышающей температуру плавления дочерней наночастицы Pt-Pd-Cu. Температурам T = 30–900 К отвечает формирование тернарного аналога Янус-структуры (рисунок 1).

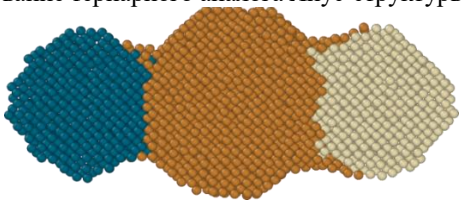


Рисунок 1 – Конфигурация моделируемой системы после установления контакта между наночастицами за время t = 1,5 нс (T = 900 К).

При этом полимолекулярные слои Cu начинают покрывать поверхность частиц Pt и Pd. Затем при T = 1300 К частицы Pt и Pd погружаются в каплю Cu. Температуре 2300 К отвечает нанокапля, на поверхности которой преобладают атомы Cu, но также имеет место поверхностная сегрегация Pd, тогда как во втором от поверхности монослое наши МД результаты демонстрируют сегрегацию атомов Pt. Таким образом, на поверхности дочерней наночастицы остаются атомы благородных металлов, что важно с точки зрения

перспектив применения в катализе. После нагрева до 2300 К нанокапля равномерно охлаждалась до исходной температуры 300 К. В результате закалки формируется нанокристалл, состоящий из нескольких дефектных ГЦК-зёрен, разделённых границами из ГПУ-атомов (рисунок 2).

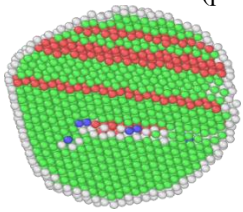


Рисунок 2 – Центральное сечение затвердевшей нанокапли с результатами CNA анализа. Зелёным цветом обозначены ГЦК-атомы, красным – ГПУ, синим – ОЦК, белым – нераспознанные атомы.

На количественном уровне коалесценция и спекание характеризовались кинетическими и температурными зависимостями следующих параметров: радиуса шейки, радиальных распределений локальных мольных долей компонентов, потенциальной части удельной внутренней энергии, радиусов инерции атомных подсистем (Pt, Pd и Cu). Для тернарных систем мы ввели в рассмотрение и оценили также коэффициент коалесценции, который можно рассматривать как обобщение коэффициента усадки $1 - L / L_0$ (L – расстояние между центрами масс наночастиц, L_0 – начальное значение L). Разумеется, протекание процессов спекания и коалесценции трех монометаллических наночастиц зависит от их исходного расположения.

Рисунок 1 отвечает линейному расположению центров масс исходных частиц. В лекции будет представлено сравнение со случаем, когда центры масс исходных наночастиц расположены в вершинах некоторого треугольника. Как и следовало ожидать, взаимное расположение исходных наночастиц существенно на ранних стадиях спекания и слабо влияет на структуру как нанокапли, так и затвердевшей дочерней наночастицы.

Исследования выполнены при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации в рамках выполнения государственного задания в сфере научной деятельности (проект № 0817-2026-0006).

1. Самсонов В.М., Талызин И.В., Васильев С.А., Алымов М.И. О механизмах коалесценции нанокапель и спекания твёрдых наночастиц // Коллоидный журнал. 2020. Т. 82. № 5. С. 618-629.

2. Samsonov V.M., Talyzin I.V., Puytov V.V., Vasilyev S.A., Romanov A.A., Alymov M.I. When mechanisms of coalescence and sintering at the nanoscale fundamentally differ: Molecular dynamics study // Journal of Chemical Physics. 2022. V. 156. I. 21. Art. No. 214302.

3. Самсонов В.М., Жигунов Д.В., Синица И.П., Васильев С.А., Пуйтов В.В., Каракеян И.В. Химическая и структурная сегрегация в тернарных наночастицах Pt-Pd-Cu: молекулярно-динамическое моделирование // Коллоидный журнал. 2026. Т. 88. № 4. С. 542–562.

К.О. БАЗАЛЕЕВА[1,2], Ю.Ю. ПОНКРАТОВА[1,3],
Д.Э. САФАРОВА[1], К.А. НИКОЛАЕВ[1,3], К.Д. ШАШИН[1,4]
[1] *Российский университет дружбы народов имени Патриса Лумумбы, г. Москва, Россия*
[2] *Московский государственный технологический университет «СТАНКИН», г. Москва, Россия*
[3] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия*
[4] *Московский государственный технический университет им. Н.Э. Баумана, г. Москва, Россия*
E-mail: bazaleeva-ko@rudn.ru

ЛАЗЕРНАЯ 3D-ПЕЧАТЬ МЕТАЛЛОВ: ОСОБЕННОСТИ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ

В последние годы особым вниманием пользуются технологические процессы лазерной 3d-печати, позволяющие путем лазерной перекристаллизации исходного порошкового материала синтезировать сложнопрофильные детали. Для производства металлических изделий наиболее распространенными из методов 3d-печати являются селективное лазерное плавление (СЛП) и прямое лазерное выращивание (ПЛВ). Разработка режимов формирования бездефектных объектов (без трещин и с минимальной концентрацией пор) является сложной технологической задачей, так как состояние синтезируемого материала зависит от его термической истории в процессы 3d-печати, которая, в свою очередь, зависит от целого ряда технологических параметров. Основными параметрами являются мощность лазерного излучения P, скорость сканирования лазера по поверхности V, скорость подачи порошка в случае ПЛП и толщина единичного слоя в случае СЛП, расстояние между лазерными треками, стратегия плавления, защитная атмосфера. Однако, кроме технологических проблем, при изготовлении объектов методами лазерной 3d-печати возникают не менее сложные материаловедческие задачи, которые связаны с особенностями структуры и свойств металлов и сплавов после печати. В данной работе рассмотрены эти особенности на примере сталей и алюминиевых сплавов.

При лазерной 3d-печати перекристаллизация исходного порошка через жидкое состояние реализуется с высокими скоростями охлаждения, порядка $10^5 \div 10^7$ К/с. После кристаллизации материал подвергается термоциклированию при кристаллизации соседних участков материала разной степени удаленности. Кроме того, участки порошка при перекристаллизации находятся в разных термических условиях из-за различной температуры окружающего вещества на последовательных этапах процесса. В ре-

зультате при 3d-печати формируется неравновесная, в ряде случаев негомогенная структура с повышенной концентрацией дефектов кристаллического строения, которая частично стабилизирована при термоциклах. Такие условия формирования приводят к целому ряду структурных особенностей.

Среди основных особенностей, которые могут наблюдаться в сплавах после лазерной 3d-печати, следует выделить следующие:

– иерархичность строения;

– негомогенность структуры ванн расплава;

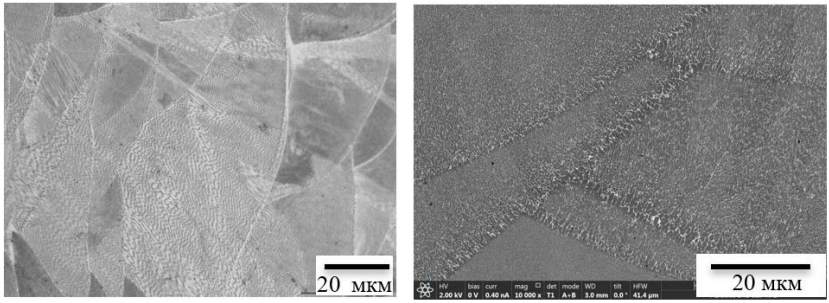
– сегрегации или частицы избыточной фазы на границах ячеек кристаллизации;

– объемные сплетения дислокаций;

– высокие макронапряжения;

– кристаллографическая текстура.

Под иерархичностью строения материала после лазерной 3d-печати подразумевается разбиение структурных элементов на более мелкие, а именно, ванны расплава разделены на отдельные кристаллиты, внутри которых формируются столбчатые ячейки кристаллизации, направленные в одну сторону внутри кристаллита. Характерная иерархичность структуры наблюдается в аустенитной стали 03Х17Н14М3 (316L) и в алюминиевом сплаве Al-Ce-Fe-Ni-Zr. На рисунке 1 представлены поперечные сечения этих сплавов, включающие в себя направления роста объектов.



а б

Рисунок 1 – Структура аустенитного (а, металлографический анализ) и алюминиевого сплавов (б, РЭМ) после СЛП.

В сплавах некоторых составов структура в объеме ванны расплава негомогенна. Так, например, в алюминиевом сплаве (рис.1б) на границе ванн расплава структура состоит из гораздо более крупных ячеек кристаллизации по сравнению с верхней и средней частями ванны. В литертуре высказывается предположение, что более грубая ячеистая структура формируется в зоне, которая при кристаллизации верхнего слоя нагревается до двухфазной L + (Al) фазовой области, а под этой зоной можно наблюдать

зону термического влияния [1]. Также неоднородность структуры ванны расплава наблюдается в сплавах на основе Ti, но отсутствует в сталях.

После лазерной 3d-печати негомогенность структуры наблюдается не только в масштабе ванн расплава, но и в масштабе отдельных ячеек кристаллизации: на границах ячеек фиксируются либо выделения избыточных фаз, как в алюминиевом сплаве Al-Ce-Fe-Ni-Zr, где по границам ячеек алюминиевого твердого раствора (темные области на рис. 1(б)) фиксируются светлые интерметалидные включения, либо сегрегации легирующих элементов, как в аустенитном сплаве, в котором концентрация Cr и Mo на границах ячеек выше, чем в «теле» ячейки.

Как говорилось выше, формирование структуры при лазерной 3d-печати происходит при высоких скоростях охлаждения материала из состояния расплава. Это приводит к формированию высоких термических напряжений. Определение уровня этих напряжений показало, что они могут принимать значения близкие к пределу текучести материала. Так, оцененные рентгеновским методом «$\sin^2\psi$» напряжения в аустенитной стали составляли ~ 350 МПа, а в алюминиевом сплаве ~ 150 МПа, причем в алюминиевом сплаве была выявлена сильная зависимость значения остаточных напряжений от направления – в направлении, перпендикулярном движению лазера, они были максимальными, в направлении движения лазера – примерно в 2 раза ниже.

Под действием высоких остаточных напряжений в некоторых сплавах, например, в сталях, в сплавах на основе Ni, формируется дислокационная структура, подобная той, что наблюдается после сильной пластической деформации. Образуются объемные сплетения дислокаций, которые формируют границы ячеек, а внутри ячеек дислокационная плотность существенно ниже [2]. При этом границы дислокационной структуры при СЛП совпадают с границами ячеек кристаллизации, а при ПЛВ, внутри ячейки кристаллизации могут формироваться несколько дислокационных ячеек.

В результате направленного теплоотвода в сплавах после лазерной 3d-печати формируется кристаллографическая текстура, причем не только ее острота, но и вид могут меняться в зависимости от технологических параметров процесса.

1. Rakhmonov J.U., Weiss D., Dunand D.C. Solidification microstructure, aging evolution and creep resistance of laser powder-bed fused Al-7Ce-8Mg (wt%). Additive Manufacturing. – 2022. – Vol. 55, № 102862.
2. Bazaleeva K.O., Tsvetkova E.V., Balakirev E.V., Yadroitsev I., Smurov I. Thermal stability of the cellular structure of an austenitic alloy after selective laser melting. Russian Metallurgy (Metally). – 2016. - № 5, P. 424–430.

В.В. СТОЛЯРОВ
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН
г. Москва, Россия
E-mail: vlstol@mail.ru

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ И ЕГО ПРИМЕНЕНИЕ

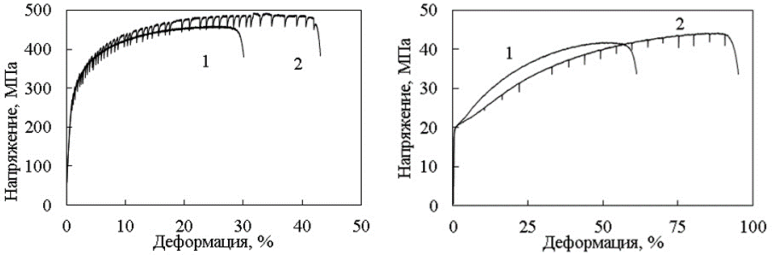
Аннотация. Представлены экспериментальные результаты по исследованию электропластического эффекта при растяжении, изгибе и осадке в материалах разной физической природы, отличающихся степенью дисперсности. Демонстрируются особенности деформационных кривых при воздействии тока разных мод и режимов. Рассматривается вклад тепловой и атермической составляющей в электропластический эффект.

Ключевые слова: сплав, растяжение, деформация, микроструктура, импульсный ток

Введение. Известен тепловой эффект электрического тока в металлических материалах, который приводит к заметному повышению температуры. Если при этом одновременно происходит пластическая деформация, то возникают дополнительные явления, например, электропластический эффект (ЭПЭ) [1]. Считается, что основными вкладами в ЭПЭ являются тепловой эффект и электронный ветер, которые в большинстве случаев приводят к снижению напряжений течения и повышению пластичности. Интерес представляет атермический ЭПЭ, при котором тепловой эффект минимален. Практическое применение ЭПЭ связано с повышением деформируемости и уменьшением усилий, что требуется при обработке металлов давлением. Научное значение ЭПЭ обусловлено необходимостью понимания физических механизмов пластической деформации, взаимодействующей с электрическим током. В этой связи исследования ЭПЭ традиционно выполняются при растяжении, хотя сам эффект проявляется в разных схемах деформации, сопровождаемой током. Целью статьи является демонстрация аномальных эффектов тока, сопровождающего деформацию растяжением, в различных по природе материалов.

Материал и методы исследования. Исследуемыми материалами были крупнозернистые Ti (проволока ∅1 мм, $d_з$=20мкм), Al (монокристалл и пруток), сплавы TiNi с памятью формы (лист, $d_з$=20 мкм) и стали (Ст3 и 0Х18Н10Т). Растяжение выполнялось при комнатной температуре и скорости 1 мм/мин с использованием одиночных импульсов тока большой скважности Q. Плотность тока j (от 100 до 2600 А/мм^2), длительность импульса τ (от 100 до 1000 мкс) и скважность Q (более 10^3) варьировали так, чтобы нагрев образца за время растяжения был бы минимальным, а скачки напряжения наблюдались бы визуально.

Экспериментальные результаты. На рис.1 показаны кривые растяжения для титана и монокристалла Al, испытанных без тока и с током. Видно, что в обоих случаях одиночные импульсы тока вызывали повышение удлинения до разрушения, скачки напряжения вниз и нетипичное (без изменения предела текучести) деформационное упрочнение по сравнению с растяжением без тока.

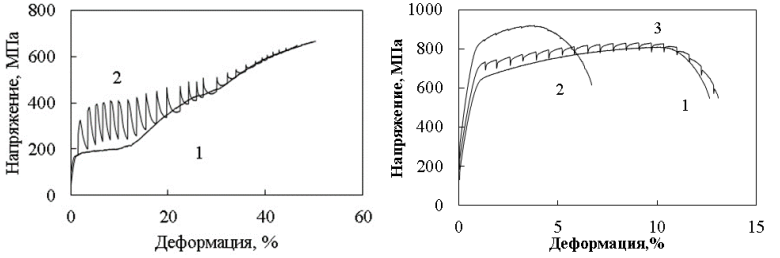


а б

Рисунок 1 – Кривые напряжение-деформация при растяжении без тока (1) и с током (2): а – ВТ1-0, j = 250 А/мм^2, Q = 10000; б – Al, j = 450 А/мм^2, Q=30000.

Температура образцов при растяжении с током практически не отличалась от комнатной. Предполагается, что упрочнение связано с термомеханическим циклированием. Заслуживает внимания объяснение, связанное с возможным изменением механизма деформации скольжением на переползание дислокаций, способствующего двойникованию в титане и упрочнению в монокристалле.

На рис.2 показаны кривые растяжения для сплава с памятью формы и стали, испытанных без тока и с током. Видно, что и для этих материалов наблюдается существенное нетипичное деформационное упрочнение.



а б

Рисунок 2 – Кривые напряжение-деформация при растяжении без тока (1) и с током (2,3): а –$Ti_{49.3}Ni_{50.7}$, j = 500А/мм^2, τ = 100 мкс (Q=140000); б – сталь 0Х18Н10Т, j = 500–1500А/мм^2, τ = 1000 мкс

Аномальным проявлением тока в этом случае являются скачки напряжения вверх для сплава $Ti_{49.3}Ni_{50.7}$ в области деформации, соответствующей фазовому превращению.

Сильное упрочнение (100–150 МПа) наблюдалось в аустенитной нержавеющей стали (рис.4б, кривая 2), когда применили высокую скважность (низкая частота) и низкую плотность тока, при которой амплитуда скачков была слабо видима. Меньший эффект упрочнения (60-70 МПа) наблюдался при большей плотности тока и меньшей скважности (рис.4б, кривая 3). Упрочнение в этом случае при электропульсировании может быть связано с растворением в аустените частиц вторых фаз, обогащенных хромом или никелем [3]. В наших исследованиях аустенитно-мартенситной ТРИП стали, дуплексной (Ф+М) стали и стали 45 подобные эффекты не наблюдались. Напротив, в упрочняемых термической обработкой алюминиевом (АМг6) и медном (БрАЖ9-4) сплавах эффекты упрочнения наблюдались нами при большой скважности импульсного тока.

Экспериментальные данные исследований электропластического эффекта позволили продемонстрировать нетипичное деформационное поведение при растяжении. Все приведенные примеры в сильно отличающихся по физической природе сплавах свидетельствуют о возможности проявления не только традиционного эффекта разупрочнения, но заметного деформационного упрочнения под действием импульсного тока большой скважности. Критически важным и необходимым условием для реализации упрочнения является высокое соотношение периода и длительности импульса тока, при котором роль теплового эффекта практически отсутствует, а электропластический эффект усиливается. Такой режим тока обеспечивает проявление структурных причин, к которым можно отнести динамическое деформационное старение, фазовые превращения, вызванные температурой или деформацией, смена дислокационного механизма скольжения на переползание, динамическая рекристаллизация, двойникование, структурное измельчение, дефекты упаковки. Возможность подобных структурных изменений требует экспериментальных доказательств путем тщательного наблюдения тонкой структуры методом просвечивающей электронной микроскопии.

Работа выполнена в рамках Госзадания FFGU-2026–0003

1. Troitskii O.A. Electromechanical effect in metals. JETP Letters. – 1969. –1. P.18.
2. Liu J., Jia D., Fu Y., Kong X., Lv Z., Zeng E., Gao Q. Electroplasticity effects: from mechanism to application. Intern. J. Adv. Manuf. Technol. – 2023.
3. Qin R.S., Rahnama A., Lu W.J., Zhang X.F. Elliott-Bowman B. Electropulsed steels Mater. Sci. Technology. – 2014. – V.3. P.1040.

А.Ф. ИЛЬЮЩЕНКО, А.И. ЛЕЦКО, Ю.А. РЕУТЁНОК,
Н.М. ПАРНИЦКИЙ, Т.А. НИКОЛАЙЧУК,
О.О. КУЗНЕЧИК
Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа
г. Минск, Беларусь
E-mail: pmi.nil26@gmail.com

ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИЕ ПРОЦЕССЫ В ТЕХНОЛОГИЯХ ПОЛУЧЕНИЯ РАСПЫЛЁННЫХ КОМПОЗИТНЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЫ ДЛЯ МЕТАЛЛУРГИЧЕСКОЙ 3D-ПЕЧАТИ

Сообщается о необходимости получения композитных порошков для металлургической 3D-печати, осуществляемой методами селективного лазерного сплавления и электронно-лучевого проплавления. Отмечается, что такие порошки должны иметь округлую, близкую к круглой, форму частиц и узкий фракционный состав, не превышающий 100 мкм. Для получения таих порошков предлагается использовать:

1) высокоэнергетические процессы, включающие в себя не только механическое измельчение, но и самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС), механоактивацию и механолегирование, а также электроимпульсное спекание (ЭИС), индукционно-вакуумную плавку и распыление с газовой циклонной фильтрацией, способной выделять порошковые фракции, необходимые для металлургической 3D-печати;

2) оборудование для дробления и помола твердых веществ, в качестве которых может использоваться металлический лом на режимах, обеспечивающих металлических порошков тонкой фракции;

3) для определения состава реагента исходных веществ стехиометрическое уравнение:

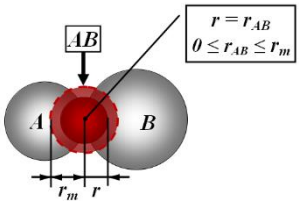
$$\sum_{i=1}^{k}\left(\xi_i \cdot Me_i\right) \rightarrow Me_{\xi_1} Me_{\xi_2} \ldots Me_{\xi_k} \pm Q = Me_{\xi_1}\left(Me_{\xi_j}\right)_{j=2\div k}, \quad (1)$$

где ξ_i – стехиометрические коэффициенты; Me_i – металлы; Q – выделяемая или поглощаемая теплота, если необходимо получать с помощью СВС ультрадисперсный твердый наполнитель для металлической матрицы, а также

$$c_m \cdot \gamma \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \lambda \cdot \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + Q \cdot \Phi\left[T\left(x,t\right)\right], \quad (2)$$

где c_m – удельная теплоемкость; γ – плотность шихты; λ – коэффициент теплопроводности; T – температура; t – время, с; x – координата оси; Q – получаемая теплота; Φ – скорость протекания реакции. При расчётах ис-

пользовать схему формирования реакционной ячейки синтезируемого вещества (рис. 1)



A, *B* – частицы исходного реагента;
AB – появляющаяся фаза синтезируемого вещества;
r, r_m – текущий и максимальный радиусы появляющейся фазы *AB*

Рисунок 1 – Схема формирования реакционной ячейки синтезируемого вещества сферического типа

4) для определения длительности смешивания исходных веществ уравнение:

$$\frac{dV_{MC}}{dt} = -k_{CM} \cdot \left[V_{MF} - V_{MC}(t)\right]; \qquad V_{MC}(t) = V_{MM} \cdot \left[1 - \exp\left(-k_{CM} \cdot t\right)\right], \tag{3}$$

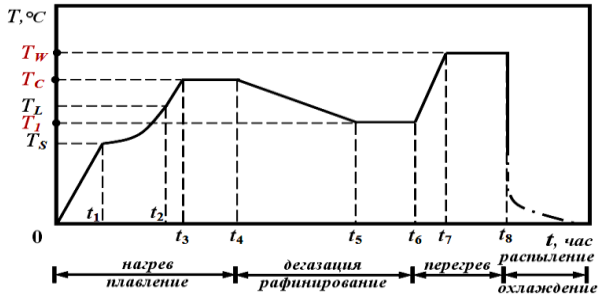
где k_{CM} – постоянная скорости смешивания, причем:

$$k_{CM} = \ln\left[\frac{1}{1-\varepsilon_{CM}}\right]; \qquad \varepsilon_{CM} = \frac{V_{MC}(t+1) - V_{MC}(t)}{V_{MF} - V_{M0}}, \tag{4}$$

где ε_{CM} – относительная величина объемного приращения.

5) ЭИС для получения штапиков лигатуры, загружаемой в тигель перед индукционно-вакуумной плавкой и распылением. ЭИС способствует снижению угара и сокращает длительность нагрева лигатуры.

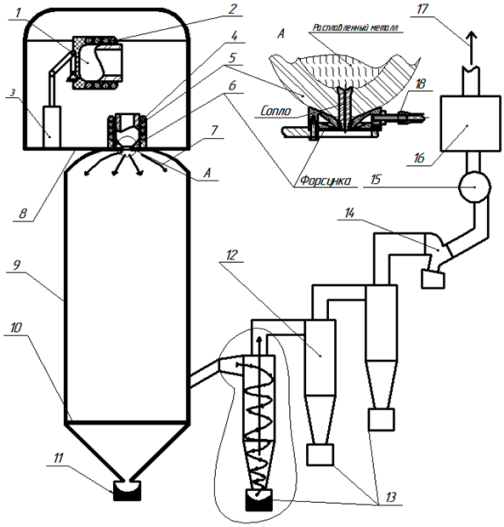
6) диаграмму термического нагрева и распыления, приведенную на рис. 2, при осуществлении индукционно-вакуумной плавкя и распыления.



T_S, T_1, T_L, T_C, T_W – температуры солидуса, промежуточная, ликвидуса, предварительного перегрева и распыления, соответственно;
$t_1 - t_8$, – время прохождения фазовых точек диаграммы

Рисунок 2 – Диаграмма термического наргрева

7) Технологическую схему индукцинно-вакуумной плавки и распыления, приведенную на рис. 3.



1 – плавильный тигель; 2 – индуктор плавильного тигля; 3 – гидроцилиндр; 4 – раздаточный тигель; 5 – индуктор раздаточного тигля; 6 – щелевая форсунка; 7 – направление потока частиц порошка; 8 – вакуумная камера; 9 – камера распыления; 10 – сетчатый фильтр; крупный; 11 – бункер для приема крупной фракции порошка; 12 – система циклонной фильтрации; 13 – бункеры для приема разных фракций порошка; 14 – сетчатый фильтр; 15 – компрессор; 16 – система фильтрации мелкой пыли; 17 – направление потока отработанного; очищенного газа; 18 – штуцер

Рисунок 3 – Технологическая схема индукционной вакуумной плавки и распыления с циклонной фильрацией

8) при определении режимов распыления зависимости:

$$v_к = 2 \cdot \sqrt{\frac{2 \cdot \sigma_к}{3 \cdot c_{a.c} \cdot \gamma_к \cdot d_{cm}} \sqrt{\frac{We}{\pi}}}, \qquad (5)$$

где $\sigma_к$ – поверхностное натяжение жидкого расплава; $c_{a.c.}$ – коэффициент динамического сопротивления; $\gamma_к$ – плотность расплава; d_{cm} – диаметр струи расплава; We – число Вебера:

$$We = \frac{v_к^2 \gamma_к D_к}{\sigma_к}, \qquad (6)$$

в котором $D_к$, – диаметр капли распыляемого расплава.

О.Д. ЧЕБОТАРЁВ, Д.Ю. ЕРАК, А.Д. ЕРАК, Д.А. ЖУРКО
Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»
E-mail: chebotarev_od@nrcki.ru

НОВЫЙ ПОДХОД К ОЦЕНКЕ ГАРАНТИРОВАННЫХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА ОБЕЧАЕК КР ВВЭР-1000/1200 В ИСХОДНОМ И ОБЛУЧЕННОМ СОСТОЯНИЯХ

При определении срока службы корпусов реакторов (КР) ВВЭР-1000/1200 необходимо спрогнозировать гарантированные значения механических свойств материалов КР в исходном состоянии ($Т_{ки}$*) и их изменение под воздействием эксплуатационных факторов ($\Delta Т_к$**). Для КР ВВЭР-1000, изготовленных до 2000 г., лимитирующим элементом при определении срока службы являлись облучаемые сварные швы. В современных проектах ВВЭР принят ряд компенсирующих мероприятий, приводящих к снижению влияния свойств металла шва на срок службы КР:

- ограничение содержания химических элементов, ответственных за радиационное охрупчивание Ni, P, S и Cu;
- выведение за пределы активной зоны облучаемых сварных швов (проект ВВЭР-ТОИ).

При этом для КР ВВЭР-1000, изготовленных до 2000 г. и находящихся в эксплуатации, разработана и внедрена технология восстановительного отжига облучаемых сварных швов.

В этих условиях при обосновании возможности длительной эксплуатации КР возрастает роль оценки свойств основного металла (ОМ) облучаемых обечаек.

Таким образом для обоснования возможности продления срока службы корпусов реакторов ВВЭР-1000 свыше 60 лет и аналогичного увеличения проектных сроков эксплуатации корпусов реакторов современных реакторных установок поколения 3+ целесообразно рассмотреть возможность снижения консерватизма оценки гарантированных значений механических свойств ОМ КР ВВЭР-1000/1200 в исходном состоянии и снижения оценки темпа его радиационного охрупчивания при обосновании длительных сроков эксплуатации.

В настоящей работе представлены результаты исследования неоднородности химического состава, микроструктуры и критической температуры хрупкости ОМ обечаек КР ВВЭР-1000/1200, изготовленных после 2000 г., в исходном состоянии на базе расширенных контрольных комплектов образцов-свидетелей. Предложена усовершенствованная процедура определения гарантированных значений $Т_{ки}$, обеспечивающая снижение консерватизма оценки свойств в исходном состоянии.

Получены новые экспериментальные данные по радиационному охрупчиванию основного металла КР ВВЭР-1000/1200.

Разработан проект усовершенствованной функциональной зависимости прогнозирования радиационного охрупчивания ОМ, которая обеспечивает снижение консерватизма оценки свойств на длительный срок эксплуатации по сравнению с действующим нормативным подходом.

Совместное применение усовершенствованной процедуры определения гарантированных значений свойств в исходном состоянии и новой зависимости радиационного охрупчивания может обеспечить значительное увеличение обоснованного срока эксплуатации обечаек КР ВВЭР-1000/1200.

*$T_{ки}$ – гарантированное значение критической температуры хрупкости материала КР в исходном состоянии, определенное по результатам испытаний образцов расширенного контрольного комплекта;

**$\Delta T_к$ – изменение критической температуры хрупкости, обусловленный воздействием нейтронного облучения и высоких рабочих температур при эксплуатации КР.

К.А. МОРОЗ, В.М. ЧЕРНОВ
АО ВНИИНМ, г. Москва, Россия.
E-mail: kamoroz@bochvar.ru

ВНУТРЕННЕЕ ТРЕНИЕ И УПРУГИЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЯДЕРНЫХ И ТЕРМОЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ

Методами низкочастотной динамической спектроскопии (0,5÷30 Гц, температуры от 20 ºС до 400 ºС) и ультразвуковой физической акустики (100 кГц, температуры от -175 ºС до 20 ºС) исследованы частотные и температурные зависимости модулей Юнга (МЮ) и внутреннего трения (ВТ) конструкционных материалов (КМ) для ядерных и термоядерных реакторов:

- малоактивируемых ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-W, промышленное производство) и аустенитной хромо-марганцевой стали Fe-10Cr-20Mn (опытное производство),
- сильно-длительно активируемой ферритно-мартенситной стали ЭП-823Ш (Fe-12Cr-Mo-Nb-W, промышленное производство), для сравнения с сталью ЭК-181,
- малоактивируемых сплавах ванадия V-4Cr-4Ti, V-Cr-W, V-Cr-W-Zr и V-Cr-W-Ta-Zr (опытное производство АО «ВНИИНМ»),

в зависимости от их элементных составов и режимов термомеханических обработок.

Определены динамические и статические значения МЮ и их аппроксимирующие аналитические зависимости, дефекты МЮ, твердорастворные концентрации и диффузионные характеристики элементов внедрения C, O и N, динамическая подвижность (вязкость динамического торможения) дислокаций в исследованных КМ.

Для сталей:

- МЮ стали ЭК-181 выше МЮ стали ЭП-823Ш при их одинаковых режимах ТМО.
- Режим ТТО дает более высокие МЮ для сталей ЭК-181 и ЭП-823Ш, чем режимы КТО и ВТМО.
- МЮ сталей ЭК-181 и ЭП-823Ш больше МЮ стали Fe–10Cr–20Mn.
- МЮ сталей ЭК-181 и ЭП-823Ш больше, а стали Fe–10Cr–20Mn меньше МЮ армко-Fe.

В области температур (-170 ºС ÷ 400 °С) нет скачкообразных изменений МЮ ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 и ЭП-823Ш (фазово-стабильные стали). Скорости температурного изменения (уменьшения) МЮ сталей составляют значения 0,05–0,07 МПа/град.

В сталях ЭК-181 и ЭП-823Ш нет релаксационных пиков (нет дефекта МЮ), определяемых твердыми растворами C, O, N.

В аустенитной стали Fe–10Cr–20Mn наблюдаются скачкообразные частотно-независимые изменения МЮ (ΔE – эффект) и ВТ (ΔQ^{-1} – эффект) в диапазоне температур ~ 0 ÷ 20 ºС (магнитный фазовый переход «парамагнетик – антиферромагнетик» при температуре ~8 ºС).

В области температур -170 ºС ÷ 0 °С скорость температурного изменения МЮ Fe–10Cr–20Mn стали составляет 0,04 ГПа/град, а в области температур 20 ÷ 400 °С составляет 0,09 ГПа/град.

В аустенитной Fe–10Cr–20Mn стали наблюдается низкочастотный релаксационный пик (типа Зинера, ди-дефект, температура ≈300 °С, энергия активации 186 кДж/моль).

Определены уровни высокочастотного (ультразвукового) дислокационного ВТ (вязкость динамического торможения дислокаций), определяющие уровни хладноломкости сталей. Сталь ЭК-181 менее хладноломкая, чем сталь ЭП-823Ш.

Для V-сплавов:

В сплавах V значения МЮ могут быть как меньше, так и больше значений МЮ V в зависимости от типа сплава (легирование, концентрации C, O, N) и температуры. Наименьшие значения МЮ наблюдаются в сплаве V–4Cr–4Ti при всех температурах. Наибольший МЮ имеет сплав V–Cr–W–Zr. V и сплав V-Cr-Ta-Zr имеют близкие значения МЮ,

Определены значения дефектов МЮ (отклонение от линейных зависимостей МЮ). Значения дефектов МЮ тем больше, чем выше твердорастворная концентрация O и N.

Отжиг V и его сплавов ведет к несущественному изменению (не более 2,2 %) МЮ (увеличению или уменьшению) в зависимости от композиционных составов.

Определены твердорастворные концентрации C, O и N в V и сплавах V. Твердого раствора C в V и сплавах V не обнаружено. В сплаве V–4Cr–4Ti не обнаружено твердорастворных концентраций O и N. Легирование Zr сплавов V (V–Cr–W–Zr, V–Cr–Ta–Zr) снижает в них твердорастворную концентрацию O и N.

Отжиг влияет на концентрацию твёрдых растворов O и N: в сплаве V–Cr–W увеличивает, в сплаве V–Cr–Ta–Zr уменьшает, в сплаве V–4Cr–4Ti не влияет.

Определены диффузионные характеристики O и N в V и сплавах V в ХД и отожженных состояниях. Характеристики мало зависят от режима ТМО (отжига).

Определены уровни высокочастотного (ультразвукового) внутреннего трения (вязкое динамическое торможение дислокаций) в V и сплавах V, определяющих уровни их хладноломкости. Наименее хладноломким является сплав V–Cr–Ta–Zr.

А.С. ПУСТОГАЧЕВ*, П.С. ДЖУМАЕВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
E-mail: aidar20033@gmail.com

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРИСТЫХ ГЕТТЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ТИТАНА МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ В СМЕСИ Ar + He

Вакуумные системы современных физических установок требуют постоянного поддержания сверхвысокого вакуума (СВВ), для чего применяются неиспаряемые геттерные покрытия (NEG), наносимые на внутренние стенки вакуумных камер. Геттерные свойства зависят не только от химического состава, но и от морфологии поверхности: пористые покрытия обладают большей активной площадью и, следовательно, более высокой скоростью захвата газов [1]. В отличие от тяжелых ионов аргона, которые преимущественно отвечают за выбивание атомов из мишени, легкие атомы гелия усиливают рассеяния распыленных частиц и с высокой вероятностью испытывают упругое обратное рассеяние от титановой мишени с последующей имплантацией в растущее покрытие [2, 3]

Для создания иерархического микрорельефа подложки из титанового листа Gr2 и фольги ВТ1-0 подвергались предварительному химическому травлению в щелочном растворе «Пиранья» (NH_4OH/H_2O_2 соотношение 7:3). Финальная вакуумная подготовка поверхности включала двухэтапную обработку: очистку в тлеющем разряде аргона (2,1 Па, 1200 В, 60 мин) и интенсивную бомбардировку ионами Ti в режиме HiPIMS (0,11 Па, -800 В, 60 мин). Нанесение геттерных пленок выполнялось методом магнетронного распыления на постоянном токе (DC) в рабочей смеси аргона и гелия при повышенных давлениях

Установлено, что оптимальный режим осаждения достигается при парциальных давлениях 1,4 Па Ar + 1,2 Па He, обеспечивающих максимальный эффект атомного затенения за счет соударений и торможения распыленных атомов титана в газовой фазе. Для количественной оценки микроструктуры по РЭМ-снимкам на языке Python (библиотека scikit-image) разработан алгоритм, включающий Гауссову фильтрацию (σ=0,5), локальную адаптивную пороговую сегментацию и морфологическое открытие с дисковым структурирующим элементом радиусом 1 пиксель. В отличие от глобального метода Оцу, завышающего пористость на одномодальных гистограммах, разработанный пайплайн позволил корректно выделить поровое пространство и определить расчетную макропористость на уровне ≈ 7%.

По данным термодесорбционной спектроскопии (ТДС) зафиксировано снижение температуры максимума выделения водорода с 540–550 °C (для

фольги и плотного покрытия) до 490 °С для пористого геттера, а после прохождения первого рабочего цикла (насыщения водородом) — до 460 °С. ТДС спектр образца с пористым покрытием представлен на рисунке 1.

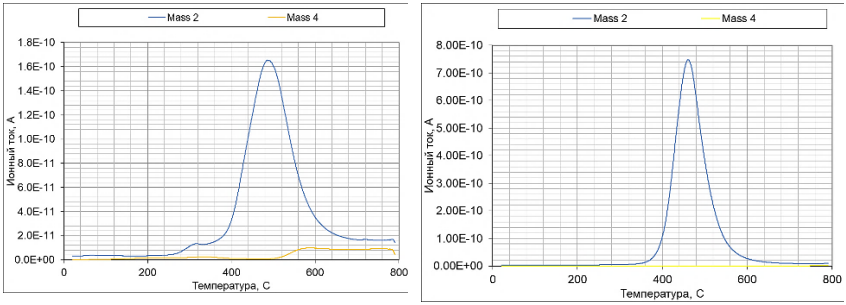


Рисунок 1 – ТДС спектр пористого покрытия после напыления (слева) и после насыщения водородом (справа)

Начальная температура значительно ниже, чем у фольги и плотного покрытия, так как развитая пористая наноструктура имеет огромную удельную площадь поверхности и сверхтонкие стенки пор. Это радикально сокращает пути диффузии водорода и облегчает начальное растворение оксида. Также стоит отметить выделение Не, начинающиеся при температуре ≈ 540 °С. Подтверждается предположение о внедрении гелия в поры в растущем покрытии. При этом, при повторном нагреве выделения Не не наблюдается при температурах до 800 °С. После первого отжига поверхность геттера полностью очищается от кислорода. При последующем рабочем цикле десорбция происходит с атомарно чистой, высокоактивной металлической поверхности внутри сети пор. Отсутствие оксидного барьера и наличие пор (действующих как каналы быстрой диффузии) снижают энергетический барьер, облегчая выход газа и смещая пик до 460 °С.

1. Prodromides A. Non-evaporable getter thin film coatings for vacuum applications. Ph.D. Thesis. Caen, Ecole Nat. Sup. Ing., 2002.
2. Zhang X., Hampshire J., Cooke K. et al. High surface area coatings for hydrogen evolution cathodes prepared by magnetron sputtering // Int J Hydrogen Energy. – 2015. Vol. 40, № 6.
3. Liu C. Z. et al. Investigations of helium incorporated into a film deposited by magnetron sputtering //Journal of Physics D: Applied Physics. – 2007. Vol. 40, № 7.

А.Д. ПЕТРОВ
Национальный исследовательский университет «МАИ», г. Москва, Россия
E-mail: arsepet00@mail.ru

ВЛИЯНИЕ СОСТАВА СПЛАВА И ТЕХНОЛОГИИ 3D-ПЕЧАТИ НА СВОЙСТВА МДО-ПОКРЫТИЙ

Микродуговое оксидирование (МДО) является перспективным методом формирования керамикоподобных покрытий на вентильных металлах (Al, Mg, Ti и их сплавах), значительно повышающим их износостойкость, коррозионную стойкость и твердость [1]. Вместе с этим в последнее время активно развиваются аддитивные технологии металлов, однако совместимость получаемых заготовок с МДО покрытием изучена недостаточно. Целью данной работы является систематизация факторов, влияющих на качество МДО-покрытий, и оценка перспектив их применения для деталей, изготовленных методами 3D-печати.

Установлено, что химический состав сплава-подложки является одним из ключевых факторов, определяющих структуру и свойства МДО-покрытий [1]. Для алюминиевых сплавов содержание кремния (Si) приводит к повышенной пористости покрытия [1]. Введение цинка (Zn) в алюминиевый сплав также способствует образованию более пористого покрытия и снижает его микротвердость [3]. При этом пористость покрытия оказывает двойственное влияние на качество: с одной стороны, высокая пористость снижает прочность и коррозионную стойкость покрытия; с другой она способствует снижению нормальных напряжений в покрытии и формированию остаточных сжимающих напряжений, что может повышать усталостную долговечность деталей [2]. Для сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu (например, 7075) при оптимальных режимах МДО формируется плотная структура с микротвердостью до 422 HV [4]. Для магниевых сплавов легирующие элементы Al и Zn значительно улучшают рост покрытия, а образование шпинели $MgAl_2O_4$ в соотношении с MgO в диапазоне 0,6–1,0 существенно повышает коррозионную стойкость. Титановые сплавы, в частности Ti-6Al-4V, являются классической основой для МДО, причем управление свойствами покрытия осуществляется преимущественно через состав электролита.

Сопоставление составов сплавов, применяемых в 3D-печати (SLM, WAAM), с хорошо изученными для МДО марками показывает, что наиболее перспективными являются магниевые сплавы AZ31, AZ91 и WE43, а также титановый сплав Ti-6Al-4V [5]. Алюминиевые сплавы AlSi10Mg, широко используемые в селективном лазерном сплавлении, требуют пред-

варительной химической активации поверхности из-за высокого содержания кремния, тогда как сплавы 7075 и 6063 могут оксидироваться без дополнительной подготовки [3, 4]. Важно отметить, что пористость заготовки, возникающая при 3D-печати магниевых сплавов, может увеличивать эффективную поверхность оксидирования и улучшая покрытия [1, 5].

Таким образом, комплексный анализ показывает, что интеграция технологий 3D-печати и микродугового оксидирования является перспективным направлением для создания деталей с высокими эксплуатационными характеристиками. Наибольшей совместимостью обладают магниевые и титановые сплавы, тогда как для алюминиевых сплавов необходим индивидуальный подход, учитывающий их легирующий состав и метод аддитивного производства.

1. Суминов И.В., Эпельфельд А.В., Людин В.Б. и др. Микродуговое оксидирование (теория, технология, оборудование). – М.: ЭКОМЕТ, 2005. – 368 с.
2. Zhang C., Guo C., Dai W., Li Z., Yue H., Li Q., Zhang J., Shang Z. Effects of coating porosity, thickness and residual stress on stress and fatigue behavior of micro-arc oxidation coated aero Al alloys // Journal of Materials Research and Technology. – 2024. – Vol. 31. – P. 4139–4152.
3. The effect of Zn on the microarc oxidation coating behavior of synthetic Al–Zn binary alloys // Journal of Alloys and Compounds. – 2012. – Vol. 512. – P. 1–7.
4. Effect of Micro-Arc Oxidation Voltage on the Surface Morphology and Properties of Ceramic Coatings on 7075 Aluminum Alloy // Surface and Coatings Technology. – 2025.
5. Токарев М.С., Трофимов Н.В., Леонов А.А., Алиханян А.А. Методы аддитивного производства заготовок из магниевых сплавов (обзор) // Труды ВИАМ. – 2021. – № 6 (100). – С. 3–16.

П.А. КРОХИЧЕВА[1], А.С. ФОМИН[1], Д.А. УТКИН[1],
М.А. ГОЛЬДБЕРГ[1], С.В. СМИРНОВ[1], М.А. КЕРУЧЕНКО[1],
Д.Р. ХАЙРУТДИНОВА[1], И.К. СВИРИДОВА[2], В.А. КИРСАНОВА[2],
С.А. АХМЕДОВА[2], Н.С. СЕРГЕЕВА[2], В.С. КОМЛЕВ[1]
[1] Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва, Россия
[2] «Национальный Медицинский Исследовательский Центр Радиологии» Министерства Здравоохранения РФ, г.Обнинск, Россия
E-mail: polinariakroh@yandex.ru

3D-ТЕХНОЛОГИИ ПОЛУЧЕНИЯ БИОМИМЕТИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ ДЛЯ ВОССТАНОВЛЕНИЯ КОСТНОЙ ТКАНИ

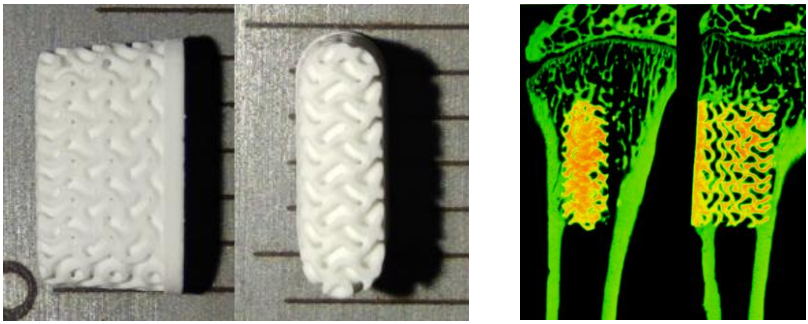
Замещение костных дефектов с последующим восстановлением костной ткани остается приоритетной задачей ортопедии и травматологии. В нашем коллективе накоплен значительный опыт изучения биоматериалов на основе фосфатов кальция (ФК), а именно, гидроксиапатита (ГА, $(Ca_{10}(PO_4)_6OH_2)$ и β-трикальцийфосфата (β-ТКФ, $Ca_3(PO_4)_2$). Однако, применение ФК ограничено из-за неоптимального баланса прочности и скорости биодеградации, что замедляет процессы репаративного остеогенеза. Создание биомиметических изделий возможно обеспечить методами аддитивного производства, среди которых особый интерес представляет 3D-печать по технологии цифровой светодиодной проекции (DLP, ЦСП).

Были синтезированы кальций-магний фосфатные материалы в системе $CaO\text{-}MgO\text{-}P_2O_5$ при молярном соотношении (Ca+Mg)/P = 1,5 и замещении Mg/(Ca+Mg) в интервале концентраций от 0 до 100 мол.% методом осаждения из водных растворов солей. Согласно данным РФА, фазовый состав полученных материалов представлен магний-β-витлокитом (Mg-β-ТКФ, структурная формула $\beta\text{-}Ca_{2,589}Mg_{0,411}(PO_4)_2$, ICDD PDF2 №87-1582), станфилдитом ($Ca_3Mg_3(PO_4)_4$, ICDD PDF2 №73-1182) и фосфатом магния (фарринготит, $Mg_3(PO_4)_2$, ICDD PDF2 №75-1491) в разном количественном соотношении. С кристаллохимической точки зрения, показано уменьшение параметра, а элементарной ячейки фазы витлокит с ростом содержания Mg^{2+}, что свидетельствует об изоморфном замещении ионов Ca^{2+} на Mg^{2+} в твёрдом растворе. Были изучены термодинамические и механические особенности полученных составов.

Исследование цитосовместимости разработанных составов in vitro проведено в условиях прямого контакта клеток линии MG-63 с поверхностью керамики. При культивировании мезенхимальных стромальных клеток костного мозга (МСК КМ) донора в течение 21 суток в остеодифференцировочной среде установлено, что все исследуемые составы способны поддерживать остеогенную дифференцировку. Увеличение количества Mg^{2+} в

материалах сопровождается увеличением экспрессии гена щелочной фосфатазы (ALP), что указывает на усиление остеоиндуктивных потенций разработанных составов.

Печать изделия кортикально-трабекулярной структуры осуществляли на ЦСП-3Д-принтере Photon Mono (Shenzhen Anycubic Technology Co., Китай) с последующими стадиями дебайдинга и высокотемпературного обжига (рис.1, а). Была проведена имплантация 3D изделий in vivo на модели краевой резекции большеберцовой кости у крыс в сроки 1 и 3 мес (рис.1, б). Формирование суспензий для фотополимерной печати осуществляли смешиванием исходного порошка, термообработанного при 300 ℃ с акрилатным фотополимером, наполненность суспензии составила 60 вес.%.



а) б)

Рисунок 1 – а) 3D керамическое изделие, полученное после стадии дебайдинга и спекания при 1200°С; б) результаты микро-КТ после исследований 3D изделия на модели резекции большеберцовой кости in vivo у крыс в срок 3 мес.

Согласно данным микро-компьютерной томографии, наблюдается активное формирование костной ткани *de novo* по всему объёму 3D изделий. Таким образом, разработанные составы кальций-магний фосфатов характеризуются необходимыми свойствами: достаточной прочностью и высокой биосовместимостью, способностью к поддержанию пролиферации и остеогенной дифференцировки клеток, а полученные 3D изделия на их основе могут служить эффективным биомиметическим каркасом для восстановления костной ткани.

Исследование выполнено за счет средств гранта Российского научного фонда № 25-29-00849, https://rscf.ru/project/25-29-00849/.

А.Е. КУЛИКОВА[1], А.С. КОНСТАНТИНОВ[1]
[1] *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова Российской академии наук, г. Черноголовка, Россия*
E-mail: coolbird@ism.ac.ru

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОТЖИГА НА КОМПОЗИТ СИСТЕМЫ Ti-Si-C, ПОЛУЧЕННЫЙ МЕТОДОМ СВОБОДНОГО СВС-СЖАТИЯ

MAX-фазы получили распространение благодаря своим уникальным свойствам, данные материалы обладают свойствами как металлов, так и керамики. К таким свойствам можно отнести высокую тепло- и электропроводность, стойкость к термическим ударам, высокую трещиностойкость и сопротивление окислению и коррозии. Еще одной причиной интереса к MAX-фазам является то, что из них синтезируют MXены. Помимо получения чистых MAX-фаз ведутся исследования по получению композитов для улучшения свойств материалов. Система Ti–Si–C одна из широко известных систем MAX-фаз. MAX-фаза Ti_3SiC_2 была получена разными методами – горячее прессование, искровое плазменное спекание, физическое осаждение из газовой фазы, самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) и др. [1]. В данной работе композит на основе MAX-фазы Ti_3SiC_2 был получен методом свободного СВС-сжатия. Данный метод синтеза отличается низким потреблением энергии, отсутствием сложного оборудования и малым временем синтеза [2].

В качестве прекурсоров были взяты порошки титана, кремния и углерода в стехиометрическом соотношении. После перемешивания в шаровой мельнице смесь была спрессована в заготовки. Реакция была инициирована вольфрамовой спиралью. После того, как фронт горения прошел по заготовке к раскаленному образцу было приложено давление. Для полученных образцов был проведены рентгенофазовый анализ (РФА), исследование сканирующим электронным микроскопом (СЭМ), определение плотности и измерение механических характеристик. После чего образцы были отожжены при 1000 °C на воздухе с измерением массы через 1, 3, 5 и 10 ч отжига. Следующим шагом были повторно проведены исследования фазового состава, структуры и механических свойств образцов.

Согласно РФА, образцы состоят из MAX-фазы Ti_3SiC_2, карбида титана TiC и силицида титана $TiSi_2$. В результате отжига изменилось соотношение фаз, однако, качественно фазовый состав не изменился. Сканирующая

электронная микроскопия показала наличие слоистой структуры, что соответствует структуре MAX-фазы. После отжига на воздухе в элементном составе образцов, помимо заложенных Ti, Si и C, был зафиксирован кислород, что может говорить о растворении кислорода в представленных фазах или об образовании оксидов в концентрациях ниже чувствительности РФА.

Исследование механических характеристик показало, что в результате отжига часть характеристик снизилось, так твердость с 445 понизилась до 327 HV, а модуль Юнга с 296 до 160 ГПа. С другой стороны, прочность на изгиб повысилась с 253 до 422 МПа.

1. Alam M.S., Chowdhury M.A., Kowser M.A., et al. Advances of MAX phases: Synthesis, characterizations and challenges. Engineering Reports. – 2024. – Vol. 6.
2. Bazhina A., Chizhikov A., Konstantinov A., Avdeeva V., Bazhin P. Structure, phase composition, and mechanical and tribological properties of two-layer cermet composites based on TiB obtained by free SHS compression. Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1010, № 178084.

С.Н. ГАЛЫШЕВ
ФГБУН Институт физики твердого тела имени Ю.А. Осипьяна Российской академии наук, г. Черноголовка, Россия
E-mail: galyshew@ya.ru

СОПРОТИВЛЕНИЕ УСТАЛОСТИ УГЛЕ-АЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА

Исследовано влияние базы испытаний на усталость и величины деформации цикла на падение напряжения в процессе циклического нагружения и остаточную прочность композитной проволоки с сильными и слабыми границами между матрицей и волокном. Исследованы поверхности разрушения после испытаний на остаточную прочность. Установлено что образцы композита с сильными границами разрушаются на базе выше $20*10^4$ циклов при деформации цикла 1,1 %, что соответствует напряжению около 600 – 650 МПа. При меньших величинах деформации образцы с сильными границами не разрушились вплоть до 10^6 циклов. Также установлено, что образцы со слабыми границами не разрушились даже при наибольшей базе испытаний и величине деформации цикла, которая была равна 3%.

Характерной особенностью композита со слабыми границами является то, что в процессе циклического нагружения происходит плавное уменьшение напряжения, которое пропорционально величине деформации цикла. При этом экспериментальные данные, указывают на то, что падения напряжения практически отсутствует при деформации 1,7 – 1,8 %, что соответствует напряжению на уровне 900 – 1000 МПа. В первом приближение эта величина может быть принята за предел выносливости композита со слабыми границами, что более чем в 3 раза превосходит предел выносливости наиболее распространенных алюминиевых сплавов.

Уменьшение остаточной прочности композита со слабыми границами после испытаний на базе 10^6 циклов при деформации цикла 2,1 % наименьшее по сравнению с исходной, величина остаточной прочности равна около 2100 МПа. При деформации цикла 2,5% падение остаточной прочности с ростом числа циклов до 10^5, включительно, происходит менее резко, чем при деформации цикла 3%. Однако, на базе 10^6 циклов, остаточная прочность при этих деформациях практически не отличается, а её величина равна около 800 МПа.

Характерной особенностью композита с сильными границами является то, что вне зависимости от числа циклов, в отличие от композита со слабыми границами, падения напряжения практически не наблюдается. При этом деформация цикла 1,1 %, которой соответствует напряжение около

650 МПа, приводит к разрушению на базе выше $20*10^4$ циклов.

При деформации меньше 0,95 %, которой соответствует напряжение 550 МПа, на базе 10^6 циклов разрушение не происходит. Величина напряжения 550– 600 МПа в первом приближении может быть принята за предел выносливости композита с сильными границами, что практически в 2 раза превосходит предел выносливости наиболее распространенных алюминиевых сплавов.

Исследование поверхностей разрушения композита со слабыми границами показало, что в процессе циклического нагружения в нейтральной плоскости образца, где сосредоточены наибольшие сдвиговые напряжения, происходит накопление повреждений в том числе за счет сдвиговых напряжений. Сравнение с композитом с сильными границами, для которого характерно отсутствие признаков расслоения в нейтральной плоскости, отсутствие падения напряжения в процессе циклического нагружения, постоянство остаточной прочности и модуля упругости после циклического нагружения указывает на то, что падение напряжения при циклическом нагружении композита со слабыми границами вероятнее всего связано с локальным расслоением в нейтральной плоскости под действием касательных напряжений.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ 22-79-10064-П

А.В. ЯНИЛКИН[1,2]
[1] ФГУП «ВНИИА», *г. Москва, Россия*
[2] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия*
E-mail: yanilkin@vniia.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ РАДИАЦИОННОГО РАСПУХАНИЯ С ПОМОЩЬЮ КОМПЬЮТЕРНОГО МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ

Одним из основных материалов для существующих реакторов и материалов-кандидатов для реакторов следующего поколения являются аустенитные стали. В аустенитных сталях одной из ключевых проблем является распухание, которое может достигать величины 5% при дозах 30-40 сна, что существенно ограничивает срок их службы как в качестве материалов оболочек твэлов, так и внутрикорпусных устройств. Явление распухания наблюдаются также в сталях ферритного и ферритно-мартенситного классов, но при более высоких дозах.

Чтобы понять ключевые свойства материала, определяющие распухания, важно разработать различные теоретические и экспериментальные методы прогнозирования. Нейтронное облучение остается дорогим и трудоемким, но оно необходимо для обоснования безопасности используемых материалов. Ускоренные испытания на основе ионного облучения в настоящее время активно используются для исследования материалов-кандидатов. В то же время соответствие между ионным и нейтронным облучением остается до конца не изученным. В связи с этим актуальна разработка моделей и программ прогнозирования распухания, сравнительного анализа ионного и нейтронного облучения, аппроксимации и экстраполяции экспериментальных данных и анализа механизмов распухания материалов.

Для решения этих задач была была предложена кинетическая модель для расчета распухания [1, 2]. Она основана на теории среднего поля и результатах атомистическом моделировании, при этом основное внимание уделяется описанию экспериментально наблюдаемой эволюции гелиевых пузырьков и пор. С помощью атомистичекого моделирования получены скорости образования дефектов при нейтронном и ионном облучении (рисунок 1) [3], коэффициента диффузии вакансий [4] и энергии образования, модели зарождения гетерогенных пузырьков, стока на межузельные кластеры.

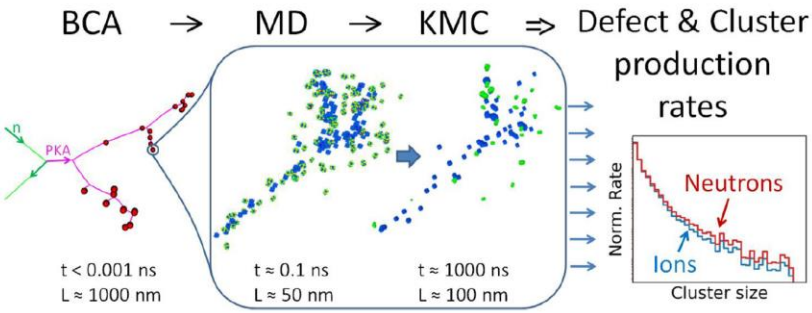


Рисунок 1 – Многомастабное моделирование образования дефектов при нейтронном облучении.

Параметризованная модель показывает хорошее согласие с экспериментальными данными по стали AISI CW 316, облученной при различных температурах и дозах в быстром реакторе EBR-II, и стали Cr16Ni19, облученной в реакторе БН-600 (рисунок 2). Обсуждается влияние стока на межузельные кластеры и отжига дислокаций на температурную зависимость распухания [1,2].

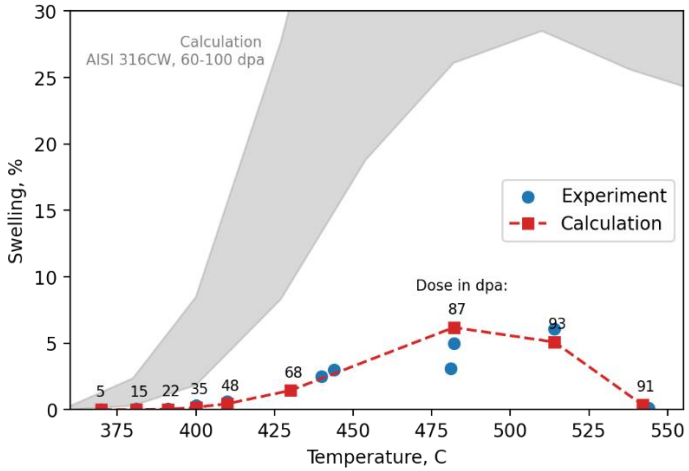


Рисунок 2 – Сравнение результатов расчета и экспериментальных данных для стали Cr16Ni19. Для сопоставления приведены данные для стали AISI 316CW.

Другим подходом для предсказания распухания является статический анализ результатов экспериментов на основе алгоритмов машинного обучения. В работе [5] для класса аустенитных сталей и сплавов проведена

такая работа для предсказания распухания при различных дозах нейтронного облучения и температурах (рисунок 3). С помощью разработанной модели проведен анализ ключевых факторов, определяющих распухания, а также оптимизация химического состава для уменьшения распухания.

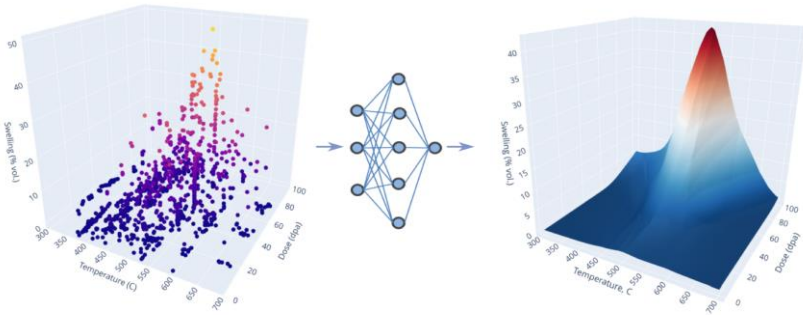


Рисунок 3 – Схематичное представление использования метода машинного обучения для предсказания распухания.

1. Yanilkin A.V. Simplified atomistic based kinetic model for swelling prediction – Journal of Nuclear Materials. – 2023. – Vol. 586, № 154640.
2. Yanilkin A.V., Kozlov A.V., Portnykh I.A. Swelling behavior of Cr16Ni19 steel under neutron irradiation: experimental and theoretical analysis – Journal of Nuclear Materials. – 2025. – Vol. 610, № 155771.
3. Novoselov I.I., Savin D.I., Yanilkin A.V. The effect of irradiation conditions on generation of defects and their clusters – Journal of Nuclear Materials. – 2021. – Vol. 546, № 152762.
4. Novoselov I.I., Yanilkin A.V., Shapeev A.V., Podryabinkin E.V. Moment tensor potentials as a promising tool to study diffusion processes – Computational Materials Science. – 2019. – Vol. 164, pp. 46-56.
5. Korotaev P.Yu., Yanilkin A.V. Neural networks for prediction of swelling in austenitic steels irradiated by fast neutrons – Computational Materials Science. – 2025. – Vol. 246, № 113408.

Ю.М. ГАСПАРЯН
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
E-mail: YMGasparyan@mephi.ru

МАТЕРИАЛЫ ОБРАЩЕННЫХ К ПЛАЗМЕ ЭЛЕМЕНТОВ ТЕРМОЯДЕРНЫХ УСТАНОВОК

По всему миру наблюдается бурный рост исследований и разработок в области управляемого термоядерного синтеза (УТС), в том числе в рамках новых частных кампаний. На ряду с этим остается нерешенным один из наиболее актуальных вопросов о выборе материалов (состав, структура, технология изготовления) обращенных к плазме элементов (ОПЭ) в большинстве из этих проектов и, главное, в будущих реакторах. При этом переход к длительным и квазистационарным режимам работы только повышает роль процессов, определяющих долговременную эволюцию стенки. Эрозия и переосаждение материала, изменение состава многокомпонентной поверхности, радиационные повреждения, накопление и рециклинг изотопов водорода совместно определяют состояние ОПЭ, топливный баланс и поступление примесей в плазму. В долговременном масштабе эти процессы определяют ресурс элементов, физическую и экономическую эффективность работы реактора.

Лучшие характеристики удержания плазмы достигаются при использовании материалов с низким атомным номером, предельная концентрация которых в плазме значительно больше и которые зачастую позволяют связывать кислород, однако скорость эрозии этих материалов достаточно высока, что ограничивает ресурс и ведет к повышенному накоплению продуктов эрозии. Тугоплавкие материалы с высоким атомным номером обладают большим порогом к распылению легкими ионами и высокой температурой плавления, но допустимая концентрация примесей в плазме очень мала. Совсем недавно, в международном проекте ИТЭР произошла замена материала облицовки первой стенки с бериллия на вольфрам [1], что породило новую волную обсуждений материала для будущих термоядерных реакторов.

Во многих проектах в качестве базового варианта указывается вольфрам, однако, хорошо известно о его недостатках как с точки зрения устойчивости к циклическим тепловым нагрузкам и нейтронному воздействию, так и высоких рисков критического загрязнения плазмы (максимальная допустимая концентрация на уровне - 0.001%). Поэтому разрабатываются новые вольфрамовые материалы с различной микроструктурой, композиты и различные сплавы. Разработка сплавов и композитов вольфрама направлены обычно на улучшение устойчивости к тепловым нагрузкам (снижение

DBTT, повышение температуры рекристаллизации, подавление интенсивного окисления при авариях, устойчивости к нейтронному воздействию), анализ распыления и загрязнения плазмы для них отходит на второй план [2].

Рассматривается возможность использования вспомогательных кондиционирующих покрытий, например, на основе бора. На многих токамаках боронизация позволяет значительно улучшить параметры удержания плазмы и теперь эта процедура планируется в ИТЭР [3].

Одной из альтернативных концепций является использование элементов стенки на основе жидкого лития [4]. При использовании ОПЭ на основе жидких металлов непрерывное возобновление поверхности обеспечивается естественным образом, наблюдается также положительное влияние на характеристики удержания плазмы. Основной вопрос в данном случае достаточно высокая скорость эрозии и необходимость реализации эффективного сбора лития [5], а также возможная коррозия окружающих конструкционных материалов.

Смена материала облицовки стенки в токамаках проводится очень редко, что усложняет полноценные исследования непосредственно в токамаках. Поэтому важными являются лабораторные испытания и развитие моделирование поведения материалов в условиях токамака, включая транспорт распыленного материала в плазме, перепыление и эволюцию состава поверхности ОПЭ. Разработка таких расчетных кодов и экспериментальные работы на комплексе плазменных и ионно-пучковых установок активно проводятся в МИФИ. В рамках доклада будет представлен обзор результатов текущих работ, включая экспериментальные и расчетные данные в обоснование различных концепций с возобновляемой поверхностью на основе бора и жидкого лития.

1. Pitts R.A. et al. Nuclear Materials and Energy, 42 (2025) 101854.
2. Linsmeier Ch. et al 2017 Nucl. Fusion 57 092007.
3. Wauters T., Hagelaar G.J.M. and Pitts R.A.. Nucl. Mater. Energy, 42, 101891 (2025).
4. Nygren R.E., Tabarés F.L.. Nuclear Materials and Energy, 9 (2016).
5. Shcherbak A.N. et al. // Plasma Phys. Reports. 2018. Vol. 44, № 11. P.1001.

С.Н. ЖЕВНЕНКО
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия
E-mail: zhevnenko@misis.ru

ДИФФУЗИОННАЯ ПОЛЗУЧЕСТЬ ДВУХКОМПОНЕНТНЫХ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ И ЕЕ СВЯЗЬ С ИЗОТЕРМАМИ ПОВЕРХНОСТНОЙ ЭНЕРГИИ

Свойства поликристаллических материалов зависят от их зереной структуры. Внешние и внутренние поверхности характеризуются энергией (основное термодинамическое свойство) [1] и диффузионной проницаемостью (кинетическое свойство). Эти свойства коррелируют между собой и определяют некоторые практически важные процессы [2]. В частности, диффузионная ползучесть для многокомпонентных и многофазных твердых тел определяется адсорбцией [3] и фазообразованием на поверхностях [4]. В свою очередь, адсорбция и образование стабильных поверхностных и зернограничных фаз определяется поверхностной энергией и ее зависимостью от концентрации.

Нами были развиты прямые экспериментальные методы определения поверхностной энергии и коэффициента вязкости на металлических поликристаллических фольгах. Методы позволяют получать политермы поверхностной энергии и энергии активации диффузионной ползучести in situ. Компоненты раствора вводятся в металлические фольги на основе меди, серебра и никеля методами электрохимического нанесения с последующим гомогенизирующим отжигом, либо через газовую фазу (в случае летучих элементов).

Эксперименты проводятся в вакууме, аргоно-водородной смеси или в очищенном инертном газе (He, Ar). Выявлен эффект различных компонентов, коррелирующий с типом их влияния на поверхностную энергию в зависимости от температуры и концентрации. Примеси, которые имеют более низкую температуру плавления в чистом состоянии в сравнении с растворителем, как правило, являются поверхностно-активными и снижают поверхностную энергию твердых фаз (In, Sn, Sb, Pb, Bi, Ag в Cu). Компоненты с большей температурой плавления повышают поверхностную энергий (по-видимому, десорбируясь при этом). Исследованными примерами являются Co, Fe в Cu; Fe, Ni, Co, Cu в Ag. В соответствии с характером изотермы поверхностной энергии (растущая или падающая), вторые компоненты увеличивают коэффициент вязкости, либо меняют его по кривой с максимумом. Увеличение концентрации твердых растворов приводит,

как правило, к образованию специфических, поверхностных фаз двух типов: жидкой фазы в случае поверхностно-активных, легкоплавких (относительно чистого растворителя) компонентов [5], и твердых частиц в случае компонентов, повышающих поверхностную энергию твердого раствора. В первом случае коэффициент вязкости резко падает, а во втором увеличивается.

[1] Жевненко С.Н., Изотермы поверхностного натяжения в системах на основе меди, Физика металлов и металловедение 106 (3) (2008) 286-293
[2] Khairullin A.K., Zhevnenko S.N., Grain-Boundary Diffusion and Surface Energy in Ag–Cu Solid Solutions, Journal of Surface Investigation: X-ray, Synchrotron and Neutron Techniques 14 (2020) 991–994
[3] Zhevnenko S.N., Effect of surface-active metallic impurities on diffusion creep of polycrystalline copper, Materials Letters 282 (2021) 128811
[4] Zhevnenko S., Rodin A., Smirnov A., Surface phase transition in Cu–Fe solid solutions, Materials Letters 178 (2016) 1-4
[5] Straumal B.B., Zieba P., Gust W., Grain boundary phase transitions and phase diagrams, International Journal of Inorganic Materials 3 (2001) 1113–1115

Н.В. МАРЧЕНКОВ[1,2], А.Е. БЛАГОВ[2], М.В. КОВАЛЬЧУК[2]
[1]Институт физики высоких энергий им. А.А. Логунова НИЦ «Курчатовский институт», г. Протвино, Россия;
[2]Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», г. Москва, Россия
E-mail: marchenkov@ihep.ru

СИНХРОТРОННЫЕ И НЕЙТРОННЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ В РФ: ТЕКУЩИЙ СТАТУС И ПЕРСПЕКТИВЫ

Рентгеноструктурный анализ ведёт отсчёт от опыта В. Фридриха и П. Книппинга, поставленного в 1912 г. по идее М. фон Лауэ. Весь XX век метод требовал упорядоченного кристаллического образца. Источники синхротронного излучения (СИ) четвёртого поколения и рентгеновские лазеры на свободных электронах (РЛСЭ) дают пучки с высокой пространственной когерентностью и длительностью импульса в единицы и десятки фемтосекунд. С ними можно восстанавливать структуру некристаллических объектов, отдельных наночастиц и биологических макромолекул, а также следить за динамикой вещества на фемтосекундных временах.

В источниках четвёртого поколения магнитная структура накопителя построена на многоповоротных ахроматах. Эмиттанс электронного пучка при этом снизился на порядок и больше: с десятков нм·рад до сотен пм·рад и ниже. Предел для этого класса установок задаёт дифракционное условие $\varepsilon^e \leq \lambda/4\pi$, что для $\lambda = 1$ Å составляет около 8 пм·рад. В мире уже работают MAX IV, Sirius, ESRF-EBS, APS-U, HEPS; в 2027 г. и позже ожидается запуск PETRA IV, Diamond-II, ALS-U, SPring-8-II.

Пиковая яркость РЛСЭ на девять порядков выше, чем у лучших источников СИ. Режим самоусиленного спонтанного излучения, предложенный А.М. Кондратенко и Е.Л. Салдиным, реализован на установках European XFEL, LCLS, SACLA, SwissFEL и PAL-XFEL. XFEL со сверхпроводящим линейным ускорителем на 17,5 ГэВ стал первым лазером с мегагерцовой частотой следования импульсов (до 27 000 импульсов в секунду). Доля России в строительных и эксплуатационных расходах проекта составляет 26,5 %, а участие страны инициировал Курчатовский институт.

На РЛСЭ развиваются новые экспериментальные методики. Мегагерцовая серийная кристаллография на XFEL позволила получить структуры модельных белков с разрешением до 1,7 Å, причём набор данных собирался за 3,5 мин при расходе 20–50 мкл суспензии микрокристаллов. Структура мембранного комплекса фотосистемы I (более 1 МДа) определена при ком-

натной температуре с разрешением 2,9 Å. Методом визуализации одиночных частиц получены трёхмерные реконструкции вируса PR772 с разрешением 9 нм и тестовых наночастиц золота с разрешением 2 нм. Брэгговская когерентная дифракционная визуализация даёт поля деформаций и дислокации в отдельных нанокристаллах с пространственным разрешением около 10 нм и субангстремной точностью по смещениям. Времяразрешённая кристаллография позволила в деталях изучить фотоцикл фотоактивного жёлтого белка в интервале от 3 до 100 пс.

Российская инфраструктура «мегасайенс» выросла из атомного проекта. В нём сложились школы ускорительной физики и реакторостроения, а принцип автофазировки (В.И. Векслер), теория ондуляторного излучения (В.Л. Гинзбург) и принцип встречных пучков (Г.И. Будкер) стали основой современных источников. Указом Президента Российской Федерации от 25 июля 2019 г. принята Федеральная научно-техническая программа развития синхротронных и нейтронных исследований и исследовательской инфраструктуры на 2019–2027 гг., головная организация программы НИЦ «Курчатовский институт». В рамках Программы создается национальная сеть из пяти источников СИ (СИЛА и СКИФ четвёртого поколения, КИСИ-Курчатов и РИФ на о. Русский третьего поколения, технологический источник в Зеленограде), двух нейтронных источников (реактор ПИК в Гатчине и ускорительный источник ОМЕГА в Протвине) и пяти комплексов ядерной медицины.

Курчатовский источник СИ (Москва) после обновления 2015–2022 гг. имеет 14 экспериментальных станций и центр с субпетаваттным лазером; ежегодно на нём выполняется около 300 заявок более 60 организаций. Готовится замена ускорительного комплекса: новое накопительное кольцо на 2,5 ГэВ периметром 124 м с эмиттансом 5 нм·рад и режимом инжекции на полной энергии (top-up). Ввод в эксплуатацию модернизированного синхротрона намечен на декабрь 2028 г.

Источник СКИФ (Новосибирск, 3 ГэВ, 75 пм·рад, периметр 477 м) открыт 11 августа 2026 г. В первой очереди семь экспериментальных станций, всего их предусмотрено более тридцати. Старт экспериментов запланирован на 2027 год.

Источник СИЛА (Протвино) объединяет накопительное кольцо на 6 ГэВ периметром 1100 м с эмиттансом не более 70 пм·рад (40 суперпериодов) и РЛСЭ на базе линейного ускорителя 6 ГэВ. Проект предусматривает 48 синхротронных и 4 лазерные станции, в первой очереди 13 и 4 соответственно. Создана единая цифровая среда проекта на основе BIM-моделирования, разработаны архитектурно-планировочные решения для более чем 30 зданий, выполнены инженерные изыскания и подготовлена

площадка. Изготовлены и испытываются прототипы магнитов, вакуумных камер, датчиков положения пучка, ондуляторов, фотопушки и секций линейного ускорителя, для этого построен испытательный стенд.

Реактор ПИК (Гатчина, 100 МВт, тяжеловодный отражатель, 23 экспериментальных канала) выведен на энергетический уровень мощности в 2021 г. В эксплуатации пять нейтронных станций для материаловедения, в том числе текстурный дифрактометр и рефлектометр поляризованных нейтронов. Всего на реакторе будет 25 станций для физики конденсированного состояния, фундаментальной физики и прикладных задач. В настоящее время они монтируются в реакторном зале и зале нейтроноводов вместе с источниками холодных и ультрахолодных нейтронов.

В ядерной медицине создаются комплексы «ОКО» (циклотрон Ц-80, протоны 40–80 МэВ, онкоофтальмология) и «ИЗОТОП» (производство радиоизотопов ^{68}Ge, ^{82}Sr, ^{225}Ac) в Гатчине, комплекс ионной терапии «ЛУЧ» на ускорителе У-70 (ионы углерода 150–430 МэВ) и протонный терапевтический комплекс «ПРОТОН» (70–250 МэВ).

Чтобы установки работали как скоординированная сеть, вводится единая система подачи заявок и планирования экспериментов с объединённым научным комитетом при головной организации, распределённый центр хранения и обработки данных и единое информационное пространство с сервисами анализа данных и цифровыми двойниками установок. Для международного сотрудничества создана Международная ассоциация научных организаций «Междисциплинарный центр синхротронных, нейтронных и лазерных исследований» (IN-MEGA). Её участники: пять российских организаций, Национальная академия наук Беларуси, Академия наук Узбекистана, Организация по атомной энергии Ирана и Институт физики плазмы Китайской академии наук.

А.К. АВАКЯН[1], И.В. ФЕДОТОВ[2]
[1] *ПРОДИС.НДТ, г. Москва, Россия*
[2] *НИЯУ МИФИ, г. Москва, Россия*
E-mail: aak@prodis.tech

РЕНТГЕНОВСКАЯ МИКРОТОМОГРАФИЯ ДЛЯ ПРОВЕДЕНИЯ НЕРАЗРУШАЮЩЕГО КОНТРОЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ МАТЕРИАЛОВ АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ

Рентгеновская микротомография позволяет неразрушающим способом исследовать внутреннюю структуру материалов и изделий и получать трёхмерную информацию о дефектах и неоднородностях. Компания ПРОДИС.НДТ занимается разработкой и производством решений для цифровой рентгеновской визуализации, включая лабораторные микротомографы серии ПРОДИС.Компакт. В настоящем докладе представлены практические примеры применения микротомографии для исследования тепловыделяющих элементов.

Исследования выполняются на томографе ПРОДИС.Компакт М с рентгеновским источником с ускоряющим напряжением до 110 кВ и размером фокусного пятна не менее 2 мкм, а также цифровым плоскопанельным детектором размером 240×300 мм с пикселем 69 мкм. Для управления системой, реконструкции и визуализации используется собственное программное обеспечение с оптимизацией вычислений под GPU с целью ускорения обработки больших объёмов томографических данных.

Одним из направлений нашей работы является исследование композитов. Объекты исследования представляют собой трубки диаметром около 10 мм с припоем. Задачами исследования являлись контроль внутренней структуры трубки и оценка взаимодействия припоя с материалов трубки.

Карбид кремния достаточно прозрачен для рентгеновского излучения, что позволяет визуализировать внутреннюю структуру стенки. Как показано на Рисунке 1, трубки имеют слоистую структуру, а в реконструированном объёме наблюдаются плотные внешняя и/или внутренняя области, а также губчатый слой, содержащий систему пор. Также наблюдается затекание припоя в полости трубки. Кроме того, выявляются микротрещины, представляющие интерес как потенциальные очаги дальнейшего развития разрушения. При исследовании непосредственно зоны взаимодействия припоя и материала трубки обнаружены поры и неоднородности. Трёхмерная реконструкция позволяет оценивать пространственное положение таких дефектов и анализировать их взаимосвязь с внутренней структурой материала.

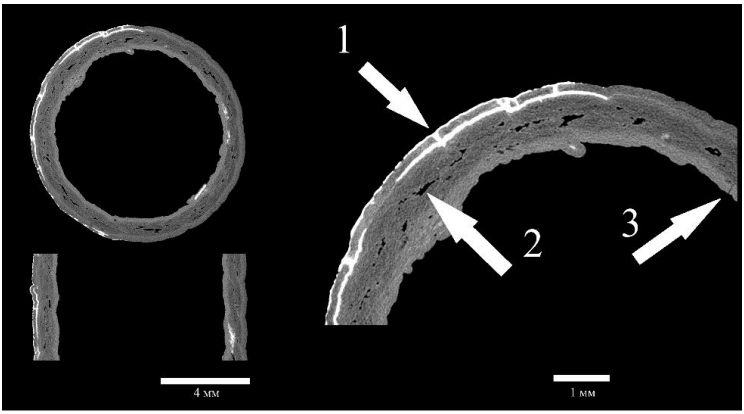


Рисунок 1 – Сечение томограммы трубки. Общий вид перпендикулярно и вдоль оси трубки (слева) и приближенная область интереса (справа). Видно затекание припоя в стенку трубки (1), а также воздушные пустоты (2) и микротрещина (3).

Стоит отметить, что для количественного анализа полученных данных развивается программный комплекс VolÅn. В нём реализован инструмент объёмного анализа, позволяющий исследовать распределение пустот и включений в заданной трёхмерной области. Такой подход особенно актуален для композитных материалов, где пористость и пространственное распределение внутренних дефектов являются важными характеристиками качества. Дальнейшее развитие комплекса VolÅn включает создание систем с источниками свыше 150 кВ и пространственным разрешением менее 5 мкм для исследования плотных металлических объектов, а также расширение средств автоматизированного анализа трёхмерных данных. При этом программное обеспечение рассматривается как инструмент профильного специалиста, позволяющий адаптировать исследование к конкретной задаче.

Представленные исследования показывают, что метод рентгеновской микротомографии является перспективным для исследования материалов атомной энергетики. При этом возможности наиболее полно раскрываются при непосредственном взаимодействии разработчика оборудования и исследователя материала. Практические задачи, возникающие при исследовании реальных объектов, формируют требования к развитию, как аппаратной части, так и методов обработки и анализа данных.

Д. А. ВАСИЛЬЕВ[1,2], А. И. КАРЦЕВ[1,2]
[1] *Институт Металлургии и Материаловедения имени А.А. Байкова Российской Академии Наук (ИМЕТ РАН), г. Москва, Россия*
[2] *Национальный исследовательский университет «Высшая школа экономики», г. Москва, Россия*
E-mail: dvasilyev@imet.ac.ru; vasilyev-d@yandex.ru

ОБРАТНОЕ ТЕРМИЧЕСКОЕ РАСШИРЕНИЕ μ-ФАЗЫ Fe_7Mo_6 ПРЕДСКАЗАННОЕ ИЗ ПЕРВЫХ ПРИНЦИПОВ

Игольчатая морфология выделений μ-фазы индуцирует локальные микронапряжения в металлической матрице, что критически снижает сопротивление ползучести, предел текучести и относительное удлинение сплавов. Необходимость предиктивного контроля процесса выделения топологически плотноупакованных (ТПУ) фаз обуславливает актуальность детального изучения термодинамических характеристик фазы, включая расчет потенциалов Гиббса, траекторий теплового расширения и границ стабильности для математического моделирования поведения жаропрочных материалов.

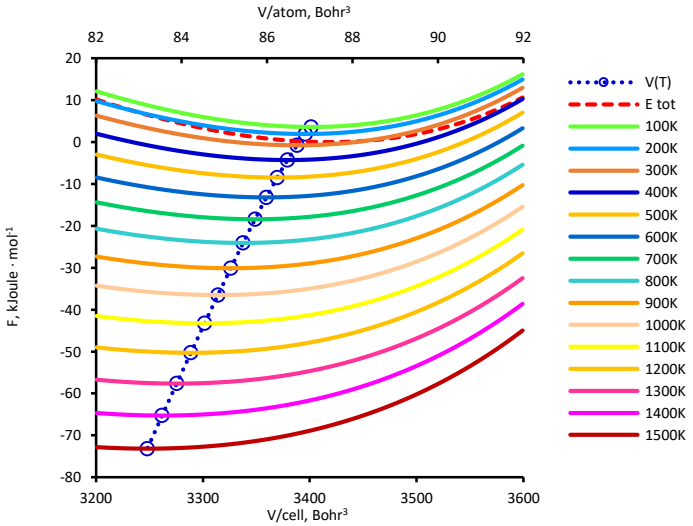


Рисунок 1 – Функции свободной энергии *F(V, T)*, рассчитанные при разных температурах для μ-фазы Fe_7Mo_6 [3]. Уменьшение равновесного объема V_0, отмеченного синими кружками, при повышении температуры демонстрирует обратное термическое расширение материала.

С целью прогнозирования эффектов структурного охрупчивания и деформационного упрочнения ферритных сталей и суперсплавов в настоящей работе выполнен расчет базовых упругих и термических констант интерметаллидных соединений Fe_7Mo_6 и $Fe_{23}Mo_{16}$ со структурой μ- фазы и Лавес фазы Fe_2Mo. Расчёты электронной структуры и физических свойств соединений выполнены в рамках метода функционала плотности с использованием полнопотенциального метода линеаризованных плоских волн (FP-LAPW), реализованного в программном пакете WIEN2k [1].

В Табл. 1 приведены коэффициенты упругости C_{ij} тензора деформации соединения Fe_7Mo_6, которые были рассчитаны с помощью применения матриц искажений к кристаллической решетке по методике, описаной в работах [2-5].

Таблица 1. Коэффициенты упругости C_{ij} тензора деформации (в ГПа) μ-фазы Fe_7Mo_6 рассчитанные для основного состояния (T = 0 K).

	C_{11}	C_{12}	C_{13}	C_{33}	C_{44}	C_{66}
Fe_7Mo_6	424.6	191.7	136.3	393.9	103.6	116.4

Свободные энергии *F(V, T)* были рассчитаны с использованием квазигармонического приближения и модели Дебая – Грюнайзена. Электронная, колебательная и магнитная энтропии были учтены в расчетах. Энерги *F(V, T)* для μ-фазы Fe_7Mo_6 [3], рассчитанные для различных температур представленны на Рисунке 1. Равновесные объемы V_0 представленны в виде синих кружков. Расчеты предсказывают обратное (отрицательное) термическое расширение μ-фазы Fe_7Mo_6, которое характеризуется уменьшением V_0 с ростом температуры. Результаты расчетов важны для моделирования термического поведения и прогнозирования характеристик упрочнения и охрупчивания интерметаллических фаз, способных выделяться из матрицы ферритной стали, а также для построения потенциалов Гиббса с целью моделирования фазовых диаграмм.

Работа выполнена в рамках государственного задания Минобрнауки РФ № 075-00319-26-00. Авторы выражают благодарность проекту ФИ-2025-6 «Квантовые устройства и технологии нового покаления» Центра фундаментальных исследований НИУ ВШЭ.

1. Blaha P. et al. // J. Chem. Phys. 2020. 152, p. 074101.
2. Vasilyev D. // Phys. Status Solidi B. 2023. 260, p. 2200222.
3. Vasilyev D. // Phys. Chem. Chem. Phys. 2024, 26, pp. 3482-3499.
4. Vasilyev D. // Physica B: Condensed Matter. 2021. 621, p. 413307.
5. Vasilyev D., Ikhsanov R., Zheleznyi M., Kartsev A. // Journal of Materials Science, 60 (2025) 5427 – 5441.

В.П. ТЮТИН[1], М.Г. ИСАЕНКОВА[1], О.А. КРЫМСКАЯ[1],
О.А. САДОВСКИЙ[1], О.Р. БОЛДЫРЕВА[1]
[1] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия*
E-mail: vp.tyutin@gmail.ru

РАЗВИТИЕ МОДЕЛЕЙ ФОРМИРОВАНИЯ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ ПРИ ГОРЯЧЕЙ И ХОЛОДНОЙ ПРОКАТКЕ ДВУХФАЗНЫХ СПЛАВОВ С ОЦК-, ГЦК- И ГПУ-СТРУКТУРАМИ

Анизотропия физико-механических свойств поликристаллических материалов определяется кристаллографической текстурой, образующейся в процессе термомеханической обработки изделий. Регламентированность процессов скольжения при пластической деформации позволяет проводить компьютерное моделирование текстурообразования в процессе холодной деформации с варьированием технологических параметров для достижения требуемой анизотропии свойств.

Однако, производственный процесс получения изделий из металлических материалов в большинстве случаев включает этап высокотемпературной деформации (ковки, горячей прокатки и осадки), сопровождающийся прохождением динамической рекристаллизации. Существующие модели, учитывающие этот процесс, направлены, как правило, на предсказание эффективных характеристик материала – степени рекристаллизации, размеров зерен, – и не позволяют предсказывать формируемую анизотропию его свойств.

Существующие модели текстурообразования при холодной пластической деформации (трубная и плоская прокатки) лучше всего подходят для предсказания текстуры металлов с объемно-центрированной (ОЦК) и гранецентрированной (ГЦК) кубическими решетками, однако в материалах с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) структурой неверно описывают текстурообразование из-за некорректного учета действия механизмов двойникования.

Отдельную методическую проблему представляет достижение высоких степеней деформации при моделировании методом конечных элементов текстурообразования в многофазных сплавах. Наличие в их составе фаз с различающимися механическими свойствами приводит к локализации напряжений и деформаций на границе раздела фаз, накоплению ошибки соответствия узлов сетки конечных элементов и остановке расчета.

Целью настоящей работы явилось создание комплексной модели прогнозирования текстурообразования двухфазных сплавов в процессе термо-

механической обработки и выявление с ее помощью закономерностей формирования кристаллографической текстуры сплавов с ОЦК-, ГЦК- и ГПУ-структурами.

Разработан подход к моделированию кристаллографической текстуры при холодной пластической деформации однофазных материалов на основе теории Тейлора, с применением которого удалось установить закономерности текстурообразования в молибденовом сплаве ЦМ-2А при различных схемах прокатки [1]. Дополнена модель текстурообразования в однофазных материалах при горячей деформации путем учета процессов динамической рекристаллизации и на её основе выявлены закономерности формирования текстуры горячей прокатки листов из молибденового сплава ЦМ-2А [2].

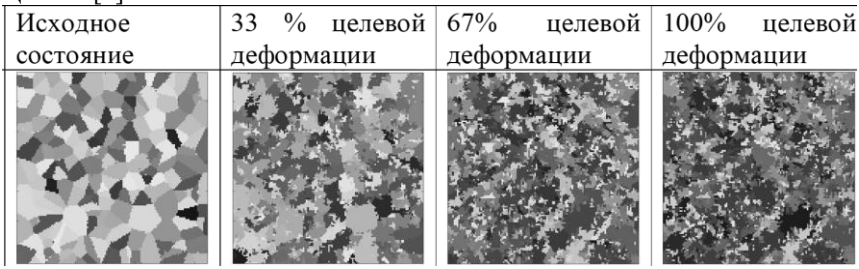


Рисунок 1 – Структура горячекатаного листа молибдена, смоделированная для перекрестной, представленная ориентационными картами (нормальное направление)

С использованием конечно-элементного моделирования и адаптации алгоритма пересоздания сетки КЭ разработана методика изучения текстурообразования в двухфазных материалах и установлено влияние фазового состава, а также межфазного взаимодействия на формирование текстуры в сплавах системы медь–ниобий [3].

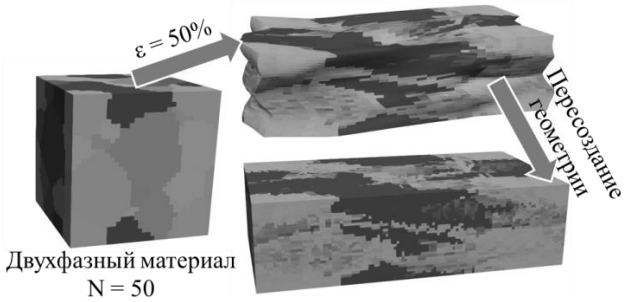


Рисунок 2 – Схема работы алгоритма по пересозданию сетки КЭ двухфазного материала с числом зерен N = 50 при плоской прокатке до степени деформации ε = 50 %

Разработана модель и алгоритм учета двойникования в металлах с ГПУ-структурой при пластической деформации и на её основе выявлены закономерности текстурообразования в двухфазных α+β титановых сплавах и влияния на них содержания β-фазы [4].

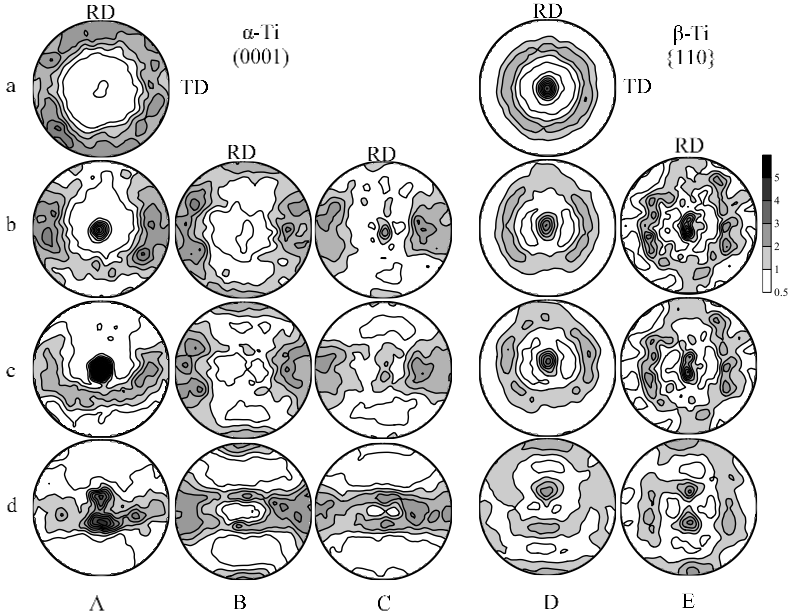


Рисунок 3 – Эволюция текстуры α-Ti на ПППФ (0001): A – в эксперименте; B – в модели с учетом только систем скольжения, C – с учетом скольжения и двойникования; а также текстуры β-Ti на ПППФ {110}: D – в эксперименте, E – в модели с учетом скольжения и двойникования в α-Ti при степенях деформации: a – 0%, b – 21%, c – 31%, d – 50%

Исследования выполнены в рамках программы стратегического академического лидерства «Приоритет-2030», проект СП-1.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (соглашение от 31.07.2024 No24-79-10289 https://rscf.ru/project/24-79-10289/)

1. Tyutin V.P., Krymskaya O.A., Isaenkova M.G. / Pisma v Zhurnal Tekhnicheskoi Fiziki, 52:9 (2026), – pp. 11–15 doi: 10.61011/PJTF.2026.09.62701.20603

2. Исаенкова М.Г., Крымская О.А., Тютин В.П., Болдырева О.Р., Фесенко В.А. / Materials. Technologies. Design, т.7 №4 (23), (2025), – С. 111–123. https://doi.org/10.54708/26587572_2025_7423111

3. Tyutin V.P., Isaenkova M.G., Sukhorukov D.S. / Russ. Metall. 2026, – С. 155–163. https://doi.org/10.1134/S0036029526700230

4. Tyutin V.P., Isaenkova M.G., Sadovskiy O.A., Krymskaya O.A. / Non-Ferrous Metals, 2026, No. 1. pp. 47–53 doi: 10.17580/nfm.2026.01.07

И.А. ГАНЖА
Институт физики твёрдого тела им. Ю.А. Осипьяна
Российской академии наук (ИФТТ РАН), г. Черноголовка, Россия
Email: ganzhaigorrrr@mail.ru

МОДЕЛИРОВАНИЕ РАЗРУШЕНИЯ УГЛЕАЛЮМИНИЕВОГО КОМПОЗИТА СО СЛАБЫМИ ГРАНИЦАМИ

Анализ литературы по теме моделирования разрушения волокнистых композитов с заданными свойствами на границе раздела между матрицей и волокном, показал, что все приведенные модели не учитывают трение на границе между матрицей и волокном в процессе разрушения.

Процесс разрушения углеалюминиевого композита можно разбить на три отдельных подпроцесса: пластичное разрушение алюминиевой матрицы, хрупкое разрушение углеродного волокна и трение на границе между ними. Моделирование этих процессов производилось методом конечных элементов с использованием программного пакета ABAQUS/CAE.

Модель пластичного разрушения алюминия создана на основе встроенной модели вязкого разрушения. Построена пластичная область деформации на основе экспериментальных данных. Верификация модели проведена по результатам испытаний на одноосное растяжение алюминиевых образцов.

Хрупкое разрушение углеродного волокна моделировалось на основе встроенной модели хрупкого растрескивания. В геометрию модели введен элемент с малой прочностью для имитирования внутреннего дефекта, поскольку результаты испытания модели без дефектов не соответствовали поведению реального хрупкого материала. Модель верифицирована на основе классической теории упругости.

Создана модель трения между матрицей и волокном. Геометрии были построены с пересечением поверхностей в области контакта для создания посадки с натягом. Использовался закон кулоновского трения на контакте матрицы и волокна. Результаты, полученные при расчете модели, сошлись с теоретическими значениями.

Проведено моделирование поведения монофиламента в алюминиевой матрице при разрушении.

Работа выполнена в рамках проекта РНФ 22-79-10064-П.

М.И. ГОЗМАН, В.В. НОВИКОВ
АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт Неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара»
E-mail: migozman@bochvar.ru

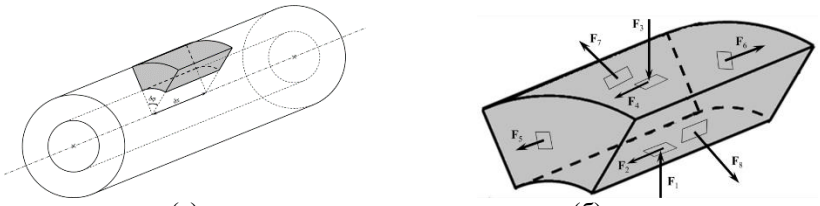
МЕТОДИКА РАСЧЕТОВ ОПТИМАЛЬНОЙ КАЛИБРОВКИ ПИЛЬГЕРНОГО ПРОКАТНОГО СТАНА

В процессе прокатки в трубе возникает сложное напряженно-деформированное состояние, которое быстро меняется со временем, сопровождается нагревом и приводит к изменению микроструктуры трубы. Неоптимальный режим деформации трубы связан с риском возникновения брака по геометрии или повреждения поверхности. Поэтому главная задача при прокатке состоит в обеспечении оптимального режима деформации, минимизирующего вероятность брака. Естественный подход к решению этой задачи состоит в эмпирическом подборе оптимальной калибровки. Однако эмпирический подход связан с высокими материальными и временны́ми затратами на эксперименты. Решением этой проблемы является математическое моделирование процесса прокатки. Оно позволяет существенно ускорить и удешевить процесс оптимизации процесса прокатки, заменив продолжительные и дорогостоящие натурные эксперименты численными расчетами.

Методы расчета напряженно-деформированого состояния трубы делятся на численные, аналитические и комбинированные (полуаналитические). Численные модели в основном основаны на методе конечных элементов. Они обладают высокой точностью, но требуют больших временны́х затрат и объемов машинной памяти. Поэтому они непрактичны применительно к задачам, требующим многократных численных экспериментов. Задача выбора оптимальной калибровки относится как раз к такой категории задач. В связи с этим возникла необходимость построить полуаналитическую модель, которая хотя и включает ряд приближений, но подходит для многократных численных экспериментов.

В настоящей работе предложена полуаналитическая модель прокатки, основанная на приближении аксиально симметричной трубы и использующая метод плоских сечений (slab-метод). В основе slab-метода лежит условие равновесия. Суть его в следующем.

Выберем участок трубы, как показано на рисунке 1(а). Силы, действующие на этот участок, показаны на рисунке 1(б): к ним относятся силы давления и трения со стороны оправки ($\mathbf{F}_1$ и $\mathbf{F}_2$) и калибра ($\mathbf{F}_3$ и $\mathbf{F}_4$), а также все силы, действующие со стороны соседних участков трубы ($\mathbf{F}_5$, $\mathbf{F}_6$, $\mathbf{F}_7$ и $\mathbf{F}_8$).



(а) (б)

Рисунок 1 – (а) Участок трубы (б) действующие на него силы

Все эти силы выражаются через тензор напряжений σ_{ij} по формуле

$$(\mathbf{F}_\mu)_i = \sigma_{ij} (\mathbf{n}_\mu)_j \; S_\mu,$$

где индекс μ нумерует грани выделенного участка трубы, $\mathbf{F}_\mu$ – суммарная сила, действующая на μ-ую грань, $\mathbf{n}_\mu$ – вектор нормали к μ-ой грани, S_μ – её площадь, а индексы i,j нумеруют компоненты векторов и тензоров.

Условие равновесия означает, что равнодействующая всех этих сил равна нулю. Считая, длину участка dx малой, мы приходим к системе дифференциальных уравнений, где в роли неизвестных выступают компоненты тензора напряжений. Эта система уравнений позволяет определить (с точностью до указанных выше приближений) распределение поля напряжений вдоль пильгерной головки при заданных профилях калибров и оправки. Этот метод дает возможность сравнивать распределения напряжений в пильгерной головке при прокатке на различных калибровках прокатного инструмента, что помогает получить приближение к оптимальной калибровке.

1. Гозман М.И. Математическая модель формризменения трубы при прокатке на пилгримовом прокатном стане – Вопросы атомной науки и техники. – 2025. – Т. 127. – № 1. – С. 47 – 64.

2. Huml P., Fogelholm R. Simulation model of cold pilgering – J. Mater. Process. Technol. – 1994. – Vol. 42. – P. 167 – 173.

3. Lee S.-K., Lee K.-H. Profile Design of the Grooved Die and Rolling Force Predition in the Cold Pilger Rolling Process – Appl. Sci. – 2021. – Vol. 11. – P. 11265.

П.Г. ДЕМЬЯНОВ
АО «ВНИИНМ», г. Москва, Российская Федерация
PGDemyanov@bochvar.ru

МОДЕЛЬ РЕАКТОРНОГО УПЛОТНЕНИЯ ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА ВВЭР

Во время визуальных осмотров герметичных ТВС легководных реакторов на ранних стадиях облучения отмечается разновысотность твэлов и твэгов, т.е. заметное удлинение твэгов над общим уровнем тепловыделяющих элементов. При проведении специальных реакторных экспериментов с датчиком удлинения топливного столба также выявлено различное размерное поведение таблеток UO_2 и уран-гадолиниевого топлива (далее УГТ), а именно отсутствие сокращения топливного столба УГТ, вызванное радиационным уплотнением топлива (см. рисунок 1).

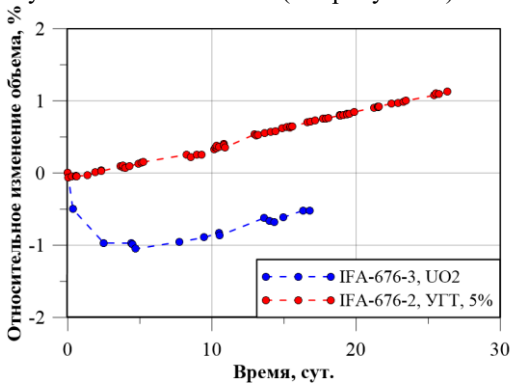


Рисунок 1 – Относительное изменение объема топлива твэла и твэга в эксперименте IFA-676

Такое различие в поведении топлива требует объяснения и разработки общей модели размерного поведения топлива для обеспечения работоспособности и безопасного поведения твэлов и твэгов.

Показано, что причинами разного размерного поведения UO_2 и УГТ являются различия в таких характеристиках топлива как плотность, размер зерна и содержание гадолиния.

Систематизированы данные реакторных экспериментов IFA-503, IFA-636, IFA-676, IFA-681, проведенных в исследовательском реакторе Halden на топливе с различным содержанием Gd_2O_3.

Показано, что основной вклад в реакторное уплотнение топлива вносят мелкие поры размером менее 2,5 мкм. Разработана корреляционная зависимость для объема уплотняемых пор, в зависимости от плотности топлива.

Также выявлено влияние размера зерна топлива на величину реакторного уплотнения.

Разработана и верифицирована модель реакторного уплотнения топлива для ВВЭР, включая UO_2 и УГТ.

С использованием новой модели радиационного уплотнения топлива описан механизм возникновения разновысотности твэлов и твэгов и проведен расчет. Результаты расчета удлинения твэлов и твэгов представлены на рисунке 2, данные сопоставлены с экспериментальными значениями удлинения твэлов и твэгов ТВС-2М, прошедших эксплуатацию на Балаковской АЭС в течении одной и трех топливных кампаний.

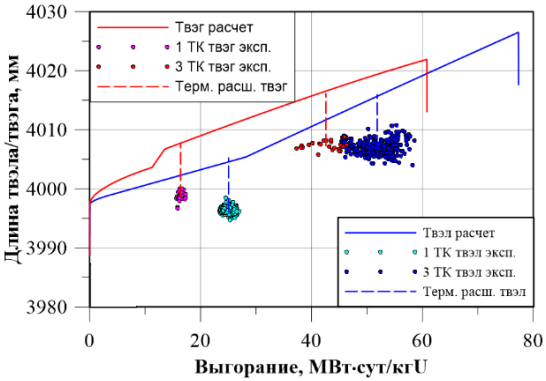


Рисунок 2 – Изменение длины твэла и твэга в зависимости от выгорания

Показано, что разница в удлинении твэлов и твэгов определяется разницей в ползучести материала оболочки, отличиями в уплотнении и распухании топлива и неодинаковой скоростью набора выгорания из-за более низкого обогащения твэгов, по сравнению с твэлами.

В расчетах использована модельная история изменения линейной мощности характерная для нормальной эксплуатации, рассматривались твэлы штатных конструкций без дефектов. Сделан вывод, что разновысотность не связана с возникновением какого-либо рода дефектов топлива и оболочки или с нарушениями эксплуатации. Различная высота топливных элементов может наблюдаться при осмотре герметичных штатных и комбинированных сборок с разными материалами топлива и оболочки на разных стадиях облучения в режиме НЭ.

Работы выполнялись по заказу АО «ТВЭЛ».

Р.А. ИЛЬЯСОВ, М.И. ПЕТРОВ, М.Г. ИСАЕНКОВА,
В.В. МИХАЛЬЧИК
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия
E-mail: il.re0310@mail.ru

РОЛЬ ОРИЕНТАЦИИ ГИДРИДОВ В РАЗРУШЕНИИ ЦИРКОНИЕВЫХ СПЛАВОВ ПО ДАННЫМ КОНЕЧНО-ЭЛЕМЕНТНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Конструктивные элементы водо-водяных энергетических реакторов из циркониевых сплавов насыщаются водородом, избыток которого выделяется в виде хрупкой гидридной фазы δ-$ZrH_{1,66}$ [1]. Радиально ориентированные гидриды повышают вероятность снижения пластичности кольцевых образцов и могут вызывать их разрушение при воздействии окружных напряжений, в то время как тангенциально ориентированные гидриды почти не сказываются на пластичности материала [1, 2].

В данной работе построена конечно-элементная модель одноосного растяжения представительного объёма циркониевой матрицы 4×3×2 мм с 12 дискообразными выделениями гидрида диаметром 0,6 мм и толщиной 0,05 мм при объёмной доле 0,8 %, в которой плоскость выделений ориентирована перпендикулярно оси растяжения в радиальном случае и параллельно ей в тангенциальном; как схематично показано на рисунке 1.

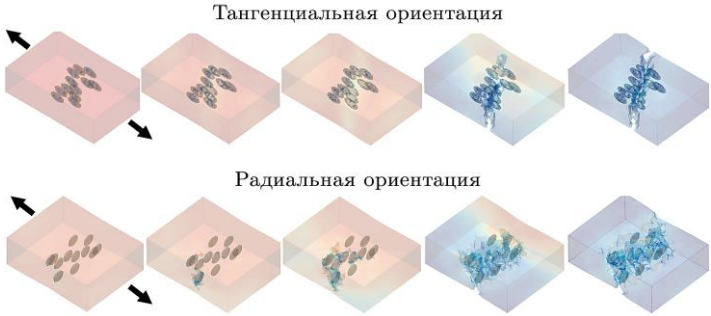


Рисунок 1 – Схема (модель) развития трещины при тангенциальной и радиальной ориентации гидридов

Расчёт реализован в свободно распространяемом пакете CalculiX. Штатная модель ограничена критерием зарождения: элемент удаляется по достижении предельного повреждения без стадии разупрочнения. Дополнивший пакет модуль из трёх механизмов описывает разрушение обеих фаз в две стадии: на первой накапливается параметр зарождения

$$\omega = \int \mathrm{d}\varepsilon_\mathrm{p} / \varepsilon_\mathrm{f}(\eta), \quad \eta = \sigma_\mathrm{m} / \sigma_\mathrm{eq},$$

где ε_p – накопленная пластическая деформация, $\varepsilon_f(\eta)$ – предельная деформация как функция трёхосности η напряжённого состояния [3]. По достижении $\omega = 1$ включается вторая стадия,

$$D = (L / u_f) \int d\varepsilon_p, \quad \sigma = (1 - D)\, \sigma_{eff},$$

где L – характерный размер элемента, u_f – пластическое перемещение до разрушения, σ_{eff} – эффективное напряжение. Нормировка на L снимает зависимость результата от густоты сетки.

Граница $Zr/ZrH_{1,66}$ описана когезионными элементами с вязкой регуляризацией повреждения [4]. При разрушении элемент удаляется.

Сравнение разрушения при двух ориентациях приведено в таблице 1.

Таблица 1 – Характер разрушения в моделях с разной ориентацией гидридов

Сравнительный критерий модели	Радиальная	Тангенциальная
Начало разрушения, % удлинения	5,4	12,1
Разрушено $ZrH_{1,66}$, %	6,5	39,4
Разрушено матрицы Zr, %	11,1	8,1
Медианная пластическая деформация	0,05	0,11

На рисунке 2 сопоставлены модели с различной ориентацией гидридов.

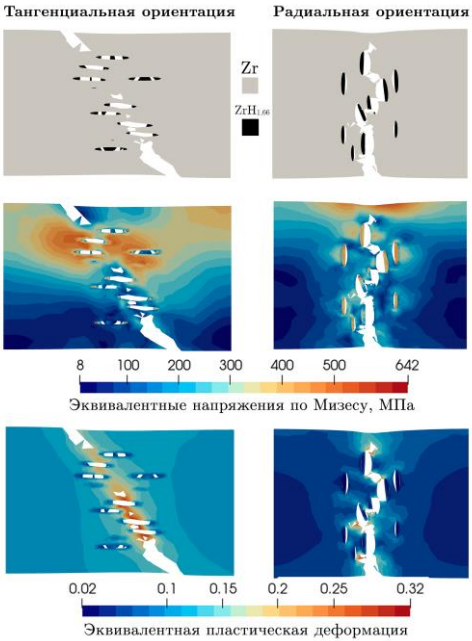


Рисунок 2 – Сечения полей деформации и напряжений в модели разрушения с разной ориентацией гидридов

При радиальной ориентации трещина проходит через гидриды почти прямой полосой перпендикулярно оси растяжения, а пластическая деформация остаётся в узких перемычках между ними. При тангенциальной – трещина наклонена, и пластическая деформация охватывает широкую область вокруг неё. В модели с радиальными гидридами разрушение начинается в два раза раньше по удлинению и сразу захватывает обе фазы, а в модели с тангенциальными гидридами – долгое время растрескивается только гидрид, матрица остаётся целой, а излом оказывается наклонным и более широким.

Таким образом, реализованный в CalculiX модуль разрушения воспроизводит принципиальное различие между ориентациями гидридов: при радиальной трещина зарождается вдвое раньше по удлинению (5,4 против 12,1 %), при тангенциальной итоговый излом сопровождается вдвое большей медианной пластической деформацией (0,11 против 0,05). Это согласуется с более высокой пластичностью образцов с тангенциальными гидридами и подтверждает пригодность модуля для качественного анализа влияния ориентации гидридов на разрушение циркониевых сплавов.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-79-10289, https://rscf.ru/project/24-79-10289/)

1. Saburov N.S., Isaenkova M.G., Petrov M.I., Dzhumaev P.S., Plyasov A.A., Markelov V.A., Saburov A.S. Fracture Parameters and Plasticity of the Zr–Nb–Sn–Fe Tubes with Different Hydrides Orientations during the Mechanical Testing // Nuclear Physics and Engineering. — 2025. — Vol. 16, No. 4. — P. 442–454.
2. M.I. Petrov, M.G. Isaenkova, N.S. Saburov, V.A. Markelov, A.A. Plyasov. Development of a neural network for fractographic analysis of hydrogenated zirconium alloys // Letters on Materials. 2025, v.15, Issue 1, pp. 49–54
3. Hooputra H., Gese H., Dell H., Werner H. A comprehensive failure model for crashworthiness simulation of aluminium extrusions // Int. J. Crashworthiness. 2004. Vol. 9, № 5. P. 449–463.
4 Gao Y.F., Bower A.F. A simple technique for avoiding convergence problems in finite element simulations of crack nucleation and growth on cohesive interfaces // Modelling Simul. Mater. Sci. Eng. 2004. Vol. 12, № 3. P. 453–463.

Н.Н. ЕЛКИН[1], В.Г. ЗБОРОВСКИЙ[1,2], О.О. КОРЧАГИНА[1,2,3],
В.В. ЛИХАНСКИЙ[1,2], К.Е. УЛЫБЫШЕВ[1,2]
[1]НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия
[2]Физический институт имени П.Н. Лебедева РАН, Троицкое обособленное подразделение, Троицк, Москва, Россия
[3]Институт проблем безопасного развития атомной энергетики РАН, г. Москва, Россия
E-mail: korchagina_oo@nrcki.ru

МОДЕЛИРОВАНИЕ ЭВОЛЮЦИИ ПУЗЫРЬКОВ В ДИОКСИД-УРАНОВОМ ТОПЛИВЕ С УЧЕТОМ ТЕРМОГРАДИЕНТНОГО ДРЕЙФА И ВЛИЯНИЯ УПРУГИХ НАПРЯЖЕНИЙ

Развитие методов компьютерного моделирования эволюции пористости в ядерном топливе в процессе эксплуатации является критически важным для прогнозирования его термомеханического поведения. Пористость, обусловленная эволюцией пузырьковых структур, определяет процессы распухания, взаимодействия топлива с оболочкой, перераспределение наработанных газовых продуктов деления (ГПД) влияет на интенсивность их выхода под оболочку твэлов/твэгов.

В работе представлена модель, описывающая физические механизмы эволюции параметров пузырьковых структур в топливе UO_2 на этапах реакторного облучения, включая эксплуатацию в нестационарных режимах и последующего обращения с отработанным ядерным топливом (ОЯТ). Разработанная модель реализует систему уравнений, описывающих стадии зарождения газовых пузырьков, обмен атомами ГПД между матрицей и пузырьками, радиационную диффузию пузырьков, а также дрейф пузырей в поле градиента температуры и упругих напряжений. Учитываются процессы коагуляции пузырьковых структур и выхода внутризеренных пузырей в межзеренную область с последующим выходом ГПД под оболочку твэла.

Модель была реализована численно. Проведены вычислительные исследования по влиянию указанных факторов на выход ГПД и морфологию пористости. Особое внимание уделено влиянию упругих напряжений. Численный анализ показал, что учет градиента упругих напряжений может стать одним из значимых факторов, определяющих герметичность твэлов при нестационарных (маневренных) режимах эксплуатации реактора, а также при технологических процессах обращения с ОЯТ.

Верификация разработанного вычислительного модуля проводилась путем сравнения результатов моделирования с опубликованными экспериментальными данными.

Е.А. КУЛЕШОВ, Е.А. ДЕРГУНОВА, А.М. ЯРМАК
АО «ВНИИНМ», г. Москва, Российская Федерация
E-mail: EAKuleshov@bochvar.ru

МОДЕЛЬ ГАЗОВЫДЕЛЕНИЯ В МОКС-ТОПЛИВЕ В УСЛОВИЯХ РЕАКТОРА ВВЭР

Применение смешанного оксидного уран-плутониевого топлива (МОКС-топлива) в реакторах типа ВВЭР и PWR является одним из важнейших перспективных направлений атомной энергетики. Использование твэлов с МОКС-топливом позволяет уменьшить объем радиоактивных отходов – отработанного ядерного топлива и снизить объемы добычи урана. Это позволяет перейти от открытого топливного цикла к сбалансированному, который является промежуточным звеном для отработки технологий замкнутого ядерного топливного цикла.

В рамках проекта «Сбалансированный ЯТЦ» проводится комплекс расчетно-экспериментальных работ для обоснования применения твэлов с МОКС-топливом в реакторах ВВЭР. Одним из важных физических процессов, которые необходимо учитывать при численном моделировании поведения твэлов, является газовыделение. Оно влияет на количество и состав газа под оболочкой, а значит, и на давление газовой смеси внутри твэла, и на теплопередачу между топливом и оболочкой через зазор.

Для разработки модели газовыделения МОКС-топлива был проведен анализ атермических (выбивание, отдача) и термических (диффузия, выход пористости в свободный объем) механизмов выхода ГПД в ходе эксплуатации и определен их вклад в общее количество вышедшего газа, а также учтены особенности микроструктуры МОКС-топлива и кумулятивного выхода криптона/ксенона при делении изотопов плутония.

Модель рассчитывает следующие параметры: кол-во газа, вышедшего под оболочку, количество газа в порах, давление газа в порах.

Верификация модели была проведена на базе, содержащей отечественные и зарубежные экспериментальные данные по выходу газа из МОКС-топлива с различным содержанием Pu в условиях НЭ и ННЭ. Результаты верификации свидетельствуют о возможности применения данной модели для описания процесса газовыделения в МОКС-топливе.

В.П. ФИЛИППОВА
Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии им. И.П. Бардина», г. Москва, Россия
E-mail: v.filippova@chermet.net

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ МЕЖАТОМНЫХ ПАРНЫХ ВЗАИМОДЕЙСТВИЙ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ НА ОСНОВЕ α-Fe

Результаты компьютерного моделирования методом молекулярной динамики, с использованием потенциала в форме Леннарда-Джонса для расчета энергии межатомного парного взаимодействия, показывают, что вакансии вносят сжимающую деформацию в кристаллическую ячейку α-Fe, а бикакансии – растягивающую, что проиллюстрировано на рисунке 1.

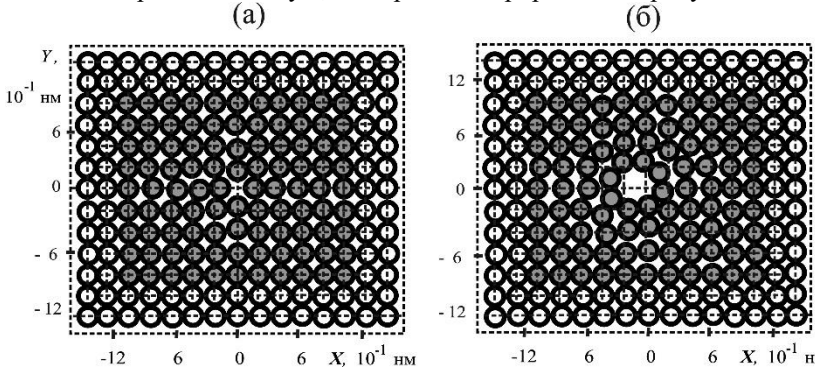


Рисунок 1 – Равновесные атомные конфигурации точечных дефектов ОЦК кристаллической решетки α-Fe в плоскости (100), смоделированные методом молекулярной динамики: (а) – вакансия; (б) – бивакансия.

В работе [1] методом рентгеновской дифрактометрии исследовали влияние Р на период ОЦК кристаллической решетки многокомпонентных твердых растворов на основе α-Fe [1]. При этом, для выделения вклада отдельных компонентов использован подход построения линейных концентрационных зависимостей с применением регрессионного анализа.

Результаты регрессионного анализа (рисунок 2, а), из [1], сравнили с литературными данными [2], полученными традиционным способом (на двойных сплавах Fe-P глубокой очистки, рисунок 2, б). Относительное изменение величины $(a_{спл}-a_{Fe})/x$ (угол наклона прямых на рисунке 2 а, б) в обоих случаях равно $-471\cdot10^{-4}$ нм/ат.дол.

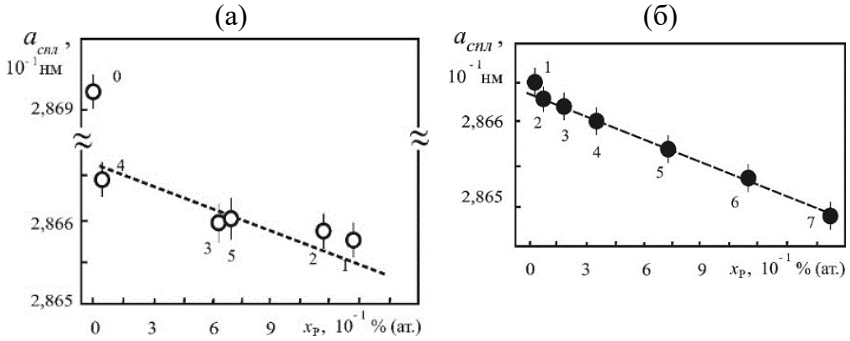


Рисунок 2 − (а) Экспериментальные данные [1], полученные методом рентгеновской дифрактометрии, по периоду ОЦК кристаллической решетки ($a_{спл}$) сплавов на основе α-Fe в зависимости от концентрации P (0, 1, 2, 3, 4, 5 − номера сплавов из [1]); (б) Зависимость периода кристаллической решетки твердого раствора на основе α-Fe от концентрации P для двухкомпонентных сплавов $Fe_α$-P по данным работы [2], (0, 1, 2, 3, 4, 5, 6, 7 − номера сплавов из [2]).

Согласно представлениям равновесной термодинамики, в кристалле всегда присутствуют точечные дефекты в виде вакансий, равновесная концентрация которых, C_v, в отсутствие внешнего давления равна:

$$C_v = \exp(-E_v / kT)$$, где $E_v>0$ − энергия образования вакансии.

Таким образом, концентрация вакансий экспоненциально увеличивается при повышении температуры. Последним объясняют увеличение периода кристаллической решетки чистых металлов при закалке с высоких температур по сравнению с состоянием образцов, отожженных при более низких температурах. Поскольку энергия связи вакансий в бивакансии равна разности энергии образования двух вакансий и одной бивакансии ($U = 2E_v - E_{2v}$), то концентрация бивакансий:

$$C_{2v} = (C_{1v})^2 \exp(-E_{2v} / kT)$$,

– гораздо меньше концентрации вакансий. Поэтому обычно пренебрегают влиянием бивакансий на физические и механические свойства металлов и сплавов. Наблюдаемое отклонение в сторону увеличения периода решетки твердого раствора при стремлении к нулю концентрации растворенных атомов (смотри рисунок 2, а, б), означает, что количество бивакансий в ОЦК решетке α-Fe может быть больше, чем вакансий, в зависимости от степени чистоты (содержания примесей).

1. Filippova V.P., Journal of ASTM International 6 (5), pp 1-9 (2009)
2. Hattendorf H., Buchner A., Inden G., Steel Researh 59 (6) pp 279-280 (1988)

А.А. ХАНКОВ, П.Г. ДЕМЬЯНОВ, Е.А. ДЕРГУНОВА
АО «ВНИИНМ», г. Москва, Российская Федерация
E-mail: AAKhankov@bochvar.ru

МОДЕЛЬ ПЛАВЛЕНИЯ УРАН-ГАДОЛИНИЕВОГО ТОПЛИВА В ТВЭЛАХ РЕАКТОРОВ ТИПА ВВЭР

Для обеспечения безопасности эксплуатации реакторных установок, в частности, при оценке аварийных ситуаций, связанных с плавлением топлива, необходимо проведение комплексных расчетных и экспериментальных исследований. В условиях работы ядерного реактора, особенно при высоких уровнях энерговыделения, возникает риск локального перегрева, и, как следствие, фазового перехода топлива из твердого состояния в жидкое. Знание параметров процесса плавления, таких как точное положение фронта плавления, скорость его распространения и температурный профиль, необходимо для оценки работоспособности и безопасности твэлов и твэгов.

Настоящая работа посвящена разработке численной модели плавления топлива на основе решения задачи Стефана для твэльных кодов. Задача Стефана описывает теплоперенос с движущейся границей раздела фаз, при котором в одной или нескольких областях среды происходит фазовый переход, сопровождающийся поглощением или выделением скрытой теплоты плавления. Таким образом, корректное решение задачи Стефана позволяет не только определить точные условия наступления плавления, но и дает возможность прогнозировать поведение ядерного топлива в условиях нарушения нормальной эксплуатации, в том числе в условиях проектных аварий.

В рамках разрабатываемой модели плавления используются данные реакторных экспериментов серии MELT-УГТ с плавлением высоковыгоревшего уран-гадолиниевого топлива. Эксперименты MELT-M, MELT-1G, MELT-2G и MELT-3 проводятся АО «ВНИИНМ» совместно с АО «ГНЦ НИИАР» для подтверждения проектного критерия по предельной температуре топлива для твэгов и твэлов.

Обобщённая задача Стефана с внутренним энерговыделением и температурозависимыми теплофизическими свойствами, как правило, не допускает аналитического решения. В связи с этим для практического моделирования процессов плавления применяются различные численные методы, которые условно можно разделить на методы с явным отслеживанием границы фаз и методы с неявным учётом фазового перехода.

Для решения нестационарного уравнения теплопроводности в радиальном направлении в разработанной модели используется явная энтальпийная формулировка. Введение в численную схему решения зависимости

удельной энтальпии от температуры топлива H(T) позволяет определить эффективную теплоёмкость взятием производной по температуре. По сути энтальпийный метод заключается в следующем: при достижении локальной температурой значения плавления происходит зарождение расплава; при дальнейшем поступлении теплоты увеличивается доля жидкой фазы; скрытая теплота поглощается топливом, и ее энергия идет на разрыв кристаллических связей, т.е. плавление. При интегрировании уравнения теплопроводности часть энергии решатель резервирует на фазовый переход, эта часть энергии не повышает температуру топлива, что соответствует физической картине плавления. Аналогично, при остывании расплава решатель отводит скрытую теплоту кристаллизации.

Использование энтальпийного метода с эффективной теплоемкостью позволяет корректно учитывать скрытую теплоту плавления без явного задания подвижной сетки. В разработанной модели радиус плавления является прямым выходным параметром и определяется в ходе численного решения уравнения теплопроводности с фазовым переходом, с учетом зависимости температуры плавления от выгорания топлива (см. рисунок 1).

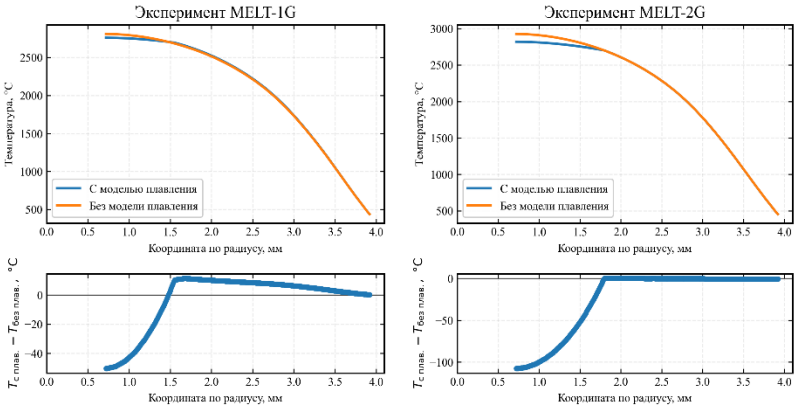


Рисунок 1 - Распределение температуры топлива по радиусу топливной таблетки твэгов экспериментов MELT-1G и MELT-2G без учета и с учетом модели плавления

Разработанная модель имплементирована в код СТАРТ-4А и апробирована на экспериментах MELT-УГТ для определения температуры плавления высоковыгоревшего уран-гадолиниевого топлива.

П.К. ЕФРЕМОВ, С.Е. АРЕФИНКИНА, Д.Ю. ЕРАК,
А.Д. ГЕРСТЛЕ, В.Н. МУРАШОВ
НИЦ «Курчатовский Институт», г. Москва, Россия
E-mail: Efremov_PK@nrcki.ru

ПРОГРАММА SOTAR-КИТ ДЛЯ РАСЧЕТА ПАРАМЕТРОВ СРЕДЫ ПРИ АМПУЛЬНЫХ ИСПЫТАНИЯХ КАНДИДАТНЫХ МАТЕРИАЛОВ В РЕАКТОРЕ ИР-8

НИЦ «Курчатовский институт» является научным руководителем работ в области ядерной энергетики в части водо-водяных реакторов, а также проектов газоохлаждаемых реакторов. Получение экспериментальных данных реакторных испытаний конструкционных материалов и опытных твэлов является чрезвычайно важным этапом, как при совершенствовании уже существующих установок, так и при создании инновационных реакторов.

Исследовательский реактор ИР-8 НИЦ «Курчатовский институт» является площадкой, на которой возможно проведение испытаний в условиях облучения кандидатных материалов оболочек твэлов инновационных реакторов в коррозионной среде. Такие испытания могут проводиться в реакторе ИР-8 с использованием специальных экспериментальных ампульных устройств (АУ) [1].

При конструировании АУ необходим комплекс расчетов, включающих оценку параметров среды в условиях конкретного реакторного эксперимента, для чего разрабатывается программа SOTAR-КИТ. Она рассматривается в качестве модуля кода SOTAR [2], который используется для моделирования процессов в опытных твэлах под облучением. SOTAR-КИТ предназначена для оценок теплогидравлических параметров среды (температура, скорость) в широких диапазонах её свойств в ампульных устройствах с различными характеристиками. В настоящей работе показаны результаты проведенных с использованием текущей версии SOTAR-КИТ предварительных расчетов параметров среды при ампульных реакторных испытаниях.

1. Яковлев В.В., Ерак Д.Ю., Гончаров Л.А., Киселев Алексей С. и др., Техника и методика исследований в реакторе ИР-8 опытных твэлов с разными топливными композициями. — Вопросы атомной науки и техники. Сер. Физика ядерных реакторов, 2017, вып. 3, с. 49—57
2. С.Е. Арефинкина, А.Д. Герстле, Д.Ю. Ерак, П.К. Ефремов и др., Расчётное моделирование параметров опытных твэлов толерантного типа при их испытании в реакторе ИР-8. ВАНТ, 2023, вып. 4, с. 87–100

Р.И. АРАБОВ[1], К.Ю. СОЗЫКИН[1], А.В. ШАПЕЕВ[1,2],
Н.Е. РЫБИН[1,2,3]
[1] *Сколковский институт науки и технологий, г. Москва, Россия*
[2] *ООО «Цифровые Материалы», г. Москва, Россия*
[3] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия*
E-mail: Rustam.Arabov@skoltech.ru

ТЕОРЕТИЧЕСКОЕ ИССЛЕДОВАНИЕ ДИНАМИКИ РЕШЕТКИ И ЭЛЕКТРОН-ФОНОННОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ В ПОЛУПРОВОДНИКАХ

Разработка методов точного предсказания тепло- и электропроводности имеет важное значение для современной электроники. В полупроводниковых материалах перенос тепла осуществляется главным образом за счет колебаний кристаллической решетки (фононов). Фононы также оказывают влияние на ширину запрещённой зоны посредством электрон-фононного взаимодействия, а ширина запрещённой зоны, в свою очередь, определяет электропроводность полупроводников. Таким образом, изучение динамики решетки полупроводников крайне важно для предсказания их тепло- и электропроводности.

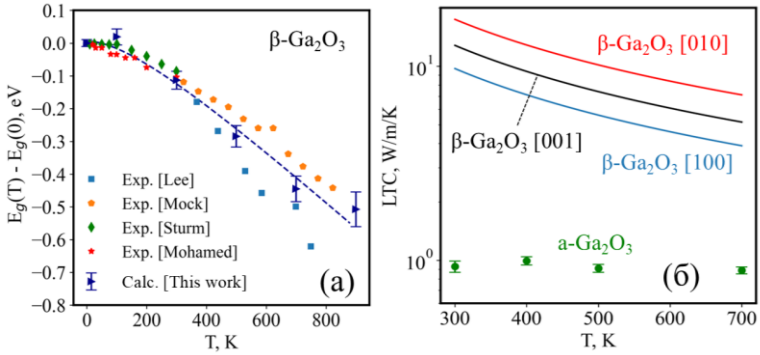


Рисунок 1 – Ренормализация запрещенной зоны в β-Ga_2O_3(а) и фононная теплопроводность кристаллического и аморфного Ga_2O_3 (б).

Традиционные подходы к расчетам фононной теплопроводности и ренормализации запрещенной основаны на использовании первопринципных методов, что требует чрезмерно больших вычислительных ресурсов при исследовании достаточно сложных практически важных материалов. Поэтому в данной работе для вычисления сил и энергий межатомных взаимодействий применялись машиннообучаемые потенциалы MTP [2] и Matter-

Sim [3]. Потенциалы MTP использовались при расчетах фононной теплопроводности и ренормализации запрещенной зоны в муаровых решетках со структурой диамана [4], кристаллическом и аморфном Ga_2O_3 [5], а также MOF-5. Потенциал MatterSim использовался при расчетах теплопроводности для полу-Гейслеровых сплавов.

Было установлено, что в муаровых решетках со структурой диамана на основе графена и нитрида бора увеличение угла поворота слоев приводит к снижению теплопроводности. Также в данных муаровых решетках наблюдалась значительная ренормализация запрещённой зоны за счёт нулевых колебаний (0,2–0,7 эВ), что обусловлено присутствием лёгких атомов водорода на поверхности. Значительная ренормализация запрещённой зоны за счёт нулевых колебаний обнаружена в β-Ga_2O_3 (0.2 эВ) и MOF-5 (1 эВ). Результаты расчётов ренормализации запрещенной зоны для кристаллического Ga_2O_3 согласуются с экспериментальными данными (см. рис. 1а). Также было установлено, что аморфизация приводит к снижению теплопроводности (см. рис. 1б) и ослаблению температурной зависимости запрещенной зоны в Ga_2O_3. В случае MOF-5 для описания динамики решетки при исследовании электрон-фононных взаимодействий был использован метод TDEP [6], что позволило вклад ангармонических эффектов в ренормализацию запрещенной зоны. Изучение динамики решетки полу-Гейслеровых сплавов проводилось с целью выявления соединений данного класса с низкой теплопроводностью, перспективных для применения в качестве термоэлектриков.

Исследования выполнены при поддержке РНФ (грант № 23-13-00332-Р, грант № 26-73-00291).

1. Shang H., Yang J. The electron–phonon renormalization in the electronic structure calculation: Fundamentals, current status, and challenges. The Journal of Chemical Physics. – 2023. – Vol. 158, № 13.
2. Shapeev A.V. Moment Tensor Potentials: A Class of Systematically Improvable Interatomic Potentials. Multiscale Modeling & Simulation. – 2016. – Vol. 14, № 3.
3. Yang, H., Hu, C., Zhou, Y., Liu, X., Shi, Y., Li, J., ... & Lu, Z. Mattersim: A deep learning atomistic model across elements, temperatures and pressures. arXiv. – 2024. – arXiv:2405.04967.
4. Arabov R.I., Rybin N., Demin V.A., Polovinkin M.S., Kvashnin A.G., Chernozatonskii L.A., Shapeev A.V. Tuning thermal conductivity and electron–phonon interactions in carbon and boron nitride Moiré diamanes via twist angle manipulation. Applied Surface Science. – 2026. – Vol. 717, № 164801.
5. Arabov R.I., Li J., Chen X., Rybin N., Shapeev A.V. Thermal Conductivity and Temperature-Induced Band Gap Renormalization in Crystalline and Amorphous Ga_2O_3. arXiv. – 2026. – arXiv:2603.29484.
6. Knoop F., Shulumba N., Castellano A., Batista J.P.A., Farris R., Verstraete M.J., Heine M., Broido D., Kim D.S., Klarbring J., Abrikosov I.A., Simak S.I., Hellman O. TDEP: Temperature Dependent Effective Potentials. The Journal of Open Source Software. – 2024. – Vol. 9, № 94, 6150.

Б.И. АТАНОВ
Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна РАН, Черноголовка, Россия
E-mail: but305@mail.ru

ПОЛУЧЕНИЕ, СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА УГЛЕНИКЕЛЕВОГО КОМПОЗИТА

В современных газотурбинных двигателях (ГТД), особенно для наиболее тер-монагруженных элементов, таких как лопатки турбины и камеры сгорания, повсеместно применяются жаропрочные никелевые суперсплавы [1-3]. Наиболее распространенные промышленные сплавы, такие как Inconel 718 и ЖС-32, а также перспективный сплав ВЖМ200, демонстрируют высокую прочность при комнатной температуре на уровне 1100-1200 МПа.

Однако, при температуре эксплуатации выше 900-1100°С происходит резкое падение прочности до 150–310 МПа. Такие механические свойства не удовлетворяют требованиям, предъявляемым к материалам перспективных двигателей шестого поколения, работающих при температуре до 1400°С и выше [1-3]. Более того, как показывают многочисленные исследования [4-5], потенциал дальнейшего улучшения свойств традиционных суперсплавов путем легирования тугоплавкими элементами или элементами, стабилизирующими γ'-фазы практически исчерпан. Дальнейшее увеличение содержания легирующих элементов не дает существенного прироста жаропрочности или стойкости к ползучести, а часто ведет к ухудшению технологичности и удельных прочности и жесткости. В связи с этим, научный поиск смещается в сторону принципиально новых решений.

Одним из наиболее перспективных направлений является разработка композитов с металлической матрицей, в частности, угленикеля – композита на основе никелевой матрицы, армированной непрерывным углеродным волокном (УВ).

Были проведены предварительные серии экспериментов по получению образцов композита из непрерывного углеродного волокна и никелевой матрицы, а также были проведены испытания на трехточечный изгиб образцов композита, полученного при различных температурах. Проанализированы особенности кривых сила-прогиб и напряжение-деформация, установлена высокая прочность образцов композита. Методами сканирующей электронной микроскопий исследованы микроструктура и поверхности разрушения образцов композита. Построены графики зависимости от температуры модуля упругости, предела прочности, деформации при разрушении и работы разрушения.

1. Тренинков И. А., Заводов А. В., Петрушин Н. В. Исследование кристаллической структуры и микроструктуры жаропрочного никелевого сплава ЖС32-ВИ, синтезированного методом селективного лазерного сплавления, после высокотемпературных механических испытаний // Авиационные материалы и технологии. 2019. №1 (54).
2. Мин, П. Г. Разработка нового жаропрочного никелевого сплава ВЖМ200 и технологии его производства для литья методом направленной кристаллизации рабочих лопаток перспективных двигателей / П. Г. Мин, В. Е. Вадеев, В. В. Крамер // Авиационные материалы и технологии. – 2021. – № 3(64). – С. 11-18. – DOI 10.18577/2713-0193-2021-0-3-11-18. – EDN DTFUHK.
3. Конструкционные материалы. Полный курс. Учебное пособие / М. Эшби, Д. Джонс — Перевод 3-го английского издания - Долгопрудный: Издательский Дом «Интел-лект», 2010. — 672 с. ISBN 978-5-91059-060-0
4. Логунов А. В. Жаропрочные никелевые сплавы для лопаток и дисков газовых турбин / Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2017. – 854 с. ISBN 978-5-600-01955-3
5. X. Jincheng, Zh. Liang, D. Xiaoyan, Y. Hui, High temperature simulation of short carbon fiber reinforced nickel base composite, Materials and Design 27 (2006) 1152–1156

Работа выполнена в рамках проекта «FFWE-2026-0003» по программе «Создание и функционирование технологических лабораторий по средствам производства и автоматизации, роботизации для проведения прикладных научных исследований в рамках мероприятия «Научными организациями и организациями, осуществляющими образовательную деятельность по образовательным программам высшего образования и дополнительным профессиональным программам, проведены ниокр в интересах организаций сферы производства средств производства и автоматизации» федерального проекта Ннаука и кадры для производства средств производства и автоматизации», входящего в состав национального проекта по обеспечению технологического лидерства «Средства производства и автоматизации»

П.Н. МЕДВЕДЕВ, П.Л. ЖУРАВЛЕВА
НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ, г. Москва, Россия
E-mail: pnmedv@gmail.com

ВЗАИМОСВЯЗЬ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕИЙ И КАРТ ДИССИПАЦИИ МОЩНОСТИ ТИТАНОВОГО СПЛАВА ВТ41 ПРИ ГОРЯЧЕЙ ДЕФОРМАЦИИ

Жаропрочный титановый сплав ВТ41 применяется в авиационном двигателестроении для производства дисков и лопаток компрессоров высокого давления, работающих в условиях повышенных температур. Качество и эксплуатационная надежность таких критических компонентов ГТД напрямую зависят от однородности их структуры, формируемой на стадиях горячей объемной штамповки. Оптимизация температурно-скоростных параметров деформации данного сложнолегированного материала является актуальной задачей, эффективное решение которой базируется на построении карт диссипации мощности, позволяющие установить безопасные технологические окна обработки и исключить макродефекты. Помимо этого, карты диссипации качественно показываю области протекания процессов структурообразования, что помогает выявлять и систематизировать эти процессы уже на этапе проведения испытанй.

В настоящей работе исследовано термомеханическое поведение сплава ВТ41 в интервале температур 850–1100 °С с шагом 50 °С и диапазоне скоростей деформации от 10^{-3} до 10^{1} $с^{-1}$. Экспериментальные испытания на горячее сжатие цилиндрических образцов проводились на комплексе термомеханического моделирования. Из данных о напряжении течения при разных температурно-скоростных режимах деформации рассчитаны коэффициенты скоростной чувствительности m, энергия активации Q через уравнение состояния и параметр Зинера-Холломона. Также получены безразмерные параметры эффективности диссипации мощности η по модели Прасада [1] и критерии деформационной нестабильности ξ. Анализ эволюции микроструктуры выполнен методами оптической микроскопии.

1. Prasad Y.V.R.K., Rao K.P., Sasidhar S. Hot Working Guide: A Compendium of Processing Maps. – ASM International, 2015. – 610 p.

К.В. ОЖМЕГОВ, Я.Е. ЕНИНА, Н.С. САБУРОВ,
А.С. ЗАВОДЧИКОВ
АО «ВНИИНМ», Москва, Россия
E-mail: yeenina@bochvar.ru, kvozhmegov@bochvar.ru,

ПОЛУЧЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ТЕРМИЧЕСКОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ ТРУБЧАТЫХ ОБРАЗЦОВ ПРИ СДВИГОВЫХ ДЕФОРМАЦИЯХ

Циркониевые сплавы применяются в активных зонах ядерных реакторов, где материалы работают при повышенных температурах и в условиях сложного напряжённого состояния, возникающего в результате наружного давления теплоносителя и внутреннего давления газа в твэле. На данный момент для определения ползучести применяются испытания с приложением линейных растягивающих нагрузок. В данной работе рассматривалась ползучесть при кручении тонкостенных трубчатых образцов из сплава Э110о.ч.

Целью работы являлось установление закономерности ползучести сплава Э110о.ч. при кручении при 400 °С и выявить влияние вида напряжённого состояния на сопротивление разрушению через сопоставление с данными по одноосному растяжению.

Исследовались образцы с наружным диаметром 9,1 мм, толщиной стенки 0,685 м и длиной рабочей части 90 мм. Испытания проводились при температуре 400°С, что соответствует условиям эксплуатации материалов активных зон ядерных реакторов. Испытательная установка и дополнительная оснастка аналогичны использованным в испытаниях на кратковременную прочность [1].

Скорость установившейся ползучести вычислялась путем линейной аппроксимации соответствующего участка деформационной кривой. Получены экспериментальные данные по длительной прочности при кручении в диапазоне касательных напряжений от 66 до 131 МПа. Установлено, что зависимость длительности до разрушения от приложенного напряжения согласуется с классическими представлениями о длительной прочности материалов.

Результаты сопоставлялись с ползучестью при растягивающих нагрузках. Для этого интенсивность касательных напряжений переводилась в эквивалентные напряжения с помощью критерия Мизеса.

Сравнение показало, что эквивалентные напряжение, приводящие к одинаковой длительности до разрушения при кручении и растяжении, при

кручении в 1,2 раза больше. Это связано с анизотропией, характерной для оболочечных труб из сплавов циркония.

Впервые получены экспериментальные данные по длительной прочности и установившейся ползучести для сплава Э110о.ч. в условиях чистого кручения при 400 °С. Результаты работы могут быть использованы для прогнозирования ресурса изделий из сплава Э110о.ч. в условиях сложного напряжённого состояния при высоких температурах, а также для уточнения критериев длительной прочности при кручении.

1 К.В. Ожмегов, Я.Е. Енина, А.А. Кабанов, и др. Пластометрические испытания материалов методом кручения для обоснования термомеханических параметров технологических процессов изготовления изделий // В сб.: Тезисы докладов 23-й Международной школы-конференции для молодых ученых и специалистов имени профессора Б.А. Калина, г. Москва, 2025, с. 85-86.

И.Ю. НЕКИПЕЛОВ[1], О.Е. КОРОЛЬКОВ[1], В.В. СТОЛЯРОВ[1],
Е.Д. МЕРСОН[2], А. И. БРИЛЕВСКИЙ[2]
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, Россия
Тольяттинский государственный университет, Тольятти, Россия
E-mail: ilia.jir@ya.ru

ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКИЙ ЭФФЕКТ В ЛИТОМ МАГНИЕВОМ СПЛАВЕ ZX10 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ИМПУЛЬСНОГО ТОКА

Электропластический эффект (ЭПЭ) – явление, при котором происходит снижение сопротивления металла деформации и повышение его пластичности под действием импульсного тока достаточно высокой плотности [1]. Сплавы Mg-Zn-Ca (ZX10) перспективны для биорезорбируемых имплантатов [2], однако ГПУ-решётка магния ограничивает их деформируемость, а деформирование при 200-450 °С ведёт к росту зерна и окислению. ЭПЭ – может являться альтернативой объёмному нагреву [3], и действовать одновременно с ним в различных соотношениях, которые могут меняться в зависимости от параметров тока [4]. Цель работы - исследовать влияние режимов импульсного тока при растяжении литого ZX10 и выделить вклад ЭПЭ. Сплав ZX10 (Mg-0,95Zn-0,15Ca (мас. %)) в литом состоянии. Цилиндрические образцы (d_0 = 3 мм, l_0 = 16 мм) растягивали в сопровождении импульсного тока подводимого к изолированным захватам испытательной машины ИР-5081/20 от генератора ГИТ5000. Использовались режимы тока, отличающиеся плотностью тока *(j)*, длительностью импульса *(τ)* и скважностью ($q=T/\tau$, где Т – период следования импульсов); Для определения сопутствующего теплового вклада тока использовался технический фен, нагрев производился до 210 °С. Температуру измеряли цифровым термометром с хромель-алюмелевой термопарой в центре образца (± 2°С).

Образец испытанный без тока (рис. 1, кривая 1) характеризуется наибольшим деформационным упрочнением: 160 МПа, ε = 12 %. Использование импульсного тока (кривая 3) способствовало снижению $\sigma_в$ до 83 МПа, максимум достигается раньше ($\varepsilon \approx 7\%$), затем следует протяжённое разупрочнение до $\varepsilon \approx 22\%$. Нагрев феном до 210 °С способствует снижению $\sigma_в$ до 118 МПа (кривая 2) при сохранении упрочнения и ε = 11,5%. Образец при этом не разрушился, машина остановилась при падении нагрузки на 90%). При равной температуре кривые 2 и 3 различаются качественно (разупрочнение и упрочнение), следовательно, разупрочнение при токе не сводится к нагреву. Из общего снижения $\sigma_в$ на 77 МПа на нагрев приходится 42 МПа (55%), на ЭПЭ - 35 МПа (45%). При этом удлинение в режиме МТ возрастает почти вдвое (с 12 до 21,5%).

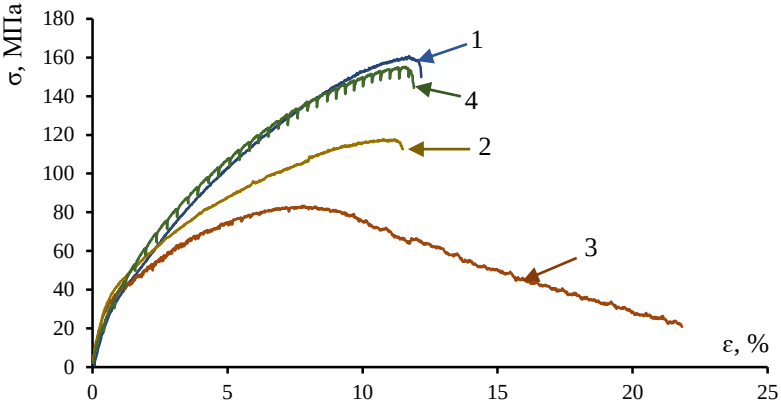


Рисунок 1 – Кривые σ-ε: 1 – БТ; 2 – Технический фен, T = 210 °C; 3 – j = 230 А/мм², τ = 1000 мкс, q = 10, T = 210 °C; 4 – j = 670 А/мм², τ = 1000 мкс, q = 5000, T = 27 °C

В режиме ОИ (рис. 1, кривая 4) температура образца практически не растёт (27°C), кривая близка к кривой БТ: $\sigma_в$ снижается лишь до 155 МПа (на 3%), $\sigma_{0,2}$ и ε (12%) не меняются. На кривой фиксируются периодические скачки напряжения вниз амплитудой 4–5 МПа (3–5% от текущего напряжения), связанные с отдельными импульсами, т.е. ток действует на материал при минимальном нагреве. Кратковременный локальный разогрев в момент импульса термопара не фиксирует.

1. Баранов Ю.В., Троицкий О.А., Авраамов Ю.С., Шляпин А.Д. Физические основы электроимпульсной и электропластической обработок и новые материалы. М.: МГИУ, 2001.
2. Vertaľ J., Kajánek D., Kubásek J., Minárik P. Improving Biodegradable Mg-Zn(-Ca) Alloys by Surface Treatment via Plasma Electrolytic Oxidation // Materials. 2025. V. 18. № 4. Art. 747. DOI: 10.3390/ma18040747.
3. Indhiarto I., Shimizu T., Yang M. Effect of Peak Current Density on Tensile Properties of AZ31B Magnesium Alloy // Materials. 2021. V. 14. № 6. Art. 1457. DOI: 10.3390/ma14061457.
4. Korolkov O.E., Pakhomov M.A., Stolyarov V.V. Pulse Current Duty Cycle and Its Role in the Electroplastic Effect of Conductive Materials // J. Mater. Eng. Perform. 2026. DOI: 10.1007/s11665-026-13355-7.

Е.А. КУЛЕШОВА, А.А. ПОТЕХИН, И.В. ФЕДОТОВ,
Д.А. МАЛЬЦЕВ
НИЦ «Курчатовский институт»
E-mail: alexbiver@mail.ru

ТЕМПЕРАТУРНЫЕ ЗАВИСИМОСТИ КРАТКОВРЕМЕННЫХ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК СТАЛИ КР ВВЭР-СКД

Экспериментальное определение и последующий анализ характеристик кратковременной прочности материала (условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности $\sigma_в$) являются обязательным условием обоснования возможности применения этого материала в таком ответственном изделии, как корпус ядерного реактора (КР) типа ВВЭР.

Характерная особенность материалов КР ВВЭР - широкий диапазон температурных нагрузок, начиная от отрицательных температур испытания при оценке температуры T_{100}, характеризующей вязко-хрупкий переход стали, и заканчивая экстремальными температурами запроектных аварий. Вследствие этого весьма востребованной является возможность оценки значений кратковременных характеристик прочности материала КР при температурах, представляющих интерес для конкретного расчета или анализа. В частности, величины пределов текучести и прочности при различных температурах требуются при выполнении расчетов по выбору основных размеров КР [1], на прочность [2] и на сопротивление хрупкому разрушению [3], а также при испытаниях на вязкость разрушения [4]. С этой целью в нормативной документации для материалов КР ВВЭР предусмотрены аналитические температурные зависимости кратковременных прочностных характеристик, построенные для диапазона температур от -196 до 350°С [3,4].

В перспективном реакторе ВВЭР со сверхкритическими параметрами теплоносителя (ВВЭР-СКД) температура эксплуатации КР может превышать 400°С, что требует расширения области применения аналитических зависимостей. Для корпуса реактора ВВЭР-СКД разработана теплостойкая и радиационно-стойкая сталь 10ХН5МФБА-А [5]. Она отличается от традиционных сталей КР ВВЭР повышенным уровнем прочностных характеристик, достигаемых за счет оптимизированной микроструктуры [6]. При разработке данной стали одной из приоритетных задач являлось именно обеспечение повышенного уровня кратковременных прочностных характеристик. Это необходимо для изготовления обечаек корпуса реактора ВВЭР-СКД в пределах имеющихся отечественных технологических возможностей. При использовании же традиционных теплостойких корпусных сталей типа 15Х2НМФА, требуемые массы слитков превышают 500 тонн, что выходит за рамки указанных технологических возможностей [5].

В докладе представлены результаты анализа данных механических испытаний на одноосное статическое растяжение стали 10ХН5МФБА-А в расширенном диапазоне температур от -196 до 700 °С для выявления особенностей и закономерностей её поведения, определения механизмов деформации в сравнении с другими кандидатными материалами для КР ВВЭР-СКД и построения соответствующих температурных зависимостей кратковременных прочностных характеристик.

1. ГОСТ Р 59115.8-2021. Обоснование прочности оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Расчет по выбору основных размеров. 2022.
2. ГОСТ Р 59115.9-2021. Поверочный расчет на прочность. 2022.
3. ГОСТ Р 59115.14-2021. Расчет на сопротивление хрупкому разрушению корпуса водо-водяного энергетического реактора. 2021.
4. ГОСТ Р 59115.6-2021. Методы определения характеристик трещиностойкости конструкционных материалов. 2021.
5. Марков С.И., Баликоев А.Г., Толстых Д.С., Иванов И.А., Дуб В.С., Тахиров А.А., Петин М.М., Тохтамышев А.Н. Теплостойкая и радиационностойкая стальт РФ № 2773227, заявка 19.02.2021, опубликовано 31.05.2022.
6. Kuleshova E.A., Fedotov I.V., Maltcev D.A., Potekhin A.A., Bubyakin S.A., Isaenkova M.G., Krymskaya O.A., Minushkin R.A. Structural features ensuring the increase of service characteristics of high-nickel steels for pressure vessels of prospective energy-generation reactors // Int. J. Press. Vessel. Pip. Elsevier, 2022. Vol. 200. P. 1–13.

Д.В. САФОНОВ[1], А.С. ФРОЛОВ[1], Д.А. МАЛЬЦЕВ[1],
О.О. ЗАБУСОВ[1,2], Р.А. КУРСКИЙ[1], А.В. РОЖКОВ[1],
В.В. ВАСИЛЕНКО[1]
НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия
НИЯУ «МИФИ», г. Москва, Россия
E-mail: Safonov_DV@nrcki.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭФФЕКТА ПАМЯТИ ГИДРИДОВ *IN-SITU* ПЭМ

Развитие энергетики в мире, и в России в частности, требует увеличения роли современных высокотехнологичных источников энергии, в первую очередь атомных. Это приводит к увеличению числа АЭС, что в свою очередь неизбежно ведет к увеличению накопления ОЯТ. В условиях отсутствия массовой переработки ОТВС, вопрос о долгосрочном хранении ОЯТ становится особенно важным.

В настоящее время во всем мире происходит планомерный отказ от технологии мокрого хранения ОЯТ, существенно повышающей капитальные и эксплуатационные затраты и конечную стоимость ядерной энергии, в пользу экономически выгодной технологии сухого хранения. Однако для безопасного сухого хранения отечественных ОТВС необходимо проведение ряда дополнительных исследований.

При обосновании технологии сухого хранения одной из важных проблем является образование и эволюция гидридной структуры в процессе эксплуатации и последующего сухого хранения. В процессе работы атомных реакторов ВВЭР-1000 оболочки из сплава Э110 подвергаются воздействию теплоносителя при повышенных температурах, что приводит к накоплению водорода в результате окислительной реакции. Последующее термоциклирование при выгрузке, а также медленное охлаждение в процессе сухого хранения может приводить к образованию различной гидридной структуры, что напрямую влияет на конечные механические свойства.

Таким образом количество водорода, накопленного в процессе эксплуатации, а также конечная гидридная структура могут стать определяющими при обосновании безопасности сухого хранения ОТВС. В то время как формирование и эволюция гидридов и их стеков изучены достаточно хорошо, сам процесс зарождения отдельных гидридов, а также факторы, влияющие на него, все еще изучены недостаточно. Помимо содержания водорода, температуры нагрева, скорости охлаждения и приложенных напряжений, фактор предпочтительного места образования – эффект памяти гидридов, также может влиять на конечную гидридную структуру. Согласно литературным данным, эффект памяти гидридов проявляется в предпочтительном

зарождении гидридов в местах их предшествующего расположения и связывается, в первую очередь, с наличием остаточных дислокационных структур, образующихся в процессе релаксации напряжений при выделении гидридов из-за разницы в удельных объемах матрицы и гидрида циркония. Исследование влияния эффекта памяти на поведение гидридов широко проведено для зарубежных сплавов циркония, однако, данные эффекты для отечественных сплавов, в которых содержание водорода в оболочках твэлов после штатной эксплуатации значительно ниже, изучены недостаточно.

В работе представлены микроструктурные исследования, а также исследования методом дифференциальной сканирующей калориметрии необлученных оболочек твэлов из сплава Э110, наводороженных до концентрации водорода 75, 115 и 200 wppm, а также облученных оболочек после штатной кампании в реакторе ВВЭР-1000. Определена температурная зависимость растворения гидридов от содержания водорода в оболочках твэла с использованием метода спектроскопии потерь энергии электронов, а также проведено сравнение данных с результатами аналогичных ДСК-исследований. Представлены результаты in-situ исследований эволюции дислокационных структур в процессе отжига в колонне просвечивающего электронного микроскопа при различных температурах и времени выдержки.

А.В. КЛАУЗ, С.В. РОГОЖКИН, А.А. ХАЛЯВИНА
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия
НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия
E-mail: AVKlauz@mephi.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ СИСТЕМЫ Fe-Cr-Mn

Создание конструкционных материалов первой стенки термоядерных реакторов требует применения сплавов с быстрым спадом наведённой радиоактивности. Традиционные аустенитные стали содержат никель, образующий долгоживущие изотопы при нейтронном облучении, в связи с чем активно разрабатываются малоактивируемые стали, где никель заменён на марганец [1]. При изготовлении и высокотемпературной обработке таких многокомпонентных сплавов критическим фактором становится высокое давление паров марганца. Его интенсивное поверхностное и объемное испарение при температурах 1100–1200 °C [2] приводит к изменению химического состава матрицы, что напрямую влияет на энергию дефекта упаковки и фазовую стабильность структуры.

В работе проведено исследование наноструктуры, локального распределения элементов и фазового состава серии безникелевых аустенитных сталей на основе системы Fe-Cr-Mn. Объектами исследования являлись базовые композиции Fe-12Cr-20Mn и Fe-12Cr-29Mn, а также сплавы, дополнительно легированные карбидообразователями (W, V, Ti, Ta). Изучение образцов в исходном состоянии и после термомеханической обработки (закалка при 1100 °C, холодная деформация 20 %) проводилось методами просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и атомно-зондовой томографии (АЗТ) с лазерным испарением.

По данным ПЭМ во всех исследованных сплавах после термомеханической обработки зафиксирована стабильная однофазная гранецентрированная кубическая структура с параметром решетки ~0,36 нм. Энергодисперсионный анализ показал расхождение между номинальным и фактическим составом: в стали с исходным содержанием 29 мас. % Mn концентрация марганца в твердом растворе после высокотемпературных выдержек составила 21–24 ат. %. В данных АЗТ наблюдается равномерное распределение атомов Fe, Cr и Mn в объеме матрицы. Наноразмерные кластеры карбидообразующих элементов в твердом растворе не выявлены. Предположительно легирующие элементы (Ti, V, W, Ta) локализованы в составе крупных первичных карбидов, не растворившихся при температуре закалки.

Характерной особенностью микроструктуры исследованных сталей является присутствие дефектов в виде когерентных границ двойников, ориентированных вдоль кристаллографических плоскостей типа {111}. Наблюдается разница в линейной плотности двойникования в зависимости от химического состава матрицы. Наибольшая плотность микродвойников, составившая $2\times10^{8}м^{-1}$, зафиксирована в образцах стали Fe-12Cr-20Mn, характеризующейся наименьшей концентрацией марганца. В сплавах с более высоким содержанием марганца линейная плотность деформационных двойников оказывается на несколько порядков ниже.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП КАМИКС (http:/kamiks.itep.ru) НИЦ «Курчатовский институт».

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (проект №25-29-01509)

1. Tamura M., Hayakawa H., et al. Development of potential low activation ferritic and austenitic steels // Journal of Nuclear Materials. 1986. Vol. 141-143. P. 1067-1073.
2. Danninger H., Gierl-Mayer C., Prokofyev M., et al. Manganese – a promising element also in high alloy sintered steels // Powder Metallurgy. 2021. Vol. 64. P. 115-125.

М.И. СЕРГАЧЕВА, К.В. ОЖМЕГОВ, А.С. ЗАВОДЧИКОВ, М.А. ПОЛЯНСКАЯ
АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара»
E-mail: MISergacheva@bochvar.ru

МЕТОДИКА ИДЕНТИФИКАЦИИ ПОТЕНЦИАЛЬНО ОПАСНЫХ ЗОН ОЧАГА ДЕФОРМАЦИИ ПИЛЬГЕРНОЙ ПРОКАТКИ ПО ЛОКАЛЬНОМУ СОСТОЯНИЮ УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛА

Твердость металлических материалов является характеристикой их сопротивления локальной пластической деформации и связана с механическими параметрами материала, прежде всего с пределом текучести и напряжением пластического течения. Исследования Тейбора [1] показали, что твердость может быть представлена через напряжение течения материала с учетом коэффициента стеснения пластического течения.

$$HV = C\sigma_c \quad (1)$$

При этом современное понимание данной зависимости не предполагает существования универсального однозначного соответствия между твердостью и конкретным значением деформации, потому что напряжение течения и коэффициент стеснения в формуле (1) зависят не только от накопленной деформации, но и от всей истории нагружения. Поэтому использование универсального коэффициента стеснения для сложных деформируемых материалов может приводить к существенным погрешностям.Вместе с тем принципиальное значение имеет то, что для конкретного материала может быть экспериментально установлена индивидуальная корреляция между твердостью, степенью пластической деформации и напряжением течения. Такая методология может быть полезна для установления условий дефектообразования при холодной пильгерной прокатке труб из сплава Э110. Распределение твердости по длине очага деформации рассматривается как практический способ оценки неоднородного распределения пластической деформации с учетом локализованного течения и изменения сопротивления материала при деформировании.

Цель работы заключается в разработке экспериментально-расчетного подхода к определению предельного напряженного-деформированного состояния материала при пильгерной прокатке, основанного на сопоставлении локального состояния упрочнения металла в зоне деформации с критическим состоянием, установленным при испытании образцов из того же материала (химический состав, структура, текстура).

В результате работы впервые для исследуемого материала установлена взаимосвязь между степенью пластической деформации, изменением твердости и напряжённым состоянием вплоть до разрушения при холодной прокатке труб из сплава Э110, что позволило определить экспериментально калиброванное критическое холоднодеформированное состояние

материала. Реализация работы схематично представлена на рисунке 1. Цилиндрические образцы отбирались от трубной заготовки перед прокаткой. С шагом ε ≈ 5-10 % осаживались вплоть до разрушения на пластометре применительно к скоростным условиям холодной прокатки. Далее устанавливалась закономерность: твердость (HV) – пластическая деформация (ε) – напряжение течения с). На рокрайт – головке определялась твердость и строилась соответствующая эпюра по длине очага деформации и оценивалось напряженное состояние. Описание металлографических исследований приведено в работах [2-4]. На основе полученных результатов устанавливалась взаимосвязь между локальным уровнем упрочнения материала в зоне пильгерной прокатки и возникновением поверхностных дефектов.

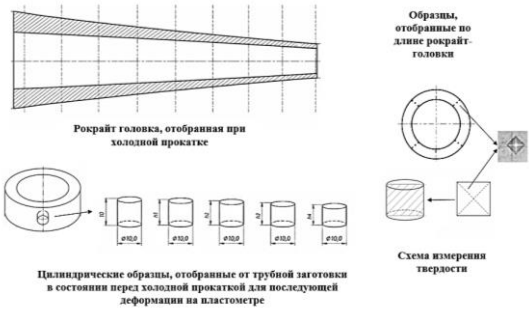


Рисунок 1 – Схема проведения работ

По результатам работы можно сделать вывод, что экспериментально определенное критическое напряжение разрушения цилиндрического образца может быть использовано в качестве калибровочного параметра критерия дефектообразования при численном моделировании пильгерной прокатки исследуемого материала при условии идентичности исходного структурно-текстурного состояния материала и сопоставимости условий деформирования.

1. Tabor D. The Hardness of Metals. Oxford: Clarendon Press, 1951.
2. Ожмегов К.В., Сергачева М.И., Кабанов А.А. «Исследование влияния деформационно-скоростных условий пильгерной прокатки на качество труб и характеристики сплава Zr-1%Nb». Машиностроение и инженерное образование, №3, 2017 год, стр. 16-21.
3. Сергачева М.И., Ожмегов К.В., Заводчиков А.С., Кабанов А.А., Бекренев С.А., Крюков Д.А. «Исследование локализации пластического течения циркониевого сплава Э110 применительно к условиям холодной прокатки труб», Вопросы атомной науки и техники, серия Материаловедение и новые материалы, № 5 (121), 2023 год, стр. 200-212.
4. Сергачева М.И., Ожмегов К.В., Заводчиков А.С., Шевяков А.Ю., Бекренев С.А. «Влияние химического состава на процесс локализации пластической деформации циркониевых сплавов», Вопросы атомной науки и техники, серия Материаловедение и новые материалы, № 1(127), 2025 год, стр. 6-24.

В.А. ГЛУЩЕНКОВ, Ф.В. ГРЕЧНИКОВ, Я.А. ЕРИСОВ,
И.П. ФАДЕЕНКОВ
Самарский национальный исследовательский университет имени академика С. П. Королева, Самара, Россия.
E-mail: imp@ssau.ru

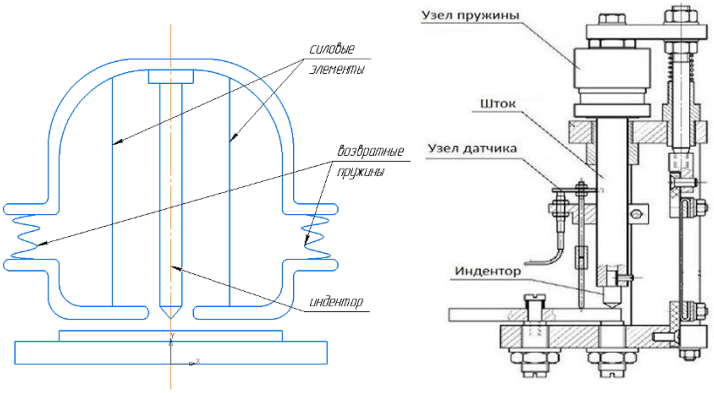
ИССЛЕДОВАНИЕ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МАТЕРИАЛОВ В ОТКРЫТОМ КОСМОСЕ

Постановка вопроса. Космические программы России, Китая, Индии и США включают освоение ближнего и дальнего космоса. Это освоение требует создания технических устройств длительного использования в специфических условиях. На материалы этих устройств будут действовать факторы космического пространства [1]. Действовать комплексно и длительное время. Поэтому создание таких устройств должно начинаться с испытания и выбора металлов, способных выдержать длительное, комплексное воздействие на них факторов космического пространства (вакуум, температура, излучения всех видов, метеоритная опасность и др.), с оценки изменения их механических свойств во времени.

Как и где их испытывать? Испытательные машины в космос не отправишь. Поэтому испытывают образцы из исследуемых материалов на земле на специально созданном дорогостоящем оборудовании. Но в этом оборудовании нет возможности создать одновременное действие на образцы всех факторов космоса, да и испытания, как правило, носят кратковременный характер. Экспонирование же образцов из разных материалов непосредственно в открытом космосе сопряжено со значительными трудностями их размещения в космосе, возврата на землю и последующего испытания.

Предлагаемое техническое решение. Предлагаемое техническое решение состоит в создании малогабаритного прибора твердости, позволяющего испытывать металлы на твердость непосредственно в открытом космосе [2]. В этом приборе используется новый «структурный» силопривод из материала с памятью формы (сплав Ti и Ni) [3]. При нагреве его до 80 – 100 градусов в нем происходит перестройка кристаллической решетки. Силовой элемент самодеформируется и развивает при этом напряжения (усилия) достаточные для испытания на твердость. Характер развиваемых напряжений и деформаций определяется диаграммой памяти формы [4].

Опытный образец «космического» прибора твердости. С использованием такого «структурного» силопривода спроектирован и изготовлен опытный работоспособный образец прибора твердости, что подтвердило реальность предложенного технического решения (рис. 1).



а б

Рисунок 1 - Схема (а) и чертеж (б) опытного образца прибора твёрдости со структурным силоприводом

В нем использован проволочный силовой элемент из сплава ТН 1 диаметром 1 мм, длиной 50 мм. Прибор твердости, в этом случае, имеет минимальные массогабаритные размеры (200х150х70 мм, вес 10 кг) и минимальное энергопотребление (100 – 150 вт). Силопривод может быть выполнен из двух силовых элементов, обеспечивая усилие внедрения индентора до 100 кг. При этом встроенные датчики усилия и перемещения позволяют записать диаграмму внедрения (идентирования) [5].

Стенд для испытания образцов в открытом космосе. Прибор твердости со «структурным» силоприводом является основой испытательного стенда для оценки изменения механических свойств материала образцов под комплексным длительным воздействием факторов космического пространства за бортом станции и в автоматическом режиме (рис 2).

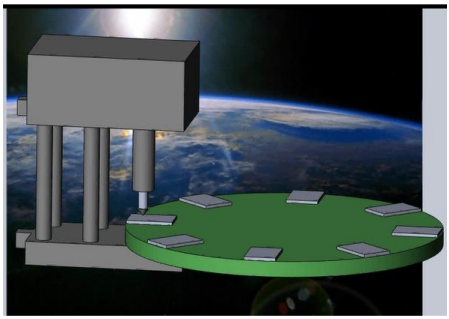


Рисунок 2. Схема стенда для испытания металлов в открытом космосе

На поворотной платформе закреплены образцы из разных материалов. Через заданные промежутки времени, например, каждый месяц в течении полугода, образцы подаются под индентор и испытываются на твердость. Результаты испытания передаются на землю. Их обработка позволяет построить график изменения твердости во времени и, через тарировочный график, изменение констант механических свойств.

Вывод. Предложенные прибор твердости, испытательный стенд и методика испытания открывают

--возможность оценки изменения механических свойств металлов, получения констант, необходимых для расчетов на прочность и прогнозирования долговременной работы агрегатов и устройств в открытом космосе,

--возможность научно-обоснованного выбора новых материалов специального назначения,

--возможность получения новых фундаментальных знаний о твердости металлов в открытом космосе в рамках научного направления «космическое материаловедение»,

--возможность решения ряда прикладных задач космического машиностроения.

1. Модель космоса : в 2 т. / под общ. ред. М. И. Панасюка, Л. С. Новикова. — 8-е изд. — М. : Кн. дом «Университет», 2007. — Т. 2 : Воздействие космической среды на материалы и оборудование космических аппаратов / под ред. Л. С. Новикова. — 1143 с. — ISBN 978-5-9822741-8-2.

2. Глущенков, В. А. Прибор твердости с силоприводом из материала с памятью формы для исследования материалов в условиях космического пространства / В. А. Глущенков, Ф. В. Гречников, И. П. Фадеенков // Новые материалы: Перспективные технологии и методы исследования материалов: сб. тез. докл. 23-й Междунар. школы-конф. им. проф. Б. А. Калина, Москва, 21–23 окт. 2025 г. — М. : НИЯУ МИФИ, 2025. — С. 256–257.

3. Калашников, В. С. Исследование функциональных (термомеханических) свойств сплавов с ЭПФ в условиях производства механической работы / В. С. Калашников, В. В. Коледов, А. В. Несоленов, И. И. Мусабиров // Там же. — С. 229–230.

4 Гречников, Ф. В. Расчет и последовательность проектирования силоприводов из материала с памятью формы для деформирующих и испытательных устройств / Ф. В. Гречников, В. А. Глущенков // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. — 2024. — Т. 26, № 1. — С. 20-24.

5 Sakai, M., Hakiri, N. & Miyajima, T. Instrumented indentation microscope: A powerful tool for the mechanical characterization in microscales. *Journal of Materials Research* **21**, 2298–2303 (2006).

С.О. РОГАЧЕВ, Е.А. НАУМОВА, Л.В. ФЕДОРЕНКО,
С.В. ЧЕРНЫШИХИН
НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия
E-mail: rogachev.so@misis.ru

СТРАТЕГИИ ПЕРЕРАБОТКИ ГЕТЕРОГЕННЫХ ВТОРИЧНЫХ АЛЮМИНИЕВЫХ ПОРОШКОВ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

С ростом популярности аддитивных технологий, таких как селективное лазерное плавление (СЛП), возникает необходимость в эффективном использовании ресурсов. Одним из перспективных направлений является вторичное использование порошков из алюминиевых сплавов, которые остаются после производства деталей на различных предприятиях, что может способствовать устойчивому развитию производства и уменьшению нагрузки на экологию. Известно, что переработка смешанного алюминиевого лома традиционными методами осложняется из-за вхождения в его состав разных химических элементов в сочетаниях, обычно считающихся вредными в алюминиевых сплавах. В тоже время использование метода СЛП для переработки смешанного порошка оправдано тем, что консолидированный таким образом материал часто имеет ультрадисперсную микроструктуру, которая может нивелировать отрицательное влияние сложного и гетерогенного химического состава исходного сырья. Так, в работе [1] смесь вторичных порошков алюминиевых сплавов была консолидирована методом СЛП. Был установлен оптимальный режим печати, обеспечивающий минимальную пористость консолидированного материала. Однако из-за высоких внутренних напряжений полученный материал имел низкую пластичность, для восстановления которой был применен отжиг.

С учетом предварительных результатов предложены стратегии переработки гетерогенных вторичных алюминиевых порошков методом СЛП, направленные на улучшение их литейных свойств и/или снижение остаточных напряжений в консолидированном материале:

1. Консолидация гетерогенного порошка методом СЛП по оптимальным режимам с последующим низкотемпературным отжигом;
2. Подогрев платформы в процессе СЛП;
3. Добавка порошка с высокой концентрацией эвтектикообразующих элементов, таких как Si, Ce, Ni.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РНФ, проект № 25-79-10304, https://rscf.ru/en/project/25-79-10304.

1. S.O. Rogachev, V.E. Bazhenov, S.V. Chernyshikhin, et al. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture 9 (2026) 267–278.

ФЕДОРЕНКО Л. В.
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия
E-mail: lvfedorenko@misis.ru

ОСОБЕННОСТИ ВЛИЯНИЯ УСЛОВИЙ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ НА ОДНОРОДНОСТЬ МИКРОСТРУКТУРЫ КОМПОЗИТА AlSi10Mg/ZrN

Алюмоматричные композиционные материалы активно синтезируются методом селективного лазерного плавления (СЛП). С помощью СЛП удается модифицировать сплав AlSi10Mg с повышением механических свойств конечного композита [1]. Однако, несмотря на многочисленные научные публикация о влияние армирующих частиц на свойства композита, однородность распределения керамических частиц в матрице алюминиевого сплава остается малоизученным. Цель данной работы заключается в исследовании влияния параметров процесса СЛП на микроструктуру и однородность распределения керамических частиц ZrN в сплаве AlSi10Mg.

Для исследования микроструктуры были синтезированы образцы композита AlSi10Mg/ZrN с 5 об. % керамики. Размер частиц ZrN составил 2 мкм. Изготовление образцов проводилось на установке СЛП AddSol D50 при мощности лазера 350 Вт и скоростях сканирования от 300 до 2500 мм/с.

В качестве критерия однородности распределения керамических частиц в матрице AlSi10Mg использовался параметр ширины распределения SPAN) полиэдров Вороного [2], построенных относительно микроструктуры композита. Параметр SPAN рассчитывался согласно уравнению 1.

$$SPAN = \frac{D_{90} - D_{10}}{D_{50}} \qquad 1$$

где D_{10}, D_{50}, D_{90} – размер полиэдров, который меньше или равен 10, 50 и 90 % всех остальных частиц соответственно.

Изменение условий лазерного синтеза приводило к существенному изменению микроструктуры композита AlSi10Mg/ZrN. Использование низкоскоростного режима СЛП (скорость сканирования – 300 мм/с) приводило к образованию микроструктуры преимущественно состоящей из вторичных соединений $Zr(Al,Si)_3$. Повышение скорости сканирования СЛП до 2500 мм/с способствовало уменьшению времени жизни ванны расплава и как следствие уменьшению количества вторичных соединений. В результате чего содержание исходной керамики ZrN увеличилось с 0,4 до 2,2 %.

Определение равномерности распределения керамических частиц ZrN в матрице AlSi10Mg было осуществлено за счет обработки изображений СЭМ с помощью построения и анализа полиэдров Вороного. Построение

диаграмм Вороного осуществлялось на основе разделения изображений микроструктур линиями, проходящими через равноудаленные отрезки от границ двух ближайших частиц. Тем самым внутри ячейки Вороного все вписанные точки будут находиться ближе к одной частице, чем к любой другой, что характеризует пространственное распределение частиц в матрице. При этом использование параметра SPAN полиэдров позволило количественно оценить влияние условий синтеза на однородность распределения ZrN (рисунок 1).

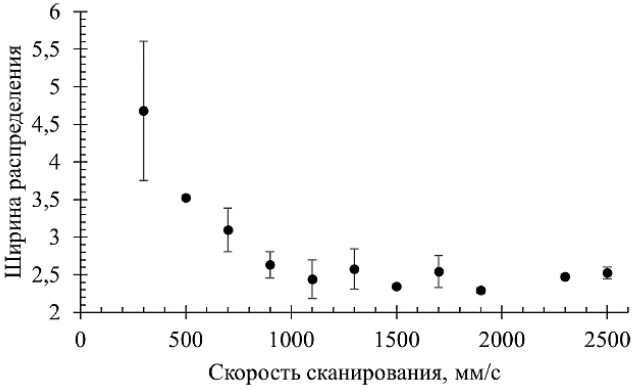


Рисунок 1 – Влияние скорости сканирования лазерного излучения на однородность распределения (SPAN) керамических частиц ZrN в матрице

Стоит отметить, что равномерность распределения керамических частиц в матрице AlSi10Mg выше при распределении керамики гидродинамическими потоками в ванне расплава (скорость сканирования более 1000 мм/с), нежели растворением и выделением новой фазы.

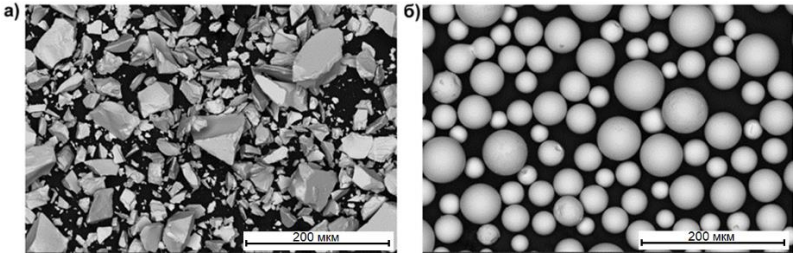
1. Jue J. et.al. Microstructure evolution and mechanical properties of Al-Al2O3 composites fabricated by selective laser melting // Powder Technol. 2017. Т. 310. С. 80–91.
2. Lazar E. A., Lu J., Rycroft C. H. Voronoi cell analysis: The shapes of particle systems // Am. J. Phys. 2022. Т. 90, № 6. С. 469–480.

Н.Е. ФЕДЯНИН[1], Б.С. ВОЛОСКОВ[1], А.Н. СУЧКОВ[2],
А.П. СИМОНОВ[1], Д.Г. ФИРСОВ[1], С.Д. КОНЕВ[1], С.А. ЕВЛАШИН[1]
[1] Сколковский институт науки и технологий, г. Москва, Россия
[2] Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия
E-mail: Nikita.Fedianin@skoltech.ru

3D-ПЕЧАТЬ АМОРФНОГО СПЛАВА $Zr_{40}Ti_{14}Cu_{13}Ni_{10}Be_{23}$ ИЗ ОСКОЛОЧНОГО ПОРОШКА И ЕГО МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА

Технология послойного лазерного синтеза на подложке (СНП) позволяет изготавливать геометрически сложные изделия из объемных аморфных металлических сплавов (ОАМС), преодолевая ограничения по критической толщине, характерные для литья [1, 2]. Высокая стоимость сферических порошков, получаемых плазменной сфероидизацией, обусловливает необходимость поиска альтернативного сырья. В настоящей работе была выполнена оптимизация параметров печати, а также проведены сравнительные исследования структуры и механических свойств образцов сплава $Zr_{40}Ti_{14}Cu_{13}Ni_{10}Be_{23}$ (ат. %), изготовленных методом СНП из осколочного и сферического порошков.

Осколочный и сферический порошки, изображенные на рисунке 1, были получены по многоступенчатой методике, описанной в статье [3]. Изготовление образцов осуществлялось на установке Trumpf TruPrint 1000 в среде аргона при мощности лазера 60–150 Вт, скорости сканирования 300–2100 мм/с, толщине слоя 20 мкм и расстоянии между соседними проходами 80 мкм.



а) осколочный порошок; б) сферический порошок
Рисунок 1 – РЭМ-изображения порошков

Оценка режимов СНП была выполнена по результатам рентгенофазового анализа, измерения пористости, растровой электронной микроскопии (РЭМ) и микротвердости. На основании совокупности полученных данных

были выбраны режимы изготовления образцов для последующих испытаний на растяжение, сжатие и трехточечный изгиб.

В результате механических испытаний было установлено, что для образцов из сферического порошка средняя прочность при растяжении составляла около 1,7–1,8 ГПа, при трехточечном изгибе – 2,8–3,0 ГПа. Прочность при сжатии на большинстве режимов достигала 1,8–1,9 ГПа, однако при объемной плотности энергии (ОПЭ) около 125 Дж/мм³ снижалась до 1,6 ГПа. Для образцов из осколочного порошка при ОПЭ около 60–70 Дж/мм³ средняя прочность при растяжении составляла приблизительно 1,5–1,6 ГПа, при сжатии – 1,6–1,7 ГПа. На наиболее благоприятных режимах прочность при изгибе достигала 2,4–2,5 ГПа.

Для образцов из осколочного порошка была выявлена более выраженная зависимость прочности и разброса ее значениц от режима изготовления. При ОПЭ около 125 Дж/мм³ средняя прочность при растяжении и изгибе снижалась приблизительно до 0,9 ГПа, при сжатии – до 1,3 ГПа. При ОПЭ около 95 Дж/мм³ прочность при растяжении составляла около 1,0 ГПа.

По результатам испытаний на растяжение модуль Юнга составлял приблизительно 83–88 ГПа для образцов из сферического порошка и 75–80 ГПа для образцов из осколочного порошка. На благоприятных режимах средняя деформация до разрушения обеих серий была близка к 2 %. Для осколочного порошка при ОПЭ около 95 и 125 Дж/мм³ данный показатель снижался примерно до 1,2–1,3 %.

Таким образом, на основании комплексной оценки фазового состояния, пористости и механических характеристик были определены оптимальные параметры печати образцов из осколочного и сферического порошков сплава $Zr_{40}Ti_{14}Cu_{13}Ni_{10}Be_{23}$ (ат. %) в исследуемом диапазоне. Для сферического порошка были установлены более широкое технологическое окно, более высокая прочность и меньший разброс результатов. При этом была подтверждена возможность получения высокоплотных аморфных образцов из осколочного порошка с высокой прочностью при различных схемах нагружения.

Исследование проведено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда № 25-79-10314. https://rscf.ru/project/25-79-10314/

1. Pauly S. et al. Processing metallic glasses by selective laser melting // Materials Today. 2013. Vol. 16. P. 37–41.

2. Li X. P. et al. Selective laser melting of Zr-based bulk metallic glasses: Processing, microstructure and mechanical properties // Materials & Design. 2016. Vol. 112. P. 217–226.

3. Suchkov A. N. et al. Impact of manufacturing method on the properties of bulk amorphous $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27.5}Cu_{7.5}$ alloy // Intermetallics. 2025. Vol. 185. 108859.

И.В. КОЗЛОВ[1], Б.Г. БУТРИМ[1] Н.Е. ФЕДЯНИН[2],
Б.С. ВОЛОСКОВ[2], А.Н. СУЧКОВ[1]
[1]*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»*
[2]*Сколковский институт науки и технологий, г. Москва, Россия*
E-mail: bogdanbutrim@yandex.ru

МИКРОТВЁРДОСТЬ КАК МЕТОД ОЦЕНКИ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ОБЪЁМНОГО АМОРФНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ ЦИРКОНИЯ

Объёмные аморфные металлические сплавы (ОАМС) или bulk metallic glasses (BMGs), обладают уникальным сочетанием высокой прочности, значительного модуля упругости и относительно низкого модуля Юнга, что делает их перспективными конструкционными и биомедицинскими материалами. Однако такие материалы необходимо обрабатывать с целью получения более стабильного состояния. В результате обработки аморфный сплав претерпевает структурную релаксацию и кристаллизацию, что изменяет механические свойства. Методом количественной оценки структурных превращений в аморфных сплавах является микротвёрдость (по Виккерсу), который зарекомендовал себя как чувствительный, относительно простой и быстрый способ оценки, что является актуальным для изделий из ОАМС.

Изменение свободного объёма и плотности атомной упаковки при релаксации и кристаллизации приводит к изменению микротвёрдости аморфного сплава. Согласно современным представлениям, аннигиляция свободного объёма при структурной релаксации приводит к уплотнению атомной структуры и, как следствие, к росту твёрдости, что и наблюдается в настоящей работе (рисунок 1а).

Таким образом микротвёрдость выступает косвенным, но воспроизводимым методом оценки степени релаксации и кристаллизации. В тоже

время, индентор микротвердомера (алмазная пирамидка), оставляет отпечатки на поверхности образца размером всего несколько микрометров, что является важным для контроля качества напечатанных изделий с помощью селективного лазерного плавления (selective laser melting, SLM) или powder bed fusion – laser beam (PBF-LB), способ получения ОАМС на основе циркония описан в [1,2].

В настоящей работе, были исследованы напечатанные образцы, которые термообрабатывались по изотермическим режимам с выдержкой 30 минут на интервале до 600 °C, нагрев происходил в кварцевой колбе с постоянно откачиваемым вакуумом 1×10^{-2} Торр, после чего образцы вынимались и шлифовались, чтобы убрать не менее 100 мкм слоя. Измерения микротвёрдости проводились с помощью полуавтоматического твердомера, на котором предварительно был измерен кристалл поваренной соли (NaCl), согласно методическим указаниям к микротвердомеру ПМТ-3М. После проведения измерений образцы изучалась на рентгеновском дифрактометре с излучением CuKα, фазовый анализ представлен на рисунке 1б.

Из рисунка видно, что в объёме образцы остаются рентгеноаморфными вплоть до 410 °C. А кристаллизация происходит с выделением нескольких основных кристаллических фаз: Zr_2Cu (ТГ), Zr_2Cu (ГЦК), $Zr_{3,5}Nb_{0,7}Al_{2,8}$ (ГПУ). Определить наличие/отсутствие оксида Zr_2O (ТГ) возможно по рентгеновской линии (отсутствующей) на 30,0°, что является показателем качества подготовленной поверхности.

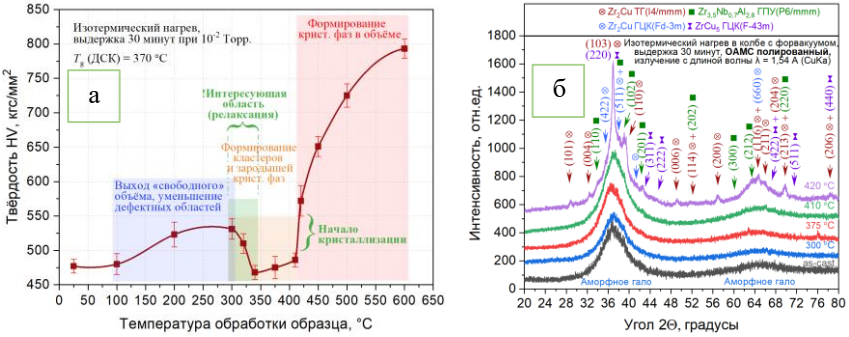


Рисунок 1 – Результаты анализа данных при исследовании микротвёрдости (а) и рентгеноструктурного исследования (б) сплава $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$

Проанализировав зависимость (рисунок 1а) можно заметить, что твёрдость возрастает на 10 %, затем падает на 12 %, после чего наступает инкубационный период, а при дальнейшей кристаллизации (600 °C) может увеличиваться более чем на 60 %. В общей сложности было изучено более 20

образцов и впервые построена зависимость изменения твёрдости от температуры обработки сплава $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$ после термообработки с вакуумом 1×10^{-2} Торр. С учётом того, что T_g по результатам ДСК-исследования составляет 370 °C при неизотермическом нагреве, можно предположить, что смена характера зависимости при 340 °C на рисунке 1а является результатом изменения структуры и связанна со стеклованием сплава. Очевидно, что при 300 °C также происходит изменение характера зависимости, предположительно это явление связано с релаксацией сплава (разупрочнение за счёт пористости или кластерообразования). Причём, присутствие кислорода во время термообработки оказывает существенную роль как на процессы кристаллизации, так и релаксации (из-за высокого сродства к Zr), что в конечном итоге сказывается на характере зависимости.

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда, проект № 25-79-10314, https://rscf.ru/project/25-79-10314/

1. Сучков А.Н. и др. Способ получения объемного металлического стекла на основе циркония технологией селективного лазерного плавления [Патент]: RU 2852100 C1. – Россия, 18.03.2025 г.

2. Suchkov A.N., et al. Impact of manufacturing method on the properties of bulk amorphous $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27.5}Cu_{7.5}$ alloy // Intermetallics. 2025. Vol. 185. p. 108859.

А.С. БЫКАНОВ[1, 2], А. В. ПОЗДНЯКОВ[2], А.С. ПОЛИТИКО[1], В.В. КАШИРЦЕВ[1]
[1]АО "Композит", г. Королев, Россия
[2]Национальный исследовательский технологический университет "МИСИС"
E-mail: info@kompozit-mv.ru

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА НОВОГО СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-ПМ-РЗМ

Технологический прогресс требует создания новых материалов с целью повышения эксплуатационных и технологических свойств. В последние годы активно разрабатываются и уже используются в промышленности сплавы системы Al-Mg-Sc-Zr. Совместное легирование Al-сплавов скандием и цирконием обеспечивает высокие показатели прочности, термической стабильности и других эксплуатационных и технологических свойств за счет дисперсного упрочнения. Помимо Sc и Zr в качестве модификаторов используют другие ПМ и РЗМ, например, Mn и Cr обладая относительно высокой растворимостью в Al, способствуют образованию вторичных упрочняющих фаз (Al_6Mn, Al_7Cr и др.) при термообработке.

В настоящей работе исследованы структура и механические свойства сплава системы Al-Mg-Mn-Sc-Zr-Cr-La при различных видах термомеханической обработки. В литой структуре выявлены три основные фазы: твердый раствор, первичные частицы Al_3(Sc, Zr) и многокомпонентный интерметаллид Al–Mg–Mn–Cr–La, близкий по стехиометрии к ε-фазе $Al_{18}Mg_3$(Cr, Mn)$_2$ с La в подрешетке Mg. Термодинамические оценки подтверждают энергетическую выгодность такого замещения. Падение предела текучести после отжига при 400°C в течение 100 часов составляет ~12 %, что подтверждает высокую термическую стабильность сплава [1].

Сравнение сплавов на основе алюминия марок А99 (Fe, Si < 0,003 %) и А7 (Fe, Si ~ 0,15 %) показало, что примеси ускоряют рост твердости на ранних стадиях, но не влияют на термическую стабильность после 100 ч отжига; различия в механических свойствах находятся в пределах погрешности [2].

После холодной прокатки: $\sigma_в$ = 550 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 470 МПа, δ = 6,0 % [1]. При комплексном угловом прессовании (КУП) накопленная деформация распределена неравномерно (ε ≈ 4 в подповерхностных слоях, ε ≈ 1 в центре), однако анизотропия свойств после первого цикла ≤7 %, после четвертого – ≤2 %. Максимальные прочностные свойства достигнуты после 2 циклов КУП: $\sigma_в$ = 418 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 308 МПа, δ = 16,2 %. С третьего цикла проявляется склонность к сверхпластичности; после четвертого цикла относительное удлинение при 400 °C достигает 165 % в поперечном направлении.

Таким образом, новый сплав сочетает высокую прочность, термическую стабильность и технологичность, что делает его перспективным в качестве материала для аэрокосмической отрасли.

1. Быканов А.С., Поздняков А.В. Структура и механические свойства сплава системы Al-Mg-Mn-Sc-Zr-Cr-La. Металлург – 2026. – №6. С. 70-78
2. Быканов А.С., Поздняков А.В., Абрамов Н.Н., Соболев А.О. Влияние примесей Fe и Si на структуру и механические свойства сплава Al-4Mg-0,9Mn-0,3Sc-0,17Zr-0,2Cr-0,1La. Металлург – 2026. – № 8. С. 65-72.

Р.А. БЫКОВ[1], И.В. БЛИНКОВ[1], А.П. ДЕМИРОВ[1]
[1] *Национальный исследовательский технологический университет МИСИС, г. Москва, Россия*
E-mail: roma-bykow@yandex.ru

ТЕРМИЧЕСКАЯ СТАБИЛЬНОСТЬ ПОКРЫТИЙ СИСТЕМ Zr-B-Si-C и Zr-B-Si-C-N, ПОЛУЧЕННЫХ ИМПУЛЬСНЫМ ДУГОВЫМ ОСАЖДЕНИЕМ

Одно из возможных применений аморфных покрытий Zr-B-Si-C и Zr-B-Si-C-N связано с их эксплуатацией при повышенных температурах. При этом термическая стабильность исследуемых покрытий будет определяеть ресурс их работы с учетом возможных изменений в структуре и составе.

Системы покрытий Zr-B-Si-C и Zr-B-Si-C-N были осаждены на сплав ЭК61 с использованием импульсного дугового источника из катода ZrB_2-SiC [1]. Термическая стабильность исследовалась посредством анализа электронограмм в диапазоне температур 800 – 1000 °C (рисунок 1).

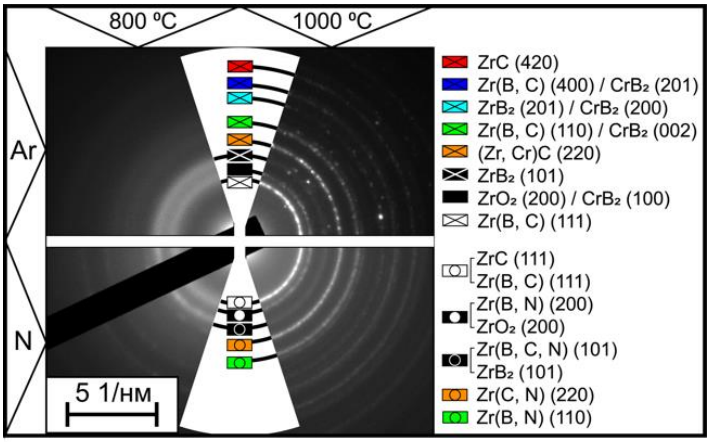


Рисунок 1 – Электронограммы покрытий систем Zr-B-Si-C и Zr-B-Si-C-(N) после отжигов при 800 °C и 1000 °C

Отжиг при 800 °C вызывает начало кристаллизации в нанообъёмах, что видно из ширины колец на электронограмме. Для покрытия Zr-B-Si-C это фазы Zr(B, C) и ZrB_2, для Zr-B-Si-C-N дополнительно определяются ZrC, Zr(B, N), ZrO_2, Zr(B, C, N). После отжига при 1000 °C колец на электронограммах становится больше, сами кольца при этом более четкие и яркие, что свидетельствует о развитии кристаллизации. Кристаллитов становится больше и растет их размер. В покрытии Zr-B-Si-C идентифицированы ZrC,

Zr(B, C), ZrB_2, (Zr, Cr)C, CrB_2 и ZrO_2. В покрытии Zr-B-Si-C-N обнаружены ZrC, ZrB_2, Zr(B, N), Zr(C, N), Zr(B, C, N) и ZrO_2.

Основное различие состоит в том, что в азотсодержащем покрытии формируются сложные боро-карбонитридные твёрдые растворы на основе циркония, тогда как в безазотном покрытии преобладают карбидно-боридные фазы, включая хромсодержащие соединения. Наличие хрома в покрытии объясняется его диффузией из подложки, которой является хромоникелевая сталь. В безазотной системе диффузия хрома в глубь покрытия в процессе отжига может возникать при образовании термодинамически устойчивых соединений с элеменатами покрытия [2, 3]. Наличие фаз CrB_2 и (Zr, Cr)C как раз и свидетельствует о таком роде диффузии. В азотсодержащем покрытии такой механизм выражен слабее, поскольку фазовые превращения реализуются преимущественно с образованием смешанных циркониевых боро-карбидно-нитридных фаз. Стандартная энтальпия образования ZrN (≈ –365 кДж/моль) по абсолютной величине примерно в три раза больше, чем у CrN (≈ –119 кДж/моль) [4, 5]

Отжиг и последующий анализ электронограмм позволяет заключить, что аморфные покрытия систем Zr-B-Si-C и Zr-B-Si-C-N термически стабильны до 800 °C, а при 1000 °C кристаллизуются по различным механизмам: в безазотной системе – с участием хромсодержащих боридно-карбидных фаз, в азотсодержащей – с образованием многокомпонентных твёрдых растворов на основе циркония.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России (государственное задание ВУЗам, проект FSME-2026-0008)

1. Импульсное вакуумно-дуговое испарение композита ZrB2–SiC для получения аморфных покрытий Zr–B–Si–C–(N). / А. П. Демиров, Д. С. Белов, Р. А. Быков [и др.]. // Письма в журнал технической физики. – 2026. – Т. 52 – № 14 – С. 3–6. https://doi.org/10.61011/PJTF.2026.14.63303.20658
2. Microstructural Evolution of (Ti,W,Cr)B2 Coatings Deposited on Steel Substrates during Annealing / A. Newirkowez A. [et al]. // Coatings. – 2014. – Т. 4 – № 2 – P. 329–339. https://doi.org/10.3390/coatings4020329
3. Production of chromium boride layers on carbon steel with conversion treatment: Chromium deposition+ diffusion annealing. / Boubaaya, R., Y. Benarioua, O. Allaoui, and M. Djendel. // Acta Physica Polonica A – 132, no. 3 – 2017. P. 541–543. https://doi.org/10.12693/APhysPolA.132.541
4. De Luca, J. P.; Leitnaker, J. M. Review of Thermodynamic Properties of the Cr-N System. Journal of the American Ceramic Society 1973, 56 (3), 126–129. https://doi.org/10.1111/j.1151-2916.1973.tb15426.x.
5. Wang, W.-E.; Olander, D. R. Computational Thermodynamics of the Zr-N System. Journal of Alloys and Compounds 1995, 224 (1), 153–158. https://doi.org/10.1016/0925-8388(95)01528-0.

Ю.З. ВАСИЛЬЕВА, Ю.А. НЕКЛЯ, А.Е. БЛАГИНИН
Национальный исследовательский
Томский политехнический университет, г. Томск, Россия
E-mail: yzv1@tpu.ru

О ПОЛУЧЕНИИ СИЛИЦИДОВ МОЛИБДЕНА С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ АТМОСФЕРНОГО ДУГОВОГО РАЗРЯДА

Силициды переходных металлов представляют собой обширный класс соединений, сочетающих свойства керамики и металлов благодаря смешанному характеру химической связи – ковалентной, металлической и ионной [1]. Наиболее изученными и востребованными представителями этого класса являются силициды молибдена. Эти материалы обладают высокими температурами плавления, превосходной жаростойкостью, хорошей теплопроводностью и электропроводностью, что делает их перспективными для применения в экстремальных условиях – в газотурбинных двигателях, аэрокосмической технике, энергетике и микроэлектронике [2].

Безвакуумный электродуговой метод является одним из перспективных подходов к получению различных материалов ввиду относительной простоты и повышенной энергоэффективности. Указанный метод доказал свою состоятельность на примере успешного синтеза карбидов и боридов металлов разного состава, в том числе высокоэнтропийных [3, 4].

В данной работе впервые проведены исследования по получению кристаллических фаз в системе «молибден-кремний» безвакуумным электродуговым методом. В результате синтезированы порошки, содержащие силициды молибдена Mo_3Si, Mo_5Si_3, $MoSi_2$.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 26-79-00282 (https://rscf.ru/project/26-79-00282/).

1. Tapia-López J., Pech-Canul M. I., García H. M. Processing, microstructure, properties, and applications of $MoSi_2$-containing composites: a review // Frontiers in Materials. – 2023. – Vol. 10. – Art. 1165245.

2. Lemberg J. A., Ritchie R. O. Mo-Si-B alloys for ultrahigh-temperature structural applications // Advanced Materials. – 2012. – Vol. 24, No. 26. – P. 3445–3480.

3. Vassilyeva Yu., Bolatova Zh., Li Yu., Povalyaev P., Neklya Yu., Shlyakhov T., Pak A. Vacuum-free electric arc synthesis of biomass-derived molybdenum carbide as hydrogen evolution catalysts // Ceramics International. –2026. – Vol. 52. – № 10. – P. 14298-14306.

4. Vassilyeva Y.Z., Bolatova Z.S., Svinukhova A.A., Neklya Y.A., Ivlev P.N., Pak A.Y. Oxidation properties of high-entropy boride $(Ti_{0.2}Zr_{0.2}Nb_{0.2}Hf_{0.2}Ta_{0.2})B_2$ synthesized by dc arc discharge plasma // Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics. – 2025. – Vol. 89. – № S2. – P. S325-S331.

Е.Р. ГОРБУНОВА[1], М.С. НОВИКОВ[1], А.В. ШЕМЧУК[1]
[1] *Объединенный институт ядерных исследований, г. Дубна, Россия*
E-mail: ekat_rom_form@jinr.ru

РАДИАЦИОННЫЙ ПИННИНГ ИОНАМИ ^{132}Xe И ^{84}Kr ВТСП-ЛЕНТ НА ОСНОВЕ YBCO

При разработке современных высокотехнологичных установок, таких как ускорители частиц и токамаки, все большее внимание привлекают высокотемпературные сверхпроводники (ВТСП) 2-го поколения, представляющие собой многослойные ленты из сверхпроводника типа ReBCO и технологических слоев [1]. Однако широкому внедрению таких материалов препятствует высокая стоимость за 1 кА/м, и стоимость криогенной инфраструктуры при низких температурах. Поэтому одной из актуальных задач современной сверхпроводимости является повышение критических токов в высоких полях, а также увеличение термодинамической стабильности путем повышения рабочей температуры магнитов. Одним из методов решения данной задачи является создание колумнарных треков в объеме сверхпроводника путем облучения тяжелыми ионами [2–3].

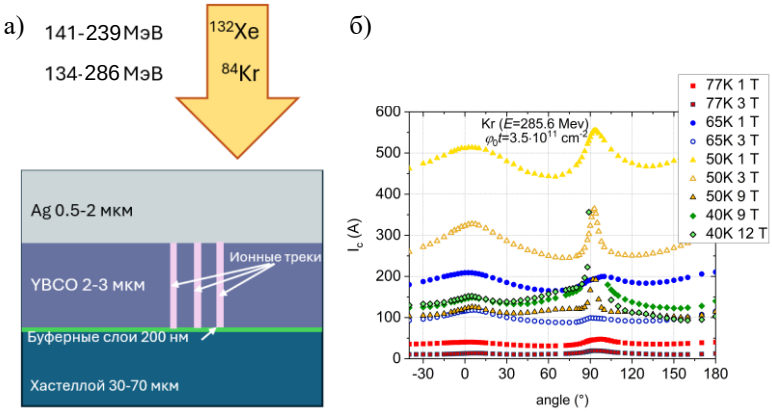


Рисунок 1 – а) Принципиальная схема облучения ВТСП-лент, б) угловая зависимость критического тока после облучения

В результате экспериментов по облучению ионами ^{132}Xe, ^{84}Kr с энергиями 1–3,4 МэВ/нуклон на циклотроне У-400 установлено, что оптимальный флюенс составляет порядка 10^{11} см$^{-2}$ и пропорционален величине проектного магнитного поля. С помощью просвечивающей электронной микроскопии установлено, что средний диаметр трека коррелирует с величиной электронных потерь, которая, в свою очередь, зависит от типа иона и его

энергии. При облучении длинномерных лент критический ток увеличивается до двух раз по сравнению с необлученной лентой [2]. В результате облучения на угловой зависимости критического тока от магнитного поля, в поле, перпендикулярном ленте, появился второй максимум, соответствующий пиннингу вихрей Абрикосова на радиационных дефектах.

1. Khodzhibagiyan H.G., Novikov M.S., Fisher E.Z., Shemchuk A.V. Concept of the High-Temperature Superconductor Magnetic System of the New Nuclotron Synchrotron. Physics of Particles and Nuclei Letters. – 2024. – Vol. 21, № 1. – P. 68–72.
2. Degtyarenko P.N., Skuratov V.A., Vasiliev A.L., Ovcharov A.V., Petrzhik A.M., Semina V.K., Gavrilkin., Novikov M.S., Malyavina., Amelichev V.A. The influence of 167 MeV Xe ion irradiation on the superconducting properties of 2H HTS. JETP. – 2024. – Vol. 165, № 6. – P. 827–832.
3. Degtyarenko P., Skuratov V., Semina V., Novikov M., Gavrilkin S., Tsvetkov A., Ovcharov A., Petrzhik A.M. Superconducting Properties of 2G HTS Wires Irradiated by Bi Ions with Energy 670 MeV. Bulletin of the Lebedev Physics Institute. – 2024. – Vol. 51, № 8. – P. 284–289.

П.Д. ГОРЯЧКИН[1], Н.А. ЩЕРБИНА[1], В.И. ПЕТРОВ[1],
Е.В. БЫЧКОВА[2]
[1]Национальный исследовательский ядерный «МИФИ», г. Москва, Россия
[2] Энгельсский технологический институт (филиал) СГТУ имени Гагарина Ю.А., г. Энгельс, Россия
E-mail: NAShcherbina@mephi.ru

ПОЛИМЕРНЫЙ КОМПОЗИЦИОННЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ РАДИАЦИОННОЙ ЗАЩИТЫ

В настоящее время значительное внимание уделяется разработке новых материалов, способных обеспечить эффективную радиационную защиту наиболее ответственных элементов оборудования космических аппаратов. В качестве таких материалов чаще всего рассматриваются полимерные композиты с различными наполнителями.

Целью данной работы является разработка состава композиционного материала на основе термореактивной матрицы, обладающего высокими радиационной и химической стойкостью, адгезионной прочностью в сочетании с практичной доступностью ингредиентов.

Выбор полимерной матрицы для композиционного материала функционального назначения сделан на основании известных данных о наиболее высокой радиационной стойкости эпоксидной смолы: от 10^6 до $2x10^7$ Гр. (Таблица 1). Весьма положительным является её свойство дополнительной сшивки. Наряду с радиационной стойкостью матрицы задавались различной качественной характеристикой термостойкости наполнителей (Таблица 1) с учётом испытаний при высокоэнергетическом излучении («термояд», космос), интерес к которым в перспективе возрастает.

Таблица 1 – Выбор состава композиционного материала

Полимерная матрица	Пороговая доза, кГр	Класс радиационной стойкости	Экранирующий наполнитель	Термостойкость
Полиэтилен	10-100	Средний	$BaSO_4$	слабая
			Gd_2O_3	средняя
Полипропилен	5-50	Низкий	La_2O_3	средняя
Поливинилхлорид	20-200	Средний	Оксиды РЗМ	средняя
Полиамид	50-500	Высокий	Y_2O_3	средняя
Полистирол	100-1000	Высокий	WO_3	высокая
Эпоксидные смолы	100-1000	Высокий	фосфогипс	средняя

В работе получены образцы ПКМ на основе термореактивной эпоксидной смолы марки ЭД-20, отверждаемой полиэтиленполиамином (ПЭПА),

наполненной переработанным от редкоземельных элементов многотоннажным отходом производства фосфорсодержащих удобрений - фосфогипсом (ОФГ). Подготовка образцов проводилась с учётом многолетнего положительного опыта работ с участием авторов по технологии полимеров и ПКМ, редких и редкоземельных элементов, фосфогипса, кремний-органики [3-4].

В работе проанализированы изменение прочности (ΔG_p) и относительного удлинения при разрыве ($\Delta\varepsilon$), модуля упругости (ΔE), твёрдости по Шору (ΔHS) относительно данных характеристик исходной ненаполненной отвержденной эпоксидной смолы (таблица 2).

Таблица 2 – Результат изменения физико-механических свойств составов (в %) относительно исходной отвержденной ненаполненной смолы

Состав, % масс	ΔG_p, %	$\Delta\varepsilon$, %	ΔE, %	ΔHS, %
ЭД-20+ПЭПА*	100	100	100	100
ЭД-20+ПЭПА+ 10ФГ	67	29	98	95
ЭД-20+ПЭПА+ АМ+10ФГ	86	33	127	115

*Примечание: Свойства отвержденной ненаполненной смолы взяты за 100 %.

Введение в состав композиции кремнийорганического модификатора (АМ) улучшает адгезионное взаимодействие между фазами композиционного материала и приводит к повышению физико-механических свойств ПКМ (Таблица 2).

ОФГ положительно влияет на термостойкость наполненных систем. При нагревании образцов до 1000 °С повышаются температуры, при которых наблюдается фиксированная потеря их массы, снижается скорости течения процесса термического разложения и увеличивается выход коксового остатка по окончании деструкции.

1. Ястребинская А. В. Радиационно-защитные нанонаполненные полимеры / А. В. Ястребинская, Н. И. Черкашина, П. В. Матюхин // Междунар. журн. приклад. и фундам. исслед. – 2015. – Вып. 12, т. 7. – С. 1191–1194.
2. Сахаров А. С., Иванов В. С. Радиационная стойкость конструкционных пластиков. – М.: Атомиздат, 2020.
3. Щербина, Н.А. Термогравиметрическое исследование композиционного материала на основе термореактивной матрицы и фосфогипса после выщелачивания / Щербина Н.А., Крипак В.Р., Бычкова Е.В. // Современные технологии и автоматизация в технике, управлении и образовании: сборник трудов V Международной научно-практической конференции. Т. II. - Москва: НИЯУ МИФИ; Балаково: БИТИ НИЯУ МИФИ, 2023. - С. 32-35.
4. Вальков А. В. Экология и безопасность жизнедеятельности промышленно-транспортных комплексов ELPIT 2021/ Вальков А. В., Ананьева Е. А., Петров В. И., Щербина Н. А.// Сборник трудов VIII м/н экологического конгресса (X м/н научно-технической конференции). Самара, 2021. С. 23-32.

Н.Р. ДУДОВА[1], Р.В. МИШНЕВ[1,2]
[1] *Белгородский государственный национальный исследовательский Университет, г. Белгород, Россия*
[2] *Уханьский университет науки и технологий, г. Ухань, Китай*
e-mail: dudova@bsuedu.ru

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ОТПУСКА НА ТОРМОЗЯЩИЕ СИЛЫ ОТ ЧАСТИЦ ВТОРЫХ ФАЗ И СОПРОТИВЛЕНИЕ ПОЛЗУЧЕСТИ 10%CR СТАЛИ НОВОГО ПОКОЛЕНИЯ

Высокохромистые стали - основные материалы для компонентов тепловых электростанций. Высокое сопротивление ползучести (≥100 МПа) в течение длительного времени (100 000 ч) является основным требованием к сталям нового поколения, предназначенным для использования при сверхкритических параметрах пара. Температуры термической обработки существенно влияют на реечную структуру мартенсита отпуска. Нормализацию 9–12% Cr сталей, как правило, проводят при 1050–1150 °C, а отпуск – при 650–800 °C.

Требуемый высокий предел длительной прочности (110 МПа) был получен для перспективной 10% Cr стали с высоким содержанием B и низким содержанием N после нормализации с 1060 °C и последующего отпуска при 770 °C в течение 3 ч [1]. Для определения допустимого отклонения температуры отпуска и оптимальных параметров реечной структуры, обеспечивающих высокое сопротивление ползучести, был проведен сравнительный анализ поведения при ползучести стали после отпуска при 750, 770 и 790 °C (3 ч). Испытания на ползучесть проводили при 650 °C и различных приложенных напряжениях в интервале 100–180 МПа.

Отпуск при 790 °C уменьшил время до разрушения при ползучести на порядок относительно 750 и 770 °C (рисунок 1).

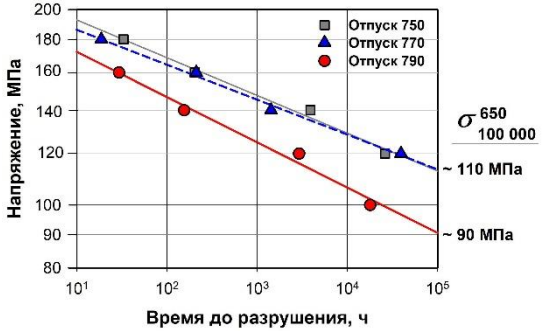


Рисунок 1 – Влияние температуры отпуска на предел длительной прочности.

Это сопровождалось увеличением минимальной скорости ползучести на два порядка, а прогнозируемый предел длительной прочности σ_{100000}^{650} снизился на 20% – до 90 МПа.

Анализ поведения при ползучести в терминах порогового напряжения показал сохранение степенного закона ползучести с истинным показателем степени n=5,5 после отпуска при 790 °С, однако с более низким (на 30%) пороговым напряжением σ_{th} =78 МПа. Это связано с тем, что более высокая температура отпуска привела к выделению более крупных карбидов $M_{23}C_6$ (104 нм против 60 нм), которые оказались менее плотно расположенными по границам зерен и реек. Оказываемая ими на границы реек тормозящая сила (P_B), определенная по методике [1], оказалась в 2 раза ниже после отпуска при 790 °С (0,125 МПа) (рисунок 2). В процессе ползучести благодаря высокой стабильности карбидов эта тормозящая сила сохраняется примерно на одном уровне. В отличие от карбидов, выделяющаяся и быстро укрупняющаяся в процессе ползучести фаза Лавеса обеспечивает гораздо меньшую тормозящую силу, причем для обеих сталей этот вклад практически идентичен.

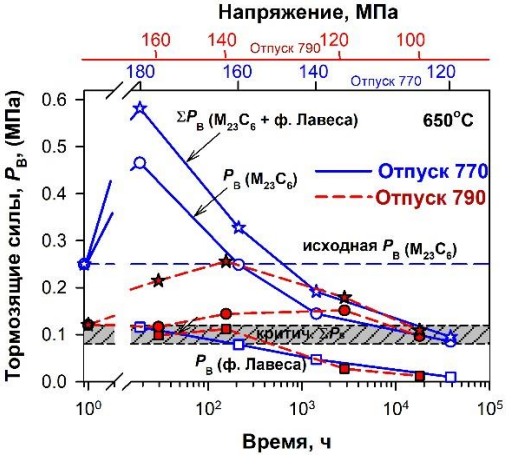


Рисунок 2 – Эволюция тормозящих сил от частиц при ползучести.

Результаты подтверждают температуру отпуска 770 °С как оптимальную для достижения максимального предела длительной прочности, поскольку высокий уровень тормозящих сил на начальной стадии ползучести повышает стабильность реечной структуры.

1. Dudova N., Mishnev R., Fedoseeva A., Kaibyshev R. Effect of tempering temperature on the long-term creep behavior of a 10% Cr steel with low nitrogen and high boron content. Materials Science and Engineering A. – 2024. – Vol. 890, № 145912.

Д. С. ЕЛИСЕЕВ, К. Е. ЛУКАШЕВИЧ, В. А. ШЕРЕМЕТЬЕВ
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия
E-mail: m2507714@edu.misis.ru

СРАВНИТЕЛЬНЫЙ АНАЛИЗ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ И ФУНКЦИОНАЛЬНО-МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПРУТКОВЫХ ПОЛУФАБРИКАТОВ МЕДИЦИНСКОГО НАЗНАЧЕНИЯ ИЗ СПЛАВОВ СИСТЕМ Ti–Ni, Ti–Al–Nb и Ti–Zr–Nb

Развитие хирургии позвоночника требует создания имплантатов способных выдерживать значительные циклические нагрузки при обеспечении механической совместимости с костными структурами и биохимической нейтральности к тканям человека [1]. В качестве наиболее перспективного класса материалов рассматриваются новые метастабильные безникелевые сверхупругие сплавы системы Ti–Zr–Nb, сочетающие в себе низкий модуль упругости и высокую биохимическую совместимость в сравнении с традиционными аналогами Ti–Ni, Ti–6Al–4V и Ti–6Al–7Nb [2]. Исключение из их состава никеля, алюминия и ванадия предотвращает долгосрочное высвобождение токсичных ионов, способных вызывать периимплантатный остеолиз, остеомаляцию и нейродегенеративные заболевания [3].

В связи с этим цель работы заключается в сравнительном исследовании структурно-фазового состояния, комплекса механических и функциональных свойств прутковых полуфабрикатов из безникелевого сплава Ti–Zr–Nb в сопоставлении с традиционными медицинскими материалами систем Ti–Ni и Ti–Al–Nb для обоснования эффективности его применения в спинальной хирургии.

Объектами исследования являлись горячедеформированные прутки Ø 5,5 мм из сплавов Ti–50Ni (в ат. %) (TN), Ti–6Al–7Nb (в ат. %) (TAN) и метастабильного β-сплава Ti–18Zr–15Nb (в ат. %) (TZN). Прутки сплава TZN диаметром 8,5 мм получали при помощи продольной прокатки на трёхвалковом стане фирмы «KOCKS» (4 клети, 700 ºС, $e=0,7$), с последующей правкой при 700 ºС и шлифовке до Ø 5,5 мм. Для сравнения использованы коммерческие полуфабрикаты в виде прутков из сплавов TN и TAN, соответствующие международным стандартам для медицинских имплантатов.

Результаты энергодесперсионного анализа (ЭДС) подтвердили однородность распределения элементов и соответствие состава прутков номинальным значениям. Согласно рентгенофазовому анализу, прутки сплава

TZN находятся в однофазном состоянии и имеют объемно-центрированную кубическую β-матрицу (a = 3,346 Å). Сплав TN представлен аустенитной B2-фазой (a = 3,019 Å) без признаков мартенсита B19′, а TAN имеет двухфазную α+β структуру.

Металлографический анализ выявил в поперечном сечении прутка TZN однородные β-зерна размером около 8 мкм, а в продольном – вытянутые вдоль прокатки структуры до 400 мкм. Средний размер зерен в продольном сечении для TAN составил около 7 мкм, а для TN зафиксирована разнозернистость в диапазоне от 14 до 18 мкм.

Прутки из сплава TZN обладают низкой однородной микротвердостью по всему сечению (210–220 HV), без градиентных перепадов, в отличие от гетерофазных систем TN (336–384 HV) и TAN (323–380 HV). Однако невысокая твердость TZN снижает его износостойкость в узлах крепления спинальных систем, что требует дополнительной оценки долговечности материала.

При механических испытаниях при растяжении метастабильный β-сплав TZN продемонстрировал модуль упругости порядка 44 ГПа, что более чем в два раза ниже, чем у TAN (98,7 ГПа) и ближе к модулю костной ткани человека. Временный предел прочности данного материала составил 669 МПа, а условный предел текучести равен 360 МПа. Для сравнения, у сплавов TAN и TN эти показатели составляют 1059 и 870 МПа, а также 799 и 430 МПа соответственно. Для всех исследованных материалов значение относительного удлинения до разрушения составило более 10 %. На кривые растяжения TZN заметна площадка текучести, соответствующая обратимому мартенситному превращению $\beta \rightarrow \alpha''$, обеспечивающему сверхупругое поведение.

При испытании спинальных систем транспедикулярной фиксации позвоночника в соответствии со стандартом ISO 12189 при жесткости моделируемой передней опоры 375 Н/мм конструкции со всеми тремя типами балок успешно прошли базовый порог в $5 \cdot 10^6$ циклов без разрушения. При этом для жесткости моделируемой передней опоры 100 и 147 Н/мм для сплава TZN отмечены повышенные показатели осевого перемещения, сочетающиеся с уменьшением жесткости конструкции, что может свидетельствовать о снижении риска возникновения эффекта экранируемых напряжений.

1. Biomaterial types, properties, medical applications, and other factors: a recent review/ R. Agrawal, A. Kumar, M.K.A. Mohammed et al.// Journal of Zhejiang University-Science A. – 2023. – V. 24, № 3. – P. 1–16.
2. Multiscale exploration of Ti-Nb-Zr-based alloys for enhanced bioimplant performance/ D. A. Damasceno, C. A. F. Salvador, B. F. Zornio et al.// Materials Today Communications. – 2024. – V. 40. – 110164.
3. Marin E., Lanzutti A. Biomedical applications of titanium alloys: A comprehensive review// Materials. – 2024. – V. 17. – 114.

Г.Н. ЕЛМАНОВ, В.В. МИХАЛЬЧИК, С.И. ИНЕЗА
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
г. Москва, Россия
E-mail: gnelmanov@mephi.ru

КИНЕТИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПРОЦЕССА КРИСТАЛЛИЗАЦИИ ОБЪЕМНОГО АМОРФНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СПЛАВА $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$

Определялись кинетические характеристики (энергии активации и параметр Аврами) начальной стадии процесса кристаллизации объемного аморфного металлического сплава (ОАМС) $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$, полученного по аддитивной технологии 3D-печати методом селективного лазерного плавления [1]. Энергия активации определялась по данным дифференциальной сканирующей калориметрии (ДСК), а параметр Аврами – по данным ДСК и дилатометрии. Показано, что независимо от режимов 3D-печати, использованных в работе [1], на первой стадии кристаллизации протекает несколько процессов фазового превращения с близкими величинами энергии активации (рисунок 1). Полученные по методу Киссинджера значения эффективной энергии активации первой стадии кристаллизации (E_{p1}=199 $\pm$ 6 кДж/моль) находятся на нижнем пределе известных значений для ОАМС на основе Zr.

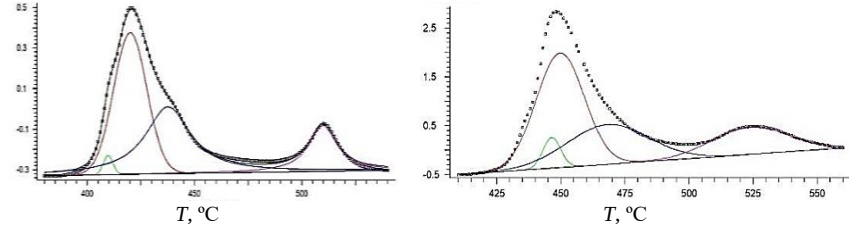


Рисунок 1 – Кривые ДСК и результаты разделения пиков тепловыделения (скорости нагрева: слева – 5 К/мин и справа – 20 К/мин).

О протекании нескольких процессов на этой стадии кристаллизации свидетельствуют и характер изменения коэффициента линейного термического расширения (КЛТР) при кристаллизации (рисунок 2). Использование результатов дилатометрии позволяет более корректно определить температуру начала кристаллизации, что крайне важно для расчета параметра Аврами процесса фазового превращения. Параметр Аврами n рассчитывался по экспериментальным данным, приведенным на рисунке 2. Для этого использовалась предложенная в работе [2] методика обработки температурной зависимости степени превращения $x(T)$: $n(x) = -\frac{R}{E_{p1}} \frac{\partial \ln[-\ln(1-x)]}{\partial(\frac{1}{T})}$.

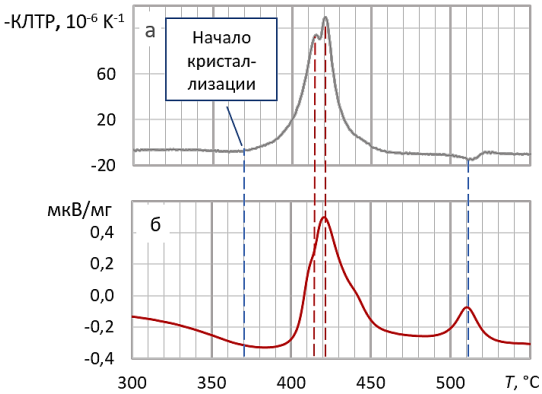


Рисунок 2– Температурные зависимости КЛТР (а) и тепловыделения при кристаллизации сплава (б). Скорость нагрева образца – 5 К/мин.

Обработка данных ДСК и дилатометрии показала, что в обоих случаях начальный процесс кристаллизации описывается параметром Аврами $n \approx 2{,}5$ (рисунок 3). Это предполагает образование зародышей с постоянной скоростью и рост трехмерных кристаллов по диффузионному механизму.

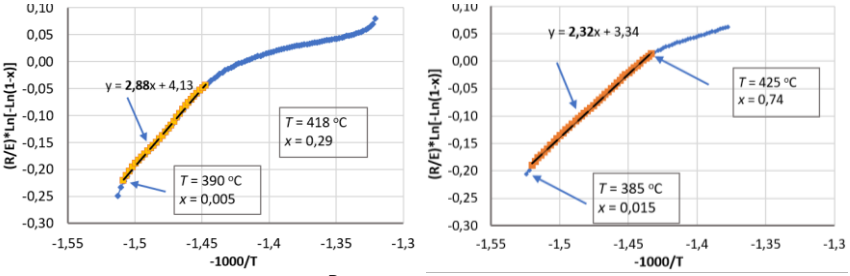


Рисунок 3 – Зависимости $\frac{R}{E_c}\ln[-\ln(1-x)] = \mathrm{f}(1000/T)$, полученные по данным ДСК (слева) и дилатометрии (справа). Выделены области, в которых локальный параметр Аврами $n(x)$ изменяется незначительно.

Сделаны предположения о причинах уменьшения величины локального параметра Аврами $n(x)$ с увеличением степени кристаллизации x, определяемого по данным неизотермической ДСК и дилатометрии.

1. Попова К.А., Сучков А.Н., Баздникина Е.А. и др. Сборник тезисов докладов 23-й Международной школы-конференции для молодых ученых и специалистов имени профессора Б.А. Калина. - М.: Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ", 2025. - С. 244-245.
2. Lu W., Yan B., Huang W.H. Complex primary crystallization kinetics of amorphous Finemet alloy // Journal of Non-Crystalline Solids. - 2005.- Vol. 351. - P. 3320-3324.

Н.Н. ИВАХНЕНКО[1,2], З.А. САМОЙЛЕНКО[3], В.П. ПАЩЕНКО[3],
Е.И. ПУШЕНКО[3], В.Я. СЫЧЕВА[3], М.Ю. БАДЕКИН[2]
[1]*Московский государственный университет имени Н.Э. Баумана (национальный исследовательский университет), г. Москва, Россия*
[2]*Российский государственный аграрный унвиерситет – МСХА имени К.А. Тимирязева, г. Москва, Россия*
[3]*Донецкий физико-технический инстиут имени А.А. Галкина, г. Донецк, Россия*
E-mail: yulduz19.77@mail.ru

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В КЕРАМИКЕ $La_{0,6}Sr_{0,3-x}Bi_xM_{1,1}O_3$

Исследованы структурные и магнитные процессы, в мультиферроиках $La_{0,6}Sr_{0,3-x}Bi_xM_{1,1}O_3$ от изменения концентрационного состава *Bi* при x=0; 0,15; 0,3. Образцы получены в результате синтеза при 800°C (20h) и последующего спекания при 1000°C (20h) в режиме медленного нагрева и охлаждения. Для анализа атомной структуры применяли метод рентгеноструктурного анализа с использованием длинноволного $CrK\alpha$-излучения с V-фильтром и фотометометод для регистрации диффузного рассеяния рентгеновских лучей слабой интенсивности [1]. Использовали ЯМР 55Mn (метод" спин-эхо") для характеристики магнитных свойств образцов [2].

На дифракционных картнах, представленных на рис. 1 замечено: дебаевское когерентное рассеяние, диффузное (когерентное рассеяние), некогерентное комптоновское рассеяние. По ширине диффузных максимумов оценили линейный размер кластером по методике Л.И. Китайгородсткого [3]. Уширение линий определяется размером кристаллитов. Иследуемые образцы были однофазные с ромбоэдрической перовскитовой структурой. Полученные изменения относительной убыли массы образцов и увеличивающийся параметр решетки с увеличением содержания висмута в образцах свидительствуют о высокой концентрации дефектов структуры (кластеров) в кристаллической решетке.

Механизм расширения решётки нетривиален: ион Bi^{3+} имеет меньший ионный радиус ($r \approx 1{,}31$ Å), чем замещаемый им ион Sr^{2+} ($r \approx 1{,}58$ Å), поэтому само по себе замещение $Sr^{2+} \rightarrow Bi^{3+}$ должно было бы уменьшать параметр решётки. Наблюдаемое расширение объясняется зарядовой компенсацией: введение более заряженного Bi^{3+} вместо Sr^{2+} сопровождается восстановлением части ионов марганца $Mn^{4+} \rightarrow Mn^{3+}$, а также частичным замещением в B-позициях ионов Mn^{4+} ионами Bi^{5+} ($r \approx 0{,}9$ Å). Макронапряжения носят растягивающий характер и растут практически линейно с увеличением содержания висмута в образцах, что согласуется с ростом параметра решетки.

Полученные ассиметричные спектральные характеристики ЯМР ^{55}Mn при резонансной частоте $F_0 \approx 370$ MHz характеризуют обмен между Mn^{3+} и Mn^{4+} и неоднородности валентных и магнитных состояний, связанных с неоднозначностью распределения дефектов в структуре. Ширина спектров по мере увеличения концентрации висмута увеличивается из-за роста магнитных неоднородностей образцов.

Полученные магнитные свойства в сочетании со структурными особенностями образцов в результате конценрационного изменения висмута позволяют в даьнейшем создавать сегнетоэлектрики на основе данных твердых растворов.

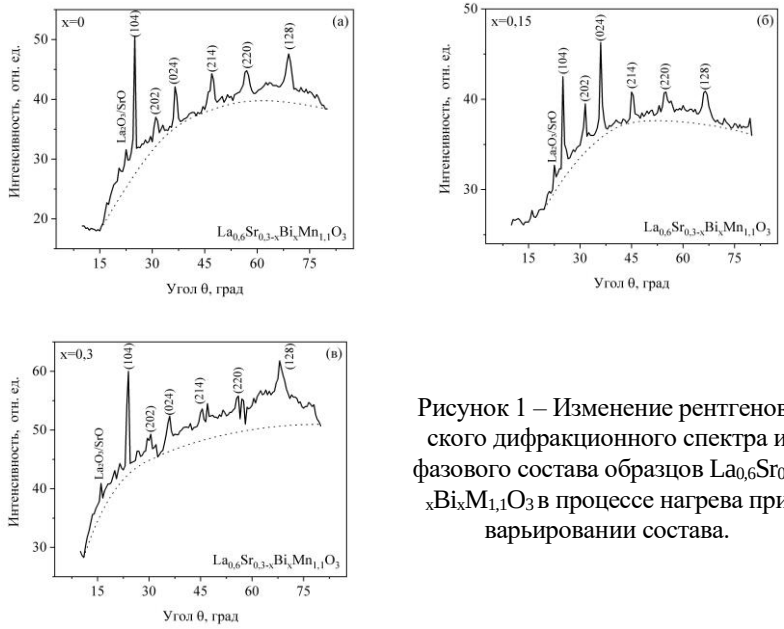


Рисунок 1 – Изменение рентгеновского дифракционного спектра и фазового состава образцов $La_{0,6}Sr_{0,3-x}Bi_xM_{1,1}O_3$ в процессе нагрева при варьировании состава.

1. Самойленко З.А., Ивахненко Н.Н. Локальная аморфизация атомной структуры в ферритах $Mg_{0,54}Zn_{0,46}Fe_2O_4$ – Письма в Журнал технической физики. – 2007. – Т. 33, № 7.
2. Savosta M.M., Novak P. Two-Phase Chracter of Metallic Ferromagnetism in Manganites – Phys. Rev. – 2001. Vol. 87, 137304.
3. Самойленко З.А., Белоусов Н.Н., Ивахненко Н.Н., Пушенко Е.И., Варюин В.Н. Процессы самоорганизации структуры в композите $Cu_{60}Fe_{40}$ при деформационно-термическом воздействии – Физика твердого тела. – 2014. – Т. 56, № 6.

С.М. ИРМАГАМБЕТОВА, Э.М. ГЛАГОВСКИЙ,
И.И. КОНОВАЛОВ, Б.А. ТАРАСОВ, М.С. ТАРАСОВА
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
г. Москва, Россия
E-mail: irmagambetova97@mail.ru

РАЗРАБОТКА И ИЗГОТОВЛЕНИЕ ОБОЛОЧЕЧНЫХ НИЗКОХРОМИСТЫХ ДУО-МОДИФИЦИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ, ЛЕГИРОВАННЫХ Al И Si, ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ РЕАКТОРОВ НА БЫСТРЫХ НЕЙТРОНАХ

Стали на базе Fe-Cr-Al, дисперсно-упрочнённые оксидами (ДУО-стали), демонстрируют высокую коррозионную стойкость, устойчивость к коррозионному растрескиванию под напряжением, а также высокую радиационную стойкость, что делает их перспективными для использования в качестве материала оболочек твэлов реакторов нового поколения [1–3].

В работе представлены основные результаты по разработке низкохромистых алюминий-содержащих сталей и их ДУО-модификаций для оболочек реакторов.

Исследовано влияние термической обработки на механические свойства труб из сплава Х5Ю3СБРЧ, а также эволюция микроструктуры и кратковременных механических свойств после термического старения при 450, 550, 650 и 700 °С в течение 10000 ч. Механические испытания образцов трубпоказывают отсутствие существенного охрупчивания и значительного снижения прочности в частично или полностью рекристаллизованном состоянии; наибольшее снижение пластичности наблюдается при 550 °С, старение при температуре 450 °С не привело к значимому снижению пластичности.

Были проведены испытания для определения скорости ползучести и предела длительной прочности стали Х8Ю3С2В2Б в диапазоне температур 400–800 °С и напряжений 18–400 МПа; установлена зависимость скорости ползучести от температуры и напряжения, а также зависимость времени до разрушения от приложенного напряжения и температуры.

Проведенны механические испытания образцов оболочечных труб из стали Х6Ю4СМБ-ДУО, состаренных в течение 5000 ч, полученные данные показывают отсутствие значимого охрупчивания или снижения механических свойств материала.

Определены кратковременные механические свойства стали Х6Ю4СМБ-ДУО в диапазоне 20–700 °С; прочностные характеристики ДУО-модифицированной стали превосходят характеристики матричной.

Также определена длительная прочность образцов стали Х6Ю4СМБ-ДУО при 700 °С; значения длительной прочности превышают показатели ферритно-мартенситных сталей данного класса.

Полученные данные позволяют рассчитывать эксплуатационные характеристики оболочек из низкохромистых алюминий-содержащих сталей при использовании критерия длительной прочности при растяжении, а также подтверждают обоснованность и перспективность разработки ДУО-сталей на основе Fe-Cr-Al для оболочек реакторов нового поколения.

1. Wang P., Grdanovska S., Bartels D.M., Was G.S. Effect of radiation damage and water radiolysis on corrosion of FeCrAl alloys in hydrogenated water // J. Nucl. Mater. Elsevier B.V. 2020. V. 533.
2. Gussev M.N., Field K.G., Yamamoto Y. Design, properties, and weldability of advanced oxidation-resistant FeCrAl alloys // Mater. Des. Elsevier. 2017. V. 129. P. 227–238.
3. Kögler R., Anwand W., Richter A., Butterling M., Xin Ou , Wagner A., Chen C.-L. Nanocavity formation and hardness increase by dual ion beam irradiation of oxide dispersion strengthened FeCrAl alloy // J. Nucl. Mater. 2012. V. 427. P. 133–139.

Л.Ю. КАПЛАНСКАЯ, У.У. НАРЗУЛЛОЕВ, А.Т. МАТВЕЕВ, Д.В. ШТАНСКИЙ
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», институт технологий, Москва, Россия
E-mail: luda.kaplanskaja@gmail.com

ВЛИЯНИЕ Al_2O_3 НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА CoCrFeNiCu

Высокоэнтропийный сплав (ВЭС) CoCrFeNiCu характеризуется высокой стойкостью к коррозии и износу, а также превосходными механическими характеристиками, что указывает на высокий потенциал его применения в различных областях промышленности [1]. Несмотря на имеющиеся перспективы, ключевым недостатком данного сплава является быстрое снижение прочности при повышенных температурах, что существенно ограничивает его применение в условиях высоких термомеханических нагрузок и делает задачу повышения высокотемпературной прочности критически важной. Введение наночастиц оксида алюминия (Al_2O_3), характеризующихся высокой твердостью и термостойкостью, позволит эффективно решить проблему за счет действия таких механизмов упрочнения, как Орована и Холла-Петча, обеспечивающих сохранение прочности при высоких температурах.

В рамках проведенной работы изучены композиционные материалы на основе ВЭС CoCrFeNiCu, упрочненного Al_2O_3 в количестве x = 0,1, 0,5, 1 и 3 масс.%. Материалы были изготовлены методом высокоэнергетического шарового размола с последующим искровым плазменным спеканием.

Основной целью работы являлось установление влияния наночастиц Al_2O_3 на структурные особенности и термомеханические свойства ВЭС CoCrFeNiCu.

Результаты микроструктурного анализа показали, что полученные материалы ВЭС-$x$$Al_2O_3$ имеют иерархическую микроструктуру, в которой прослойки на основе меди (фаза FCC3) окружают области микронного размера, состоящие из нанозерен фазы FCC1 (ВЭС, а = 0,35 нм), фазы FCC2 (оксид на основе Cu, а = 0,51 нм) и упрочняющих наночастиц Al_2O_3 и $M_{23}C_6$.

Твердость композита постепенно увеличивается с увеличением содержания Al_2O_3 от 4266 (0 % Al_2O_3) до 4747 (0,1 % Al_2O_3), 5100 (0,5 % Al_2O_3), 5600 (1 % Al_2O_3) и 5865 МПа (3 % Al_2O_3). Предел прочности на сжатие у композита ВЭС-1% Al_2O_3 на 30-33% выше (1995 МПа при 25 °С и 1328 МПа при 750 °С), чем у материала без Al_2O_3 (1504 МПа при 25 °С и 1023 МПа при 750 °С). После термообработки на воздухе при 750 °С в течение 30 мин композит ВЭС-1%Al_2O_3 демонстрировал полностью пластическое

поведение при сжатии при температуре 750 °C, при этом при 25 °C предел прочности при сжатии составил 2197 МПа. Полученные результаты свидетельствуют о перспективности дисперсного упрочнения ВЭС CoCrFeNiCu наночастицами Al_2O_3 для создания композиционных материалов с улучшенными термомеханическими характеристиками [2].

Работа выполнена в рамках Государственного задания FSME-2023-0004.

1. Yang Y.-F., Hu F., Xia T., Li R.-H., Bai J.-Y., Zhu J.-Q., Xu J.-Y., Zhang G.-F. High entropy alloys: A review of preparation techniques, properties and industry applications. Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1010, № 177691. https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2024.177691

2. Narzulloev U.U., Matveev A.T., Kaplanskaya L.Yu., Bondarev A.V., Mukanov S.K., Kuptsov K.A., Islamov R.T., Teplyakova T.O., Loginov P.A., Shtansky D.V. Contribution of Al_2O_3 nanoparticles to increasing thermomechanical properties, wear- and oxidation resistance of CrFeCoNiCu-Al_2O_3 composites. Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1044, № 184365.
https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.184365

Д.А. КАРПУХИН[1], В.В. КОЛЕДОВ[1], И.И. МУСАБИРОВ[2], А.М. АЛИЕВ[3], А.Г. ГАМЗАТОВ[3], Н.З. АБДУЛКАДИРОВА[3], С.В. ТАСКАЕВ [4],

Институт радиотехники и электроники им. В.А.Котельникова РАН, г. Москва, Россия

Институт Проблем Сверхпластичности Металлов РАН, Уфа, Россия

Институт физики им. Х.И. Амирханова ДФИЦ РАН, Махачкала, Россия

Челябинский государственный университет, Челябинск, Россия

E-mail: interceptor1986@mail.ru

ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ МЕТОДИКА ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ КИНЕТИКИ НАМАГНИЧЕННОСТИ И МАГНИТОКАЛОРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ, В СПЛАВЕ ГЕЙСЛЕРА $Ni_{50,5}Mn_{33,4}In_{15,6}V_{0,5}$ ВБЛИЗИ ТОЧКИ КЮРИ

Цель настоящей работы заключается в экспериментальном изучении зависимостей термодинамических параметров температуры и намагниченности в магнитных полях порядка 1 Тл в сплаве Гейслера $Ni_{50,5}Mn_{33,4}In_{15,6}V_{0,5}$ вблизи связанных фазовых переходов «in situ», то есть в динамике, непосредственно в процессе фазового перехода.

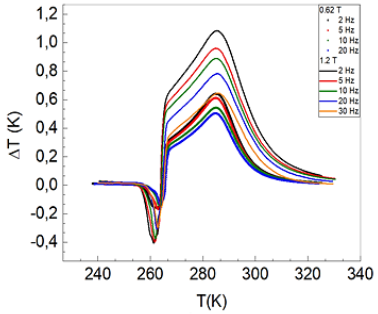


Рисунок 1. Температурные зависимости магнитокалорического эффекта в $Ni_{50,5}Mn_{33,4}In_{15,6}V_{0,5}$ в полях H= 0,62 и 1,2 Тл при частотах f = 2 …30 Гц

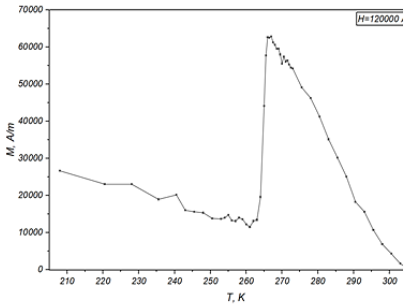


Рисунок 2. График Зависимости намагниченности образца от температуры при приложенном внешнем поле H=0,15 Тл в сплаве $Ni_{50,5}Mn_{33,4}In_{15,6}V_{0,5}$

Для исследования кинетики МКЭ (рис.1) использована методика, описанная в [1]. Созданная оригинальная экспериментальная установка позволяет определить точку Кюри из графика намагниченности образца от температуры в малых полях H=0,15 Тл, которая составляет 291 К. (рис.2).

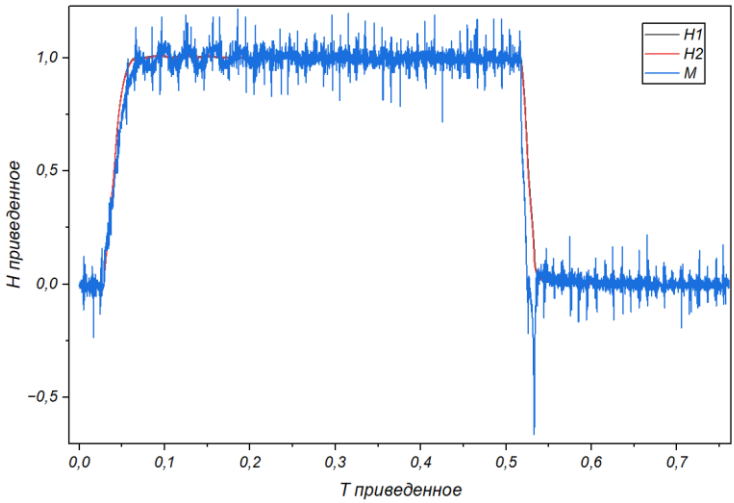


Рисунок 3. Приведенные значения приложенных полей без H1 и с образцом H2 и его намагниченность M в поле 0,56 Тл за время единичного импульса длиной 500 мс

Так же в полях 0,56 Тл и выше появляется возможность увидеть приведенные значения приложенного поля без H1 и с образцом H2 и его намагниченность M, как показано на рисунке 3. Исходя из графиков можно заметить, что намагниченность M отстает от скорости нарастания полей H1 и H2 в единичном импульсе длиной 500 мс.

Примененная методика позволяет определить точку Кюри в сплаве . и показать минимальный предел для максимальной скорости фазового перехода.

Исследования выполнены за счёт гранта Российского научного фонда № 25-19-00942, https://rscf.ru/project/25-19-00942/

1. A. M. Aliev, et al., J. Al. Com.676, 601–605 (2016).

Я.С. КОВРЕВ, Ю.А. СПИРИДОНОВ, В.Н. СИГАЕВ
РХТУ им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия
E-mail: yarikovrev@yandex.ru

НОВЫЕ ПРИПОЕЧНЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ СТЕКЛА С БЛИЗКИМ К НУЛЮ ЗНАЧЕНИЕМ ТКЛР

Припоечные материалы на основе легкоплавких стекол широко используют для получения вакуум-плотных соединений материалов. Наиболее часто применяют боратные стекла с высоким содержанием оксида свинца, однако область их применения распространяется в основном на материалы с коэффициентом линейного термического расширения (ТКЛР) выше ~ 100×10^{-7} K^{-1}. Актуальность разработки стеклокомпозиций с регулируемым ТКЛР обусловлена необходимостью надежного спаивания материалов с низким и околонулевым тепловым расширением, таких как инварные сплавы, кварцевое стекло и ситаллы.

В данной работе рассмотрены композитные припои на основе свинцовоборатного стекла состава 83 масс. % PbO; 13,5% B_2O_3; 1,5% ZnO; 1,1% SiO_2; 0,9% Al_2O_3 с ТКЛР 117×10^{-7} K^{-1} в интервале 50–250 °С (ЛС-117) [1] в сочетании с кристаллическим наполнителем в виде β-эвкриптита $LiAlSiO_4$, который обладает отрицательным значением ТКЛР. Целью работы было оценить влияние на ТКЛР композита как соотношения ЛС-117 к β-эвкриптиту, так и размера частиц наполнителя. Принципиальная возможность снижения ТКЛР с помощью β-эвкриптита показана в работе [2].

Стекло ЛС-117 варили при 900 °С, вырабатывали в воду и измельчали до удельной поверхности около 2500 $см^2/г$. β-эвкриптит синтезировали из порошков Li_2CO_3, Al_2O_3 и SiO_2 в мольном соотношении 1:1:2 при 1450 °С и разделяли на фракции <30, 30–60, 60–90, 90–120 и 120–250 мкм. Из них были получены композиции с соотношениями ЛС-117 к β-эвкриптиту как 9:1, 8:2 и 7:3 соответственно. Образцы после спекания при 450 °С исследовали методом дилатометрии. Таким образом, свойства композита определялись соотношением стеклообразной и кристаллической фаз, а также его гранулометрическим составом.

Для всех трех соотношений при увеличении размера частиц β-эвкриптита наблюдалось последовательное снижение ТКЛР (рисунок 1). В композиции 9:1 ТКЛР изменялся от 91×10^{-7} K^{-1} для фракции <30 мкм до отрицательных значений (-11×10^{-7} K^{-1} для фракции 120–250 мкм). Для состава 8:2 переход в отрицательную область происходил уже при 90–120 мкм (-10×10^{-7} K^{-1}), а для 7:3 значение, наиболее близкое к нулю, получено при 60–90 мкм: $-0{,}93\times10^{-7}$ K^{-1}. При дальнейшем укрупнении частиц ТКЛР становился отрицательным, достигая -19×10^{-7} K^{-1} для состава 7:3 и фракции 90–120 мкм.

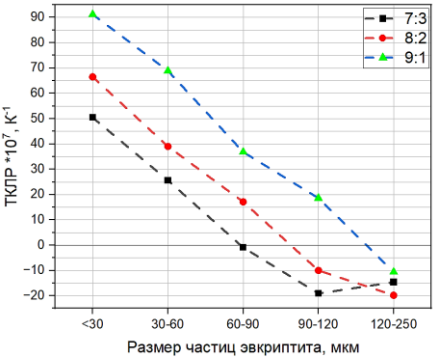


Рисунок 1 – Влияние размера частиц β-эвкриптита на ТКЛР стеклокомпозиций (100–300 °С)

Полученная закономерность показывает, что одна и та же пара фаз может обеспечивать существенно различное тепловое расширение композиции в зависимости от размера частиц наполнителя, так как при уменьшении размера частиц возрастает межфазная поверхность, что может способствовать большему растворению наполнителя при спекании. Одновременно дисперсность влияет на упаковку порошков, пористость и теплообмен между фазами. Выяснение этих механизмов требует проведения дополнительных исследований методами рентгенофазового анализа, электронной и оптической микроскопии.

Таким образом, формирование стеклокомпозиции ЛС-117 + β-эвкриптит с заданным ТКЛР возможно путем совместного регулирования содержания и размера частиц кристаллического наполнителя. Наиболее близкий к нулю ТКЛР достигнут для соотношения 7:3 и фракции β-эвкриптита 60–90 мкм. Интерес представляет и состав 9:1 с фракцией 120–250 мкм (-11×10^{-7} K^{-1}), поскольку он показывает возможность существенного снижения ТКЛР при меньшем содержании наполнителя. Полученные данные подтверждают, что требуемое значение ТКЛР можно получать не только изменением соотношения компонентов, но и подбором дисперсности кристаллической фазы.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, грант № ФССМ-2026-0009

1. Легкоплавкие стеклокомпозиции для вакуумплотного низкотемпературного спаивания изделий в широком интервале значений ТКЛР / Д. К. Чакветадзе, Ю. А. Спиридонов, К. В. Наумова, В. Н. Сигаев // Успехи в химии и химической технологии. – 2015. – Т. 29, № 7. – С. 84-86.
2. Li G., Fu R., Agathopoulos S., Su X., He Q., Ji Y., Liu X. Ultra-low thermal expansion coefficient of PZB/β-eucryptite composite glass for MEMS packaging // Ceramics International. 2020. DOI: 10.1016/j.ceramint.2019.12.071.

Е.Л. КОРЕНЕВСКИЙ, П.С. ДЖУМАЕВ, Е.С. ЧУБИЕВА
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, РФ
E-mail: ELKorenevskii@mephi.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ НАПРЯЖЕНИЯ СМЕЩЕНИЯ НА ПОДЛОЖКЕ НА МИКРОСТРУКТУРУ ХРОМОВЫХ ПОКРЫТИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ

Хромовые покрытия активно исследуются как эффективный способ повышения эксплуатационных характеристик материалов, подвергающихся воздействию жёстких условий эксплуатации. К основным их достоинствам можно отнести, помимо хорошей коррозионной стойкости и стойкости к высокотемпературному окислению, высокую износостойкость. Поэтому сфера применения хромовых покрытий охватывает авиационную, транспортную, энергетическую и ядерную отрасли [1].

В ядерной энергетике хромовые покрытия рассматриваются как перспективные защитные покрытия для циркониевых сплавов, используемых в качестве оболочек твэлов в рамках концепции толерантного топлива (ATF) [2, 3, 4]. При этом эффективность таких покрытий обуславливается не только химическим составом, но и главным образом микроструктурой - размером зёрен, их морфологией, плотностью, остаточными напряжениями и кристаллографической текстурой [1,5].

Наряду с давлением рабочего газа и температурой подложки, напряжение смещения подложки представляет собой один из основных параметров, определяющих микроструктуру покрытий, получаемых методом магнетронного распыления, так как оно напрямую управляет энергией ионной бомбардировки поверхности растущего покрытия [2, 4, 14].

В рамках данной работы исследовано влияние напряжения смещения подложки на микроструктуру и текстуру хромовых покрытий. Объектом исследования являются хромовые покрытия, осаждённые на подложки из монокристаллического кремния Si(111) методом магнетронного распыления в режиме DCMS при различных напряжениях смещения подложки (0, -100, -200 и -300 В). Давление рабочего газа составляло 0,1 Па, температура подложки поддерживалась на уровне 100 °C.

Методом растровой электронной микроскопии (РЭМ) изучены морфология поверхности, поперечного сечения и измерена толщина покрытий. Методом рентгеновской дифракции (XRD) в диапазоне 30–150° проведён фазовый анализ и количественная оценка кристаллографической текстуры путём расчёта полюсной плотности по Харрису P(hkl).

Электронно-микроскопические исследования показали существенное влияние напряжения смещения на морфологию покрытий. При 0 В поверхность характеризуется мелкодисперсной структурой, при -100 В наблюдается складчатая морфология, а при -200 и -300 В формируются глобулярные зёрна, размер которых увеличивается при увеличении напряжения смещения. Установлено, что толщина покрытий монотонно уменьшается с увеличением напряжения смещения: с 6,06 ± 0,10 мкм при 0 В до 3,44 ± 0,11 мкм при -300 В. Скорость осаждения снижается с 0,15 до 0,09 мкм/мин. Наблюдаемая закономерность связана с усилением процессов распыления при увеличении энергии падающего потока ионов.

Рентгеноструктурный анализ полученных хромовых покрытий в диапазоне 30–150° показал, что все наблюдаемые дифракционные максимумы соответствуют объёмно-центрированному кубическому хрому согласно карточке JCPDS №00–006–0694. Во всех образцах наблюдается смещение дифракционных пиков в сторону меньших углов 2θ относительно эталонных значений, что свидетельствует о наличии сжимающих остаточных напряжений в покрытиях.

Количественная оценка кристаллографической текстуры путем расчета полюсной плотности P(hkl) показала, что при 0 В преобладает ориентация Cr(110) (P = 1,46), при -100 В наблюдается доминирование ориентации Cr(111) (P = 5,45), а при дальнейшем увеличении напряжения смещения до -200 и -300 В вновь преобладает ориентация Cr(110) (P = 1,57 и 1,61 соответственно).

1. Ding X., Cui M., Lian Y. et al. Control of the preferential orientation and properties of HiPIMS and DCMS deposited chromium coating based on bias voltage // Vacuum. 2024. Vol. 227. Article 113386.
2. Wang W., Zhang G., Wang C. et al. Investigations on 1200 °C steam oxidation behavior of Cr coatings with distinct crystallographic orientation on Zircaloy-4 alloys // Journal of Nuclear Materials. 2024. Vol. 592. Article 154945.
3. Ammendola M., Aronson B., Fourspring P. et al. Evaluation of chromium coatings deposited by standard and bipolar high-power impulse magnetron sputtering (HiPIMS and B-HiPIMS) for nuclear power applications // Surface and Coatings Technology. 2024. Vol. 485. Article 130835.
4. Kashkarov E., Sidelev D., Rombaeva M. et al. Chromium coatings deposited by DC magnetron sputtering for accident tolerant nuclear fuel claddings // Surface and Coatings Technology. 2020. Vol. 389. Article 125618.
5. Zhang T., Liao H., Huang W. et al. High temperature steam oxidation behavior of textured Cr coatings with different grain structures // Surface and Coatings Technology. 2023. Vol. 459. Article 129358.

А.И. КОРОЛЕВА, П.Г. ДЕМЬЯНОВ, А.А. ХАНКОВ,
Е.А. ДЕРГУНОВА
АО «ВНИИНМ», г. Москва, Россия
E-mail: AlIKoroleva@bochvar.ru

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ ТОПЛИВА ВВЭР В РЕАКТОРНЫХ УСЛОВИЯХ

В настоящее время разрабатываются и внедряются новые виды топлива для реакторов ВВЭР, включая твэлы с уран-плутониевым и уран-эрбиевым топливом. Для внедрения нового вида топлива требуется, в том числе, разработка и аттестация расчетных кодов, применяемых при обосновании работоспособности и безопасного поведения твэлов в различных условиях эксплуатации. В расчетных кодах используются алгоритмы, моделирующие поведение твэлов в различных условиях эксплуатации. Для корректного моделирования процессов происходящих в топливе требуется исследование физических явлений, которые происходят в топливе под облучением, и по своим параметрам могут отличаться для разных типов топлива (UO_2, $(U\text{-}Pu)O_2$, $UO_2+Er_2O_3$).

В данной работе проведен обзор структурных изменений топлива, происходящих в процессе облучения в реакторе, включающий рост равноосных зерен, газовое распухание топлива и формирование столбчатых зерен.

Выделены ключевые параметры процессов изменения структуры оксидного топлива реакторов ВВЭР. Рассмотрены потенциальные отличия структурных изменений уран-плутониевого топлива и уран-эрбиевого топлива с учетом влияния теплофизических свойств.

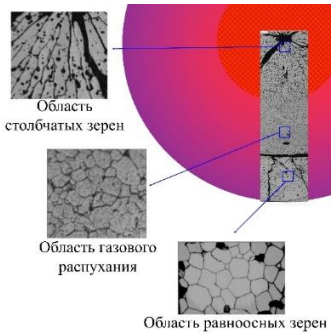


Рисунок 1 – Области с различной структурой топлива после реакторных испытаний

Работы выполнялись по заказу АО «ТВЭЛ».

М.В. КРЫЛОВА[1], В.И. ТКАЧЕНКО[1], И.М. АБДЮХАНОВ[1], М.В. АЛЕКСЕЕВ[1], А.Г. СИЛАЕВ[1], М.М. ПОТАПЕНКО[1], Д.В. СОКОЛОВСКИЙ[1], С.А. ШЕВЯКОВА[1], А.С. ЦАПЛЕВА[1], С.М. ЗЕРНОВ [2], М.Ю. ШЛЯХОВ[2]

[1]АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара», Москва

[2]АО «ТВЭЛ», Москва

МАТЕРИАЛОВЕДЧЕСКИЕ И ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ АСПЕКТЫ СОЗДАНИЯ NbTi-КОМПОНЕНТОВ КОАКСИАЛЬНЫХ ЛИНИЙ ПЕРЕДАЧ ДЛЯ КВАНТОВЫХ ПРОЦЕССОРОВ

Квантовые компьютеры – одно из наиболее перспективных направлений современной вычислительной техники, однако их практическая реализация требует создания надежной криогенной инфраструктуры, в том числе сверхпроводящих коаксиальных линий передачи. Такие линии должны обеспечивать минимальные потери СВЧ-сигнала, низкую теплопроводность и высокую помехозащищенность. Для токонесущего экрана в виде капиллярных трубок наиболее подходящим материалом является ниобий-титановый сплав: он сочетает сверхпроводимость с низкой теплопроводностью, высокой механической прочностью и пластичностью, что критически важно для работы при гелиевых температурах. Однако при изготовлении капиллярных трубок из Nb-Ti формируется развитая граница Cu–NbTi, приводящая к повышенной шероховатости внутренней поверхности и росту потерь сигнала. Цель работы – анализ влияния технологических схем изготовления на геометрию внутренней поверхности и механические свойства сверхпроводящих капиллярных трубок на основе NbTi.

Исследованы капиллярные трубки из ниобий-титанового сплава, полученные по схемам: большая сборка (БС), малая сборка без отжига (МСБО), МС с отжигом (МССО) и калиброванная (КС). Геометрию оценивали с помощью коэффициента разветвленности *Kp* – отношением периметра внутренней границы к периметру равновеликой окружности. Механические свойства определяли при растяжении по ГОСТ 1497-84, твердость – по Виккерсу по ГОСТ 2999-75.

Показано, что БС дает наибольшую нестабильность *Kp*: до 1,8 при промежуточных деформациях и 1,7 на конечном диаметре. МС снижает *Kp* до 1,5, КС — до 1,2 за счет вытравливания меди и дополнительных калибровочных проходов с внутренним стальным стержнем. Образцы МС прочнее БС на ~50 МПа на конечном диаметре Ø1,82×0,275 мм из-за большей доли высокоскоростной деформации при прессовании. Промежуточный отжиг на диаметре 8,5 мм разупрочняет материал на ~200 МПа при сохранении пластичности; твердость снижается с 210 до 168 HV, уменьшая риск трещинообразования. На зависимостях $\sigma_в$–деформация обнаружены «плато», связанные с динамическим возвратом.

Т.С. МИНАКОВА, В.В. МИХАЛЬЧИК, М.Г. ИСАЕНКОВА,
Д.П. ШОРНИКОВ, Г.А. ИВАНОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
E-mail: vladimir_mephi@mail.ru

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ СВОЙСТВ НАВОДОРОЖЕННЫХ ЯЧЕЕК ДИСТАНЦИОНИРУЮЩИХ РЕШЁТОК ИЗ СПЛАВА Zr-1%Nb

Циркониевые сплавы широко применяются в качестве конструкционных материалов активной зоны водо-водяных энергетических реакторов благодаря низкому сечению захвата тепловых нейтронов и удовлетворительному комплексу механических свойств. Одним из ключевых элементов тепловыделяющих сборок являются дистанционирующие решётки (ДР), обеспечивающие фиксацию тепловыделяющих элементов и сохранение геометрии активной зоны. Ячейки ДР изготавливаются из сплава Zr-1%Nb и в процессе производства проходят холодную деформацию и контактную сварку, вследствие чего в материале формируются остаточные напряжения и выраженная кристаллографическая текстура.

В процессе эксплуатации ячейки ДР взаимодействуют с водородом, поступающим от теплоносителя, что приводит к образованию гидридных фаз циркония. Гидриды вызывают охрупчивание материала и провоцируют замедленное гидридное растрескивание, причём наиболее опасной является радиальная ориентация гидридных пластин, существенно снижающая трещиностойкость и надёжность тепловыделяющей сборки в целом.

Целью настоящей работы является определение прочностных характеристик ячеек ДР с различным содержанием и ориентацией гидридов циркония.

Механические испытания кольцевых образцов ячеек ДР проводились на испытательной машине Quasar 50 с использованием специально разработанной трёхсегментной клиновидной оснастки, преобразующей вертикальное усилие траверсы в равномерное радиальное усилие, прикладываемое к образцу с трёх сторон и приводящее к его разрушению в области пуклевок. Для образцов с различным содержанием и ориентацией гидридов циркония были получены зависимости силы от перемещения траверсы, которые с использованием аналитически выведенных соотношений пересчитаны в диаграммы «напряжение – относительное удлинение».

Полученные диаграммы демонстрируют участок деформационного упрочнения с последующим протяжённым плато и постепенным разрушением образцов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (соглашение от 31.07.2024 №24-79-10289 https://rscf.ru/project/24-79-10289/).

А.А. МИСОЧЕНКО, СТОЛЯРОВ В.В.
Институт машиноведения им. А.А. Благонравова РАН, Москва, РФ
E-mail: Ls3216@yandex.ru

ВЛИЯНИЕ КИНЕМАТИЧЕСКОГО ФАКТОРА АСИММЕТРИИ ПРИ ПРОКАТКЕ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ЧИСТОГО ТИТАНА

Титан и его сплавы являются широко востребованными во многих отраслях, для которых остро стоит вопрос увеличения прочностных характеристик. Одним из направлений повышения прочности титана является измельчение его структуры. Асимметричная прокатка представляет собой перспективный метод получения длинномерных полуфабрикатов тонкого сечения с ультрамелкозернистой структурой [1, 2].

В работе рассмотрена возможность структурного измельчения чистого титана марки Grade 4 и ВТ1-0 с использованием кинематической асимметрии при прокатке.

Асимметричная прокатка, вследствие структурного измельчения, способствует повышению пределов текучести и прочности более чем в полтора раза в титане Grade 4 и более чем в 2 раза в титане ВТ1-0, а также увеличению микротвердости в 1,5 раза. Постдеформационный отжиг при 400–450 °С в течение 1 часа дополнительно повышает микротвердость и прочностные свойства титана Grade 4 вследствие искусственного старения. Повышение температуры отжига до 500 °С формирует преимущественно зеренную структуру и сопровождается снижением микротвердости и прочности вследствие роста зерен, но сохраняет высокое относительное удлинение.

«Жесткие» режимы с одним проходом, высокой степенью обжатия (50 – 79 %) и большим различием скоростей валков (от 2/10 до 3,5/10) приводят к неудовлетворительному внешнему виду или преждевременному разрушению образцов. Наиболее удовлетворительный внешний вид с минимальным количеством дефектов обеспечивают режимы с двумя проходами, предварительным нагревом до 300 – 400 °С и соотношением скоростей валков 6,6/10–7/10.

Асимметричная прокатка с соотношением скоростей валков в диапазоне 5/10–7/10 (об/мин)/(об/мин), без или с предварительным нагревом до 300–400 °С позволяет повысить микротвердость в 1,2–1,6 раза по сравнению с исходным состоянием. Сторона полосы, прилегающая к валку с большей скоростью, характеризуется более высокими значениями микротвердости как на поверхности, так и по толщине. Увеличение разницы скоростей валков способствует росту микротвердости. Наиболее высокие и стабильные значения достигаются при комнатной температуре или при

предварительном нагреве не выше 300 °С. Увеличение количества проходов при более высоких соотношениях скоростей валков приводит к повышению микротвердости.

Фрактографический анализ изломов выявил хрупко-вязкий характер разрушения. При этом доля хрупкости может составлять 35–40 % в зависимости от применяемых режимов асимметричной прокатки.

Показана возможность структурного измельчения титана ВТ1-0 с уменьшением среднего размера зерна на порядок (с 55 мкм до 1–12 мкм в ВТ1-0 и с 60 мкм до 0,2–1 мкм в титане Grade 4). При этом микроструктура характеризуется градиентом распределения размеров зерен по толщине: с наличием более крупных зерен от стороны, прилегающей к более медленному валку, к более мелким у стороны, прилегающей к валку с большей скоростью.

Полученные результаты могут служить основой для разработки технологических рекомендаций по производству тонких титановых полос с повышенным комплексом механических свойств.

Работа выполнена за счет средств Государственного задания, код (шифр) научной темы FFGU-2026-0003. Авторы выражают благодарность сотрудникам лаборатории «Механика градиентных наноматериалов им. А. П. Жиляева» МГТУ им. Г.И. Носова (г. Магнитогорск), а именно О.Д. Бирюковой и А.М. Песину, за проведение асимметричной прокатки.

1. D. Pustovoytov, A. Pesin, P. Tandon, Asymmetric (Hot, Warm, Cold, Cryo) Rolling of Light Alloys: A Review, Metals. 11 (2021) 956
2. A.A. Misochenko, O.E. Korolkov, O.D. Biryukova, A.M. Pesin, V. V. Stolyarov, Structure refinement of titanium by asymmetric rolling, Letters on Materials, 16 (2), 2026 pp. 159-165

А.И. МОХОВА[1], У.М. ЗАВОРОТНАЯ[1], А.Ф. АРУТЮНЯН[1], М. ИБРАХИМ[2], А.В. ЧЕСНОКОВА[1], А.И. САЛИМОН[1,2], А.М. КОРСУНСКИЙ[1,2]

[1] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия*

[2]*Сколковский институт науки и технологий, г. Москва, Россия*

E-mail: mokhova.ai@misis.ru

ПОЛУЧЕНИЕ ВОЛОКНИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ РАЗЛИЧНОЙ МОРФОЛОГИИ МЕТОДОМ ЭЛЕКТРОСПИННИНГА ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ВОДОРОД-ВОЗДУШНЫХ ТОПЛИВНЫХ ЭЛЕМЕНТАХ

Электроспиннинг растворов на основе полиакрилонитрила (ПАН) с последующей термообработкой является эффективным методом формирования углеродных волокон для применения в топливных элементах. В работе исследовалось комплексное влияние концентрации полимера, параметров электрического поля, межэлектродного расстояния и введения модифицирующей добавки оксида графена (ОГ) на морфологию получаемых волокон. Для этого готовились растворы на основе ПАН в N,N-диметилформамиде (ДМФА) следующих концентраций: 3, 5, 7, 10, 15 мас. %. Также были изготовлены растворы аналогичных концентраций с добавлением 17 мг/мл ОГ. При изготовлении образцов материалов варьировались межэлектродное расстояние (5–25 см) и потенциалы на катоде и аноде, которые задавали в сочетаниях: (+15; –10), (+10; –10), (+10; –5), (+5; –5) кВ.

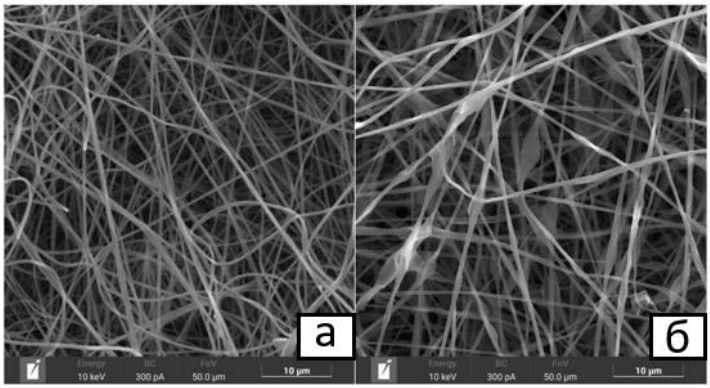


Рисунок 1 – СЭМ изображения образцов волокнистых материалов на основе ПАН а) без ОГ, б) с ОГ

Сканирующей электронной микроскопией (СЭМ) подтверждено встраивание наночастиц ОГ в структуру полимерных волокон (рисунок 1). Установлено, что рост напряженности электрического поля за счет увеличения полярности электродов приводит к закономерному уменьшению модального диаметра волокон. Наиболее выраженное уменьшение диаметра волокон отмечено при максимальном межэлектродном расстоянии и потенциалах (+15, –10) кВ (рисунок 2а), что может быть обусловлено как увеличением времени полета струи, способствующим более полному испарению растворителя, так и уменьшением электростатического растяжения волокна вследствии снижения напряженности электрического поля [1]. Обнаружено, что увеличение расстояния до коллектора снижает модальный диаметр волокон, полученных из 3% раствора (рисунок 2б).

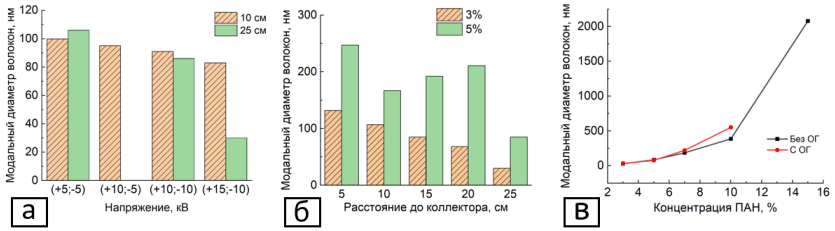


Рисунок 2 – Зависимости модального диаметра волокон от приложенного напряжения (а), расстояния до коллектора (б), концентрации ПАН в растворе (в)

Ключевым фактором управления морфологией волокнистого материала является концентрация полимера: ее повышение влечет за собой рост вязкости раствора и, как следствие, увеличение диаметра волокон (рисунок 2в), что согласуется с литературными данными [2]. Отмечено отклоненение от тенденции снижения диаметра волкона при увеличении расстояния до коллектора для 5% раствора. Предельные концентрации, при которых процесс электроспиннинга перестает протекать стабильно составили 15 мас. % для раствора на основе ПАН и 10 мас. % для композита с добавкой ОГ. Дальнейшее повышение концентрации приводит к блокировке сопла иглы, через которую поступает раствор.

Исследования выполнены в рамках НИР «Микроструктурный анализ и создание материалов и систем перспективной энергетики» («Приоритет-2030»).

1. Reneker D.H., Yarin A.L. Electrospinning jets and polymer nanofibers. Polymer. 2008. Vol. 49, № 10. P. 2387–2425.
2. Yördem O.S., Papila M., Menceloğlu Y.Z. Effects of electrospinning parameters on polyacrylonitrile nanofiber diameter: An investigation by response surface methodology. Materials & Design. – 2008. – Vol. 29, № 1. – P. 34–44.

В.И. МУСАТОВ, Л.Ю. ФЕТИСОВ, Ю.К. ФЕТИСОВ,
НОЦ «Магнитоэлектрические материалы и устройства» РТУ МИРЭА
E-mail: musatov.v.i@mail.ru

АНИЗОТРОПНЫЕ МАГНИТОСТРИКЦИОННЫЕ ВОЛОКОННЫЕ КОМПОЗИТЫ

Поиск, изготовление и исследование новых функциональных материалов являются актуальными задачами в области магнитоэлектрических (МЭ) материалов и устройств. Недавно в литературе был предложен новый тип магнитного материала – магнитострикционный волоконный композит (МВК) [1-2]. МВК представляет собой композитный магнитный материал, который состоит из магнитострикционных волокон, помещенных в полимерную матрицу. В качестве материала волокон предлагается использовать Ni или аморфные магнитные сплавы на основе Fe [3-4]. Диаметры волокон могут варьироваться от десятков до сотен мкм. Для усиления магнитострикционных свойств обычно волокна располагают параллельно друг другу внутри полимерной матрицы. Помимо внедрения магнитострикционных волокон в полимерную диэлектрическую матрицу аналогичные анизотропные магнитосрикционные структуры можно изготовить методами литографии, либо при помощи резки лазером магнитной ленты. Основной особенностью МВК является сильная магнитная анизотропия намагниченности и магнитострикции в плоскости [5]: $H_{in} = H_{out} - NM$, H_{in} – внутренее магнитное поле, H_{out} – внешнее магнитное поле, N – размагничивающий фактор, который зависит от геометрических размеров структуры, M – намагниченность структуры. Данная анизотропия возникает за счет эффектов размагничивания при ориентации поля вдоль оси волокон или перпендикулярно им. Также важно отметить, что анизотропией МВК можно управлять путём изменения длины, диаметра волокон, расстояния между волокнами. Такие структуры помимо магнитной анизотропии характеризуются гибкостью, что позволяет их рассмотреть в качестве материалов для создания гибких устройств электроники: датчики переменных и постояных магнитных полей и актюаторы.

В докладе обсуждаются возможности магнитострикционного волоконого композита применительно к магнитоэлектрическим устройствам. Рассматриваются вопросы изготовления и особенности МВК.

Исследования выполнены в рамках гранта РНФ № 25-29-00264.

1. Fetisov Y., Chashin D., Saveliev D., Fetisov L., Shamonin M. Anisotropic magnetoelectric effect in a planar heterostructure comprising piezoelectric ceramics and magnetostrictive fibrous composite // Materials 2019, 12(19), 3228.
2. Amirov A., Baraban I., Panina L., Rodionova V. Direct magnetoelectric effect in a sandwich structure of PZT and magnetostrictive amorphous microwires // Materials 2020, 13(4), 916.
3. Fetisov L. Y. et al. Magnetoelectric effect in a flexible heterostructure comprising magnetostrictive fiber composite and piezopolymer PVDF // Applied Physics Letters, 2021, 119(25).
4. Wang Y. et al. Influence of interfacial bonding condition on magnetoelectric properties in piezofiber/Metglas heterostructures // Journal of alloys and compounds, 2012, 513, 242-244.
5. Joseph R.I., Schlömann E. Demagnetizing field in nonellipsoidal bodies // Journal of Applied Physics 1965, 36(5), 1579–1593.

У.У. НАРЗУЛЛОЕВ, Л.Ю. КАПЛАНСКАЯ, А.Т. МАТВЕЕВ, Д.В. ШТАНСКИЙ
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», *Москва, Россия*
E-mail: umedjon.20129798@gmail.com

ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА CrFeCoNiCu-Al_2O_3

Высокоэнтропийный сплав (ВЭС) CrFeCoNiCu демонстрирует превосходные физико-механические характеристики, что указывает на высокий потенциал его применения в различных областях промышленности [1]. Тем не менее применение CrFeCoNiCu в условиях трибологических нагрузок ограничено недостаточной износостойкостью, а также склонностью к образованию микротрещин.

В данной работе изучено влияние оксида алюминия (Al_2O_3) на абразивную и ударно-динамическую износостойкость ВЭС CrFeCoNiCu. Добавление Al_2O_3 активирует различные механизмы упрочнения: Холла-Петча (за счет измельчения зерен), Орована (наночастицы Al_2O_3 служат барьерами для движения дислокаций и тем самым способствуют дисперсионному упрочнению), а также блокирует межзеренную диффузию кислорода, что предотвращает образование хрупких оксидных фаз и способствует повышению стойкости к образованию трещин.

В представленной работе композиционные материалы на основе ВЭС CrFeCoNiCu, армированного наночастицами Al_2O_3 в количестве x = 0,1, 0,5, 1 и 3 масс. %, были изготовлены по технологии порошковой металлургии, включающей высокоэнергетический шаровой размол с последующим искровым плазменным спеканием.

Изучена устойчивость композита к ударному износу при нагрузках 500 и 700 Н в течение 10^5 циклов. Испытания проводились с использованием шарика WC-Co диаметром 5 мм при частоте 50 Гц в течение 10^5 циклов. Установлено, что добавление Al_2O_3 в количестве 1 масс. % приводит к снижению скорости ударного износа с $1{,}69 \times 10^{-11}$ до $6{,}03 \times 10^{-12}$ мм^3×Н$^{-1}$×цикл$^{-1}$ при 500 Н и с 4.16×10^{-11} до 2.48×10^{-11} мм^3×Н$^{-1}$×цикл$^{-1}$ при 700 Н, также увеличивается сопротивление трещинообразованию.

Износостойкость композитов ВЭС и ВЭС-Al_2O_3 изучалась в паре трения со стальным шариком диаметром 6 мм при нагрузке 5 Н и линейной скорости скольжения 5 см/с. Установлено, что добавление 1 масс. % Al_2O_3 приводит к росту износостойкости в 6,2 раза с 9.3×10^{-4} мм^3×Н$^{-1}$×м$^{-1}$ до 1.5×10^{-4} мм^3×Н$^{-1}$×м$^{-1}$ (при 25 °С) и в 3,4 раза с 41.4 мм^3×Н$^{-1}$×м$^{-1}$ до 12.3 мм^3×Н$^{-1}$×м$^{-1}$ (при 500 °С).

Полученные результаты демонстрируют существенное улучшение трибологических характеристик ВЭС CrFeCoNiCu при добавлении 1 масс.% наночастиц Al_2O_3.

Работа выполнена в рамках Государственного задания FSME-2023-0004.

1. Zhang X., Yu Y., Ren B., Liu Z., Li T., Wang L., Qiao Z. Design of a novel CoCrFeNi$Cu_{0.3}$ high entropy alloy with desirable. Materials Today Communications. – 2023. – Vol. 35, № 105946. https://doi.org/10.1016/j.mtcomm.2023.105946

2. Narzulloev U.U., Matveev A.T., Kaplanskaya L.Yu., Bondarev A.V., Mukanov S.K., Kuptsov K.A., Islamov R.T., Teplyakova T.O., Loginov P.A., Shtansky D.V. Contribution of Al_2O_3 nanoparticles to increasing thermomechanical properties, wear- and oxidation resistance of CrFeCoNiCu-Al_2O_3 composites. Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – Vol. 1044, № 184365.
https://doi.org/10.1016/j.jallcom.2025.184365

С.Н. НИКИТИН, Б.А. ТАРАСОВ, Д.П. ШОРНИКОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
г. Москва, Россия
e-mail: mephi200809@yandex.ru

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ УРАН-МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ СО СТАЛЯМИ РАЗЛИЧНЫХ КЛАССОВ

В программе «Generation IV reactors» металлическое ядерное топливо рассматривается как перспективный для реакторов 4-го поколения [1], что обусловлено его уникальными физико-химическими характеристиками: высокая плотность, высокая теплопроводность, простота переработки отработавшего ядерного топлива, основанная на традиционных металлургических методах. Согласно программе развития быстрых реакторов Китая (CFR600 и CFR1000) [2] вначале в качестве топлива рассматривается MOX с дальнейшим переходом на U-Pu-Zr ядерное топливо с незначительными добавками актиноидов и долгоживущих продуктов деления.

Несмотря на все преимущества металлического ядерного топлива, его использование ограничено несколькими факторами. Во-первых, значительным газовым распуханием и возможностью радиационного роста в случае применения литых изделий с выраженной текстурой. Во-вторых, существует возможность образования эвтектик с элементами, входящими в состав оболочки твэла.

При рассмотрении аварийных ситуаций для реактора Kalimer-600, закладывается возможность кратковременного повышения температуры оболочки до 790 °C [3], создавая риск образования эвтектики между железом и ураном. Это приводит к низкому КПД по сравнению с керамическим топливом из-за более низких рабочих температур, из-за тех же соображений безопасности приходится ограничивать температуру оболочки. Количественные характеристики утонения оболочки из-за взаимодействия с топливом при штатной работе таковы, что они не ограничивают ресурс твэла, по крайней мере, до уровня выгорания 16 % [4]. Таким образом, повышение эксплуатационных характеристик твэла с металлическим ядерным топливом путем повышения совместимости топлива с оболочкой является актуальной задачей. Для повышения температуры плавления металлического топлива необходимо использование высоколегированные сплавы урана с цирконием или молибденом. Необходимость повышения радиационной стойкости оболочек твэлов требует перехода от использования аустенитных сталей к ферритным и ферритно-мартенситным.

Рассмотрено взаимодействие сплава U-10мас.%Mo с аустенитными, ферритными и ферритно-мартенситными сталями. Результаты исследования влияния легирующих элементов в стали показали, что увеличение содержания хрома в стали приводит к снижению значений

константы скорости роста (КСР) слоя взаимодействия в сталь ($K_п$) с U-Mo сплавами при температурах 750-850 °С. Результаты определения КСР слоя взаимодействия между сплавом U10Mo и сталями (ЭП823, ЭП450, ЧС139, ЭК181, 12Х18Н10Т) показали, что КСР слоя взаимодействия в сталь имеют тенденцию к снижению значений с увеличением содержания хрома в стали при температуре 750 °С. Исследование влияния совместного содержания Al, Si и Cr в сталях на взаимодействие со сплавами U-Mo показало, что КСР слоя взаимодействия уменьшается с увеличением количества алюминия в стали. Результаты количественного анализа приграничного со сталью интерметалида UFe_2 показали, что наблюдается линейная зависимость натурального логарифма КСР слоя взаимодействия от содержания легирующих элементов (алюминия, кремния, хрома, никеля) в интерметаллиде UFe_2. Меньшую КСР слоя взаимодействия при температуре 750 °С имеют ферритные стали содержащие алюминий, а не аустенитные и ферритно-мартенситные стали.

Зависимость КСР слоя взаимодействия от содержания легирующих элементов стали (алюминия, кремния, хрома, никеля) обусловлена увеличением их количества в приграничной фазе UFe_2 с замещением ими атомов железа и, как следствие, снижением диффузии железа через нее. При температуре 750 °С КСР слоя взаимодействия в сталь $K_п$ уменьшается в 16 раз с увеличением содержания легирующих элементов в UFe_2 от 2 до 26 ат.%.

В диффузионных парах, состоящих из ферритно-мартенситных сталей с содержанием хрома ≥ 8 мас.% отожженных при температуре 750-850 °С, наблюдается появление в слое взаимодействия интерметаллида μ. В слое взаимодействия с аустенитной сталью 12Х18Н10Т интерметаллида μ не обнаружен. Из элементов, входящих в состав коррозионностойкой стали, кроме железа, в слое взаимодействия обнаружены только Al, Si, Ni, Cr. Данные элементы в основном концентрируются в приграничном интерметаллиде UFe_2, замещая в нём атомы железа.

1. Abram T. A Technology Roadmap for Generation-IV Nuclear Energy Systems // USDOE/GIF-002-00. – 2002. p 97
2. Птицын П.Б., Сафиканов Д.И. Тенденции развития атомной энергетики, промышленности и науки в Китайской Народной Республике. – М.: ЦИАР, частное учреждение «Наука и инновации». – 2023. – 200 с
3. Hahn D., Kim Y., Lee C. B., Kim S.O., Lee J.H., Lee Y.B., Kim B.H., Jeong H.Y. Conceptual design of the sodium-cooled fast reactor KALIMER-600 // Nuclear Engineering and Technology. – 2007. – Vol. 39. – No. 3. - P. 193-206
4. Мурогов В.М., Ваньков А.А., Илюнин В.Г. Перспективы использования металлического топлива в быстрых реакторах. ФЭИ-1913. Обнинск: ФЭИ. - 1988. — 64 с

В.А. ГЛУЩЕНКОВ[1], А.А. ДЕМИДОВ[2], Т.С. ОРУДЖОВА[1]
[1]*Самарский национальный исследовательский университет имени С.П. Королева, Самара, Россия*
[2]*НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия*
E-mail: imp@ssau.ru

ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ ПОР В МЕТАЛЛИЧЕСКОМ ПОРОШКОВОМ МАТЕРИАЛЕ С НАВЕДЕННЫМ В НЕМ ИМПУЛЬСНЫМ ТОКОМ

Постановка вопроса. Задача повышения механических свойств материала изделий, полученных прямым лазерным сплавлением порошковой композиции (аддитивные технологии), является актуальной особенно при создании изделий аэрокосмической техники [1]. Предложен способ повышения механических свойств материала таких изделий путем воздействия на них импульсным магнитным полем (ИМП). В процессе воздействия ИМП на материал изделий в них наводятся импульсные токи в десятки килоампер. В результате было установлено повышение механических свойств материала изделий, обработанных ИМП, на 25–30%[2]. Было высказано несколько предположений, поясняющих причины такого изменения свойств материала, и среди них предположение о влиянии наведенных токов на поведение имеющихся в материале пор. Данная статья посвящена исследованию процесса взаимодействия импульсных токов с порами, и обсуждению полученных результатов.

Методика экспериментальных исследований. С помощью аддитивной технологии получены пластины 75х75х0,8 мм из порошковой композиции AlSi10Mg. На рисунке 1 дана схема воздействия ИМП на полученные пластины.

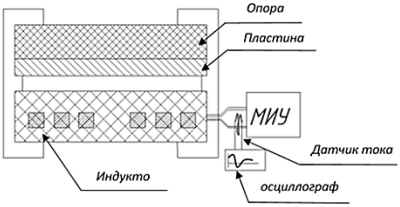


Рисунок 1 – Технологическая схема воздействия ИМП на полученные 3D печатью пластины.

Ток в индукторе возникает после разряда на него батареи конденсаторов магнитно импульсной установки [3]. Вокруг витков индуктора возни-

кает импульсное магнитное поле. Пересекая материал пластины, магнитное поле наводит в ней вихревой ток. В таблице 1 приведены значения наведенных токов.

Таблица 1. Параметры энергетического воздействия ИМП на выращенные пластины.

№ п/п	U, кV	W, кДж	I, кА	Ii/I₁	F, кГц
1	3,0	0,45	11	1,0	18,3
2	4,5	1,0	17	1,5	
3	5,5	1,5	21	2,0	

Из обработанных ИМП пластин вырезались образцы 50х5х0,8 мм. Эти образцы подвергались исследованию на томографе [4]. Рентгеновская компьютерная томография (РКТ) позволила определить пористость в исходных и в обработанных на разных режимах образцах.

Результаты РКТ. Результаты томографических исследований приведены в таблице 2.

Таблица 2. Изменение объемной доли пор в образцах, обработанных различным значением наведенных токов.

Наведенный ток I, кА	Без обработки ИМП	11,0	17,0	21,0
Объемная доля пор %	0,11	0,06	0,07	0,04

Как видно из таблицы, объемная доля пор в образцах, после воздействия ИМП снизилась с 0,1 до 0,04%

Предполагаемый механизм взаимодействия пор с протекающим по материалу образцов импульсным током. Имеющиеся в порошковом материале поры, как правило, имеют форму эллипсоида с разной ориентацией осей по отношению к направлению протекания наведенного тока. Рассмотрим случай, когда большая ось эллипсоида совпадает с направлением течения наведенного тока.

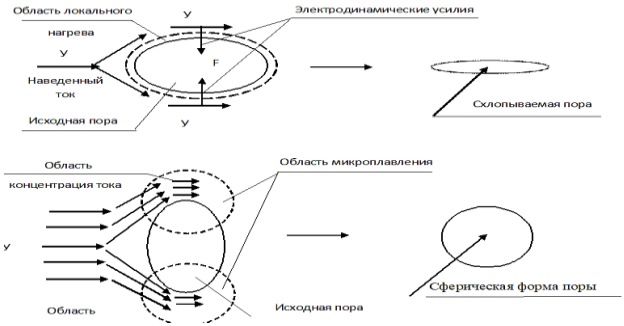


Рисунок 2 – Схема взаимодействия наведенных токов с порами.

В этом случае ток обтекает пору. Параллельные токи по разным сторонам поры при минимальном расстоянии между ними порождают электродинамические силы притяжения. Эти силы приводят к схлопыванию поры. Количество пор уменьшается. Протекающий ток облегчает процесс схлопывания пор вследствие локального разогрева слоев материала вокруг поры. Другой крайний случай - перпендикулярное расположение поры, большой оси эллипсоида к направлению тока. В этом случае ток, обтекая пору, концентрируется в вершинах эллипсоида, что приводит к оплавлению металла в вершинах поры. Микро оплавления в вершинах поры изменяют форму поры, приближая ее к сферической, что снижают ее роль как концентратора напряжений. Томографический анализ показал возрастание коэффициента сферичности пор после обработки образцов ИМП.

Выводы.

1. Экспериментально установлено, что обработка ИМП изделий, полученных прямым лазерным сплавлением, приводит к повышению механических свойств материала. Этому эффекту способствует процесс взаимодействия наведенных в образцах токов с порами, находящимися в объеме используемой порошковой композиции.
2. С помощью рентгеновской компьютерной томографии определено, что наведенные импульсные токи изменяют количество и форму пор. Уменьшается процентное их содержание и повышается коэффициент сферичности оставшихся пор.
3. Предложен механизм изменений, происходящих с порами под воздействием протекающих в материале импульсных токов, за счет возникновения электро-динамических сил и сопутствующих тепловых эффектов

1. Zhichao Dong;Xiaoyu Zhang; Wenhua Shi; Hao Zhou; Hongshuai Lei. Study of Size Effect on Microstructure and Mechanical Properties of AlSi10Mg Samples Made by Selective Laser Melting// *Materials*.2018.V.*11* (I.12), 2463
2. Глущенков В.А., Хаймович А.И., Саргаева Т.С. и др. Влияние импульсного магнитного поля на структуру и свойства пластин из сплава AlSi10Mg, полученных селективным лазерным сплавлением //Деформация и разрушение материалов.2023,.N 5, с 21-24
3. Юсупов Р.Ю. Универсальные и специальные магнитно-импульсные установки нового поколения // Самолетостроение Росии. Проблемы и перспективы. – 2012.– С. 449-45
4. Неразрушающий контроль методами цифровой радиографии и рентгеновской компьютерной томографии монография / Е. И. Косарина, А. А. Демидов, О. А. Крупнина [и др.]. – Москва: Спектр, 2025 (печ. 2024). – 131 с. ил., цв. ил.; 25. – ISBN 978-5-4442-0195-4

К.А. ПОПОВА[1], А.Н. СУЧКОВ[1], И.В. КОЗЛОВ[1], Н.Е. ФЕДЯНИН[2], А.В. КЛАУЗ[1]
[1] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия*
[2] *Сколковский институт науки и технологий, г. Москва, Россия*
E-mail: popovaksenia2501@gmail.com

АНАЛИЗ СТРУКТУРНЫХ ТРАНСФОРМАЦИЙ ОБЪЕМНОГО МЕТАЛЛИЧЕСКОГО СТЕКЛА СОСТАВА $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$ ПРИ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКЕ

Актуальность исследования объёмных металлических стёкол (ОМС) связана с их высокой прочностью, упругостью и износостойкостью, обусловленными аморфной структурой, в которой отсутствуют дальний атомный порядок и традиционные кристаллические дефекты. Однако применение таких материалов зачастую ограничено термодинамической метастабильностью аморфной структуры. При воздействии температур, превышающих температуру стеклования, в ОМС происходит необратимая кристаллизация, которая, как правило, приводит к хрупкому разрушению материала. Поэтому управление процессом кристаллизации и понимание его механизмов являются важными задачами для прогнозирования и расширения рабочего температурного диапазона. В данной работе объектом исследования является сплав системы Zr-Ti-Be-Cu, перспективный благодаря высокой стеклообразующей способности. Объемные аморфные образцы получены методом селективного лазерного плавления (SLM – Selective Laser Melting). Ранее в работе [1] уже анализировалось структурно-фазовое состояние этого сплава после печати. Целью работы стало выявление основных закономерностей изменения структурно-фазового состояния сплава $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$ с исходной аморфной и аморфно-кристаллической структурой при различных температурно-временных режимах обработки методами атомно-зондовой томографии (АЗТ), рентгенофазового анализа (РФА), фазового анализа с использованием синхротронного излучения (КИСИ) и растровой электронной микроскопии (РЭМ).

На основе рентгенофазового анализа отожженных лент было выявлено, что для фиксации структурных изменений необходима термическая обработка ОМС при режимах «380 °C – 60 мин» и «420 °C – 60 мин». При кристаллизации ленты фиксируются фазы твердых растворов $Ti_{0,5}Zr_{0,5}$ и Ti_2Zr, а также интерметаллиды Zr_2Cu, $(Ti,Zr_3)Cu_2$ и Be_2Zr. Такой же фазовый состав образуется в ОМС при температуре 420 °C. При температуре 380 °C фиксируются только фазы твердых растворов $Ti_{0,5}Zr_{0,5}$ и Ti_2Zr.

На основе данных наноструктуры, полученных методом АЗТ, было выявлено, что после отжига при 420 °С наблюдается образование четырех типов наноразмерных фаз (рисунок 1):

– Zr-Ti-фаза, характеризующаяся повышенным содержанием циркония 46,6 % и титана 46,4 % и отсутствием меди и бериллия.

– Zr-Ti-Cu-фаза с пониженным содержанием Be. Содержание Cu внутри фазы возрастает почти вдвое по сравнению с концентрацией в исходной аморфной матрице.

– Фаза, обогащенная Ti – характеризуется отсутствием Cu и Be. Средний состав фазы составляет 61,4% по Ti и 30,5 % по Zr. На границе фазы содержание титана и циркония стремится к матричному составу.

– Фаза, обогащенная Be. Внутри фазы концентрация Be повышается в 2 раза относительно матричного значения, медь отсутствует. На границе фазы зафиксирован резкий рост концентрации Ti и небольшое увеличение содержание Zr, что указывает на соседство с Zr-Ti-фазой.

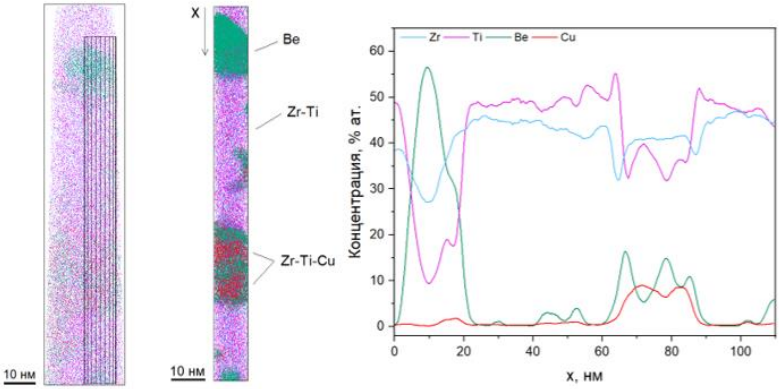


Рисунок 1 – Линейные концентрации вдоль образца ОМС состава $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$ после отжига при режиме «420 °С – 60 мин»

По результатам анализа микроструктуры установлено наличие фазы твердого раствора Zr-Ti в образцах до и после отжига. После термообработки при 380 °С наблюдается небольшое увеличение количества кристаллитов. Отжиг при 420 °С приводит к образованию кристаллической фазы, обогащенной титаном.

Таким образом, данные РФА, АЗТ и РЭМ взаимно дополняют друг друга и указывают на стадийный характер структурно-фазовых превращений в ОМС.

1. Impact of manufacturing method on the properties of bulk amorphous $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$ alloy/ A.N. Suchkov, E.A. Bazdnikina, J.V. Bondareva [et al.] //Intermetallics. – 2025. – Т. 185. – С. 108859.

А.Д. ПОСЕЛЕННОВ[1], А.С. ЧИСЛОВ[1,2], М.К. ТАПЕРО[1,2]
[1] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия*
[2] *Институт общей физики им. А.М. Прохорова Российской академии наук, Москва*
E-mail: poselennovs@gmail.com

КОМПОЗИЦИОННО-СЛОЖНЫЕ ТЕТРАГОНАЛЬНЫЕ ТВЕРДЫЕ РАСТВОРЫ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ $Zr_{1-x}(Gd_{0,2}Y_{0,2}Yb_{0,2}Ho_{0.2}Er_{0,2})_xO_{2-v}$. ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА.

Частично стабилизированный диоксид циркония (ЧСЦ) обладает рядом свойств таких как высокая твердость, химическая стойкость, биоинертность, низкий коэффицинт трения и высокая технологичность, что позволяет создавать на его основе широкий спектр изделий в различных сферах медицины и промышленности. Особенно интересным свойством материалов на основе ЧСЦ является трансформационное упрочнение, значительно повышающее ударную вязкость, и соответственно прочность.

Диоксид циркония является полифазным материалом с тремя фазами при нормальном давлении: моноклинной, тетрагональной и кубической, указаны от низкотемпературной к высокотемпературной. Переход от тетрагональной к моноклинной (t-m) сопровождается увеличением объема ячейки, что позволяет создавать в кристалле напряжения сжатия, противодействующие растяжению в устье трещины. Однако такой эффект требует, чтобы переход индуцировался именно механическим воздействием, а не тепловыми границами. Тетрагональная и кубическая фазы могут оставаться в таком метастабильном состоянии после легирование их оксидами редкоземельных ионов, благодаря низким коэффициентам диффузии примесных катионов при температурах ниже 1400 °C непозволяющим произойти t-m переходу при охлаждении материала. Для оптимизации механических характеристик и повышения стабильности ЧСЦ материалов используются различные оксиды в варьирующихся концентрациях.

Традиционный метод стабилизации подразумевает использование до двух различных оксидов, в данной работе работе были использованы 5 легирующих катионов в эквимолярных концентрациях. Можно ожидать, что такое солегирование позволит получить материалы с повышенной ударной вязкостью и термической стабильностью, но пониженной ионной проводимостью. Данный подход основан на идее «высокоэнтропийных» керамических материалах, образованных из смесей большого количества оксидов (от пяти и более) для повышения энтропийного вклада смешения до тех пор, пока он не превысит энтальпию смешения [1,2].

В настоящей работе ЧСЦ был легирован эквимолярной смесью оксидов иттрия, гадолиния, иттербия, гольмия и эрбия. Суммарное содержание примесных оксидов изменяли в диапазоне от 2 до 4 мол.%. Такой состав нельзя называть «высокоэтропийным», так как диоксид циркония является превалирующим материалом, но из-за подхода к легированию его назвали композиционно-сложным. Кристаллы получали методом направленной кристаллизации расплава в холодном тигле. Исследование методом энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии не выявило неоднородного распределения примесей в объеме кристаллов, а состав соотвествует составу исходной шихты. По данных ретнгедофрационного анализа все кристаллы кроме $Zr_{0,961}(Gd_{0,2}Y_{0,2}Yb_{0,2}Ho_{0,2}Er_{0,2})_{0,039}O_{1,981}$ не имеют моноклинной фазы в составе и обладают тетрагональной структурой. Проведение исследование в высоком разрешении выявило две тетрагональных фазы t и t’ с разной степенью тетрагональности. При увеличении суммарной концентрации стабилизирующих оксидов доля трансформируемой t фазы уменьшалась.

Вязкость разрушения и микротвердость были исследованы методом индентирования по Виккерсу. По мере увеличения суммарной концентрации значение микротвердости увеличивалось, а трещиностойкости уменьшалось. Максимум значения трещиностойкости K_{1C} (~ 16 Мпа·м^{0,5}) наблюдался для состава $Zr_{0,951}(Gd_{0,2}Y_{0,2}Yb_{0,2}Ho_{0,2}Er_{0,2})_{0,049}O_{1,975,}$ что выше в ~ 1,5 раз максимума трещиностойкости для кристаллов бинарного раствора ZrO_2 – 3мол.% Y_2O_3.

Был проведен высокотемпературный отжиг при 1600 °С на воздухе в течении 2 ч. С последующим плавным охлаждением. Для всех составов кроме того, что проявил моноклинную фазу в ростовых кристаллах, не было зарегестрировано качественного изменения фазового состава и деградации механических свойств.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-29-01535, https://rscf.ru/project/25-29-01535.

1. From high-entropy ceramics to compositionally-complex ceramics: A case study of fluorite oxides / A. J. Wright, Q. Wang, C. Huang [et al.]. // Journal of the European Ceramic Society. – 2020. – Vol. 40. – From high-entropy ceramics to compositionally-complex ceramics. – № 5. – P. 2120-2129. – DOI 10.1016/j.jeurceramsoc.2020.01.015
2. Schneider, J. M. How high is the entropy in high entropy ceramics? / J. M. Schneider. // Journal of Applied Physics. – 2021. – Vol. 130. – № 15. – P. 150903. – DOI 10.1063/5.0062523.

РОМАЗЕВА К.А.[1], ПУГАЧЕВА Е.В.[1], БОРЩ В.Н. [1]
[1] *Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова (ИСМАН), г. Черноголовка, Россия*
E-mail: xenia_romazeva@ism.ac.ru

ПРИМЕНЕНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ДИФФУЗИОННОГО АЛЮМИНИРОВАНИЯ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ПРЕКУРСОРОВ КАТАЛИЗАТОРОВ НА ОСНОВЕ СВС-ВЭС

Для достижения высокой каталитической активности катализаторов необходимо обеспечить развитую поверхность, способствующую эффективному взаимодействию реагирующих веществ с активными центрами. Классические методы синтеза конструкционных высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) в данном случае не применимы, так как сплавы зачастую получаются монолитными, либо в виде гранул с низкой удельной поверхностью.

В рамках данного исследования были разработаны и синтезированы катализаторы на основе ВЭС, полученных методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) [1]. Исходным сырьем для получения ВЭС служат оксиды металлов, которые восстанавливаются до металлов алюминием в процессе горения. При этом алюминий берут в избытке. Удаление избытка алюминия щелочным травлением позволяет получить каталитически активный материал с развитой поверхностью. Однако, удельная поверхность полученных образцов оказалась недостаточной для эффективного функционирования катализаторов. Для увеличения удельной поверхности был использован метод высокотемпературного диффузионного алюминирования. Впервые такой метод был применен для повышения удельной поверхности каталитически активных сеток [2].

На начальном этапе алюминиевый порошок АСД-4 был тщательно смешан с фракцией 0,1–0,3 мм раздробленного ВЭС-прекурсора в массовом соотношении 1:1, 2:1, 3:1, 4:1 и полученная смесь подвергалась прокалке в тигле в атмосфере аргона при температуре 640 °С в течение трех часов. После отжига спек сравнительно легко размалывался с выделением фракции 0,1–0,3 мм, подвергался выщелачиванию 20%-ным раствором NaOH для удаления избытка Al с целью формирования разветвленной поверхности, затем промывался и стабилизировался 10%-ным раствором H_2O_2 [3]. Были получены катализаторы состава FeCoNiCu. Физико-химические характеристики прекурсоров и катализаторов были исследованы методами РФА, СЭМ/ЭДА и БЭТ. Катализаторы содержали остаточный алюминий и сохраняли ОЦК решетку ВЭС. В результате удельная поверхность образцов увеличилась более чем на порядок (табл.1).

Таблица 1. Удельная поверхность образцов

Состав образцов	Удельная поверхность, $м^2/г$
FeCoNiCu исх	1,5
FeCoNiCu (1:1)	21,5
FeCoNiCu(2:1)	12,4
FeCoNiCu(3:1)	7,2
FeCoNiCu(4:1)	4,7

На рис.1 представлена морфология поверхности катализаторов по данным СЭМ.

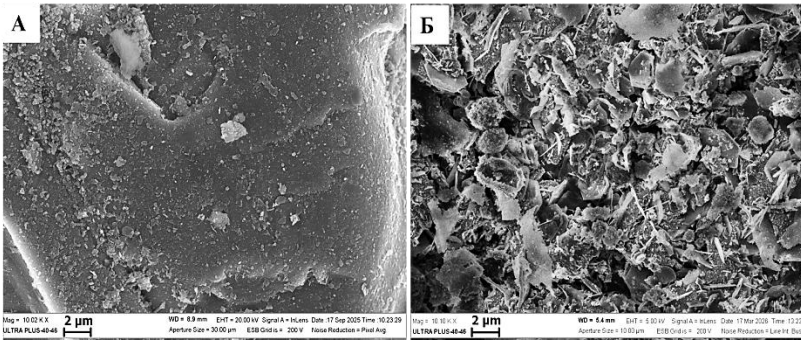


Рисунок 1 – Морфология поверхности катализаторов FeCoNiCu по данным СЭМ: А – катализатор из исходного ВЭС-прекурсора без алюминирования, Б – катализатор из алюминированного в соотношении 2:1 ВЭС-прекурсора

В ходе каталитических испытаний полученные образцы показали высокую активность в реакциях глубокого окисления CO и пропана, и гидрирования CO_2 при атмосферном давлении. Отмечено, что окисление пропана начинается только после полного окисления CO, что указывает на последовательность реакций. На лучшем катализаторе FeCoNiCu(1:1) конверсия CO достигается 100% при 200°C, а конверсия пропана достигает 100% при 400 °C. Для процесса гидрирования CO_2 наилучшим катализатором оказался FeCoNiCu(3:1) оказался наиболее перспективным, обеспечив 51,5% конверсию CO_2 с высокой селективностью по метану (71%).

1. Pugacheva E., et al. Combined Centrifugal Casting–Self-Propagating High-Temperature Synthesis Process of High-Entropy Alloys FeCoNiCu(Me)Al (Me = Cr, Cr + Mn, Cr + La, and Cr + Ce) as Precursors for Preparation of Deep Oxidation Catalysts / Metals, 2025, Vol. 15, No. 12, PP. 1381
2. Borshch, V.N., et al Formation of catalytically active layers on the surface of polymetallic alloys. / Dokl Phys Chem, 2017, Vol. 474, PP. 85–88
3. Pugacheva E., et al. Multifunctional Catalysts Based on High-Entropy Transition Metal Alloys / Int. J. of SHS, 2024, Vol. 33, No. 3 , PP. 200–208

И.И. САВЕЛЬЕВ, Е.А. ДЕРГУНОВА, И.М. АБДЮХАНОВ,
М.В. АЛЕКСЕЕВ, А.С. ЦАПЛЕВА
АО Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара, г. Москва, Россия
E-mail: IISavelyev@bochvar.ru

МЕХАНИЗМ ПИННИНГА И РОЛЬ НАНОЧАСТИЦ В ЛЕГИРОВАННЫХ Nb_3Sn СВЕРХПРОВОДНИКАХ

Для Nb_3Sn сверхпроводников, где основными центрами закрепления (или пиннинга) магнитных вихрей (флюксоидов) являются границы зёрен, рост зёрен в процессе реакционной термической обработки (РТО) впоследствии напрямую влияет на токонесущую способность сверхпроводника. Поэтому изучение возможности создания дополнительных искусственных центров пиннинга (ИЦП) является одним из актуальных направлений исследований [1].

Исследования последнего десятилетия [1,2] показали, что при определенных условиях легирования возможно выделение наноразмерных частиц, которые способны повлиять на механизм пиннинга.

В работе исследовано влияние содержания легирующей добавки титана (1,4 и 2,4 ат. %) и температуры РТО при 665–700 °С на микроструктуру и критические свойства Nb_3Sn сверхпроводников, изготовленных методом внутреннего источника подпитки оловом. В сверхпроводнике с повышенным до 2,4 ат. % содержанием титана при температурах 665 и 680 °С формируются наноразмерные частицы на основе титана или его соединений с оловом и медью, выступающие в роли искусственных центров пиннинга. Увеличение скорости диффузии олова в ниобий при повышении температуры до 700 °С приближает состав Nb_3Sn к стехиометрическому для фазы А15 и сопровождается растворением данных частиц. Это приводит к росту верхнего критического поля B_{c2} до ~ 24,6 Тл. Анализ зависимости силы пиннинга от магнитного поля выявил смещение её максимума с 0,28 к 0,33, что подтверждает снижение роли закрепления вихрей Абрикосова на границах зёрен при смешанном механизме пиннинга. Полученные результаты позволяют оптимизировать режимы реакционной термической обработки Nb_3Sn сверхпроводников с учётом условий их применения в сильных магнитных полях.

1. Xu X., Sumption M. D., Peng X., Collings E. W. Ternary Nb_3Sn superconductors with artificial pinning centers and upper critical fields up to 28 T // Superconductor Science and Technology. – 2019. – Vol. 32, no. 2. – Art. 02LT01. – DOI: 10.1088/1361-6668/aaf3ad.
2. Li G., Zhuang S., Lu X. Insights into the effect of Ti doping on Nb_3Sn superconductors // Materials Chemistry and Physics. – 2025. – Vol. 331. – Art. 130456. – DOI: 10.1016/j.matchemphys.2024.130456.

М.А. САМОЙЛОВА, Е.И. ЛУКИН, И.О. БАННЫХ
Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН, Москва, Россия
E-mail: r_sm@inbox.ru

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ЗАКАЛКИ И СКОРОСТИ ОХЛАЖДЕНИЯ НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ 12Х14АМФ

В настоящее время существует актуальная задача по разработке экономнолегированных высокопрочных мартенситных сталей для изготовления деталей и конструкций, работающих в условиях о воздействия высоких статических, циклических и динамических нагрузок и коррозионной среды. Широко применяемые в технике экономнолегированные мартенситные стали типа 40Х13 обладают недостаточным комплексом свойств, что сильно ограничивает область применения изделий из них. Одним из перспективных путей решения проблемы повышения прочности сталей типа 40Х13 является частичная замена у них углерода азотом и комплексное легирование малыми добавками молибдена и ванадия.

В настоящей работе исследовано влияние температуры закалки и скорости охлаждения на структуру и механические свойства новой высокопрочной коррозионностойкой мартенситной стали 12Х14АМФ со сверхравновесным содержанием азота.

Фазовый состав, твердость и размер зерна исследуемой стали зависят от температуры закалки. Повышение температуры закалки от 800 до 950 °С приводит к увеличению объемной доля мартенсита от 70 до 95% и уменьшению доли остаточного аустенита от 30 до 5% вследствие растворения частиц карбонитридов хрома и обогащения α- и γ-твердого раствора элементами внедрения. Повышение температуры закалки от 950 до 1150 °С приводит к уменьшению объемной доли мартенсита от 95 до 90%, повышению объемной доли остаточного аустенита от 5 до 10% вследствие увеличения в твердом растворе концентрации углерода и азота и стабилизации остаточного аустенита.

Мелкозернистая (~40 мкм) структура стали 12Х14АМФ сохраняется после закалки в интервале температур 800-1000 °С из-за присутствия нерастворившихся частиц V(C,N). Повышение температуры закалки от 1050 до 1150°С приводит к резкому росту зерна аустенита от 55 до 210 мкм из-за полного растворения карбонитридных частиц V(C,N).

Обработка холодом при -196 °С в течение 1 часа закаленных образцов стали 12Х14АМФ не приводит к изменению ее фазового состава и не оказывает влияние на механические свойства исследуемой стали.

Основной структурной составляющей стали 12Х14АМФ после закалки в интервале температур от 800 до 1150 °С (выдержка 30 мин, охлаждение в масле) является дислокационный пакетный азотистый α-мартенсит с тонкими прослойками остаточного азотистого аустенита. В структуре стали 12Х14АМФ после закалки отсутствует δ-феррит, σ-фаза и зернограничные карбиды хрома типа Me23C6.

На структуру и свойства мартенситных сталей также оказывает влияние скорость охлаждения после закалки. Установлено, что охлаждение в воде в процессе закалки от температур 800-1150 °С приводит к образованию трещин в процессе охлаждения, распространяющихся вдоль границ зерна. Уменьшение скорости охлаждения стали 12Х14АМФ (охлаждение в масло) исключает образование трещин в металле при охлаждении с температуры закалки.

Механические свойства стали 12Х14АМФ после закалки в интервале температур от 800 до 1150 °С зависят от растворения частиц карбонитридов хрома, количества мартенсита и остаточного аустенита, а также от среднего размера зерна аустенита и субструктуры этих фаз. Дальнейшее повышение температуры закалки от 1000 до 1200 °С приводит к незначительному снижению твердости от 48 до 45 HRC вследствие увеличения количества остаточного аустенита.

Выводы:

1. Исследовано влияние температуры закалки в интервале 800-1200 °С на структуру и механические свойства новой мартенситной стали 12Х14АМФ со сверхравновесным содержанием азота, уровень прочности и пластичности которой зависит от содержания мартенсита, остаточного аустенита, размера зерна и количества карбонитридных частиц, которые можно изменять режимами термической обработки.
2. Сталь 12Х14АМФ со сверхравновесным содержанием азота превосходит углеродсодержащие стали типа 40Х13 (AISI 420) (после закалки 1050 °С и отпуска 200 °С σ_B = 1600 МПа, $\sigma_{0,2}$ = 1300 МПа, δ = 3%) по уровню прочности и пластичности является перспективной для изготовления высоконагруженных деталей машин и конструкций, работающих в условиях коррозионной среды.
3. Наилучший комплекс свойств (σ_B=1695 МПа, $\sigma_{0,2}$=1485 МПа, δ=10%) у стали 12Х14АМФ достигается после закалки от 950°С с охлаждением в масло, что связано с формированием мелкозернистой (~40 мкм) структуры, состоящей из дислокационного пакетного азотистого α-мартенсита (~90%) с тонкими прослойками остаточного азотистого аустенита (~9%) и небольшим количеством (< 1%) частиц карбонитридов хрома и ванадия и нитридов алюминия округлой формы размерами 100-300 нм равномерно распределенных между границами и телом зерна, без δ-феррита, σ-фазы и зернограничных карбидов хрома типа $Me_{23}C_6$.

А.В. СМИРНОВ[1]
[1] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия*
[1]E-mail: m@qualiaknot.ru

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕРМООБРАБОТКИ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ БЕТА-МОНОАЛЮМИНИДА НИКЕЛЯ С ДОБАВКАМИ ХРОМА И ИТТРИЯ

С применением рентгеновской дифракции были ex-situ исследованы покрытия на основе B2 β-NiAl, полученные ионно-плазменным нанесением катодов ВСДП-3 и ВСДП-16, наносимых последовательно на диффузионно-алитированный слой подложки ВЖМ5-ВИ в ориентации [001] с использованием промежуточныъ отжигов при 1000 ° С, 5×10^{-4} бар 2,5 ч. Для этого были получены дифракционные спектры в схеме Брегга-Брентано с помощью ДРОН-8Н на медном излучении и линейным стриповым детектором. Спектры, снятые по спинке пера рабочих лопаток двигателя ПД-8, анализировались по базе данных ICDD PDF–4+.

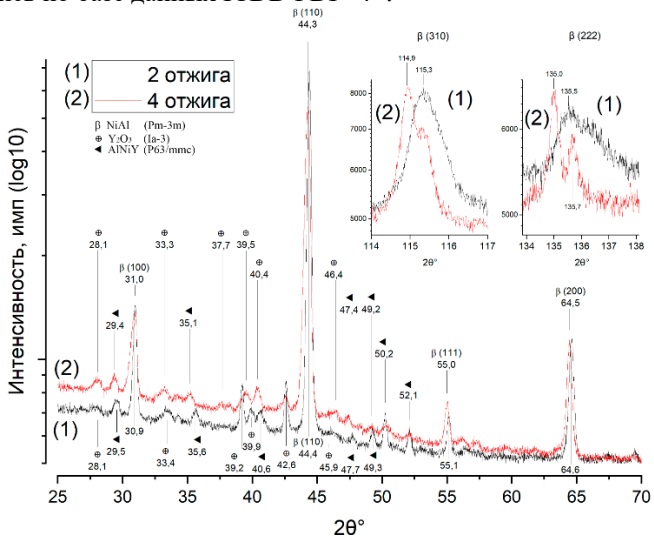


Рисунок 1 – Полученные дифракционные спектры покрытий

Поскольку данные покрытия являются жертвенными [1-2] и их защитная функция обеспечивается образованием оксидных фаз на поверхности взаимодействия с кислородом, большое значение имеет рассмотрение их напряженного состояния и ориентации. Исследования [3-4] показывают, что при образовании эпитаксиальных оксидных плёнок γ-Al_2O_3 на β-NiAl

на начальных стадиях в значительной степени наследуется эквивалентная ориентация растущих островков квазимонокристаллитов, тем самым, наследуется ориентация исходного покрытия, что, в свою очередь, может обеспечивать механические свойства покрытий. Защитный слой γ-Al_2O_3 наследует наиболее когерентные плоскости из подложки, затем, при дальнейшем росте, островки оксидов сталкиваются, вероятно, переориентируются с послойным ростом, перекристаллизуются по механизму γ- → δ- → θ- → α-Al_2O_3 в связи с чем макро-плёнка оксида не имеет исходной связи с исходным покрытием, что усугубляется центрами роста по границам зерен покрытия.

Для данных покрытий с помощью метода оценки вторых и четвертых моментов было установлено, что линейный размер областей когерентного рассеяния при термообработке с двумя и четырьмя промежуточными отжигами изменяется с 219 до 426 Å, что при наноразмерной величине блоков с высокой достоверностью совпадает с размером зерна покрытия.

В то же время, изменение полюсной плотности, которая была рассчитана в нормировке Вильсона в плоскости образца, с термообработкой изменяется незначительно, сохраняя острую текстуру в области {221}. Тем самым, измельчение блоков является более значимым фактором в вопросе обеспечения дисперсности оксидной пленки в условиях ограниченной поверхности отклика при термообработке. Обработка обратной полюсной фигуры достигнута посредством MTEX 5.6.1.

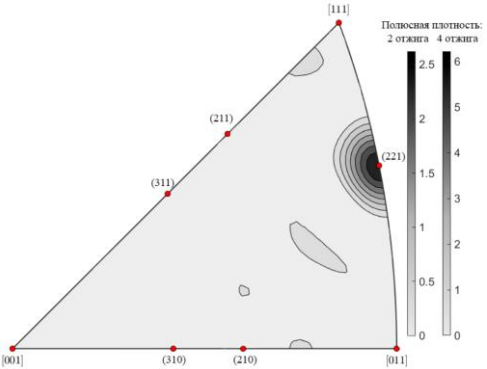


Рисунок 2 – Обратная полюсная фигура для исследуемых покрытий

Поэтому, целесообразно рассмотреть эпитаксиальные оксидные плёнки, образуемые на таких покрытиях, режимы термообработки и ориентационное соотношение подложка/оксид, чтобы улучшить трещиностойкость в макро-плёнках, хотя это и осложнено методически, поскольку интерметаллидные покрытия в реальных условиях эксплуатациии двигателя находятся под слоем керамики – проблематичным остается обеспечение

экспериментальных условий, похожих на условия, наблюдаемые в реальной эксплуатации покрытий, которые обусловлены действием центробежных сил и высокоэнтальпийного газа.

Диффузия элементов в оксидные слои резко падает при достижении некоторого порога формирования α-Al_2O_3 [4], тем самым имеет особое значение оценка структуры защитных оксидов и влияния химического состава на получаемые сложные оксиды [1] при окислении многокомпонентных покрытий, что полезно для улучшения их прочностных и структурных свойств.

1. Смирнов, А. В. Применение рентгеноструктурного анализа при оценке поверхностного слоя комплексных конденсационно-диффузионных жаростойких покрытий газотурбинных лопаток / А. В. Смирнов, Н. А. Яблокова, А. А. Жуков // Тезисы докладов 68-й Всероссийской научной конференции МФТИ в честь 130-летия со дня рождения Н. Н. Семенова (30 марта — 4 апреля 2026 г.). Нано-, био-, информационные, когнитивные и социогуманитарные науки и технологии. — Москва : Физматкнига, 2026. — С. 122-125. — ISBN 978-5-89155-*.
2. Мубояджян, С. А. Комплексные защитные покрытия турбинных лопаток авиационных ГТД / С. А. Мубояджян, В. П. Лесников, В. П. Кузнецов. — Екатеринбург: Квист, 2008. — 208 с. — ISBN 5-900474-60-7.
3. In situ x-ray study of the γ- to α-Al_2O_3 phase transformation during atmospheric pressure oxidation of NiAl(110) / A. Vlad, A. Stierle, N. Kasper [et al.] // Journal of Materials Research. — 2006. — Vol. 21, no. 12. — P. 3047–3057. — DOI: 10.1557/jmr.2006.0397.
4. Doychak, J. K. High Temperature Oxidation of β-NiAl / J. K. Doychak, T. E. Mitchell, J. L. Smialek // MRS Online Proceedings Library. — 1984. — Vol. 39. — P. 475–484. — DOI: 10.1557/PROC-39-475.

СОБОЛЕВА Т. Ю.[1, 2], ЦАПЛЕВА А. С. [1], КРЫЛОВА М.В[1],
НИКУЛИН С.А.[2]
[1]*АО ВНИИНМ, Москва, Россия*
[2]*НИТУ МИСИС, Москва, Россия*
tanechka.soboleva.00@mail.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ПОРОШКОВЫХ СМЕСЯХ СИСТЕМЫ Cu-Sn ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ Nb_3Sn СВЕРХПРОВОДНИКОВ

Сверхпроводящее соединение на основе Nb_3Sn является основным материалом для сверхпроводящих магнитов с полем до 23 Тл. Метод «порошок в трубе» (ПИТ) предполагает использование порошковой смеси в качестве источника олова, диффундирующего в ниобиевую оболочку. Установление последовательности фазовых превращений в порошковых смесях системы Cu-Sn при нагреве до 800 °С с определением температурных интервалов образования и распада фаз, является важной задачей.

В работе исследованы три порошковые смеси: образец А - двухкомпонентная механическая смесь порошков Cu-Sn, образцы Б и В - трёхкомпонентные смеси Cu-Sn-SnO_2 с различным соотношением Cu и Sn. Метод исследования заключался в термическом анализе порошковых смесей. Дифференциальную сканирующую калориметрию и термогравиметрию (ДТА) проводили на приборе ZCT Simultaneous thermal analyzer, атмосфера аргона, нагрев до 800 °С со скоростью 10 °С/мин.

Методом ДТА выявлены принципиальные различия в термическом поведении образцов. Для всех смесей зафиксирован эндотермический пик плавления свободного олова в интервале 233,8–234,8 °С, однако его энтальпия существенно различается: 45,8–49,6 Дж/г для образца А, 46,4 Дж/г для образца Б и 31,0 Дж/г для образца В. Различия в энтальпии плавления связаны с содержанием олова в шихте: образцы А и Б содержат близкое количество свободного олова, тогда как в образце В его меньше. Процесс образования интерметаллида Cu_6Sn_5 характеризуется различной температурой и тепловым эффектом для исследованных составов. В бинарной смеси Cu-Sn зафиксированы два слабых эндотермических пика при 411,1 °С (1,13 Дж/г) и 531,8 °С (7,71 Дж/г), что свидетельствует о двухстадийном взаимодействии. В образцах с SnO_2 образование Cu_6Sn_5 происходит одностадийно при близких температурах 547,8 °С для образца Б и 546,8 °С для образца В, но с существенно разной энтальпией: 25,96 и 12,92 Дж/г, соответственно. Сравнение показывает, что присутствие SnO_2 сдвигает температуру образования интерметаллида вверх на 15-30 °С относительно бинарной смеси. При этом максимальная энтальпия в образце Б указывает на наибольшее количество олова, вступающего

в реакцию. В образце В дополнительно зафиксирован высокотемпературный эндотермический пик при 726,4 °С (7,21 Дж/г), соответствующий плавлению остаточных фаз, что говорит о неполном связывании олова. В интервале 550–800 °С для образцов с SnO_2 наблюдается потеря массы (1,835 % для Б и 1,439 % для В), сопровождающаяся слабыми экзотермическими сигналами, что может быть связано с частичным восстановлением диоксида олова. Для бинарной смеси Cu-Sn аналогичный тепловой эффект не зафиксирован, а наблюдаемая потеря массы, вероятно, обусловлена десорбцией газов и особенностями уплотнения порошковой навески.

Таким образом, в работе установлена последовательность фазовых превращений в трёх порошковых системах Cu-Sn методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Схематично это представлено на рисунке 1. Показано, что варьирование соотношения Cu и Sn, а также введение SnO_2 позволяют управлять температурой и энтальпией образования Cu_6Sn_5. Выявлен температурный интервал 550–800 °С, в котором для смесей с SnO_2 наблюдается потеря массы, сопровождающаяся тепловым эффектом.

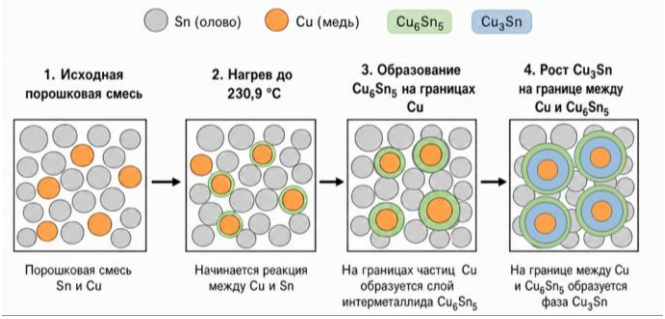


Рисунок 1 – Схема фазообразования в системе Cu-Sn (создано с помощью ИИ)

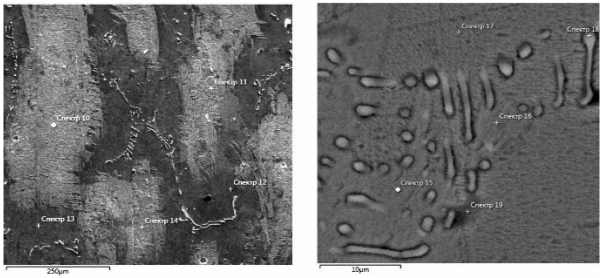
Установлено, что распад диоксида олова происходит в диапазоне температур 550–600 °С. В связи с этим необходимо введение дополнительной промежуточной стадии в реакционной термообработке готового сверхпроводника при этих температурах для эффективной диффузии кислорода в ниобиевую оболочку для последующего образования искусственных центров пиннинга.

М.С. СОЛОВЬЕВА, Л.В. ПАЛАТКИНА
АО «НПО «ЦНИИТМАШ», г. Москва, Россия
E-mail: mssolovyova@cniitmash.com

МИКРОЛИКВАЦИОННЫЕ ОСОБЕННОСТИ СТАЛИ Fe-15Cr-9Ni-3Si-Nb, ПРИМЕНЯЕМОЙ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ОБОРУДОВАНИЯ АТОМНЫХ СТАНЦИЙ ЧЕТВЕРТОГО ПОКОЛЕНИЯ

Выполнены электронно-микроскопические и металлографические исследования металла слитка электрошлакового переплава (ЭШП) аустенитной жаропрочной стали системы Fe-15Cr-9Ni-3Si, легированной Nb до 1,0 масс.% [1, 2]. Изучен процесс её затвердевания и обоснована возможность формирования карбидных фаз, богатых ниобием, различной природы: первичного кубического, вторичного эвтектического и третичного наноразмерного. Показано, что на основе карбидной фазы, богатой ниобием, при затвердевании междендритной жидкости, в соответствии с классическими представлениями о кристаллизации эвтектики в Fe–C сплавах, формируются эвтектические колонии, на границах которых кристаллизуется интерметаллидное соединение на основе системы Fe–Cr–Si–Ni–Nb среднего состава (масс. %): 47,8 Fe, 25,06 Cr, 11,66 Si, 9,2 Ni, 4,59 Nb, 0,7 Mn. Это, возможно, послужило причиной, обнаруженной в кованой заготовке нестабильности зёренной микроструктуры, наблюдаемой на границе эвтектических колоний и проявляющей стабильность при высокотемпературном продолжительном воздействии. Зафиксировано, что образование глубоких питтингов неправильной формы происходит преимущественно по интерметаллидным соединениям, расположенным на границах эвтектических колоний в зонах, затвердевших на последних этапах кристаллизации.

Электронно-микроскопические исследования литого и деформированного металла композиции Fe-15Cr-9Ni-3Si-Nb при определении состава микроликвационных зон «дендритный кристалл — междендритное пространство» (рисунок, таблица) показали, что все легирующие элементы проявляют прямую микроликвацию и концентрируются в междендритном пространстве, формируя значительный градиент в содержании элементов между осями дендритных ветвей и междендритным пространством. При этом суммарное количество карбидообразующих элементов (Cr и Nb) в зоне, затвердевающей путем послойного механизма роста твердой фазы, в 3,46 раза превышает их содержание в осевых объемах дендритных ветвей. Качественные закономерности дендритной ликвации компонентов для высоколегированных сталей еще не найдены, но следует предположить, что определяются они особенностями электронного взаимодействия элементов в расплаве на этапе кристаллизации.



а) *б*)

Рисунок. Точки замеров при наборе импульсов для определения концентрации элементов в микроликвационных зонах: а) «Спектр» № 10, 11, 14 – дендритные ветви; «Спектр» № 12, 13 – междендритное пространство; б) «Спектр» № 15, 16 – металлическая основа эвтектической колонии

Таблица. Локальная концентрация легирующих элементов в микроликвационных зонах литого (Л) и деформированного (Д) металла

Элементы	Зоны микроликвации					
	дендритные ветви, $C^i_Д$, % масс.		междендритное пространство $C^i_{МД}$ % масс.		«Спектр» № 15, 16 (рисунок б)	
	Л	Д	Л	Д	Л	Д
Cr	12,64	11,02	19,03	20,01	13,12	12,80
Ni	7,60	7,90	10,80	11,50	8,01	8,32
Si	1,37	1,50	4,09	3,98	1,71	1,55
Nb	0,42	0,49	2,60	2,40	0,53	0,48

Следует отметить, что при определении содержания элементов в объеме металла зон эвтектической колонии, расположение точек замеров типа «Спектр» № 15, 16 для всех элементов зафиксированы различия. Это может быть объяснено, только сменой механизма роста твердой фазы при затвердевании, с послойной кристаллизации междендритного пространства на рост вырожденной эвтектики, состоящей из двух фаз – эвтектического аустенита и карбида ниобия.

1. Палаткина Л.В., Алексеёнок П.А., Климов Д.А., Куликов А.П., Щепкин И.А., Соловьева М.С. Особенности структурообразования металла слитка электрошлакового переплава аустенитной жаропрочной Cr–Ni–Si–стали, затвердевающей с эвтектикой на основе карбида ниобия. Металлы / Russian Metallurgy. 2026;(1):67–81. https://doi.org/10.31857/S0869573326010066;
2. ТУ 14-1-2052077 Поковки из стали марки 10Х15Н9С3Б1-Ш (ЭП 302-Ш).

К.Э. ТРЕГУБОВ, В.И. САВИНКОВ, В.Н. СИГАЕВ
Российский химико-технологический университет, г. Москва, Россия
E-mail: kirill.tregubov.2018@gmail.com

О ВОЗМОЖНОСТИ РЕЦИКЛИНГА ОТХОДОВ ПРОИЗВОДСТВА ОПТИЧЕСКОГО СИТАЛЛА

Ситаллы на основе литийалюмосиликатной (ЛАС) системы обладают уникальным комплексом свойств: оптической прозрачностью, высокой механической прочностью, широким диапазоном рабочих температур и крайне низким, вплоть до околонулевого, термическим коэффициентом линейного расширения (ТКЛР). Благодаря этому они востребованы в производстве варочных панелей, зеркал телескопов, лазерных гироскопов и изделий аэрокосмической промышленности [1, 2]. Мировой рынок ЛАС-ситаллов представлен ключевыми производителями: Schott AG (Германия, Zerodur [3]), Nippon Electric Glass Co. (Япония, Neoceram) и Corning Inc. (США, Pyroceram). В России основным производителем оптических ситаллов является Лыткаринский завод оптического стекла (ЛЗОС).

Жёсткие требования к свойствам оптических ситаллов обусловливают значительный процент брака как на стадии варки стекла, так и при его ситаллизации. Некачественные блоки невозможно использовать в производстве изделий, поэтому такие отходы традиционно утилизируются. Это приводит не только к безвозвратным потерям дорогостоящего сырья, но и к дополнительной нагрузке на окружающую среду. Перспективным решением может стать перевар отходов прозрачного ситалла с целью его аморфизации и достижения полностью рентгеноаморфного состояния с последующей ситаллизацией. Настоящая работа посвящена оценке возможности получения полностью аморфизированного оптического ЛАС ситалла, определению прецизионных режимов ситаллизации переваренного стекла и получению прозрачного ситалла с заданным значением ТКЛР.

Объектом исследования служили отходы ситалла марки СО-115М производства ЛЗОС, забракованные по причине отклонения от заданных значений оптической однородности: ТКЛР, плотности и показателя преломления. Перевар отходов проводили в корундовом тигле в электрической печи при 1600 °С с выдержкой 30 мин. Расплав отливали на предварительно разогретую металлическую плиту, затем образцы отжигали при 630 °С в течение 10 ч с последующим охлаждением вместе с печью для минимизации термических напряжений.

Фазовый состав исходного ситалла и переваренных образцов исследовали методом рентгенофазового анализа (РФА). Исходный ситалл характеризовался наличием кварцеподобных твёрдых растворов, а переваренные

образцы оказались рентгеноаморфными, что свидетельствует о полном разрушении кристаллической фазы и переходе материала в стеклообразное состояние. Для оценки склонности к кристаллизации переваренных стёкол использовали дифференциальную сканирующую калориметрию (ДСК), согласно данным которой положение экзотермического пика кристаллизации находится при 940 °C.

Для получения тонкой нанокристаллической структуры прозрачных ситаллов обычно используют двухстадийный режим кристаллизации стекла, при котором на первой стадии обеспечивается выделение наибольшего количества зародышей кристаллизации, а на второй, при более высокой температуре, реализуется рост основных кристаллических фаз [4, 5]. Поскольку химический состав переваренного стекла отличается от химического состава исходного стекла, для определения возможности формирования микроструктуры ситалла методом ДСК была оценена температура первой стадии ситаллизации (715 °C). Температуру второй стадии ситаллизации выбирали с шагом 10 °C в области температур экзотермического пика на кривой ДСК (880–940 °C). Проведенные термообработки показали возможность получения прозрачных ситаллов с различного фазового состава и соотношения аморфной и кристаллических фаз и, соответственно, формирования ситаллов с различными сочетаниями свойств, в том числе с низкими значениями ТКЛР.

Полученные результаты создают основу для разработки технологии рециклинга отходов оптических ситаллов с восстановлением их функциональных свойств. Предложенный подход может быть распространён на другие марки ЛАС-ситаллов и иные виды брака, что расширяет потенциал его промышленного внедрения.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, грант № ФССМ-2026-0009.

1. Zanotto E. D. et al. Bright future for glass-ceramics //American Ceramics Society Bulletin. – 2010. – Т. 89. – №. 8. – С. 19-27
2. Наумов А. С., Сигаев В. Н. Прозрачные ситаллы на основе литиевоалюмосиликатной системы //Стекло и керамика. – 2023. – Т. 96. – №. 11. – С. 54-63.
3. Bach H., Krause D. (ed.). Low thermal expansion glass ceramics. – Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 2005.
4. Mitra I. ZERODUR: a glass-ceramic material enabling optical technologies //Optical Materials Express. – 2022. – Т. 12. – №. 9. – С. 3563-3576.
5. Davis M. J., Mitra I. Crystallization measurements using DTA methods: applications to Zerodur® //Journal of the American Ceramic Society. – 2003. – Т. 86. – №. 9. – С. 1540-1546.

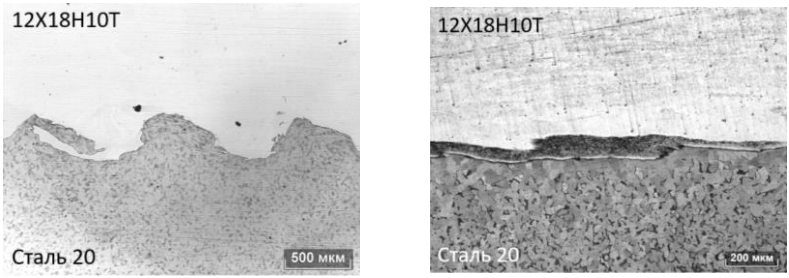
А.Н. ХАКИМОВА, Т.Ю. КИН, Ю.В. ГАМИН, А.С. БУДНИКОВ
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия
E-mail: khakimova.an@misis.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ТРУБ ПОСЛЕ ГОРЯЧЕЙ ВИНТОВОЙ ПРОКАТКИ

Биметаллические трубы с плакирующим слоем из коррозионностойкой стали востребованы в нефтегазовой, химической и энергетической отраслях, где необходимо сочетание высокой прочности и стойкости к агрессивным средам. Одним из перспективных способов производства таких труб является винтовая прокатка биметаллических заготовок, полученных сваркой взрывом (СВ). Цель работы – исследование структуры и механических свойств биметаллических труб с внешним коррозионностойким слоем из стали 12Х18Н10Т.

Биметаллическая (БМ) труба была изготовлена методом винтовой прошивки и раскатки сплошной циллиндрической БМ заготовки после СВ. Заготовка диаметром 55,3 мм состояла из внешнего плакирующего слоя толщиной 6 мм из стали 12Х18Н10Т и основы из стали 20. Прокатка проводилась в условиях НПЦ ОМД на двухвалковом стане винтовой прокатки МИСиС-130Д при температуре 1170 °С. Полученная труба имела диаметр 56,5 мм при толщине стенки 6,2 мм. Толщина плакирующего слоя составила 2,11±0,27 мм.

На рисунке 1 показана микроструктура заготовки (рисунок 1а) и трубы (рисунок 1б) в продольном сечении. Граница соединения основного слоя (ОС) и плакирующего слоев (ПС) в заготовке волнообразная, что характерно для сварки взрывом. В ходе прокатки происходит сглаживание волн и формирование переходной зоны.

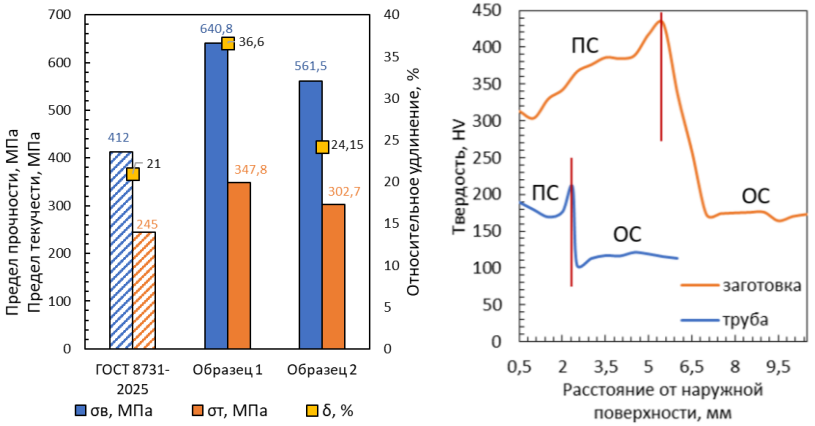


(а) (б)

Рисунок 1 – Микроструктура исходной БМ заготовки, х50 (а) и БМ трубы, х100 (б) в продольном сечении

Было выполнено сравнение механических свойств БМ трубы, полученных по результатам испытания на растяжение, с требованиями ГОСТ 8731-2025 для бесшовных труб из углеродистой стали 20 (рисунок 2а). Временное сопротивление БМ трубы составляет не менее 561,5 МПа, что выше указанного в стандарте значения. Относительное удлинение также превышает регламентированную ГОСТ нижнюю границу, что свидетельствует о сохранении достаточной пластичности после деформации.

Также проведен анализ твердости БМ заготовки и трубы после деформации (рисунок 2б). Зафиксировано снижение твердости как основного, так и плакирующего слоя после прокатки. При этом пиковые значения наблюдаются в месте соединения слоев в обоих случаях, что может быть обусловлено деформационным упрочнением при сварке взрывом и сформировавшимся структурным состоянием после прокатки, соответственно.



(а) (б)

Рисунок 2 – Механические свойства готовой БМ трубы (а); твердость БМ заготовки и БМ трубы (б)

Результаты исследования показывают, что предложенный способ изготовления БМ труб позволяет получать трубы без внешних и внутренних дефектов с плакирующим слоем равномерной толщины, соответствующие требованиям ГОСТ по механическим свойствам. Полученные данные могут быть использованы для разработки режимов деформации для производства БМ труб с заданным уровнем свойств.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 25-79-00041, https://rscf.ru/project/25-79-00041/

А.А. ХАЛЯВИНА, С.В. РОГОЖКИН, А.В. КЛАУЗ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
E-mail: khalyavina@itep.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЫСОКОМАРГАНЦЕВЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ МЕТОДОМ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ

Выбор конструкционного материала для первой стенки ядерных установок является одной из ключевых проблем материаловедения. Перспективным направлением является разработка Cr-Mn-сталей со стабильным аустенитом [1]. Использование в сталях данного класса химических элементов с быстрым спадом наведенной радиоактивности (в отличие от традиционно применяемых Cr-Ni-аустенитных сталей) позволит проводить безопасную переработку облученных в реакторе материалов после выдержки менее 100 лет, что будет способствовать снижению накопления нежелательных радиоактивных отходов.

В данной работе с помощью атомно-зондовой томографии [2] были исследованы четыре высокомарганцевые стали. Содержание марганца в данных материалах составляло от 20 до 29 мас.%. В материалах также присутствовали важные для карбидообразования легирующие элементы, такие как W, V, Ti и др. Исследуемые материалы были подвергнуты закалке при 1100 °C, а также закалке с последующей холодной деформации.

Анализ полученных данных показал равномерное распределение химических элементов в объеме. В стали Fe-12Cr-20Mn наблюдались линейные особенности, преимущественно обогащенные по Mn.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП КАМИКС (http:/kamiks.itep.ru) НИЦ «Курчатовский институт».

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (проект №25-29-01509)

1. Litovchenko I. et al. The microstructure and tensile properties of new high-manganese low-activation austenitic steel //Metals. – 2022. – Т. 12. – №. 12. – С. 2106.
2. Рогожкин С. В. и др. Томографический атомно-зондовый анализ материалов с применением фемтосекундного лазерного испарения //Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2018. – №. 5. – С. 47-55.

С.В. РОГОЖКИН[1], М.А. ШАВРИН[1], К.О. ЕСБУСИНОВА[1],
А.В. КЛАУЗ[1]
[1]*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»*
Email: maksimka.shavrin@list.ru, esbusinovakamilla@gmail.ru

ЭЛЕМЕНТНЫЙ СОСТАВ И МИКРОСТРУКТУРА НАНОКЛАСТЕРОВ СТАЛИ КР-3 ODS ПО ДАННЫМ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ

Дисперсно-упрочнённые оксидами (ДУО) ферритно-мартенситные стали — перспективные конструкционные материалы для реакторов на быстрых нейтронах и термоядерных установок. Оксидные частицы в их структуре блокируют движение дислокаций, повышая прочность и сопротивление ползучести, а границы раздела «частица–матрица» служат стоками для точечных радиационных дефектов (вакансий и межузельных атомов), способствуя их рекомбинации и подавляя радиационное распухание и охрупчивание.

Также в структуре материала присутствуют наноразмерные кластеры, которые являются, в том числе, зародышами для формирования оксидов и участвуют во взаимодействии подсистем оксидов и кластеров, что делает их интересным объектом исследования. Детальный анализ наноструктуры таких кластеров методом атомно-зондовой томографии (АЗТ) необходим для понимания механизмов их формирования и оценки их вклада в упрочнение стали.

Объект исследования – сталь КР-3 ODS, легированная Ti и Al. Методом АЗТ исследованы кластеры, обогащённые по Y, Ti и O, размером 1–7 нм; для кластеров разного размера рассчитаны средние концентрации элементов и построены проксиграммы.

Концентрации Y, Ti и O растут с размером кластера (Y: 0,33 → 0,74; Ti: 0,92 → 1,88; O: 1,63 → 2,8 ат. %), Cr слабо повышен (17–20 против ~14 ат. % в матрице). Fe в кластерах практически совпадает с объёмным составом сплава (75–79 против 78,3 ат. %), тогда как Al почти отсутствует в кластерах (0,1–0,2 против 6,4 ат. % в сплаве) и остаётся растворённым в матрице. По проксиграммам концентрация Cr почти не меняется от центра кластера к периферии, а Fe плавно растёт.

По модели дисперсного барьерного упрочнения (DBH) вклад кластеров в предел текучести можно оценить, как $\Delta\sigma \approx M \cdot \alpha \cdot G \cdot b \cdot \sqrt{(N \cdot d)} \approx 300$ МПа, используя объёмную плотность кластеров $N = 2{,}2 \times 10^{23}$ м$^{-3}$, характерный размер $d \approx 2{,}7$ нм и типичные для феррито-мартенситных сталей значения $G \approx 80$ ГПа, $b \approx 0{,}25$ нм, $\alpha \approx 0{,}2$, $M \approx 3{,}06$.

Кластеры в стали КР-3 ODS обогащены по Y, Ti и O, тогда как алюминий в них практически отсутствует и остаётся в матрице. Установленные размер и объёмная плотность кластеров дают по модели DBH упрочнение порядка $\Delta\sigma \approx 300$ МПа.

Исследование выполнено при поддержке Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт» https://nrcki.ru/files/pdf/Diss_XAA.pdf (дата обращения: 19.05.2026).

1. Хомич, А. А. Исследование особенностей радиационно-индуцированной перестройки дисперсно-упрочненных оксидами сталей с различной наноструктурой: диссертация кандидата технических наук: 2.4.9 / Хомич Артём Александрович; Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт». - Москва, 2025. – 186 с.
2. Rogozhkin S. V., Klauz A. V., Ke Y. et.al. Study of precipitates in oxide dispersion-strengthened steels by SANS, TEM, and APT // Metals. - 2024. - Vol. 14, № 1. – 89. – DOI 10.3390/metl40lb089.

А.В. ЮРИНА[1], М.В. ЛЕОНТЬЕВА-СМИРНОВА[1,2],
Н.С. НИКОЛАЕВА[1], Е.М. МОЖАНОВ[1], В.А. ДОРОФЕЕВА[1],
М.Д. САВЕЛЬЕВ[1,2]
[1] *АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А.Бочвара», г. Москва, Россия*
[2] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»*
E-mail: avayurina@bochvar.ru

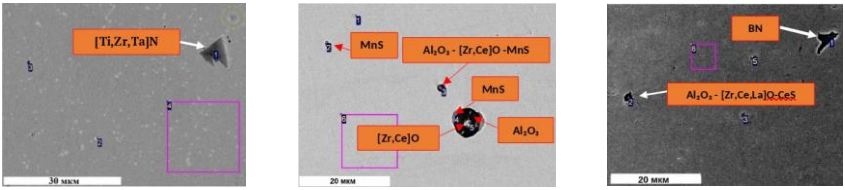
ВЛИЯНИЕ МЕТОДА ВЫПЛАВКИ НА СОСТАВ И МОРФОЛОГИЮ НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ВКЛЮЧЕНИЙ ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК181

На этапе разработки твэлов реакторной установки БН-1200М в качестве материала оболочки планируется использование ферритно-мартенситных сталей (ФМС), что связано с экспериментально установленной высокой стойкостью сталей этого класса к вакансионному распуханию до повреждающих доз более 130 смещений на атом (сна). ФМС ЭК181 (16Х12ВФТаР) характеризуется быстрым спадом наведенной активности после облучения, благодаря исключению из состава Mo и Nb и использованию в качестве легирующих элементов W, V и Ta, которые обеспечивают твердорастворное и дисперсионное упрочнение.

Важным этапом при внедрении конструкционных материалов является промышленное освоение изготовления металлопродукции и разработка технологических рекомендаций для обеспечения металлургического качества. Промышленное освоение металлургического производства полуфабрикатов из стали ЭК181 демонстрирует возможность применения различных методов выплавки/переплава: вакуумно-индукционный (ВИ), открытый индукционный (ОИ) с последующим электрошлаковым переплавом (ЭШП) и открытый индукционный с последующими электрошлаковым и плазменно-дуговым переплавами (ПДП). Все перечисленные методы имеют отличительные особенности, что оказывает существенное влияние не столько на химический состав, сколько на структурные характеристики металлопродукции, в частности на макро– и микроструктуру.

В работе рассмотрено влияние метода выплавки/переплава на формирование неметаллических включений в металлопродукции из стали ЭК181. Результаты исследований методом сканирующей электронной микроскопии с применением методик рентгеновской энергодисперсионной спектроскопии неметаллических включений в образцах от металлопродукции из стали ЭК181 показали, что состав и морфология неметаллических включений определяются методом выплавки/переплава. В процессе выплавки стали отмечено формирование трех основных типов неметаллических

включений: оксиды, нитриды и сульфиды, сложные по химическому комплексу (рисунок 1).



а) б) в)

Рисунок 1 – Морфология неметаллических включений в зависимости от метода выплавки/переплава:
а) ВИ; б) ОИ+ЭШП; в) ОИ+ЭШП+ПДП.

Основными элементами, участвующими в образовании неметаллических включений, являются Al, Zr, Ti, Ce, La, B, которые входят в состав стали и регламентируются техническими условиями. При этом для ВИ-выплавки, в большей степени, характерно образование нитридов на основе Zr, Ti и Al граненой и иглообразной формы, соответственно; для ОИ+ЭШП – округлых оксидов на основе Al, Zr и Ce; для ОИ+ЭШП+ПДП с повышенным содержанием азота – наряду с округлыми частицами оксидов на основе Al, Zr, Ce и La наблюдаются частицы нитридов B неправильной формы. Показано, что присутствие выявленных включений существенно не отражается на уровне кратковременных механических свойств металлопродукции. Приведены примеры влияния деформации на неметаллические включения в процессе прокатки при изготовлении оболочечных труб.

ТЕЗИСЫ СТЕНДОВЫХ ДОКЛАДОВ
СЕКЦИЯ 2
Консолидация порошков и 3D-технологии синтеза новых материалов

И.Д. АКИНЬШИН[1], А.В. СМИРНОВ[1], А.А. ХОЛОДКОВА[1,2], А.Н. ХРУСТАЛЕВ[1], Л.А, АРБАНАС[1], Е.К. СЕРОВА[1], М.В. КОРНЮШИН[1]

[1]МИРЭА - Российский технологический университет, г. Москва, Россия

[2] Химический факультет МГУ, г. Москва, Россия

E-mail: akinshin@mirea.ru

ВЛИЯНИЕ ДОБАВКИ SiO_2 НА ПРОЦЕСС ХОЛОДНОГО СПЕКАНИЯ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ НИТРИДА КРЕМНИЯ

Керамика на основе нитрида кремния Si_3N_4 нашла широкое примение в качестве конструкционного материала благодаря таким свойствам, как высокая ударная вязкость, термостойкость, прочность, износостойкость, коррозионная стойкость и высокое удельное электросопротивление. Из-за ковалентного типа химической связи Si_3N_4 относится к трудноспекаемым материалам, поэтому для его полного спекания используют оксидные добавки, обычно Al_2O_3 и Y_2O_3, которые образуют при высоких температурах эвтектический расплав, интенсифицирующий процесс уплотнения. Поскольку спекание такого материала присходит при температурах не менее 1700 °C, снижение температуры обработки является актуальной задачей.

Холодное спекание (ХС) – это новый перспективный способ консолидации керамики путем совместного воздействия одноосного механического давления, как правило, не более 500 МПа и температуры, как правило, не более 300 °C на высокодисперсный порошковый материал в присутствии воды или водного раствора активатора. [1]. Набольшее распространение для описание физико-химических процессов, происходящих в условиях ХС, получил механизм растворения-осаждения. Он заключается в растворении вещества с поверхности частиц в водосодержащей жидкой фазе в зоне контакта между частицами с повышенным химическим потенциалом из-за механического давления и его перенос через жидкую фазу на поверхность зерен, обращенных в поры, с меньшим химическим потенциалом. В результате этого процесса происходит формирование протяженных межзеренных границ, сближение центров частиц и уплотнение материала. Количество публикаций по ХС керамики на основе Si_3N_4 невелико [2], [3], [4]. Так как Si_3N_4 практически не растворим в водных растворах кислот или

щелочей, то в качестве оксидного компонента, массоперенос которого способен обеспечить связывание частиц нитрида кремния, т.е. спекание, в работах [2], [3], [4] использовали SiO_2.

В данной работе изучено влияние добавки аморфного SiO_2 в количестве от 0 до 20 масс. % с шагом 5 масс. % на процесс холодного спекания шихты на основе Si_3N_4, содержащей не более 10 масс. % Al_2O_3 и 5 масс. % Y_2O_3. Медианное значение распределения частиц шихты по объему, определенному методом дифракции лазерного луча, составило 3,69 мкм, для аморфного SiO_2 – 1,69 мкм. Спекание проводили в стальной пресс-форме при давлении 220 МПа и температуре 250 °С. Продолжительность выдержки при данных условиях составила 1 ч. В качестве жидкой активирующей добавки использовали 10 М водный раствор NaOH в количестве 10 масс. % по отношению к массе сухого порошка.

Рентгенофазовый анализ исходных порошков шихты и добавки и образцов керамики позволил зафиксировать переход аморфной фазы SiO_2 в кристаллическую в процессе ХС. Образование кристаллического SiO_2 также наблюдалось в образце керамики из порошка шихты без добавки аморфного кремнезема. Это может быть связано с окислением поверхностного слоя частиц Si_3N_4 и интенсивным массопереносом SiO_2 к центрам его кристаллизации в условиях ХС. Можно делать вывод, что во всех изученных случаях ХС SiO_2 выступает в качестве связки для Si_3N_4.

Кажущаяся плотность образцов керамики при разном содержании добавки SiO_2 варьируется от 2,62 до 2,82 г/см^3. Открытая пористость монотонно уменьшается с 20 % до 0 % при увеличении содержания SiO_2. Близкая к нулевой открытая пористость достигается при содержании SiO_2 15 масс. %.

Таким образом, метод холодного спекания может быть успешно применен для изготовления плотной керамики на основе Si_3N_4 с добавкой SiO_2 и активации водным раствором NaOH при температуре 250 °С и механическом одноосном давлении 220 МПа.

Исследования выполнены при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках проекта Государственного Задания № FSFZ-2026-0009.

1. Guo, J., Guo, H., Baker, A. L., Lanagan, M. T., Kupp, E. R., Messing, G. L., & Randall, C. A. Cold sintering: a paradigm shift for processing and integration of ceramics //Angewandte Chemie. – 2016. – Vol. 128. – №. 38. – P. 11629–11633.
2. Seo, Y., Minehira, M., Cho, S., Goto, T., Kondo, Y., Han, D. H., Sekino, T. Cold sintering of silicon nitride using surface-amorphous silica //Journal of Alloys and Compounds. – 2025. – С. 184716.
3. Gu, D., Wang, G., Chen, S., Luo, H., Chen, X., & Liu, Z. Si_3N_4@ SiO_2/PEEK core-shell structure ceramic matrix composite prepared by cold sintering and its tribological properties //Ceramics International. – 2024. – Т. 50. – №. 9. – С. 15896-15904.
4. Gu, D., Wang, G., Chen, X., Liu, Z., Chen, S., Xie, H. SiO_2 shell thickness affects the tribological properties of Si3N4@ SiO2/PEEK core–shell composite prepared by cold sintering //Materials Letters. – 2023. – Т. 345. – С. 134488.

Д.Л. АЛФЕРОВ, А.С. ЛИПАТЬЕВ, П.П. ПУХОВА, В.Н. СИГАЕВ
РХТУ им. Д.И. Менделеева, Москва, Россия
email: dimaalferov16830@gmail.com

ФОТООТВЕРЖДАЕМЫЕ СУСПЕНЗИИ ДЛЯ 3D ПЕЧАТИ ИЗДЕЛИЙ ИЗ КВАРЦЕВОГО СТЕКЛА

Аддитивное производство, основанное на послойном отверждении материала, является перспективным подходом к формованию изделий сложной геометрической формы из стекла и керамики [1,2]. Фотополимеризация в ванне, а именно метод цифровой обработки светом (DLP), позволяет получать изделия с высокой точностью и высоким качеством поверхности [3]. Ключевыми этапами технологии являются создание фотоотверждаемой суспензии, удаление органической матрицы и спекание неорганического каркаса. В современных исследованиях в качестве наполнителя применяется аэросил – пирогенный диоксид кремния, позволяющий получать изделия из кварцевого стекла [4,5]. Однако выбор оптимальной наполненности фотоотверждаемой суспензии критически зависит от удельной поверхности порошка аэросила.

В данной работе проведено сравнительное исследование возможности DLP-печати изделий из фотоотверждаемых суспензий с пирогенным диоксидом кремния с различной морфологией и удельной поверхностью (Аэросил 150 и Аэросил OX50). Теоретическое обоснование наполненности суспензий определяли при помощи модели Вудкока, описывающей среднее межчастичное расстояние в зависимости от объемной доли и размера частиц. В органическое связующее, состоящее из 2-гидроксиэтилметакрилата, бензилового спирта и триэтиленгликольдиметакрилата вводили близкое к максимально технологически достижимому наполнение: 15 об.% Аэросила 150 и 30 об.% Аэросила OX50. Параметры DLP-печати оптимизировали на основе уравнения Джейкобса, связывающего глубину отверждения с плотностью энергии светового потока. Полученный отвержденный композит подвергали термической обработке для удаления органического связующего, режим которой оптимизировали при помощи синхронного термического анализа. После выжигания органической матрицы образцы спекали в атмосфере воздуха (рис. 1).

Проведено сравнительное исследование характеристик спеченных изделий, полученных в оптимальных условиях. Образцы с наполнителем Аэросил 150 имели линейную усадку 47±2% и плотность 2,19±0,02 г/см^3, в то время как образцы на основе Аэросила OX50 показали усадку 34±2% и плотность 2,20±0,02 г/см^3

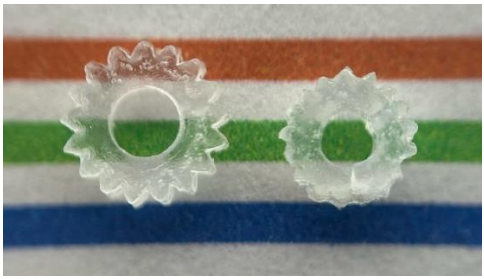


Рисунок 1 – Образцы в форме шестерёнок, изготовленных с применением Аэросила ОХ-50 (слева) и Аэросила 150 (справа).

Установлено, что композиты с наполнителем Аэросил 150 позволяют создавать миниатюрные изделия с высокой точностью, тогда как композиты с наполнителем Аэросил ОХ50 позволяют достичь большей наполненности, что позволяет получать более крупногабаритные изделия.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации, грант № ФССМ-2026-0009.

1. Chen Z. et al. 3D printing of ceramics: A review //Journal of the European Ceramic Society. – 2019. – С. 39. – I. 4. – P. 661-687.
Kotz F. et al. Three-dimensional printing of transparent fumed silica glass //Nature. – 2017. – V. 544. – I. 7650. – P. 337-339.
2. Azlin M. N. M. et al. 3D printing and shaping polymers, composites, and nanocomposites: a review //Polymers. – 2022. – V. 14. – I. 1. – P. 180.
Yamanoi Y. et al. Ultra-high throughput manufacturing process of 3D printed silica glass components with shrinkage ratio control over a wide range //Chemical Engineering Journal. – 2025.
3. Алферов Д. Л. и др. Получение прозрачных изделий из кварцевого стекла с применением аддитивных технологий//Стекло и керамика. – 2026. – Т. 99. – №. 6. – С. 3-9.

А.Н. СУЧКОВ[1], Н.Е. ФЕДЯНИН[2], И.В. КОЗЛОВ[1],
Б.С. ВОЛОСКОВ[2], Н.Ю. АНИСИМОВА[3,4], К.М. НОВРУЗОВ[3,4],
М.В. КИСЕЛЕВСКИЙ[3,4], П.А. ИВАНОВ[5]
[1]Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия
[2]Сколковсий институт науки и технологий, г. Москва, Россия
[3]ФГБУ «НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, г. Москва, Россия
[4]Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия
[5]Донецкий филиал РАНХиГС, г. Донецк, Россия
E-mail: n_anisimova@list.ru

БИОСОВМЕСТИМОСТЬ ОБЪЕМНОГО АМОРФНОГО СПЛАВА $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ 3D-ПЕЧАТИ: ОТДЕЛЬНЫЕ АСПЕКТЫ

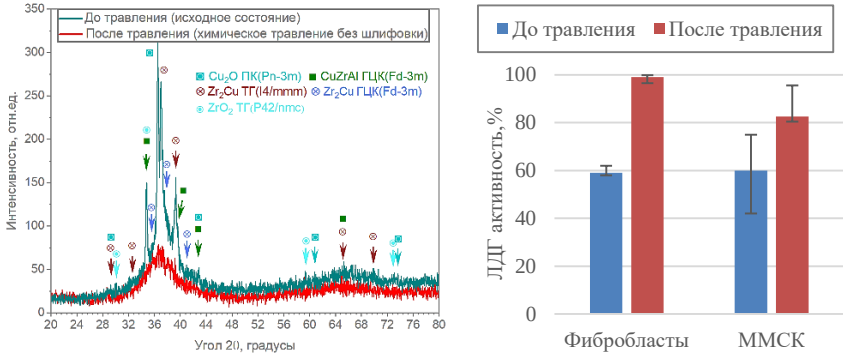
Целью исследования являлось изучение биосовместимости образцов объемного аморфного сплава $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$, полученного методом 3D-печати, с целью оценки перспектив его использования в качестве основы погружных медицинских изделий для остеореконструкции. Для синтеза сплава $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$ использовали сфероидизированный порошок фракции 40–63 мкм. Формирование объемных образцов осуществляли методом синтеза на подложке на установке Trumpf TruPrint 1000 (λ = 1070 нм, диаметр пятна 55 мкм, толщина слоя 20 мкм) при следующих параметрах: мощность лазера 90 Вт, скорость сканирования 1200 мм/с.

Результаты механических испытаний показали, что предел прочности при сжатии находится в диапазоне 1451–1510 МПа, модуль упругости — 76–88 ГПа. Диаграммы деформирования демонстрировали упругое поведение вплоть до разрушения без пластической деформации, что характерно для аморфных сплавов.

Для изучения биосовместимости полученные образцы погружали в 60% раствор этанола на 30 минут, высушивали в стерильных условиях, а затем тестировали их гемолитическую активность, цитотоксичность относительно фибробластов мыши линии L929 и колонизацию мультипотентными мезенхимальными стромальными клетками (ММСК) человека их поверхности. Начальные исследования показали, что описанные напечатанные образцы в процессе совместной инкубации не приводили к достоверному разрушению эритроцитов (уровень гемолиза был ниже 1%), однако оказывали выраженный цитотоксический эффект при контакте с фибробластами и слабо стимулировали поверхностную клеточную адгезию: ЛДГ активность 58% и 60%, соответственно. При этом, в лунках с образцами было

выявлено множество клеток, сохранявших жизнеспособность, адгезионный и пролиферативный потенциал. Анализ полученных противоречивых данных позволил сформулировать гипотезу о том, что цитотоксический эффект был опосредован не релизом из сплава токсических продуктов, а контактом клеток с поверхностью образцов. Рентгенофазовый анализ подтвердил это предположение, показав, что поверхность исходных образцов содержала кристаллические фазы Zr_2Cu, CuZrAl и оксиды Cu_2O, ZrO_2, тогда как после полировки пики данных фаз исчезли и на дифрактограмме были зарегистрированы диффузные гало, характерные для аморфной структуры.

Для удаления кристаллической фазы был предложен способ химического травления, позволяющий избежать механической обработки. В результате цитотоксичность изученных образцов снизилась до 1 %, а стимуляция колонизации поверхности ММСК усилилась на 40 %.



а) б)

Рисунок 1 – Фазовый анализ боковой грани напечатанных аморфных образцов сплава $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$ до и после травления (а) и изменение активности фибробластов и адгезированных на поверхности ММСК (б)

Таким образом, для применения в качестве основы погружных медицинских изделий сплав $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$ требует обработки после получения образцов для удаления с поверхности кристаллической фазы. Обработанные таким образом образцы могут быть отнесены к биосовместимым (гемолитическая активность и цитотоксичность менее 1%) и цитокондуктивным, способствуя адгезии и колонизации их поверхности клетками с остеогенным потенциалом, что указывает на перспективность дальнейшего исследования объемного аморфного сплава $Zr_{59,3}Cu_{28,8}Al_{10,4}Nb_{1,5}$ в качестве основы имплантируемых медицинских изделий.

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда, проект № 25-79-10314, https://rscf.ru/project/25-79-10314/

Л.А. АРБАНАС[1], А.В. СМИРНОВ[1], М.В. КОРНЮШИН[1],
А.Н. ХРУСТАЛЕВ[1], И.Д. АКИНЬШИН[1], В.Е. БАЗАРОВА[1],
Т.Н. СМЕТЮХОВА[1]
[1] *МИРЭА - Российский технологический университет, г. Москва, Россия*
E-mail: arbanas@mirea.ru

ПОЛУЧЕНИЕ СТЕКЛОКЕРАМИЧЕСКОГО МАТЕРИАЛА МЕТОДОМ ХОЛОДНОГО СПЕКАНИЯ ДЛЯ РЕАЛИЗАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ ULTCC

Технология низкотемпературной совместно обжигаемой керамики или LTCC-технология (Low temperature co-fired ceramic) – это технология производства многослойных керамических плат, трехмерных интегральных систем и изделий для СВЧ-приложений путем формирования за один технологический цикл монолитной структуры в результате совместного обжига спрессованных металлизированных диэлектрических керамических подложек при температуре 800 °С – 950 °С [1]. В последние годы большой интерес вызывает применение материалов и подходов, позволяющих реализовать технологию ULTCC (Ultra-low-temperature co-fired ceramics), характеризующейся температурой совместного обжига ниже 650 °С [2].

Процесс холодного спекания (ХС), известный в литературе как Cold Sintering Process (CSP) – это новый способ низкотемпературной консолидации керамики в присутствии жидкой фазы (воды или водного раствора кислот или щелочей) при механическом давлении прессования (обычно не более 500 МПа) и температуре не более 450 °С (чаще 150 °С – 300 °С) [3]. В настоящее время, в литературе наибольшее распространение получили объяснения ХС механизмами растворения-осаждения и/или поверхностной диффузии в насыщенном дефектами приповерхностном слое частиц керамического порошка [4]. С помощью ХС уже были успешно консолидированы более 100 керамических материалов как кристаллических, так и аморфных. Также были исследованы перспективы применения ХС для низкотемпературных процессов изготовления керамики для СВЧ-приложений. Однако, публикации о получении в условиях ХС составов, близких к коммерческим LTCC материалам, на данный момент отсутствуют.

В данной работе изучена возможность получения стеклокерамического материала на основе оксида алюминия методом холодного спекания для применения в качестве диэлектрического материала ULTCC-технологии. Для изготовления образцов использовали порошки электрокорунда марки 25A F1000 и натрийборсиликатного стекла марки МС дисперсностью 15-200 мкм в массовом соотношении 75:25; 50:50; 25:75. Для изучения процесса ХС натрийборсиликатного стекла был изготовлен образец без добав-

ления порошка электрокорунда. В качестве жидкой фазы для осуществления процесса ХС использовали дистиллированную воду в количестве 20 масс.% по отношению к массе сухого порошка. Спекание шихты проводили в стальной пресс-форме при давлении 220 МПа и температуре 250 °С в течение 20 минут. При данных условиях ХС были получены три образца стеклокерамического материала, обладающих диэлектрической проницаемостью 7 на частоте 1 МГц и тангенсом диэлектрических потерь 0,0056-0,0063, что сопоставимо со значениями характерными для промышленных LTCC-материалов [5]. Образец с содержанием 25 масс.% стеклопорошка при извлечении из пресс-формы разрушился, что свидетельствует о недостаточном количестве стекла для образования армирующего каркаса и стеклокерамического материала в целом. По результатам рентгенофазового анализа образец, изначально содержащий только стекло, является аморфным, а образцы с 25 масс.% и 50 масс.% элетрокорунда представляют собой стеклокерамический материал из Al_2O_3, небольшого количества $NaAl_7O_{11}$ и аморфной стеклофазы. Можно предположить, что $NaAl_7O_{11}$ образуется в результате взаимодействия Al_2O_3 с натрийборсиликатным стеклом, а дистиллированная вода способствует процессу ХС по механизму растворения-осаждения.

Исследования выполнены при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках проекта Государственного Задания № FSFZ-2026-0014.

1. Сметюхова Т.Н., Смирнов А.В., Хрусталев А.Н., Арбанас Л.А., Полозов Д.Н., Волкова Д.А., Сытилин С.Н. Токопроводящие пасты для низкотемпературной совместно обжигаемой керамики (обзор) // Стекло и керамика. – 2026. – Т. 99. – № 3. С. 49 – 60. DOI: 10.14489/glc.2026.03.pp.049-060.
2. Yu H., Liu J., Zhang W., Zhang S. Ultra-low sintering temperature ceramics for LTCC applications: a review. // Journal of Materials Science: Materials in Electronics. – 2015. – Vol. 26. – № 12. P.9414–9423. DOI: 10.1007/s10854-015-3282-y.
3. Maria J.-P., Kang X., Floyd R.D. et al. Cold sintering: Current status and prospects // Journal of Materials Research. – 2017. – Vol. 32. – №. 17. P. 3205-3218. DOI: 10.1557/jmr.2017.262.
4. Li Y., Zhao X., Kang S. et al. Recent progress of cold sintering process on functional ceramic materials //Journal of Materials Science: Materials in Electronics. – 2023. – Vol.34, №.2105. DOI: 10.1007/s10854-023-11460-0.
5. Кумачева С.А., Плетнёв П.М., Ю.К. Непочатов. Новый класс технической керамики – LTCC и особенности его получения // Вестник Сибирского государственного университета путей сообщения. – 2016. – № 1. – С. 16–20.

Б.И. ВОРОНКОВ, Д.П. ШОРНИКОВ, А.В. ТЕНИШЕВ,
К.А. КОЛОМЫЦЕВ, Г.А. ИВАНОВ, М.Д. ПИРОЖКОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г.Москва, Россия
E-mail: VoronkovBoIg@yandex.ru

ПОЛУЧЕНИЕ ПРОЗРАЧНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ПОЛИКРИСТАЛЛИЧЕСКОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ МЕТОДАМИ КОНСОЛИДАЦИИ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ТОКОМ

Прозрачные керамические материалы представляют повышенный интерес в связи с уникальным сочетанием физико-механических и теплофизических свойств. Одним из наиболее доступных материалов является оксид алюминия, обладающий высокими механическими и оптическими свойствами. Внедрению прозрачной керамики на основе оксида алюминия препятствует достаточно сложная технология получения изделий, которая основана на выращивании монокристаллов. Альтернативой традиционным методам получения являются методы консолидации под воздействием тока (искровое плазменное спекание, спекание постоянным и переменным токами) поликристаллического Al_2O_3, позволяющее получить более прочный материал в короткие сроки. Однако отмечается большой разброс в данных, связанных с различными режимами спекания для разных порошков, что не дает полной картины понимания процесса получения прозрачной керамики. Более того, дискуссионным остается вопрос о влиянии источника тока в установке на характер спекания и прозрачность полученных образцов.

В ходе работы проведено спекание под воздействием тока сферического порошка оксида алюминия со средним размером частиц 0,3 мкм. Температурный режим спекания варьировался в диапазоне 1000–1700 °С, приложенное давление составляло 63 и 80 МПа, скорость нагрева 8–100 °С/мин и время выдержки 5–120 мин, исследованы одно- и многоступенчатые режимы спекания. Использовались два метода консолидации: под воздействием постоянного тока (установка «ЗЕВС») и импульсного тока (установка искрового плазменного спекания LABOX-625). Оба метода подтвердили возможность получения прозрачной керамики.

Показано, что повышение давления от 63 до 80 МПа позволяет снизить минимальную температуру выдержки для получения прозрачной керамики с 1500 до 1200 °С.

В случае спекания под воздействием импульсного тока (LABOX-625) показана возможность стабильного получения прозрачной керамики с режимом 1000 °С/5 мин → 1150 °С/5 мин → 1300 °С/50 мин, 80 МПа, ско-

ростью нагрева 8-100 °С/мин на участке 1000-1300 °С. Достигнута максимальная прозрачность 27,3% при длине волны в 600 нм для толщины 0,8 мм. Выявлено существенное влияние температуры и времени выдержки при режимах медленного нагрева (2,5 °С/мин). Доказана возможность получения прозрачной керамики при пониженной температуре выдержки Т=1200 °С.

В случае спекания под воздействием постоянного тока («ЗЕВС») показана возможность получения прозрачной керамики при пониженном приложенном давлении 63 МПа и минимальной температуре 1500°С. Проанализирована зависимость плотности и прозрачности полученных образцов от различных комбинаций параметров режимов спекания в диапазоне температур выдержки 1000-1700 °С, времён выдержки 5-50 мин, скоростей нагрева 10-100 °С/мин. Выявлены особенности двухстадийных режимов спекания.

Для удаления примесей углерода проведен высокотемпературный отжиг при 1500 °С, 4 ч, приводящий к полной потере прозрачности вследствие индуцированной собирательной рекристаллизации, аномального роста зерен и коалесценции пор. Методами РЭМ выявлены особенности микроструктуры. Внешний вид образцов до отжига, полученных разными методами, показан на рисунке 1.

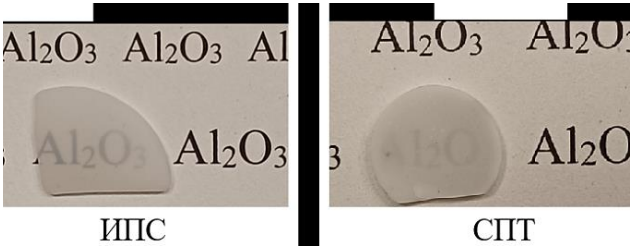


Рисунок 1 –Внешний вид прозрачных образцов Al_2O_3, изготовленных на установках с разными источниками тока

Полученные результаты демонстрируют возможность получения прозрачной керамики различными методами консолидации током при пониженных параметрах режима спекания: давлении до 63 МПа либо температуре до 1200 °С.

Е.Г. ГРИГОРЬЕВ[1], В.Ю. ГОЛЬЦЕВ[2], Е.Л. СТРИЖАКОВ[3], С.В. НЕСКОРОМНЫЙ[3], О.О. КУЗНЕЧИК[4], А.Н. ЧУМАКОВ[5], А.В. ОСИНЦЕВ[2]

[1]Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мержанова Российской академии наук, Черноголовка, Россия
[2]Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия
[3]Донской государственный технический университет, Ростов-на-Дону, Россия
[4]Институт порошковой металлургии НАНБ, Минск, Беларусь
[5]Институт физики НАНБ, Минск, Беларусь
E-mail: eugengrig@mail.ru

ВЫСОКОВОЛЬТНАЯ КОНСОЛИДАЦИЯ ФУНКЦИОНАЛЬНО-ГРАДИЕНТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ИЗ ПОРОШКОВ

Высоковольтная консолидация порошковых материалов формирует структуру компактного материала за счет совместного воздействия на порошковую заготовку внешнего механического давления и высоковольтного импульса тока. Закономерности процесса высоковольтной консолидации порошковых материалов во многом обусловлены локализацией энерговыделения в межчастичных контактах при электроимпульсном воздействии на порошковую заготовку. При этом важное влияние на процесс уплотнения оказывают как форма и размеры частиц порошка, так и свойства материала порошка: жаропрочность и температурная зависимость предела текучести. Теоретический анализ, компьютерное моделирование и экспериментальные исследования процесса высоковольтной консолидации выявили области значений параметров для различных режимов уплотнения порошковых заготовок цилиндрической формы. Установлены и исследованы режимы волнового уплотнения по оси цилиндрической прессовки под воздействием механического давления со стороны пуансонов [1] для материалов, предел текучести которых падает с ростом температуры. Также установлены режимы радиального уплотнения цилиндрических порошковых прессовок под воздействием магнитного давления, создаваемого высоковольтным импульсом тока.

Радиальное уплотнение за счет магнитного давления доминирует над осевым, создаваемым механическим давлением пуансонов, для двух различных режимов. Во-первых, когда амплитуда магнитного давления на прессовку превышает механическое давление со стороны пуансонов и, во-вторых, когда механическое давление не способно деформировать сферические гранулы жаропрочного материала в процессе консолидации. Структура материалов образцов, консолидированных на волновых режимах

уплотнения, отличается от структуры материалов, консолидированных под воздействием магнитного давления.

Волновой режим уплотнения в порошковой цилиндрической прессовке формируется при движении пуансонов вдоль оси прессовки. Процесс уплотнения порошкового материала при постоянном давлении со стороны пуансонов происходит за счет схлопывания межчастичных пор на фронте волны уплотнения, которая создается в порошковой прессовке при движении пуансона. Скорость фронта волны уплотнения связана со скоростью движения пуансона и зависит от давления P, оказываемого пуансонами на прессовку, и сопротивления пластической деформации уплотняемого порошкового материала в процессе высоковольтной консолидации [2].

При уплотнении порошкового материала под действием магнитного давления, создаваемого высоковольтным импульсом тока, в цилиндрической прессовке в процессе высоковольтной консолидации формируется осесимметричная градиентная структура. Данная структура получается за счет радиального распределения магнитного давления по объему с максимальным значением на оси цилиндрического образца. Длительность импульса давления, создаваемого магнитным полем высоковольтного импульса тока, существенно короче длительности процесса волнового уплотнения при осевом движении пуансонов. Различие в структурах консолидированных образцов, полученных за счет магнитного давления и при волновых режимах, обусловлено различной кинетикой уплотнения порошкового материала на указанных режимах высоковольтной консолидации. Детальный анализ микроструктуры образцов быстрорежущей стали Р6М5, консолидированных на различных режимах высоковольтной консолидации жаропрочных гранул порошковой стали Р6М5, а также анализ микроструктур материалов, консолидированных на волновых режимах, представлен в полном тексте доклада.

1. Grigoryev E. G., Moskovskikh D. O. Wave kinetics of powder consolidation by high-voltage electric pulse. В сборнике трудов конференции 8th International Symposium on Nonequilibrium Processes, Plasma, Combustion, and Atmospheric Phenomenona, Sochi, 01–05 октября 2018 г., Nonequilibrium Processes, Moscow, 2019, p. 153 – 160, Изд-во: ООО "ТОРУС ПРЕСС", DOI: 10.30826/NEPCAP2018-1-17

2. Grigoryev E.G., Olevsky E.A., Yudin A.V., Yurlova M.S. Wave mode high voltage consolidation of powder materials. Computational Materials Science, 2015, v. 100, part A, p. 8 – 14.

Д.В. ПЕРМЯКОВА, Г.В. МАРКОВА, А.Д. ГУСЕВ
Тульский государственный университет, г. Тула, Россия
E-mail: dkines07@gmail.com

ИЗМЕНЕНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК ПОРИСТОСТИ ПРИ СПЕКАНИИ ГУБЧАТОГО ПОРОШКА СПЛАВА Ti-18Zr-15Nb

Сплавы системы Ti-Nb-Zr имеют большой потенциал для использования в медицинской сфере, в том числе и для биоимплантантов благодаря своим уникальным свойствам. Большое значение для успешного имплантирования протезов имеет остеоинтеграция. Пористые имплантаты демонстрируют лучшую остеоинтеграцию, чем монолитные. Технология порошковой металлургии, в частности, гидридно-кальциевый синтез, позволяет получать губчатые порошки, обеспечивающие после спекания поровое пространство со сложной топологией. Изменение технологических параметров спекания позволяет регулировать пористость, форму и размер пор.

Целью работы явилось исследование влияния режимов вакуумного спекания порошка сплава Ti-18Zr-15Nb на поровое пространство и его характеристики. Было использовано 17 режимов спекания с варьированием температуры от 900 от 1400 °С и времени от 15 до 180 минут. На образцах, полученных после каждого режима, определяли общую пористость (P, %), среднюю площадь пор (S, мкм), и удельную длину границ пор (L, мкм).

Было получено, что с повышением температуры и продолжительности спекания общая пористость и удельная длина границ пор уменьшается, а средняя площадь пор изменяется немонотонно. Изменение всех исследованных характеристик порового пространства от режимов спекания хорошо описывается множественной регрессией в виде полинома второй степени:

$$Y = Y_0 + aT + bt + cT^2 + dt^2 + fTt,$$

где Y – выходной параметр; T и t – влияющие факторы: температура и продолжительность спекания соответственно, $Y_0 \ldots f$ – коэффициенты модели. Итоговые уравнения для всех трех характеристик имели следующий вид (рисунок 1):

$$S = 456{,}81 - 0{,}79T + 0{,}66t + 4 * 10^{-4}T^2 + 0{,}007t^2 + (-0{,}002Tt);$$
$$L = 18{,}58 - 0{,}014T - 0{,}04t + 2{,}94 * 10^{-6}T^2 + 2{,}11 * 10^{-4}t^2 + (1{,}07 * 10^{-5} * Tt);$$
$$P = 131{,}18 - 0{,}11T - 0{,}36t + 2{,}10 * 10^{-5}T^2 + 5{,}22 * 10^{-4}t^2 + (1{,}60 * 10^{-4}Tt).$$

Коэффициент детерминации всех полученных моделей R>0,80 и P-value <0,05, т.е., полученные модели адекватно описывают изменение характеристик порового пространства от режимов спекания.

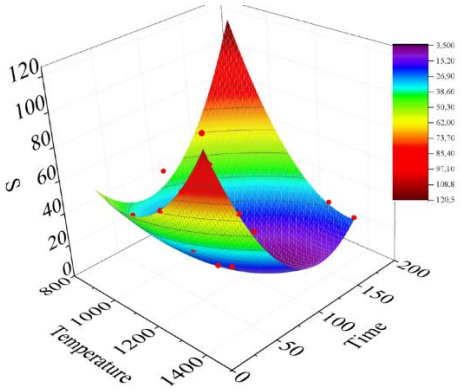


Рисунок 1 – 3D-модель изменения средней площади пор S в сплаве Ti-18Zr-15Nb от температуры и продолжительности спекания

Проверка значимости коэффициентов моделей показала следующие результаты:

На среднюю площадь пор незначимо влияют коэффициенты при температуре *a* и *d*. На удельную длину границ пор и общую пористость незначимо влияют коэффициенты *c*, *d* и *f*. Сравнение влияния коэффициентов на удельную длину границ пор и общую пористость показало, что коэффициенты при температуре влияют гораздо значимее, чем коэффициенты при продоложительности спекания.

Таким образом, были получены 3 модели, адекватно описывающие изменение характеристик порового пространства сплава Ti-18Zr-15Nb от режимов спекания. Было установлено, что фактор температуры спекания незначимо влияет на среднюю площадь пор, а фактор времени значимо влияет на все 3 рассмотренные характеристики.

Исследование выполнено при поддержке Российского научного фонда (грант № 25-29- 20055, https://rscf.ru/project/25-29-20055/) и Комитета Тульской области по науке и инноватике.

А.М. ДЕМАКОВ, С.А. ЕВЛАШИН
Сколковский институт науки и технологий, г. Москва, Россия
E-mail: amdemakov@gmail.com

ЭЛЕКТРОЭРОЗИОННОЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЕ КАК МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ АДДИТИВНОГО ПРОИЗВОДСТВА

Развитие аддитивного производства требует разработки качественных порошковых материалов с контролируемым распределением частиц по размерам и высокой сферичностью. Традиционные методы их получения сопряжены с применением специализированного оборудования и сложных технологических процессов, что зачастую обусловливает высокую стоимость конечного продукта. В связи с этим значительный интерес представляет использование метода электроэрозионного диспергирования (ЭЭД) в жидкой среде, позволяющего получать дисперсные материалы непосредственно из заготовок заданного состава [1, 2]. Целью настоящей работы являлось исследование влияния технологических параметров ЭЭД на морфологию и дисперсность частиц порошка многокомпонентного титанового сплава CTEMET 1202 системы Ti-Ni-Zr-Cu-V.

Получение порошковых материалов осуществлялось на электроэрозионном станке SkC7050 в среде дистиллированной воды с использованием рабочего электрода из меди. Для оценки влияния параметров процесса варьировали ток разряда в диапазоне от 5 до 20 А и диаметр медного электрода от 1,5 до 6,0 мм. Морфологию и элементный состав полученных частиц исследовали методами СЭМ, ЭДРС, РФА.

По результатам СЭМ установлено, что получаемый порошок преимущественно состоит из частиц околосферической формы (рисунок 1). Увеличение диаметра электрода с 1,5 до 6,0 мм обусловило рост среднего размера частиц с 6,78 до 35,23 мкм. Данный эффект объясняется расширением зоны плавления материала и сопутствующим затруднением эвакуации шлама из межэлектродного промежутка при увеличении площади торца инструмента. Увеличение силы тока разряда с 5 до 20 А также привело к росту среднего размера частиц с 9,70 до 18,05 мкм. Полученные результаты свидетельствуют о возможности регулирования размерных характеристик дисперсного материала посредством варьирования параметров электроэрозионного процесса. Результаты ЭДРС выявили перенос меди из материала электрода-инструмента в состав синтезируемого порошка. Интенсивность этого процесса возрастает пропорционально увеличению тока разряда, что связано с термической деградацией и эрозией медного электрода. Данный эффект необходимо учитывать при разработке технологии получения порошков многокомпонентных сплавов, поскольку материал инструмента

может оказывать существенное влияние на химическую чистоту и состав конечного продукта.

Таким образом, установлено влияние диаметра рабочего электрода и тока разряда на средний размер частиц, а также выявлена зависимость интенсивности переноса материала электрода-инструмента от энергетических параметров процесса. Полученные результаты будут использованы для дальнейшей оптимизации режимов электроэрозионного диспергирования с целью получения порошков с заданными физико-химическими характеристиками для последующего применения в аддитивном производстве.

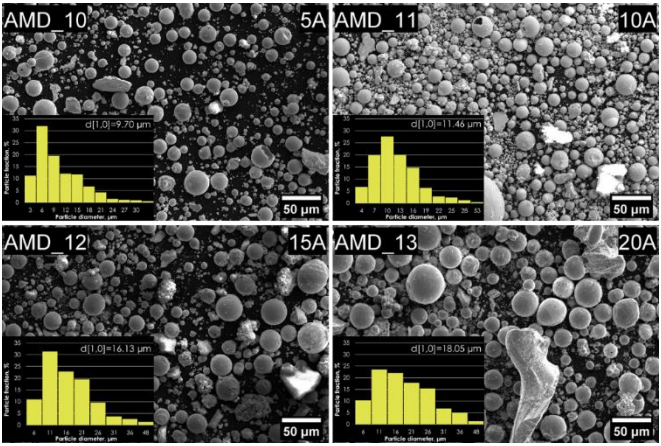


Рисунок 2 – Микроструктура порошка, полученного методом электроэрозионного диспергирования при силе тока 5–20 А

1. Voigt O.. Peuker U. A. Suitability of eroded particles from die-sink electro discharge machining for additive manufacturing—Review. characterization and processing //Metals. – 2022. – Т. 12. – №. 9. – С. 1447.
2. Zhang S. et al. Research progress on the preparation technology of spherical alloy powders for laser additive manufacturing //Materials. – 2025. – Т. 18. – №. 14. – С. 3385.

В.Ю. ЕГОРОВ[1], А.Н. УРЖУМЦЕВ[1], В.Е. МАЛЬЦЕВА[1],
Л.В. ФЕДОРЕНКО[1], А.С. КАВУСИ[1], В.О. ФИЛИНОВ[1],
К.А. ПЕТУХОВА[1], М.О. ГИЛЬВИТИНОВ[1], М.В. ЛЯНГЕ[1],
С.В. ЧЕРНЫШИХИН[1]
[1] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия*
E-mail: egorovvladimiryuryevich@gmail.ru

ВЛИЯНИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ КОНТУРНОГО ПРОХОДА НА КАЧЕСТВО ИЗДЕЛИЙ ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ ПЛАВЛЕНИИ

Метод селективного лазерного плавления (СЛП) позволяет синтезировать изделия из металлического порошка слой за слоем сложной геометрии, которую невозможно получить традиционными способами. Кроме того, данный метод аддитивного производства позволяет получать готовое изделие без дальнейшей механической обработки. Однако, СЛП – это сложный процесс, в котором необходимо учитывать множество технологических параметров (мощность лазера, скорость сканирования, расстояние между треками, толщина слоя, стратегия сканирования и др.) для достижения необходимых свойств конечного продукта. Основными дефектами, которые могут возникать в процессе СЛП, являются поры [1]. Часто поры образуются в области контурного прохода вблизи поверхности изделия, при идентичных технологических параметрах на всей площади слоя [2]. Таким образом, не учитывается иной характер сканирования контурного прохода и его влияние на образование приповерхностных пор. Поэтому, данное исследование направлено на изучение влияния технологических параметров контурного прохода и возникающего в процессе СЛП такого явления, как денудация – «затягивание» близлежащих частиц порошка в ванну расплава горячим потоком испаряющегося металлического газа, на формирование пор и шероховатость поверхности изделия.

Для эксперимента было синтезировано по 100 образцов из порошков 316L и AlSi10Mg с различными технологическими параметрами на контурном проходе (мощность лазера от 100 до 500 Вт и расстояние между контурным проходом и штриховкой (last offset (LO)) от -0,15 до 0,15 мкм с характерными размерами 2 и 5 мм.

Было определено, что приповерхностная пористость образуется по нескольким причинам: слишком большое значение LO > 0,075 мм, возникновение режима «замочная скважина» или по причине недостатка энергии, в результате чего порошковый слой частично плавится, образуя открытые поры. При этом доля приповерхностных пор на 316L оказалась больше, чем

на AlSi10Mg. Также, в отличие от AlSi10Mg на 316L практически отсутствуют открытые поры при низкой мощности лазера. Доля пор на образцах с характерным размером 2 мм была больше, чем для 5 мм ввиду меньшего объема самого образца при схожем размере пор. Шероховатость поверхности 316L и AlSi10Mg имеет общую тенденцию к снижению при увеличении LO и мощности лазера на контурном проходе (рисунок 1), которая более явно выражена для алюминиевого сплава, что также подтверждается изменением металлического блеска.

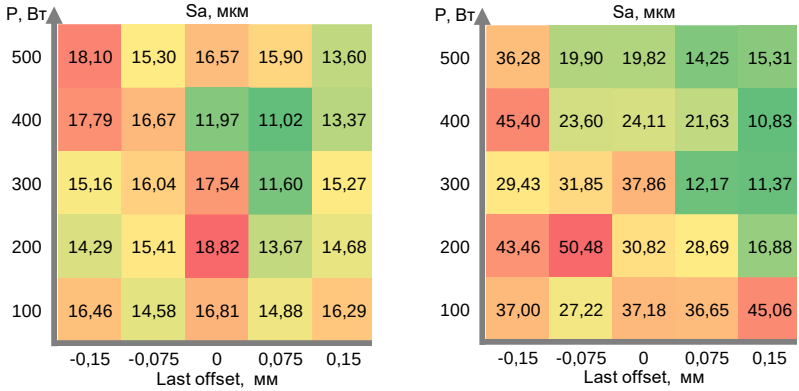


Рисунок 1 – Шероховатость поверхности образцов в виде кубов со стороной 5 мм из 316L (слева) и AlSi10Mg (справа)

Несмотря на более низкую пористость, AlSi10Mg показывает более высокую шероховатость по сравнению с 316L за счет приплавления к поверхности частиц порошка в процессе денудации. Тем не менее, для обоих материалов удалось получить шероховатость Sa порядка 10 мкм. Оптимальное сочетание пористости и шероховатости достигается при LO от 0 до 0,075 мкм и мощности лазера 300–400 Вт для 316L и 300–500 для AlSi10Mg при скорости сканирования 1200 мм/с.

Исследования выполнены в рамках гранта Российского научного фонда № 25-79-10304.

1. Guillen D., Wahlquist S., Ali A. Critical review of LPBF metal print defects detection: roles of selective sensing technology. Applied Sciences. – 2024. – Vol. 14, № 15.
2. Du Plessis A. Effects of process parameters on porosity in laser powder bed fusion revealed by X-ray tomography. Additive Manufacturing. – 2019. – Vol. 30, № 100871.

П.Н. ИВАНОВ, Б.А. ТАРАСОВ, М.С. ТАРАСОВА
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия
E-mail: PeNiIvanov@bochvar.ru

ИНТЕНСИФИКАЦИЯ ПРОЦЕССА СПЕКАНИЯ СНУП ТОПЛИВА ПУТЕМ ВВЕДЕНИЯ МИКРОЛЕГИРУЮЩЕЙ ДОБАВКИ

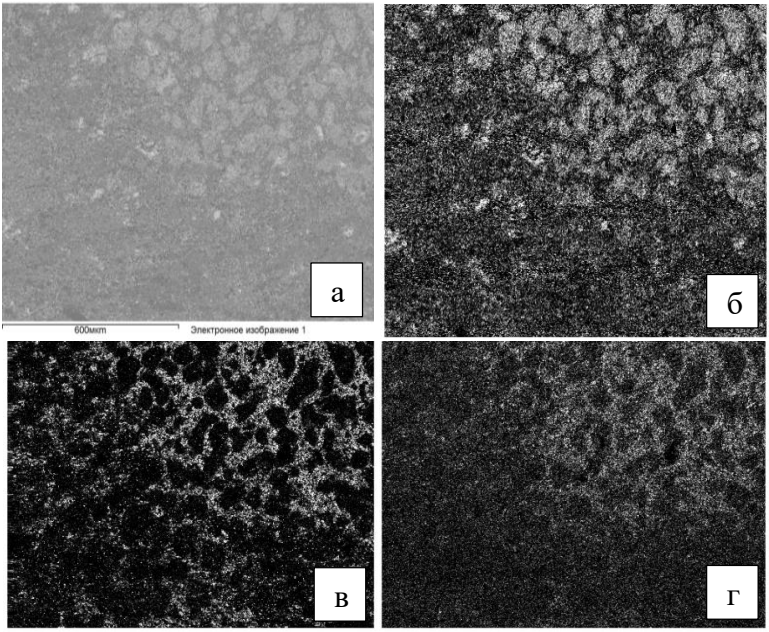
Спекание нитридного топлива оказывается трудной технологической задачей в связи с необходимостью применения высоких температур спекания (вплоть до 2000 °С) и длительных времен выдержки. Это приводит к нежелательным последствиям: возможному изменению физико-химического состава материала топлива, крайне быстрому износу конструкционных материалов печей. Одной из задач при изготовлении нитридного топлива, на сегодняшний день, является снижение температуры спекания на 200-300 °С. Решить данную задачу возможно при использовании микролегирующих добавок. При этом при спекании образуется легкоплавкая жидкая фаза по границам зерен, образование которой, в свою очередь, ведет к ускорению диффузионных и массообменных процессов, что в конечном итоге приводит к интенсификации спекания и увеличению высокотемпературной ползучести топлива из-за межзеренного скольжения.

В работе показано, что за счет введения микролегирующей добавки на основе алюмо-иттриевого граната в состав пресс-порошка СНУП топлива в количестве 0,5% перед гомогенизацией в аппарате вихревого слоя (АВС), возможно добиваться увеличенной плотности компактов при меньшей температуре изотермической выдержки во время спекания.

Исследовано распределение добавки по объему топливных компактов (Рисунок 1). Для выполнения работы выбран порошок нитрида урана с фракционным составом 100-200 мкм, в который вводили порошок мелкодисперсного субмикронного размера на основе алюмоиттриевого граната в количестве 15% по массе, которые гомогенизировали размолом в агатовой ступе, а затем в аппарате типа «турбула» с мелющими телами из нержавеющей стали. Шихту прессовали и затем спекали на установке индукционного нагрева до температуры 1750 °С с изотермической выдержкой 1 час в атмосфере смеси газов азота и водорода, после чего микроструктуру образцов исследовали методом сканирующей электронной микроскопии с рентгеноспектральным микроанализом карт элементов.

Приведенные распределения карт элементов макрошлифа образца для урана и алюминия на Рисунке 1 явно указывают на обособление оксидной

алюмосодержащей фазы в межзеренном пространстве при этом концентрация такой фазы на площади макрошлифа увеличивается в местах с увеличенным размером зерен ураносодержащей нитридной фазы.



(а) – макроструктура образца;
(б) – карта распределения урана;
(в) – карта распределения алюминия;
(г) – карта распределения кислорода

Рисунок1 – Микроструктура образца нитрида урана после спекания с применением микролегирующей добавки

М.А. КЕРУЧЕНКО, П.А. КРОХИЧЕВА, Д.А. УТКИН,
О.С. АНТОНОВА, М.А. ГОЛЬДБЕРГ, В.С.КОМЛЕВ
Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, г.Москва, Россия
E-mail: margoshakeru@gmail.com

3-D КОНСТРУКЦИИ НА ОСНОВЕ КАЛЬЦИЙ-ФОСФАТНОЙ КЕРАМИКИ, ДЛЯ РЕГЕНЕРАТИВНОЙ ХИРУРГИИ КОСТНОЙ ТКАНИ

В настоящее время изучается все больше медицинских материалов с целью повышения качества жизни населения. Каждый год общее число людей во всем мире, получивших травмы костей, стремительно растет [1], в связи с этим становится актуален вопрос получения материалов для восполнения дефектов костной ткани. Благодаря своим остеокондуктивным и остеоиндуктивным свойствам наиболее распространенным синтетическим материалом является три кальций-фосфат ($Ca_3(PO_4)_2$ - β-ТКФ). Кроме того, β-ТКФ обладает широким спектром катионных замещений в пяти позициях Ca^{2+} [2], что позволяет допировать матрицу различными катионами. Введение Sr^{2+} может положительно влиять на процесс остеогенеза [3], а Er^{3+} наделит материал люминесцентными свойствами, тем самым откроет возможность проведения лазерной абляции для локального термического воздействия на поражённые метастазами ткани человека [4].

Методом осаждения из водного раствора солей были получены керамические порошки, на основе фазы витлокит β-ТКФ $Ca_{2.83}Sr_{0.17}(PO_4)_2$ содержащие катионы Sr^{2+} до 10 моль.% и соответственное количество катионов Er^{3+} (0,5, 1, 3 моль.%) получали путём синтеза из водных растворов солей. Согласно данным РФА с использованием метода ЛеБеля были рассчитаны параметры элементарной ячейки и объём кристаллической решетки типа витлокит (a = 10,3209 Å, c = 37,1452 Å, V = 3426,6 Å3).

Показано, что при допировании катионами Er^{3+} происходит увеличение данных параметров. Была рассчитана теоретическая степень изоморфного замещения ионов Ca^{2+} или Sr^{2+} на катионы Er^{3+} в кристаллической решётке фазы витлокит.

Исследовано распределение частиц в порошках по размерам. Проведены исследования методом ИК-спектроскопии и ЭПР. Исследованы спектры люминесценции полученных порошков. На гидравлическом прессе при давлении 700 МРа в форме с прямоугольным вырезом 30 на 3,4 мм были получены балки. Проведено их спекание в муфельной печи при температуре 1100 °С. В исследованиях на трехточечный изгиб определено, что средняя прочность материала составляет 12,5 МРа, что соответствует прочности трабекулярной костной ткани. Наибольшая открытая пористость,

определенная методом гидростатического взвешивания, наблюдается у витлокита, содержащего 1.0 моль.% Er и составляет 42±4%.

Имплант для закрытия дефекта нижней челюсти кролика был произведен на 3-D принтере методом цифровой светодиодной проекции. Моделью, имитирующей костную ткань, стал Gyroid.

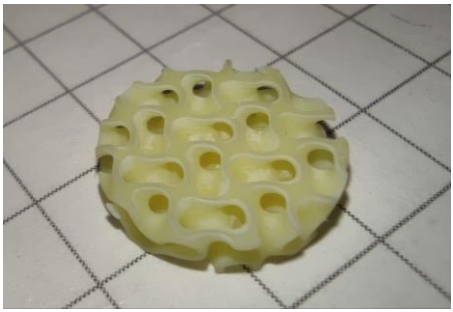


Рисунок 1 – Пористое печатное изделие

1. Wu A. M. et al. Global, regional, and national burden of bone fractures in 204 countries and territories, 1990–2019: a systematic analysis from the Global Burden of Disease Study 2019 //The Lancet Healthy Longevity. – 2021. – Т. 2. – №. 9. – С. e580-e592.
2. Yashima M. et al. Crystal structure analysis of β-tricalcium phosphate Ca3 (PO4) 2 by neutron powder diffraction //Journal of solid state chemistry. – 2003. – Т. 175. – №. 2. – С. 272-277.
3. Wan B. et al. Building osteogenic microenvironments with strontium-substituted calcium phosphate ceramics //Frontiers in bioengineering and biotechnology. – 2020. – Т. 8. – С. 591467.
4. Goldberg M. A. et al. Calcium and magnesium phosphates bone cements for biovisualization and theranostic applications //Biophysical Reviews. – 2025. – С. 1-14.

А.Ф. ИЛЬЮЩЕНКО, А.И. ЛЕЦКО, Ю.А. РЕУТЁНОК,
Н.М. ПАРНИЦКИЙ, , Т.А. НИКОЛАЙЧУК,
О.О. КУЗНЕЧИК
Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа
г. Минск, Беларусь
E-mail: pmi.nil26@gmail.com

ЭЛЕМЕНТАРНАЯ ПОРОШКОВАЯ ЯЧЕЙКА КАК МОДЕЛЬНОЕ ДОПУЩЕНИЕ В ПРОЦЕССАХ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ФОКАЛЬНОГО ПЛАВЛЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОРОШКОВ ПРИ 3D-ПЕЧАТИ

Сообщается о развитии аддитивного производства и, в частности, используемым на нём аддитивным технологиям трёхмерной цифровой печати (3D-печати) селективным лазерным сплавлением (СЛС) порошков металлических сплавов. Подчёркивается, что процессы 3D-печати методом СЛС является родственным по отношению к металлургическим сварочным процессам, поэтому в современных программных средствах подготовки к такой 3D-печати, как правило, используются результаты решения численными методами тепловой задачи движущегося по поверхности твердого тела точечного источника, под которым понимается фокальное пятно лазерного излучения. Однако, при практическом решении такой задачи в настоящее время не учитывается фактическое структурно-фазовое состояние наносимого на платформу 3D-печати порошкового слоя, как сыпучего материала, у которого имеется насыпная плотность (ею порошок обладал, когда находился в бункере подачи), плотность утряски (плотность порошка на платформе 3D-печати), и просвет (ею порошок обладает в обоих случаях). При решении тепловой задачи о подвижном точечном источнике эти все понятия заменяются одним показателем пористости порошкового тела, что ограничивает точность решения такой задачи. Способствовать повышению точности решения этой задачи может виртуальное выделение в сформованном на платформе 3D-печати порошковом слое виртуальной ячейки, состоящей из частиц металлического сплава, для которой применимы такие понятия, как насыпная плотность, плотность утряски и просвет. Исходя из этого, при моделировании режимов СЛС численными методами предлагается использовать следующие допущения:

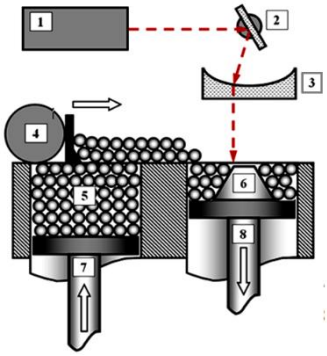
1) Алгоритм 3D-печати (рис. 1) включает в себя выполнение определённых действий, согласно которым, сначала, платформа подачи 7 выдвигает из бункера порошок 5 на определённую высоту Δh_1, по отношению к столу, на котором перед платформой подачи 7, в своём крайнем положении находится скрепер 4, имеющий роликовые катки.

После окончания выдвижения порошкового слоя, скрепер 4 начинает сдвигать его в направлении платформы 3D-печати 8. Во время этого сдвига, эта платформа с ранее насыпанной частью порошка и полученного из него путём СЛС изделия 6, опускается вниз по отно-шению к столу на определённую глубину Δh_2,образуя нишу относительно его поверхности.

При пересечении этой ниши скрепером 4, большая часть сдви-гаемого порошка 5, попадёт именно туда и уплотнится под воздействие вращающихся катков скрепер, а оставшаяся меньшая – в приёмник, который на типовой схеме (рис. 1) не показан.

После пересечения скрепером 4 платформы 3D-печати 8 он останавливается на короткий промежуток времени (1–2 с), после чего начинает своё движение в исходное состояние. После завершения вторичного прокатывания валками по уже сформованному на платформе 3D-печати 8 порошкового слоя включается лазер 1, а вместе с ним и двухкоординатная угловая система поворота зеркал 2, которая программно отклоняет и проецирует на сформованный порошковый слой с помощью F-Theta-линзы 3 сфокусированное лазерное излучение в начальную точку трека перемещения своего фокального пятная. Движение этого пятна по треку с задаваемой мощностью лазерного излучения обеспечивается с помощь программного управления лазером 1 и двухкоординатной угловой системой поворота зеркал 2.

1 – источник лазерного излучения;
2 – двухкоординатная угловая (0; φ; θ) система поворота зеркал;
3 – F-Theta-линза;
4 – однокоординатный (0; X) роликовый скрепер каретки;



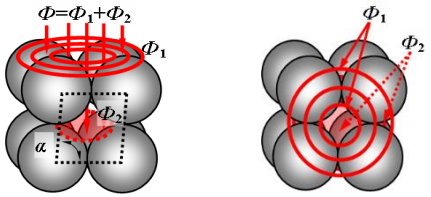
5 – порошок;
6 – послойно получае-мое изделие;
7 – однокоординатная (0; Z) платформа по-дачи;
8 – однокоординатная (0; Z) платформа 3D-печати

Рисунок 1 – Типовая схема 3D-печати методом СЛС

После завершения движения фокального пятна лазерного излучения по первому треку, происходит программный скачкообразный переход к следующему и такие переходы совершаются до тех пор, пока этими треками не будет заполнена с заданным коэффициентом перекрытия вся площадь программно заданного сечения послойно-получаемого в процессе

3D-печати изделия. Вышеперечисленные действия выполняются до тех пор, пока процесс 3D-печати не будет завершён.

2) Отмечается, что при 3D-печати методом СЛС, как правило, применяются сферические порошки металлических сплавов, у которых частицы имеют округлую, близкую к шарообразной форму, обеспечивающую им хорошую текучесть. Это позволяет схематично (рис. 2) представить элементарную область сплавления порошка в виде двухярусной элементарной ячейки, на которую воздействует поток лазерного излучения, имеющий размеры фокального пятна.



а) б)

а) вид с боку; б) вид;

Φ – проецируемый фокальным пятном общий поток лазерного излучения:

$$\Phi = \Phi_1 + \Phi_2$$

Φ_1 – верхний ярус; Φ_2 – нижний ярус

Рисунок 3 – Взаимодействие потока лазерного излучения с двухъярусной элементарной порошковой ячейкой

Согласно этому, проецируемый на поверхность элементарной порошковой ячейки поток лазерного излучения Φ будет распадаться на два частных потока Φ_1 и Φ_2, из которых первый, Φ_1, будет попадать на поверхность частиц верхнего яруса, а второй, Φ_2, – на поверхность частиц второго (нижнего) яруса. Согласно зависимости Слихерта, относительные величины двух частных потоков ($\psi_1=\Phi_1/\Phi$ и $\psi_2=\Phi_2/\Phi$) связаны с такими величинами, как просвет (Ξ) и угол (α) наклона элементарной ячейки, следующим образом:

$$\psi_1 = 1 - \Xi = \frac{\pi}{4 \cdot \sin(\alpha)} \qquad \psi_2 = \Xi = 1 - \frac{\pi}{4 \cdot \sin(\alpha)}, \qquad (1)$$

Отмечается, что при взаимодействии с поверхностью металлических частицы из-за возможного отражения частный поток Φ_1 будет не полностью поглощаться частицами дисперсной фазы, входящими в состав верхнего яруса. При этом из-за возможных внутренних многократных отражений частный поток Φ_2, наоборот, будет практически полностью поглощен частицами дисперсной фазы, входящими в состав верхнего и нижнего ярусов.

А.А. ЛУКЬЯНОВ, Б.И. ВОРОНКОВ, В.В. МИХАЛЬЧИК,
Д.П. ШОРНИКОВ, К.В. ОЖМЕГОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
E-mail: alexanlukianov@yandex.ru

ПРИМЕНЕНИЕ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ ДЛЯ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЦИРКОНИЕВЫХ ЗАГЛУШЕК ТЕПЛОВЫДЕЛЯЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ

В настоящее время в мировой практике уделяется активное внимание процессам спекания для получения финишной геометрии изделий из циркониевых сплавов. Рассматриваются различные методы, в том числе метод искрового плазменного спекания (ИПС). Опубликованы данные по применению данного метода для получения готовых изделий из зарубежных сплавов типа Циркалой-2 и Циркалой-4 [1, 2]. Показано, что этот метод наиболее эффективен в части материально-временных затрат (выход годного и временной цикл производства) для изготовления компактных изделий (типа заглушек для оболочек твэлов) при сравнении с традиционными методами их производства. В связи с этим, целесообразным является освоение метода ИПС и проведение исследований по определению возможности его применения для получения заглушек из отечественных циркониевых сплавов.

Целью работы является разработка параметров изготовления и получение первичных данных по свойствам заготовок для заглушек твэлов, полученных методом ИПС.

Проведено спекание электролитического порошка циркония при различных режимах. Измерены плотность и микротвердость консолидированных образцов, исследованы механические свойства в продольном направлении, проведены металлографические исследования на оптическом и растровом электронном микроскопах, получены EBSD-микрофотографии, измерено содержание водорода.

Установлено, что спекание при температуре выше 1000 °С и давлении выше 60 МПа нецелесообразно ввиду отсутствия существенного влияния на итоговые свойства образцов. ИПС позволяет получать образцы с плотностью > 99 % от теоретической, соответствующие ТУ 95 241-89 «Прутки из сплавов циркония. Технические условия». Удовлетворены требования к микроструктуре, механическим свойствам и содержанию водорода.

1. Jaworska L., Panasiuk J., Putyra P. The influence of powder characteristics on the sintering behaviour and impurity content of spark-plasma-sintered zirconium // International Journal of Refractory Metals and Hard Materials. – 2019. – Vol. 82. – P. 259–267.
2. Desiati R. D., Hermanto B., Afghani F. A. Synthesis and characterization of zirconium alloy by spark plasma sintering (SPS) // Journal of Physics: Conference Series. – 2025. – Vol. 2942. – Art. 012032.

Ю.А. НЕКЛЯ, Ю.З. ВАСИЛЬЕВА
Национальный исследовательский Томский политехнический университет, г. Томск, Россия
E-mail: yan26@tpu.ru

СИНТЕЗ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО КАРБИДА ИЗ УГЛЕРОДНОЙ БИОМАССЫ БЕЗВАКУУМНЫМ ЭЛЕКТРОДУГОВЫМ МЕТОДОМ

Одним перспективных направлений исследования многокомпонетных систем является создание материалов на основе высокоэнтропийных карбидов (HEC) [1]. Ранее были проведены исследования с успешным получением порошкового материала HEC безвакуумным электродуговым методом [2]. В данной работе предлагается использовать в качестве исходного сырья углерод из предварительно пиролизированной биомассы. Целью исследования является получение высокоэнтропийного карбида с использованием углерода из биомассы безвакуумным электродуговым методом.

В качестве источника углерода были выбраны: углерод П803, скорлупа ореха макадамии, резина, кора сосны, фарш рыбы. Смесь готовили путем смешивания реагентов металлов и углерода с использованием шаровой мельницы Mixer/Mill 8000 M. После помола проводили экспериментальные исследования с использованием электродугового реактора при силе тока 125 А при длительности поддержания дугового разряда 120 с.

После процесса синтеза полученные образцы исследовали методом рентгеновской дифракции на дифрактометре Shimadzu XRD 7000s. По результатам рентгенофазового анализа установлено, что использование скорпулы макадамии в качестве источника углерода обеспечивает наибольший выход кристаллической фазы высокоэнтропийного карбида с небольшим содержанием примесной фазы ZrO_2.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (проект № FSWW-2025-0003).

1. Yu D., Yin J., Zhang B., Liu X., Huang Z. Recent development of high-entropy transitional carbides: a review // Journal of the Ceramic Society of Japan. – 2020. – Vol. 128. – №. 7. – P. 329-335.

2. Pak A. Y., Grinchuk P. S., Gumovskaya A. A., Vassilyeva Y. Z. Synthesis of transition metal carbides and high-entropy carbide $TiZrNbHfTaC_5$ in self-shielding DC arc discharge plasma // Ceramics International. – 2022. – Vol. 48. – №. 3. – P. 3818-3825.

М.Д. ПИРОЖКОВ, Г.А. ИВАНОВ, Д.П. ШОРНИКОВ,
В.В. МИХАЛЬЧИК
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Российская Федерация
E-mail: pirozhkovmd@yandex.ru

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОПОРОШКОВ ОКСИДА АЛЮМИНИЯ МЕТОДОМ ХИМИЧЕСКОГО ОСАЖДЕНИЯ

Размер частиц порошка, используемого для получения керамических изделий, значительно влияет на их конечные свойства, а также на протекание процесса спекания. Использование частиц с малым размером позволяет снизить температуру спекания, уменьшает пористость готового изделия, что положительно сказывается на его механических свойствах. Так, для оксида алюминия установлено, что спеканием порошка с размерами частиц от нескольких сотен нанометров возможно получить керамику с фактическим линейным светопропусканием в 50–75 %, а также с пределом прочности на изгиб, в несколько раз превышающим данное значение для монокристаллического Al_2O_3.

Наноразмерные порошки позволяет получать метод химического осаждения. В настоящей работе рассмотрен один из способов получения Al_2O_3 данным методом.

Для приготовления раствора осаждения в дистиллированной воде растворяют нитрат ($Al(NO_3)_3 \cdot 9H_2O$) и сульфат алюминия ($Al_2(SO_4)_3 \cdot 18H_2O$) в мольном соотношении 1:1 и мочевину ($(NH_2)_2CO$) в мольном соотношении 1:100 = $C(Al^{3+}):C((NH_2)_2CO)$. Полученный раствор нагревают до 95 °С и выдерживают в течении 1 часа при данной температуре. В это время в системе протекают следующие реакции:

$$(NH_2)_2CO + H_2O \rightarrow 2NH_3 \uparrow + CO_2$$
$$NH_3 \uparrow + H_2O \rightarrow NH_4OH$$
$$NH_4OH \rightarrow NH_4^+ + OH^-$$
$$Al^{3+} + 3OH^- \rightarrow Al(OH)_3 \downarrow$$

Полученный осадок гидроксида алюминия ($Al(OH)_3$) отделяют от раствора, промывают дистиллированной водой и спиртом, после чего высушивают при 60 °С. Затем следует ручной помол полученного $Al(OH)_3$ и его кальцинация с получением Al_2O_3 [1].

В результате работ получена зависимость размеров частиц осадка $Al(OH)_3$ от концентрации ионов алюминия в растворе $C(Al^{3+})$ в диапозоне от 1 до 10 $\frac{\text{ммоль}}{\text{л}}$. Выявлены изменения размеров частиц $Al(OH)_3$ при каль-

цинации в диапазоне температур 300–1300 ℃, а также фазовые превращения в получаемом Al_2O_3. Исследован химический состав получаемых порошков. Проведена термогравиметрия порошка, определяющая минимально необходимую температуру кальцинации в 1000 ℃. Характерный вид порошка представлен на рисунке 1.

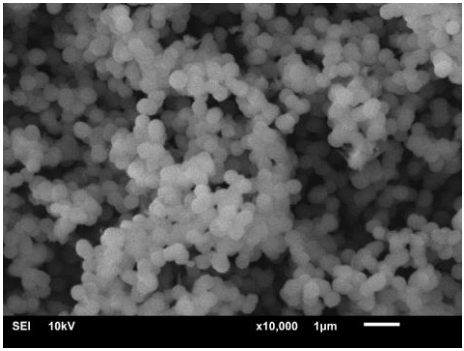


Рисунок 1. Снимок РЭМ порошка оксида алюминия, полученного химическим осаждением.

Результаты работы показывают возможность получения методом химического осаждения сферических порошков оксида алюминия с размерами частиц от 300 нм, частотой от 99 мас. %.

1. Su X., Chen S., Zhou Z. Synthesis and characterization of monodisperse porous α-Al_2O_3 nanoparticles // Applied Surface Science. – 2012. – Vol. 258, no. 15. – P. 5712–5715. – DOI: 10.1016/j.apsusc.2012.02.067.

М. Д. ПРОХОРОВА, М. С. СТАЛЬЦОВ, Д. П. ШОРНИКОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия
E-mail: promary4@gmail.com

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА СВОЙСТВА И МИКРОСТРУКТУРУ АЛЮМОМАГНЕЗИАЛЬНОЙ ШПИНЕЛИ

Шпинели – обширный класс соединений, кристаллизующихся в кубической системе. Их общая формула $Me_2+Me_3+O_4$. Наиболее изученных среди шпинелей является алюмомагнезиальная шпинель (АМШ). Теоретический состав алюмомагнезиальной шпинели: MgO – 28,34 мас. %; Al_2O_3 – 71,66 мас. %.

АМШ характеризуется сочетанием важных физических свойств – термических, оптических и механических, которые отличают ее от других кристаллических соединений.

Получение прозрачных материалов на основе АМШ связано с рядом трудностей, которые обусловлены особенностями применяемого материала. Основная трудность заключается в технологии, которая бы позволила получать изделия высокой плотности, при минимальном количестве субмикронной пористости и размером зерна не более 1 мкм.

Для решения этой проблемы было проведено изучение особенностей влияния параметров искрового плазменного спекания (ИПС) на свойства и микроструктуру алюмомагнезиальной шпинели.

В ходе работы использовался порошок алюмомагниевой шпинели. Порошок просеивался через сито с размером ячеек 100 мкм. Размерное распределение порошка было измерено на лазерном анализаторе размеров частиц. Из анализа полученных распределений можно сделать вывод о том, что в итоге получилось бимодальное распределение с пиками примерно на 1 и 20 мкм.

В последствии было проведено спекание порошка Al_2MgO_4 в установке ИПС по различным режимам при давлении 80 МПа. После спекания было получено 10 образцов. После была измерена плотность образцов гидростатическим методом. Так же была измеренна микротвердость по радиусу образцов. На рисунке 1 представлены зависимости микротвердости наиболее твердых образцов от радиуса.

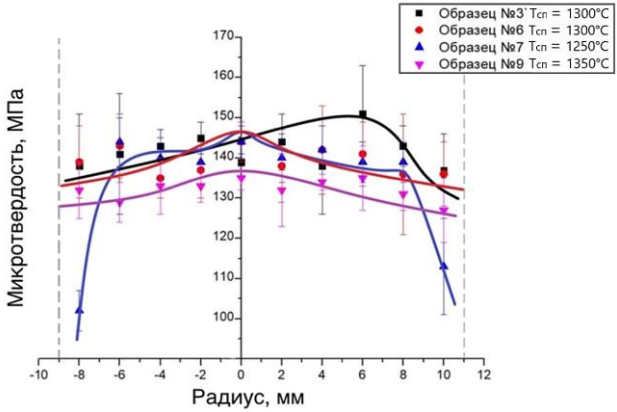


Рисунок 1 – График зависимости микротвердости образцов шпинели, спеченных при разных температурах, от расстояния от центра образца

В ходе анализа данных видно, что большинство образцов обладают высокой относительной плотностью в диапазоне от 97,88% до 99,99%, а их показатели микротвердости находятся в пределах 135–144 МПа.

Также у большинства образцов максимальные значения микротведости сосредоточены в центре, что может указывать на неравномерное распределение свойств от центра к переферии.

В дальнейшем для термического травления был проведен высокотемпературный отжиг: 1500 °C в течение 4 часов, что позволило протравить зерна.

После отжига вновь были измерены плотность и микротвердость образцов. Значения данных свойств снизились по причине выхода углерода из образцов при отжиге.

Также после отжига были измерены размеры зерен образцов. Практически для всех образцов значения среднего размера зерна близки, или совпадают в пределах погрешности, отличается только образец № 4, для которого размер зерна ~ в 1,5 раза больше, чем для остальных образцов.

Все образцы при отжиге поменяли цвет и приобрели частичную прозрачность. Это произошло за счет очистки образцов от углерода.

С.А. СМИРНОВ[1], О.Н. ДУБИНИН[1], А.В. ФИЛИППОВА[1],
Н.Ю. ЮРЧЕНКО[2], С.А. ЕВЛАШИН[1]
[1] *Сколковский институт науки и технологий, Москва, Россия*
[2] *Санкт-Петербургский государственный морской технический университет, Санкт-Петербург, Россия*
E-mail: Savelii.Smirnov@skoltech.ru

МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И ЖАРОСТОЙКОСТЬ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТОГО ТИТАНА С РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ ОКСИДАМИ, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ ПРЯМОГО ЛАЗЕРНОГО ВЫРАЩИВАНИЯ

Для титановых лопаток компрессоров авиационных двигателей окисление и образование охрупченного поверхностного слоя могут ограничивать усталостную долговечность [1]. Применение технически чистого титана ограничивает невысокая прочность и интенсивное окисление при температурах выше 700°C [2]. Введение редкоземельных оксидов при прямом лазерном выращивании позволяет изменять микроструктуру и повышать прочность титана [3]. При выборе добавки необходимо учитывать её устойчивость при взаимодействии с титаном, поскольку именно она определяет равновесное содержание растворённого кислорода в металле [4]. Влияние этих различий на сочетание прочности, пластичности и стойкости к окислению исследовано на примере добавок Sm_2O_3, Tm_2O_3 и Lu_2O_3.

Образцы технически чистого титана с добавками по 1 мас.%Sm_2O_3, Tm_2O_3 и Lu_2O_3, а также 2 мас.%Sm_2O_3 получали методом прямого лазерного выращивания с подачей порошка на принтере InssTek MX-1000 в аргоне. Мощность лазера составляла 380 Вт, скорость перемещения 850 мм/мин. Массовый расход порошка составлял 1,1 г/мин для титана и 1,5 г/мин для смесей с редкоземельными оксидами. Структуру исследовали методами электронной микроскопии, дифракции обратнорассеянных электронов и рентгенофазового анализа. Испытания на растяжение проводили поперёк направления выращивания. Стойкость к окислению оценивали по удельному приросту массы и толщине оксидного слоя после выдержек на воздухе при 800°C продолжительностью до 48 ч.

Добавка 1мас.%Lu_2O_3 уменьшала среднюю толщину α-пластин с 9,1 ± 2,0 до 2,55 ± 0,07 мкм, а 1мас.%Tm_2O_3 - до 5,2 ± 1,1 мкм. При введении Sm_2O_3 существенного измельчения α-пластин не наблюдалось. Lu-содержащие оксидные частицы располагались преимущественно внутри α-пластин, тогда как Sm-содержащие частицы концентрировались на их границах. Отсутствие локального обогащения кислородом в Sm-содержащих частицах и увеличение параметра с решётки α-Ti согласуются с частичной диссоциацией Sm_2O_3 и переходом кислорода в матрицу.

Наибольшее упрочнение обеспечивали добавки Sm_2O_3. У немодифицированного титана предел текучести составлял 338 ± 11 МПа, предел прочности – 438 ± 13 МПа, относительное удлинение – 41 ± 5 %. Для 1мас.%Sm_2O_3 эти показатели составляли 506 ± 15 МПа, 647 ± 10 МПа и 34 ± 4 %, а для 2 мас.%Sm_2O_3 - 581 ± 4 МПа, 705 ± 9 МПа и 28 ± 3 %. Рост прочности без существенного измельчения α-пластин связывают с твердорастворным упрочнением кислородом и барьерным действием частиц. Вклад растворённого кислорода оценён косвенно, поскольку его содержание в матрице напрямую не измеряли. Деформация протекала преимущественно дислокационным скольжением с участием двойникования.

Все исследованные добавки снижали удельный прирост массы при окислении. После 48 ч при 800°C толщина оксидного слоя уменьшалась с 48,8 мкм у немодифицированного титана до 21,6–27,1 мкм у модифицированных составов; наиболее тонкий слой формировался при 1мас.%Lu_2O_3. На поперечных шлифах образцов с добавками Sm_2O_3 протяжённых трещин на границе раздела оксидного слоя и металла не обнаружено. Замедление окисления предположительно связано с затруднением переноса кислорода сохранившимися частицами.

Введение редкоземельных оксидов при прямом лазерном выращивании позволяет одновременно повысить прочность технически чистого титана и его стойкость к высокотемпературному окислению при сохранении значительной пластичности. Среди исследованных составов добавка 1мас.%Sm_2O_3 обеспечивает благоприятное сочетание этих свойств.

1. Li W., Ma Z., Yang Z., Wang S. Effect of high-temperature oxidation on mechanical properties of TC11 titanium alloy. Journal of Materials Research and Technology. 2025. Vol. 36. P. 3634–3646.
2. Dai J., Zhu J., Chen C., Weng F. High temperature oxidation behavior and research status of modifications on improving high temperature oxidation resistance of titanium alloys and titanium aluminides: A review. Journal of Alloys and Compounds. 2016. Vol. 685. P. 784–798.
3. Han W., Min J., Dai G., Guo Y., Chang L., Wang Y., Zhao E., Sun Z., Chang H. Effect of Y_2O_3 addition on microstructure and properties of Ti6Al4V by laser melting deposition. Materials Science and Engineering A. 2023. Vol. 886. Art. 145694.
4. Ouchi T., Akaishi K., Kamimura G., Okabe T.H. Direct Oxygen Removal from Titanium by Utilizing Vapor of Rare Earth Metals. Materials Transactions. 2023. Vol. 64. No. 1. P. 61–70.

А.Н. УРЖУМЦЕВ[1], В.Е. МАЛЬЦЕВА[1], М.Д. ПОТАШОВ[1],
Л.В. ФЕДОРЕНКО[1], С.В. ЧЕРНЫШИХИН[1]
[1] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия*
E-mail: an.urzhumtsev@misis.ru

ПОЛУЧЕНИЕ ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ КОМПОЗИТНЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ ПОЛИАМИДА 12 ДЛЯ ПРИМЕНЕНИЯ В ТЕХНОЛОГИИ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЕКАНИЯ

Одним из ключевых направлений развития класса функциональных материалов рассматривается создание композитов. В композитах механические свойства изделия обеспечиваются матрицей, как правило из полимера, а функциональные – частицами наполнителя. В магнитных материалах примерами композитов являются материалы типа магнитопластов, магнитоэластов, ферритов и др. В данной работе рассматривается задача получения магнитных композитных порошков для применения в аддитивной технологии селективного лазерного спекания (СЛС). Основным полимером, применяемым в СЛС, является полиамид 12 (PA12), для модельного магнитного наполнителя выбран порошок железа.

Основной проблемой при создании композитной смеси на основе PA12 и Fe100 выделено, что матрица и наполнитель обладают существенными различиями в реологических свойствах. Это выражается в том, что в зоне построения принтера при его распределении ракелем происходит сегрегация компонентов порошковой смеси: в начале зоны нанесения материала оседает больше железа, в конце – полиамида. В результате детали после печати не однородны по концентрации PA12 и Fe, а также имеют характерный дефект в виде смещения «основания» детали относительно «крышки», примерно на угол 5° (рисунок 1А). Установлено, что ключевую роль в сегрегации играют частицы субмикронного размера, доля которых в исходных материалах может достигать до 20 об. %.

В качестве полимерной матрицы применялся порошок PA12 (d_{50} = 60 мкм). В роли магнитного наполнителя выбран порошок атомизированного железа ПР-ПЖ100 (Fe100) (d_{50} = 86,5 мкм). Композитная смесь PA12/Fe100 (50:50 об. %) получена с помощью планетарной шаровой мельницы Powteq BM40 с шаровой загрузкой D_b = 2–10 мм. Гранулометрия проведена на лазерном анализаторе Bettersize S3 Plus. Сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) выполнена на TESCAN VEGA Compact. Аддитивное получение композита PA12/Fe100 проводилось на 3Д СЛС установке Onsint SM200.

Механическое смешивание в планетарной мельнице при 30 об/мин в течении 60 мин (без шаров), снижает концентрацию свободных субмикронных частиц до 10 об. %, однако этого недостаточно для СЛС. В данном исследовании предложен метод получения однородной смеси PA12 с Fe с помощью механизма грануляции. Грануляции удается достичь при определенном энергетическом воздействии помольных шаров на порошковую смесь.

На рисунке 1 представлены композитные образцы PA12/Fe100 полученные с помощью СЛС из механической смеси и смеси с грануляцией субмикронных частиц.

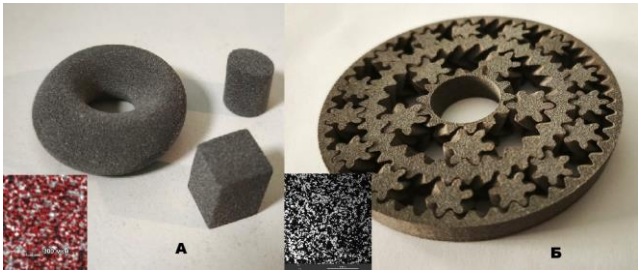


Рисунок 1 – Изображения СЛС композитных деталей PA12/Fe100:
А – из механически смешанных порошков;
Б – порошков с грануляцией.

Для данного композита оптимальным является диапазон энергии удара помольных шаров E_{imp} = 12–15 мДж, когда происходит грануляция субмикронных частиц PA12 в полости Fe100 без критических изменений в морфологии, а также консолидации частиц Fe100 по поверхности PA12. После данной обработки повышается относительная текучесть смеси на 10 %, при этом снижается насыпная плотность на 2 %, при этом на платформе принтера сегрегации больше не наблюдается, а эффект смещения плоскостей «основания» и «крышки» детали снижается до 0,5–1° (рисунок 1Б). Разработанный подход для получения однородной композитной порошковой смеси планируется применять для получения магнитотвердых композитов типа PA12/Nd-Fe-B для аддитивного создания магнитопластов и др.

Работа выполнена при финансовой поддержке Программы привлечения Постдоков в НИТУ МИСИС в рамках Приоритет 2030 (грант № К4-2025-8).

В.О. ФИЛИНОВ, Л.В.ФЕДОРЕНКО,
К.А. ПЕТУХОВА, А.А. ЕПИФАНОВА, С.В. ЧЕРНЫШИХИН
Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия
E-mail: FilinovVO@misis.edu.ru

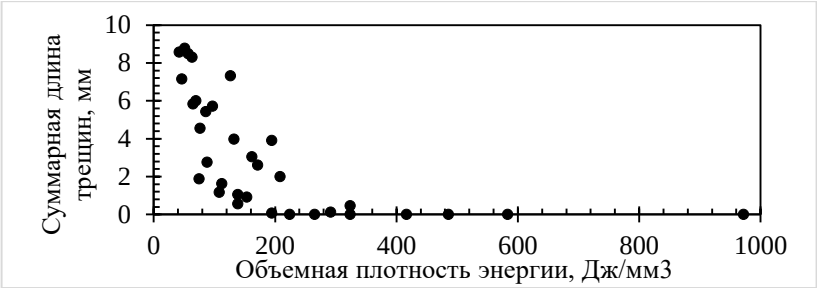
ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА ТРЕЩИНООБРАЗОВАНИЕ В СПЛАВАХ СИСТЕМЫ Al-Zn-Ca ПРИ СЕЛЕКТИВНОМ ЛАЗЕРНОМ ПЛАВЛЕНИИ

Используемые в селективном лазерном плавлении (СЛП) сплав AlSi10Mg и другие алюминиевые сплавы уступают в теплопроводности чистому алюминию [1]. Zn обладает высокой растворимостью в твердом растворе алюминия, а Ca обеспечивает сохранение механических свойств и увеличивает коррозионную за счет образования тройной эвтектики с Al и Zn [2]. Цель данной работы создание нового алюминиевого сплава с минимальным содержанием легирующих элементов Zn и Ca для повышения функциональных характеристик с сохранением прочностных.

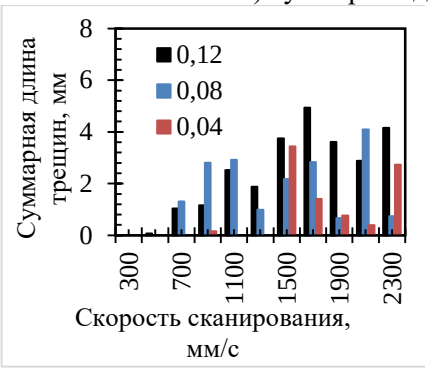
Методом индукционной газовой атомизации изготовлен порошок для СЛП состава Al6Zn6Ca. Для исследования структуры сплава с помощью металлографии на установке Addsol D50 синтезировались экспериментальные образцы кубической формы в интервале плотности энергии 40-970 Дж/мм^3. В матрице эксперимента варьировали скорость сканирования от 300 до 2300 мм/с и расстояние между проходами: 0,04; 0,08; 0,12 мм. Постоянными параметрами процесса были мощность лазера в 350 Вт и толщина слоя в 0,03 мм.

При изучении сплава Al6Zn6Ca было выявлено образование трещин, которые проходят в основном вдоль границ ванн расплава. Морфология изломов, полученная после механических испытаний, коррелирует со стратегией сканирования [3].

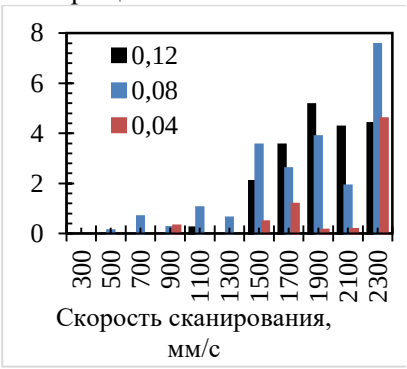
Для выявления того, какой легирующий элемент: Zn или Ca, – вызывает дефектообразование, изготовлено и исследовано два сплава: Al6Zn и Al6Ca. Опытные образцы синтезировались по тем же технологическим параметрам, что и образцы из сплава Al6Zn6Ca. По результатам металлографии можно утверждать, что Ca приводит к образованию трещин в сплаве. Выявлено снижение длины трещин при увеличении объемной плотности энергии (рисунок 1а), при этом для вертикальных трещин наблюдается тенденция к их росту при увеличении скорости сканирования (рис 1 б), для горизонтальных трещин такой зависимости нет (рисунок 1в).



а) суммарная длина трещин



б) горизонтальные трещины



в) вертикальные трещины

Рисунок 1 – Зависимости длины трещин от объемной плотности энергии и скорости сканирования. Черным, синим и красным на рисунках б) и в) обозначены образцы с разным расстоянием между проходами в мм.

С помощью металлографии образцов с составом Al6Zn трещин в структуре выявлено не было, а относительная плотность достигала ~ 99,9%. Таким образом, можно сделать вывод о том, что именно Ca является причиной образования трещин в сплавах системы Al-Zn-Ca.

Исследования выполнены в рамках проекта РНФ №25-29-01744.

1. Ali Ghasemi, Eskandar Fereiduni, Mohamed Balbaa, Mohamed Elbestawi, Saeid Habibi, Unraveling the low thermal conductivity of the LPBF fabricated pure Al, AlSi12, and AlSi10Mg alloys through substrate preheating, Additive Manufacturing, Volume 59, Part A, 2022

2. Zhang A., Li Y. Effect of alloying elements on thermal conductivity of aluminum // J Mater Res. Springer Nature, Vol. 38, № 8. P. 2049–2058, 2023

3. S.O. Rogachev, L.V. Fedorenko, V.E. Bazhenov, A.A. Lyskovich, V.O. Filinov, B.O. Zotov, O.R. Bashmakova, S.V. Chernyshikhin. Synergistic effect of Zn and Ca content on the defects formation and mechanical properties of LPBF-produced Al–Zn–Ca alloy. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, 2026

А.В. ФИЛИППОВА[1], С.А. СМИРНОВ[1], О.Н. ДУБИНИН[1],
Д.Г. ФИРСОВ[1], С.А. ЕВЛАШИН[1]
[1] *Сколковский институт науки и технологий, г. Москва, Россия*
E-mail: Anastasia.Filippova@skoltech.ru

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА АЛЮМИНИЕВОЙ БРОНЗЫ Cu–9,5Al–1Fe, ПОЛУЧЕННОЙ С ПОМОЩЬЮ АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

Развитие компактной электроники повышает требования к материалам теплоотводящих компонентов, которые должны сочетать теплопроводность, механическую прочность и возможность изготовления сложных конструкций. Лазерные аддитивные технологии (PBF-LB) позволяют создавать монолитные изделия с тонкими стенками и развитой поверхностью для улучшенного теплообмена. Перспективными материалами для таких изделий являются алюминиевые бронзы, как альтернатива чистой меди. Однако влияние параметров печати и последующей термообработки на их неравновесную структуру и функциональные свойства изучено недостаточно.

Образцы изготовлены методом PBF-LB при объёмной плотности энергии от 125 до 938 Дж/мм^3. Термообработку проводили при 300, 400 и 500 °C в течение 3 ч с последующим охлаждением на воздухе. Структуру и фазовый состав исследовали методами оптической и электронной микроскопии, рентгеновской дифракции и энергодисперсионного анализа. Определяли теплопроводность, удельное электросопротивление, микротвёрдость и механические характеристики при растяжении. Для оценки практической применимости материала были изготовлены теплообменники с пластинчатыми рёбрами, цилиндрическими штырями и гироидной геометрией.

Повышение плотности энергии при печати сопровождалось снижением интенсивности дифракционных пиков β′-мартенсита и общей тенденцией к уменьшению дислокационной плотности. При увеличении плотности энергии от 125 до 938 Дж/мм^3 теплопроводность при 293 К возросла приблизительно с 36 до 47 Вт/(м·К), приблизившись к значению для литой бронзы – около 50 Вт/(м·К). Одновременно наблюдалось уменьшение удельного электросопротивления.

В образце, изготовленном при 313 Дж/мм^3, были обнаружены обогащённые алюминием межламельные области и наноразмерные железосодержащие частицы нетипичных составов для данного материала (Рисунок 1). Термообработка приводит к перераспределению легирующих элементов и немонотонному изменение механических свойств. Обработка при 300–400 °C сопровождалась снижением пластичности, связанным с эволюцией хрупких межламельных составляющих. При 500 °C происходили рас-

пад β′-мартенсита и частичное восстановление пластичности при сохранении высокой прочности. Для материала, напечатанного при 938 Дж/мм^3, после такой обработки прочность при растяжении составляла около 750 МПа при деформации до разрушения 0,147. Теплопроводность образца, изготовленного при 313 Дж/мм^3, после обработки при 500 °C достигала приблизительно 63 Вт/(м·К) при 300 К.

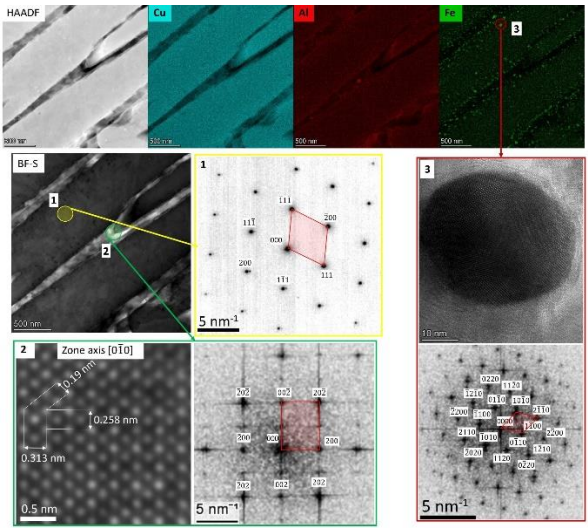


Рисунок 1 – ПЭМ-анализ образца 313: STEM-HAADF-EDS-изображения микроструктуры, SAED медьсодержащих ламелей и HRTEM с FFT межламельной области и железосодержащей частицы.

Испытания теплообменников проводили при циклическом нагреве процессора и принудительном воздушном охлаждении. Повышение плотности энергии печати с 313 до 938 Дж/мм^3 не обеспечивало систематического улучшения тепловых характеристик изделий. Эффект термообработки определялся их геометрией: после обработки при 500 °C время охлаждения от 65 до 55 °C для гироидных конструкций сокращалось на 13–24% и составляло примерно 33–35 с, что сопоставимо с медным образцом сравнения. Для пластинчатых и штыревых конструкций систематического улучшения не наблюдалось.

Установленые взаимосвязи между параметрами лазерного сплавления, термообработкой, структурой и свойствами бронзы Cu–9,5Al–1Fe показывают возможность регулирования её теплопроводности и механических характеристик за счёт изменения фазового и дефектного состояния. Испытания теплообменников подтвердили перспективность материала для компактных теплоотводящих компонентов и необходимость совместного выбора условий изготовления и геометрии изделий.

Е. С. ФОРТУНА, С. Н. НИКИТИН, В. В. МИХАЛЬЧИК,
А.В. ТЕНИШЕВ, Д. П. ШОРНИКОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия
E-mail: efortuna06@mail.ru

ИЗУЧЕНИЕ ТЕПЛОФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ КАРБИД БОРА-ГРАФИТ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ ДО 1400 °С

Высокотемпературные газографитовые реакторы (ВТГР) являются источниками высокопотенциального тепла для различных отраслей промышленности. При их проектировании актуальным становится вопрос выбора поглощающих элементов для системы управления и защиты (СУЗ). В связи с тем, что температура активной зоны реактора составляет около 1250°С в качестве материала для замедлителя выбран карбид бора. Поскольку изготовление поглощающих элементов из чистого карбида бора нецелесообразно, используется композит из карбида бора в графитовой матрице. При этом содержание карбида бора варьируется от 29 до 56 мас. %. Такая концентрация позволяет обеспечить оптимальное сочетание ядерно-физических и механических свойств при повышенной температуре. В связи с жесткими температурными режимами эксплуатации реакторов ВТГР необходимо знать теплофизические свойства в диапазоне рабочих температур. В тоже время, композиты карбид бора-графит не имеют широкого распространения в каких-либо других областях, вследствие чего, на данный момент нет достаточного количества информации о методах их изготовления и их теплофизических свойствах.

Для дальнейших исследований изготовлены образцы композита, содержащего 56,2 мас. % B_4C и 29,3 мас.% B_4C.

Образцы получены с помощью порошковых методов, включающие в себя смешение карбида бора с графитом и пластифицирующей добавкой. Пластифицирующая добавка при отжиге также служила добавкой для графитации. Стадии получения композита B_4C-графит включали в себя: смешение и помол B_4C и графита в шаровой планетарной при 250 об/мин, в течении 30 мин. Далее порошки смешивали с пластификатором - парафином в бензине (соотношение масс смеси порошка и парафина – 1:7). После чего прессовали смесь при удельном давлении 190 МПа, далее следовал отжиг компактов на воздухе при 300 °С (скорость нагрева 2,8°С/мин, выдержка при 300°С 60 мин) и спекание в атмосфере аргона и водорода при 1900 °С. После спекания образцов определили плотность геометрическим, пикнометрическим и гидростатическими методами. Для образца, содержа-

щего 56,2 мас.% B_4C+графит+парафин геометрическая плотность составила 1,61 г/см^3, гидростатическая плотность – 1,70 г/см^3, пикнометрическая плотность – 2,169 г/см^3. Для образца содержащего 29,3 мас.% B_4C+графит+парафин геометрическая плотность составила 1,56 г/см^3, гидростатическая плотность – 1,62 г/см^3, пикнометрическая плотность – 2,166 г/см^3.

Проведены измерения относительного удлинения, теплоемкости, температуропроводности трех образцов компактов из композита карбид бора – графита, затем проведен расчет теплопроводности для указанных компактов.

Измерение теплоемкости образцов проводилось при помощи дифференциального сканирующего калориметра Netzsch DSC 404 F1 по температурной программе: нагрев от 30°C до 1200°C со скоростью 10°C/мин, выдержка 1200°C – 10 минут.

Теплоемкость при 30, 100, 300, 500, 700, 900 и 1200 °C составила 886, 931, 1260, 1402, 1468, 1454, 1496 Дж/кг К, соответственно. Значения теплоёмкости при 1300 °C и 1400 °C найдены методом линейной экстраполяции результатов измерения теплоёмкости

Измерение температуропроводности образцов проводилось с помощью метода лазерной вспышки на установке NETZSCH LFA 427. Образцы нагревали до 1400 °C со скоростью 10°C/мин, при нагреве через каждые 100 °C производились по 3 лазерных импульса. Для обработки результатов эксперимента использовалась математическая модель Кейпа-Лемана. Температуропроводность при 26 °C, 100 °C, 301 °C, 502 °C, 804 °C, 1103 °C, 1401 °C составила 9,82 мм^2/с, 7,98 мм^2/с, 5,33 мм^2/с, 4,15 мм^2/с, 3,18 мм^2/с, 2,62 мм^2/с, 2,38 мм^2/с, соответственно.

Для измерения плотности образцов в зависимости от температуры использовали горизонтальный дилатометр Netzsch DIL 402 C. Измерение проводили при нагреве до 1420 °C со скоростью нагрева 5 °C/мин, охлаждение 1420 °C –1000 °C со скоростью 15 °C/мин. Полученное относительное удлинение позволило рассчитать изменение объема образцов $\Delta v/v$ и оценить плотность.

Плотность компакта при 100 °C, 300 °C, 500 °C, 800 °C, 1000 °C, 1200 °C, 1400 °C составила 1928, 1924, 1918, 1908, 1901, 1894, 1888 кг/м^3 соответственно.

На основании результатов измерения теплофизических свойств рассчитаны значения теплопроводности образцов компакта поглотителя по формуле:

$$\lambda = a \cdot \rho \cdot C_p \qquad (1)$$

Теплопроводность при 100 °C, 300 °C, 500 °C, 800 °C, 1100 °C, 1400 °C составила 16,8; 12,9; 11,2; 8,8; 7,1; 4,2 Вт/(м·К) соответственно.

Из полученных значений видно, что с ростом температуры теплоёмкость компактов уменьшается экспоненциально.

В.С. ЯКОВЛЕВА[1], Д.И. СТЕПАНОВА[1], А.И. ЧЕРЕМНЫХ[1], Ф.С. СЕНАТОВ[1], А.С. ЛАТЫШЕВА[2], Г. БАБАЕВА[2], К.М. НОВРУЗОВ[1,2], М.В. ШИНКАРЕВА[2], А.В. ПЕТРОВСКИЙ[2], М.В. КИСЕЛЕВСКИЙ[1,2], Н.Ю. АНИСИМОВА[1,2]

[1]ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия

[2]ФГБУ «НМИЦ онкологии им. Н.Н. Блохина» Минздрава России, г. Москва, Россия

E-mail: n_anisimova@list.ru

БИОИНЖЕНЕРНЫЙ СКАФФОЛД НА ОСНОВЕ ТЕРМОПЛАСТИЧНОГО ПОЛИУРЕТАНА, ИЗГОТОВЛЕННЫЙ МЕТОДОМ 3D-ПЕЧАТИ ДЛЯ ЭНДОПРОТЕЗИРОВАНИЯ МОЛОЧНЫХ ЖЕЛЕЗ

Реконструкция с помощью имплантата является этапом лечения, который помогает восстановить форму молочной железы и снизить психологический дискомфорт после мастэктомии у онкологических больных. Несмотря на широкий опыт применения силикона в качестве материала имплантатов для маммопластики, этот материал не является оптимальным выбором в целом ряде клинических случаев, что обусловливает поиск новых подходов для расширения арсенала медицинских изделий.

В данной работе методом 3D-печати при температуре сопла 230 °C изготовлены полусферические скаффолды диаметром 1 см с пористостью 25 % и гироидной структурой, обеспечивающей равномерное распределение нагрузки. Филамент диаметром 1,75 мм получали экструзией гранул термопластичного полиуретана (ТПУ) при 170–190 °C в камере экструдера с последующим активным воздушным охлаждением. Испытания на сжатие контрольных и извлеченных после имплантации образцов подтвердили, что выбранная геометрия пор и жесткость материала соответствуют требованиям маммопластики.

Затем образцы скаффолдов промывали в растворе Хенкса путем обработки ультразвуком, выдерживали в 60 % растворе этилового спирта в течение 30 минут, высушивали и нагружали плазменным гелем на основе обогащенной тромбоцитами плазмы крови донора, дополненной глюконатом кальция. Образцы полученной конструкции имплантировали подкожно мышам линии CBA на 2 месяца. В контрольной группе животным имплантировали пустые скаффолды. В ходе наблюдения у животных обеих групп не было отмечено таких признаков местной или системной реакции отторжения скаффолда, как повышение температуры тела, покраснение, зуд, болезненность, некроз или изъязвление в области имплантации. Не

было отмечено признаков лимфостаза или кровоизлияний, свидетельствующих о нарушении местной циркуляции крови или лимфы. Имплантат сохранял упругость и умеренную подвижность относительно нижележащих мышц, его края оставались четкими и ровными, без признаков формирования краевой фиброзной капсулы.

Изучение области свойств и морфологии имплантатов методом микрокомпьютерной томографии с использованием аппарата Quantum GX2 (Rigaku, Япония) производили пятикратно в следующем режиме: 5 мА, 40 В, разрешение 144 мкм, доза облучения 40. Было показано, что приживляемость скаффолдов, нагруженных плазменным гелем, была выше: разница с контрольной группой составила не менее 12 дней. К концу периода наблюдения отмечали наличие значимой разницы рентгеновской плотности слоя имплантатов одинаковой толщины (50 мкм), нагруженных плазменным гелем, и без нагрузки: 1002 HU и 245 HU. Это указывает на обеспечение плазменным гелем более равномерного заполнения объема имплантата, чем в контроле, что опосредует сохранение однородности протеза в постоперационном периоде, усиливая его сходство с замещаемым органом, препятствует его протрузии и улучшает приживляемость.

Исследование выполнено в рамках Государственного задания ВУЗам на тему «Разработка и клинические испытания имплантатов гортанного хряща, формируемых методом аддитивных технологий». Шифр FSME-2026-0018.

А.О. АРАДЕЙБ[1,2], П.С. ДЖУМАЕВ[1], Е.Л. КОРЕНЕВСКИЙ[1], К.А. КОЛОМЫЦЕВ[1]
[1] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва*
[2]*Объединенный институт ядерных исследований, г. Дубна, Россия*
E-mail: Ayman@jinr.ru

СТРУКТУРА, МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА И БИОСОВМЕСТИМОСТЬ ПОКРЫТИЯ MoNbTaTiZr ДЛЯ МЕДИЦИНСКИХ ИМПЛАНТАТОВ

Традиционные биомедицинские сплавы, такие как ВТ6, CoCrMo и коррозионностойкая сталь 316L, имеют ряд ограничений при использовании в качестве имплантатов из-за низкой износостойкости и выделения токсичных ионов (например, Al, V, Co, Cr), вызывающих воспаление тканей [1]. Биосовместимые высокоэнтропийные сплавы (Био-ВЭС), состоящие из пяти нетоксичных элементов, представляют собой революционную альтернативу благодаря превосходным механическим свойствам и биологической безопасности [2]. В рамках данной работы спроектирована композитная мишень, отработаны режимы магнетронного осаждения на титановые сплавы и исследованы эксплуатационные характеристики многокомпонентного покрытия из Био-ВЭС системы MoNbTaTiZr.

Для прогнозирования формирования стабильного однофазного твердого раствора в системе MoNbTaTiZr были рассчитаны термодинамические параметры данной системы. Спроектирована и изготовлена с применением электроэрозионной обработки 20-секторная сегментированная композитная мишень. Тонкая пленка Био-ВЭС нанесена на титановую подложку ВТ1-0 методом магнетронного распыления. Структурный анализ, морфология поверхности, механические характеристики, коррозионное поведение и биосовместимость *in vitro* были оценены с помощью рентгеновской дифракции, сканирующей электронной микроскопии (СЭМ), атомно-силовой микроскопии (АСМ), наноиндентирования, электрохимических испытаний в растворе Рингера и клеточных культур соответственно.

Методами рентгенофазового анализа и энергодисперсионной спектроскопии подтверждено формирование однородной однофазной кристаллической структуры с ОЦК-решеткой и составом, близким к эквиатомному.

Методами СЭМ и АСМ выявлено наличие плотного равномерного покрытия (толщиной до 2,2 мкм) с гладким наноразмерным рельефом поверхности (средняя шероховатость R_a = 25,1 нм). По сравнению с исходной подложкой покрытие Био-ВЭС обеспечило увеличение нанотвердости до 8,2 ГПа, повышение упругого восстановления и рост стойкости к пластической деформации и износу. Электрохимические испытания в растворе Рингера при температуре 37 °C продемонстрировали термодинамический сдвиг потенциала коррозии в область более благородных значений. Кроме того, исследования *in vitro* показали исключительную гемосовместимость и отсутствие выраженного цитотоксического действия, а флуоресцентная микроскопия подтвердила надежную адгезию и колонизацию поверхности мультипотентными мезенхимальными стромальными клетками.

Разработанное покрытие из MoNbTaTiZr по своим механическим и химическим характеристикам превосходит традиционные металлы, используемые для изготовления имплантатов. Благодаря сочетанию исключительной твердости, стойкости к износу, коррозионной защиты и биосовместимости, данное покрытие является перспективным решением для применения в костных имплантатах.

1. Chen, Qizhi, and George A. Thouas. "Metallic implant biomaterials." Materials Science and Engineering: R: Reports 87 (2015): 1-57.
2. Villa, Juliana Rojas, Francisco Javier Bolívar Osorio, and Julián Andrés Lenis Rodas. "Challenges and Future Trends in High and Medium Entropy Alloys for Biomedical Applications: Systematic Review." Metals 16.3 (2026): 262.

Д.В. БЕЛЯКОВА, Д.Д. БУТМАНОВ, Т.П. САВЧУК,
М.Ю. ПРУДНИКОВА
Национальный исследовательский университет «МИЭТ», г. Москва, Россия
E-mail: dara-belaya@yandex.ru

ПОВЫШЕНИЕ ПОГЛОЩЕНИЯ ЧЕРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ОСНОВЕ МАССИВОВ НАНОТРУБОК АНОДНОГО ОКСИДА ТИТАНА ПУТЁМ ОПТИМИЗАЦИИ ДЛИТЕЛЬНОСТИ СИНТЕЗА

Черные покрытия – это уникальный класс материалов, практически полностью поглощающих падающее излучение. Это уникальное свойство делает их незаменимыми в областях, где необходимо полностью исключить паразитную засветку, а также уловить максимум света. Например, для увеличения КПД солнечных коллекторов засчёт максимального поглощения световой и тепловой энергии, в оптических приборах, фото- и видеотехнике. Научный интерес представляет создание светоулавливающих покрытий на основе диоксида титана. Повышение их эффективности возможно засчёт создания наноструктур с развитой поверхностью, например, путем формирования массивов нанотрубок анодного оксида титана (НТАОТ). В связи с этим целью данной работы являлось исследование зависимости оптического поглощения образцов НТАОТ от условий синтеза. [1]

На коэффициент поглощения НТАОТ влияют параметры синтеза, в частности состав электролита, время проведения процесса, время и температура последующей термической обработки. Органические растворители в составе электролита в процессе анодного окисления оседают на стенках трубок в виде слоя органических остатков. Во время отжига из-за пиролиза данного слоя на стенках трубок появляется углерод. Это позволяет увеличить черноту покрытия. Также, с ростом времени анодирования, а, следовательно, и количества заряда, прошедшего через электрохимическую ячейку, растёт толщина получаемой оксидной плёнки.

Исследовалась зависимость величины оптического поглощения образцов НТАОТ от количества заряда, прошедшего через ячейку в процессе анодного окисления, так как с его увеличением изменяется не только толщина плёнки TiO_2, но и морфологические особенности полученного массива.

Нанотрубки анодного оксида титана были получены методом электрохимического окисления титановой фольги во фторсодержащем органическом электролите. Процесс проходил в 2 этапа: первая стадия в течение

фиксированного времени, затем отрыв выращенного слоя TiO_2 методом катодной поляризации, и вторая стадия, длительность которой контролировалась количеством заряда, прошедшего через ячейку. Полученные образцы подвергались термической обработке на воздухе при температуре 300 °C в течение 15 минут [2].

Характеризация полученных материалов проводилась с использованием следующих аналитических методов. Морфология поверхности и параметры пористой структуры (диаметр и длина трубок, толщина стенок) были изучены методом растровой электронной микроскопии (РЭМ). Оптические свойства покрытий исследовались методом спектроскопии диффузного отражения света. Было обнаружено растравливание верхних стенок трубок и смещение пика поглощения из ближней УФ-области в более длинноволновую область. Сопоставление структурных и оптических характеристик позволило оптимизировать режимы синтеза для получения покрытий с поглощением выше 95%.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №26-79-1033, https://rscf.ru/project/26-79-10331/

1. Albertin K. F., Tavares A., Pereyra I. Optimized Ti polishing techniques for enhanced order in TiO2 NT arrays //Applied surface science. – 2013. – Т. 284. – С. 772-779.
2. Zheng B. et al. Fabrication of broadband antireflective black metal surfaces with ultra-light-trapping structures by picosecond laser texturing and chemical fluorination //Applied Physics B. – 2016. – Т. 122. – №. 6. – С. 180.

А.С, ВИТЕРШПАН[1,2], Т.В. ПАНОВА[2], В.С. КОВИВЧАК[2],
[1] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»*
[2] *Омский государственный университет им. Ф.М. Достоевского, г. Омск, Россия*
E-mail: vitershpan95@mail.ru

ОСОБЕННОСТИ ВОЗДЕЙСТВИЯ МОЩНОГО ИОННОГО ПУЧКА НАНОСЕКУНДНОЙ ДЛИТЕЛЬНОСТИ НА ЦВЕТНЫЕ (МЛ5) И ЧЕРНЫЕ (У8) МЕТАЛЛЫ

Мощные ионные пучки являются эффективным инструментом поверхностной модификации материалов. Они обеспечивают высокие скорости нагрева и охлаждения, генерацию ударных волн и радиационных дефектов, что приводит к формированию неравновесных структур в приповерхностных слоях [1,2]. Актуальность работы обусловлена необходимостью улучшения эксплуатационных характеристик реальных конструкционных материалов – инструментальной стали У8 и литейного магниевого сплава МЛ5.

Облучение образцов проводилось на ускорителе «Темп» протон-углеродным пучком с плотностью тока 150 А/см^2 в режимах 1 и 3 импульса. Расчеты в SRIM [3] показали больший проективный пробег ионов в МЛ5 по сравнению со сталью У8 вследствие меньшей плотности материала. Моделирование температурных полей выявило различия в глубине расплава и зоне рекристаллизации (до 2,5 мкм в У8 и более 10 мкм в МЛ5), а также более высокие скорости охлаждения в стали.

По данным СЭМ и энерго-дисперсионного анализа после облучения в стали У8 идет формирование кратеров, волнообразного рельефа, наблюдается перераспределение углерода в поверхностном слое и выход примесей на поверхность. В сплаве МЛ5 отмечается интенсивное испарение магния, обогащение поверхности алюминием, рост содержания кислорода. Рентгеноструктурный анализ показал уширение пиков α-Fe и признаки мартенситной структуры в У8, а в МЛ5 – перераспределение интенсивности между α-Mg и β-Mg17Al12, а также формирование оксида MgO.

Коррозионные испытания в 0,9% растворе NaCl продемонстрировали повышение стойкости облученной закаленной стали У8 более чем в два раза. Выдержка облученных образцов МЛ5 в 0,9% растворе NaCl также привела к замедлению скорости коррозии в результате обогащения алюминием при облучении поверхности.

Таким образом, в стали У8 преобладают процессы упрочнения и улучшения коррозионной стойкости за счет структурных изменений в тонком слое. В сплаве МЛ5 доминируют глубокая модификация с формированием ячеистых структур, испарением Mg, активным окислением и выходом легирующих элементов с образованием защитных оксидных фаз.

Работа частично выполнена за счет гранта Российского научного фонда и Правительства Омской области № 25-22-20041.

1. Ремнев Г.Е. Модификация материалов с использованием мощных ионных пучков // Известия Томского политехнического университета. 2000. Т. 303. № 2
2. Турищев М.Ю., Тишанинов Ю.А., Горожанкина О.В. Обработка металлических изделий машиностроения мощными ионными пучками // Технология металлов. 2018. № 8. С. 34–41.
3. SRIM & TRIM [Электронный ресурс]. URL: https://www.srim.org/

И.О. ВОЛКОВА, Д.Д. БУТМАНОВ, Т.П. САВЧУК[1]
[1] *Национальный исследовательский университет «МИЭТ», г. Москва, Россия*
Email: irina.volkova2006@mail.ru

ЧЕРНЫЕ ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ ПОРИСТОГО АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ

Получение сверхпоглощающих черных покрытий на алюминиевых сплавах является востребованной технологической задачей в ряде отраслей современной промышленности. Они используются в солнечных коллекторах (для повышения термического КПД и стабилизации работы) [1], в аналитическом приборостроении, прежде всего в спектрофотометрах, а также для внутренних деталей оптических приборов (корпусов объективов, диафрагм). Улучшение эксплуатационных свойств покрытий возможно за счет создания наноструктур на поверхности металлов. Одним из перспективных наноструктурированных материалов является пористый анодный оксид алюминия (ПАОА), который обладает уникальной упорядоченной наноструктурой. Диаметр, плотность и глубина пор зависят от приложенного потенциала, температуры и состава электролита, что даёт возможность создавать наноструктуры оптимальные для поставленных задач.

Целью данной работы являлся синтез сверхчерных покрытий на основе ПАОА, обладающих высоким коэффициентом поглощения света.

Для формирования пористой структуры был использован метод анодного окисления (анодирования) алюминиевой пластинки сплава Д16 в сернокислом 1,5М электролите при постоянной температуре 5 °С. Далее путем увеличения тока [2] в гальваностатическом режиме на различное время (1, 2.5,5,10,15 минут) проводилось расширение устьев пор по всей площади образца. С помощью метода SILAR (атомно-слоевое осаждение из жидкой фазы) осуществлялось нанесение сульфида меди в поры ПАОА для получения сверхчерного поглощающего покрытия.

Исследование полученных структур методом спектроскопии диффузного отражения света показало, что в видимом диапазоне наименьший процент отражения показал образец с временем повторного анодного окисления 5 минут, а в инфракрасном диапазоне – образец с временем повторного анодного окисления 1 минута (рисунок 1). Также образец был исследован методами координационного рассеяния света (КРС), растровой электронной микроскопии (РЭМ) и рентгеновской дифрактометрии (РФА).

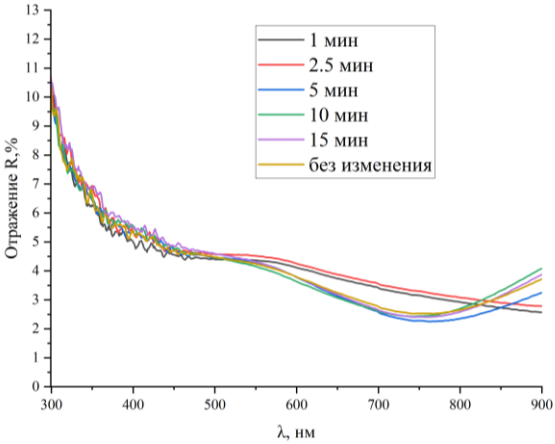


Рисунок 1 – Изменение процента отражения образцов с различным временем повторного анодного окисления с нанесенным слоем сульфида меди.

Исследования выполнены в рамках государственного задания 2026-2028 FSMR-2026-0005 (№075-03-2026-239 от 16.01.2026)

1. Chao C. A. I. et al. Electrodeposition and characterization of nano-structured black nickel thin films //Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2013. – Т. 23. – №. 8. – С. 2300-2306.

2. Choudhari KS, Choi CH, Chidangil S, George SD. Recent Progress in the Fabrication and Optical Properties of Nanoporous Anodic Alumina. Nanomaterials (Basel). 2022 Jan 28;12(3):444. doi: 10.3390/nano12030444. PMID: 35159789; PMCID: PMC8838176.

А.С. ДИКОВ, А.В. ШМОНИНА, С.Б. КИСЛИЦИН,
Р.В. КИРЬЯНОВ, Т. ЕРЛАНОВ
Институт ядерной физики Агентства Республики Казахстан по атомной энергии, г. Алматы, Казахстан
E-mail: dikov@inp.kz

ФОРМИРОВАНИЕ ДВУХЗОННОГО СТРУКТУРНО-МЕХАНИЧЕСКОГО ПРОФИЛЯ В ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ СТАЛИ ЭК-181 ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ $^{56}Fe^{+}$ С ЭНЕРГИЕЙ 0,5 МЭВ

Имитационное облучение тяжелыми ионами, например, ионами железа, признано высокоэффективным и перспективным методом экспресс-диагностики радиационной стойкости реакторных сталей. Вместе с тем, ионное облучение позволяет одновременно решать две критические задачи материаловедения: повышать коррозионную стойкость за счет химической перестройки поверхности и увеличивать сопротивление деградации свойств за счет радиационного упрочнения.

В работе, экспериментально установлено, что облучение малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 ионами $^{56}Fe^{+}$ (E= 0,5 МэВ, флюенс 5×10^{17} см$^{-2}$, T = 350 °C) приводит к устойчивой наноразмерной гетерогенности свойств и формированию отчетливой двухзонной структуры приповерхностного слоя, вызванной радиационными изменениями.

Комплексный анализ морфологии, элементного состава и профиля механических свойств (выполненный методами СЭМ-ЭДС и инструментального наноиндентирования Оливера-Фарра) выявил обогащение хромом и химическую модификацию поверхности глубиной до ~250 нм. Данный эффект обусловлен синергетическим действием двух механизмов: селективного распыления, который удаляет более легкие или менее связанные атомы Fe с поверхности, и радиационно-индуцированной сегрегации, которая вызывает диффузионный приток хрома и углерода к границам зерен и внешней поверхности, что стимулирует выделение высокодисперсных твердых карбидных преципитатов. С точки зрения механики, эта наноразмерная зона демонстрирует умеренное упрочнение (прирост микротвердости ≈ +4%) на фоне падения модуля Юнга (до –15%). Сформированный, обогащенный хромом, слой выступает в роли потенциального антикоррозионного барьера.

В приповерхностном слое, на глубине ~250–500 нм, где химический состав стали стабилизируется и приближается к исходному (до облучения), зафиксировано выраженное дислокационное упрочнение (рост микротвердости до +48%) и увеличение модуля упругости (+21%). Поскольку данная

область залегает глубже основного пика повреждений, рассчитанного классической моделью SRIM, столь сильные изменения объясняются «дальнодействующим эффектом» – активной миграцией и термически активируемым накоплением радиационных дефектов (вакансий, междоузлий и их комплексов) за пределами зоны первичного пробега ионов.

Полученные данные показывают, что метод ионного облучения применим для финишного прецизионного модифицирования тонких приповерхностных слоев изделий, и позволяет тонко настраивать локальные фазовые и механические характеристики сталей за счет оптимизации режимов легирования, флюенса и температуры обработки.

Синергия селективного распыления и радиационно-индуцированной сегрегации позволяет создавать градиентные приповерхностные слои с высоким содержанием хрома, которые плавно переходят в матрицу материала. Отсутствие четкой границы «покрытие-подложка» полностью исключает риск отслоения или скалывания модифицированной зоны при экстремальных термомеханических нагрузках.

Внешний хромированный слой может выступать в роли пассивирующего антикоррозионного барьера, в то время как более глубокий подслой, за счет интенсивного дислокационного упрочнения формирует прочную зону устойчивую к деформированию.

Работа выполнена при поддержке программы № BR23891530 «Развитие комплексных научных исследований в области ядерной и радиационной физики на базе ускорительных комплексов Казахстана» Министерства энергетики Республики Казахстан.

Д.Р. ИВАЩЕНКО[1], К.Б. ЛЕПИХОВА[2]
[1,2]*Севастопольский государственный университет, Институт ядерной энергии и промышленности, химия и химическая технология, г. Севастополь, Россия*
E-mail: dashaflyme@yandex.ru, Lepihovakarina0@gmail.com

ИССЛЕДОВАНИЕ ЭРОЗИИ ВОЛЬФРАМА В ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ ТОКАМАКА

Главный вектор технологического развития — устойчивое будущее при минимизации воздействия на окружающую среду, где ключевое место занимает термоядерная энергетика [1]. Однако условия эксплуатации материалов в термоядерных установках принципиально отличаются от традиционной атомной энергетики: на поверхности обращённых к плазме элементов тепловые нагрузки вызывают нагрев [1]. Чтобы удерживать нагретую плазму от контакта со стенками, используются сильные магнитные поля [1], что ставит перед материаловедением задачи, ранее не возникавшие в отрасли.

Именно эти задачи решаются в рамках проекта ИТЭР [1]. В качестве основного материала для первой стенки токамака был выбран вольфрам из-за минимальной скорости эрозии плазменными потоками [1]. Однако распыление металла приводит к поступлению высокозарядных примесей в объём плазмы, что вызывает её радиационное охлаждение [1].

Практика показала, что вольфрам не универсален [2]. Его эрозия вызвана обменом импульсом между плазмой и стенкой: при превышении энергии связи ионов и нейтралов происходит распыление [2]. Для дейтерия этот порог высок, но примесные ионы в пристеночном слое распыляют вольфрам на порядки интенсивнее [2]. Моделирование показало, что эрозию у радиочастотных антенн определяют ионы кислорода, тогда как вклад дейтронов ничтожен [3]. Поэтому даже малая концентрация примесей может определять скорость эрозии.

Помимо стационарного распыления, критический вклад в разрушение монолитного вольфрама вносят срывы тока [2]. Пучки убегающих электронов МэВ-диапазона за миллисекунды вызывают его локальное плавление, а силы Лоренца в магнитном поле провоцируют гидродинамический перенос расплава с капельной инжекцией в плазму [2]. Переосаждение лишь частично снижает эрозию, но не устраняет загрязнение плазмы, из-за чего стойкость монолита при неустойчивостях теряется [2].

Чтобы защитить стенку, традиционно рассматривают покрытия из карбида бора, однако под экстремальными импульсными нагрузками они быстро деградируют и отслаиваются. Настоящей альтернативой как моно-

литному вольфраму, так и внешним покрытиям выступает создание композита на основе вольфрама, объёмно упрочнённого дисперсной фазой карбида циркония.

В отличие от тонких покрытий, введение частиц сверхтугоплавкого непосредственно в объём вольфрамовой матрицы сдерживает рост зёрен и блокирует распространение микротрещин при срывах плазмы. Это предотвращает макрорастрескивание материала и обеспечивает повышенную стойкость композита к распылению и термоударным нагрузкам.

Таким образом, механизмы эрозии многообразны, а баланс между распылением, переосаждением и импульсным плавлением определяет ресурс обращённых к плазме компонентов. Понимание этого баланса требует дальнейших исследований на действующих установках и развития прогностических моделей, что и определяет актуальность настоящей работы.

1. Проекты по термоядерной энергетике: обзор мировой практики / Д. Собчук, Н. Гриб, А. Перевозчиков. — М.: ФГБУ «РЭА» Минэнерго России, 2024. — 54 с.

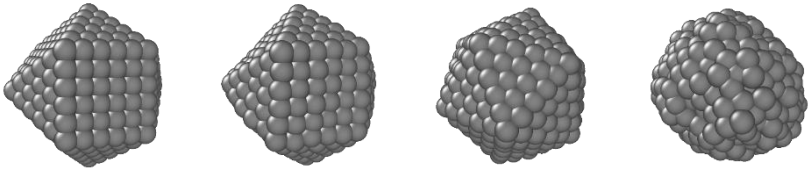
2. Neu R., Angioni C., Bobkov V., Dux R., Hobirk J., Kallenbach A., Krieger K., Pütterich T., Rohde V., Schmid K. Review on ASDEX Upgrade operation with tungsten plasma facing components // Nuclear Materials and Energy. — 2026. — Vol. 46. — Article 102063.

3. Grosjean A., Urbanczyk G., Hillairet J., Tamain P., Colas L., Guillemaut C., Curreli D., Shiraiwa S., Bertelli N. Analysis of RF Sheath-Driven Tungsten Erosion at RF Antenna in the WEST Tokamak // EPJ Web of Conferences. — 2026. — Vol. 346. — Article 01004.

И.В. КАРАКЕЯН, В.В. ПУЙТОВ
Тверской государственный университет, Тверь, Россия
E-mail: pacheco.hell@mail.ru

ПЕРЕХОД В ИКОСАЭДРИЧЕСКИЕ ИЗОМЕРЫ ПРИ ПРЕДПЛАВЛЕНИИ НАНОКЛАСТЕРОВ ГЦК-МЕТАЛЛОВ: МОЛЕКУЛЯРНО-ДИНАМИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

С использованием программного пакета LAMMPS, изотермической молекулярной динамики (МД) и метода погруженного атома был изучен структурный переход кубооктаэдрических (КО) нанокластеров Ag, Al, Au, Cu, Ni, Pb, Pd и Pt в икосаэдрические (ИК) изомеры в ходе нагрева КО-нанокластеров с тремя различными скоростями 0,03, 0,15 и 0,30 К/пс, в отличие от работы [1], где в МД экспериментах воспроизводился нагрев только со скоростью 0,03 К/пс. Исходные частицы имели идеальную гранецентрированную кубическую (ГЦК) структуру и содержали от 13 до 2869 атомов, что соответствует последовательным структурным магическим числам из ряда Кини. Исходные КО-конфигурации генерировались с помощью разработанной нами компьютерной программы [2].



10 К 337 К 339 К 1072 К

Рисунок 1 – Некоторые последовательные конфигурации, демонстрирующие переход ГЦК → ИК в ходе нагрева КО-наночастиц Cu_{561}.

Превращение ГЦК-нанокластеров в ИК-изомеры зависело от скорости нагрева, но в большей степени от выбора металла и размера частиц. Для очень малых КО-кластеров всех металлов, состоящих из 13 и 55 атомов переход происходил при начальной температуре 10 К, что согласуется с интерпретацией ИК-нанокластеров как низкотемпературных структур [3]. Превращение ГЦК → ИК в более крупных наночастицах всех перечисленных выше металлов (кроме Pt) в ходе их нагрева можно считать типичным: переход происходит при определенной температуре, начиная со 147 или 309 атомов, до критического числа атомов, выше которого переход КО → ИК не происходит (см. таблицу 1).

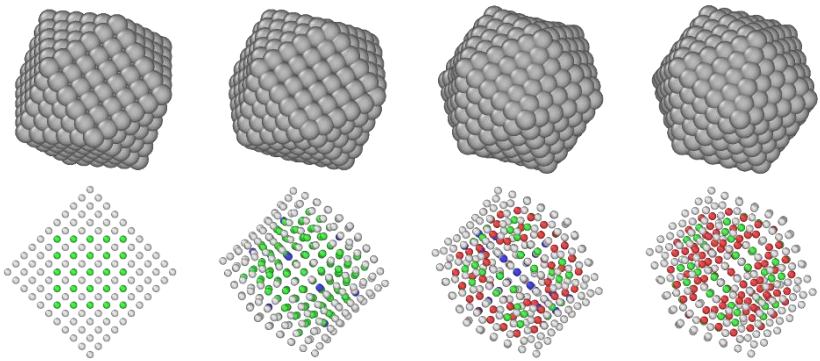


Рис. 2. Переход КО → ИК в наночастице Pt_{561} (КО).
Верхний ряд – некоторые последовательные конфигурации, нижний – результаты общего анализа соседей с помощью программы Ovito. В этом ряду зеленые, синие и красные сферы соответствуют локальной ГЦК, ОЦК и ГПУ структуре, соответственно, а серые – атомам, нераспознанным программой Ovito.

Таблица 1.
Критические размеры (число атомов N_C и радиус R_C) выше которых переход КО → ИК не наблюдался в наших МД экспериментах.

Металл	Ag	Al	Au	Cu	Ni	Pb	Pd	Pt
N_C	561	309	1415	1415	561	2057	1415	2869
R_C, нм	1,01	0,83	1,38	1,24	0,88	1,88	1,32	1,66

Исследования выполнены при поддержке Министерство науки и высшего образования Российской Федерации в рамках выполнения государственного задания в сфере научной деятельности (проект № 0817-2026-0006).

1. Beloshapka V., Melnick A., Soolshenko V., Pimenov D.// *Journal of Nano- and Electronic Physics*, 2021, vol. 13, no. 5, art. no. 05021, 5 p.
2. Пуйтов В.В., Каракеян И.В. Свидетельство о государственной регистрации программы для ЭВМ № 2025687839 «Генератор наноструктур». Дата государственной регистрации в Реестре программ для ЭВМ *15 октября 2025 г.*
3. Samsonov V.M., Vasilyev S.A., Talyzin I.V., Nebyvalova K.K., Puytov V.V., Karakeyan I.V. // *Journal of Chemical Physics*, 2025, vol. 162, issue 7, art. no. 074304, 13 p.

К.А. КОЛОМЫЦЕВ[1,2], П.С. ДЖУМАЕВ[1], Н.В. ПОТЕХИНА[2,3],
[1] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия*
[2]*АО «НИИ НПО «ЛУЧ», г. Подольск, Россия*
[3]*«МГУ им. М.В. Ломоносова», г. Москва, Россия*
E-mail: elem.kolomycev@yandex.ru

ЗАЩИТНЫЕ СВОЙСТВА МЕТАЛЛИЧЕСКИХ И НЕМЕТАЛЛИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ НА СПЛАВАХ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ

К деталям аэрокосмической техники, изготовленным из тугоплавких монокристаллических сплавов, предъявляются высокие эксплуатационные требования. Они должны работать при температуре от 1300℃ и выше без разрушения и резкого падения прочности и других механических характеристик и при этом обладать стойкостью к высокотемпературному окислению. Оптимальной стратегией является использование защитных жаростойких покрытий [1-3].

В данной работе приведены результаты исследования защитных свойств трёх различных видов покрытий: хром, кремний и дисилицид молибдена, полученных на монокристаллических сплавах молибдена методом магнетронного напыления, в диапазоне температур от 900 до 1100 ℃.

Показано, что покрытия на основе хрома характеризуются столбчатой структурой со средним размером кристаллитов около 100 нм. Согласно результатам исследований методом атомно-силовой микроскопии покрытие имеет развитую поверхность с максимальными перепадами высот до 300 нм. Результаты коррозионных испытаний показали, что хромовое покрытие защищает молибденовую подложку от высокотемпературного окисления вплоть до 1100 ℃. После коррозионных испытаний на воздухе при температуре 900 ℃ в течение 30 минут образуется диффузионная зона на границе покрытие/подложка протяженностью около 3 мкм. Оценка профилей концентраций элементов на данном участке показала, что молибден гораздо быстрее диффундирует в хромовое покрытие, чем хром в молибден. После испытаний при температуре 1100 ℃ молибден наблюдается по всей толщине хромового покрытия. Таким образом для использования хромового покрытия требуется создание дополнительного диффузионного барьера, ввиду высокой способности молибдена взаимодйствовать с кислородом при температурах выше 300 ℃. Единичные нарушения роста столбчатых зерен покрытия в процессе магнетронного распыления могут привести к созданию сквозных дефектных участков (микротрещин), способствующих транспортировке кислорода из окислительной атмосферы к подложке.

Покрытия на основе чистого кремния не показали удовлетворительные результаты. Исходный фазовый состав покрытий представлен только аморфной составляющей. Вакуумный отжиг привёл к образованию силицидов типа $MoSi_2$ (*I4/mmm*), Mo_5Si_3 (*Pm-3n*) и Mo_3Si(*I4/mcm*) при диффузионном взаимодействии кремниевого покрытия с подложкой. Однократные испытания при температуре 900 ℃ в течение получаса приводят к полному истончению покрытия с последующим разрушением. При этом проведенный рентгенофазовый анализ показал наличие в поверхностном слое образцов таких фаз, как SiO_2, Mo_5Si_3 (*I4/mcm*) и $MoSi_2$ (*I4/mmm*).

Покрытия на основе $MoSi_2$ характеризуются менее развитым рельефом (в отличие от хромовых). Для их получения использовались отдельные мишени из кремния и молибдена. Для подбора точного стехиометрического состава выполнялось варьирование мощностей распыления мишеней. Фазовый состав покрытий после напыления представлен молибденом и кремнием с небольшим количеством (до 5 мас. %) требуемой фазы $MoSi_2$. Выполненный фазообразующий отжиг образцов в вакууме при температуре 900 ℃ в течение 1 часа привёл к образованию нужной фазы $MoSi_2$ (*I4/mmm*). Покрытия из дисилицида молибдена характеризуются гладкой поверхностью без ярко-выраженной морфологии. На поверхности присутствуют отдельные характерные углубления глубиной до 50 нм и диаметром до 500 нм. Покрытия показали отличные защитные свойства, в том числе и при температуре 1100 ℃. Уже при испытаниях при температуре 900 ℃ в течение 30 минут происходит образование фазы толщиной до 400 нм, обогащённой по молибдену, на границе подложка/покрытие. Фазовый состав покрытия после отжига представлен: $MoSi_2$ (*I4/mmm*), Mo_3Si (*Pm-3n*) и Mo_5Si_3 (*I4/mcm*).

1. Fu T. и др. Oxidation Protection of High-Temperature Oxidation-Resistant Coatings on the Surface of Mo-Based Alloys—A Review // Coatings. MDPI, 2022. Т. 12, № 2. С. 1–24.
2. Li W. и др. MoSi2/(Mo, Ti)Si2 dual-phase composite coating for oxidation protection of molybdenum alloy // J Alloys Compd. Elsevier Ltd, 2018. Т. 740. С. 711–718.
3. Anton R. и др. Magnetron Sputtered Silicon Coatings as Oxidation Protection for Mo-Based Alloys // Adv Eng Mater. Wiley-VCH Verlag, 2020. Т. 22, № 7.

К.В. ОСОКИН[1], П.С. ДЖУМАЕВ[1]
[1] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»*
E-mail: osokin.kirill@yandex.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАЩИТНЫХ ПОКРЫТИЙ ДЛЯ МЕМБРАН ИЗ СПЛАВА 58НХВКТБЮ, РАБОТАЮЩИХ В ЖИДКОМ СВИНЦЕ

Никель-хромовый сплав 58НХВКТБЮ может применяться для изготовления мембран вакуумных датчиков, предназначенных для работы в среде тяжелых жидкометаллических теплоносителей. Существенной проблемой при эксплуатации никелевых материалов в жидком свинце является высокая растворимость никеля, способная приводить к селективному вымыванию компонента из матрицы сплава и снижению ресурса изделия. Одним из способов защиты поверхности является нанесение тонкопленочных коррозионностойких покрытий методом физического осаждения из газовой фазы (PVD) [1, 2].

Целью работы являлись выбор материалов защитных покрытий, устойчивых в среде жидкого свинца, отработка режимов их магнетронного нанесения и проведение сравнительных коррозионных испытаний мембран из сплава 58НХВКТБЮ.

В качестве метода нанесения использовалось магнетронное распыление на установке ИЛУР-3М. Перед нанесением выполнялась ионная очистка поверхности. Образцы нагревались до 300 °С, после чего покрытия наносились в режиме HiPIMS с подачей потенциала смещения на подложку. Были сформированы покрытия Zr, Ti, Nb, Mo, Cr_2AlC, FeCrAl, FeCrAl+Mo и Cr толщиной 1, 5 и 10 мкм.

Коррозионные испытания проводились в статической среде жидкого свинца при температуре 550 °С в течение 100 ч. Содержание кислорода в расплаве контролировалось. До и после испытаний исследовались морфология поверхности, поперечное строение покрытий и элементный состав методом растровой электронной микроскопии с энергодисперсионным анализом. Дополнительно выполнялась расчетная оценка напряженно-деформированного состояния мембраны с покрытиями в программном комплексе ANSYS Workbench.

В результате испытаний установлено, что покрытия Zr и Ti за 100 ч при 550 °С претерпевают значительную деградацию с образованием рыхлых оксидных слоев; также выявлено проникновение свинца в объем покрытия. Покрытие Cr_2AlC сохраняло защитные свойства, однако было склонно к локальному растрескиванию, что связано с различием коэффициентов термического расширения покрытия и металлической подложки. Ниобий по-

казал высокую стойкость в условиях проведенного кратковременного испытания, однако его применение при длительной выдержке требует дополнительной оценки.

Наиболее устойчивыми по результатам сравнительных испытаний оказались покрытия на основе Cr, Mo и FeCrAl, а также многослойная система FeCrAl+Mo. Для FeCrAl+Mo установлена плотная структура без выраженных трещин и пор. Молибденовый подслой при этом выполняет функцию промежуточного диффузионного барьера между основой и FeCrAl, что ограничивает взаимную диффузию компонентов. Полученные результаты показывают перспективность применения многослойной архитектуры покрытия для одновременного обеспечения коррозионной защиты и стабильности границы раздела.

Расчетная оценка напряженно-деформированного состояния показала различный уровень нагруженности материалов покрытий. Для Ti и Mo расчетные растягивающие и сжимающие напряжения оставались ниже предела текучести. Для Cr и FeCrAl напряжения незначительно превышали соответствующие пределы текучести, тогда как для Nb, Zr и Cr_2AlC превышение было существенно. Это указывает на необходимость учета не только химической стойкости материала, но и его механической совместимости с никелевой основой при выборе защитного покрытия.

Таким образом, проведенное исследование позволило сравнить восемь типов защитных покрытий для сплава 58НХВКТБЮ в условиях жидкого свинца и определить наиболее перспективные системы для дальнейшей разработки. Полученные результаты могут быть использованы при совершенствовании защитных покрытий для мембран вакуумных датчиков, работающих в составе систем контроля и автоматики ядерных энергетических установок с тяжелыми жидкометаллическими теплоносителями.

1. Варсеев Е. В., Алексеев В. В. Обзор данных по растворимостям индивидуальных веществ в жидкометаллических теплоносителях // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Ядерно-реакторные константы. – 2014. – № 2. – С. 113–129.
2. Experimental assessment of thermodynamic stability and nucleation of NiO in liquid lead-bismuth eutectic for MYRRHA / Tsybanev A., Marino A., Lim J. et al. // Journal of Nuclear Materials. – 2025. – Vol. 603. – P. 155404.

О.П. ПИНХАСОВ[1,2], Р.В. КУЗНЕЦОВ[1,3]
[1] *АО «Синара – Транспортные Машины», г. Екатеринбург, Россия*
[2] *НИТУ «МИСИС», г. Москва, Россия*
[3] *СПбПУ Петра Великого, г. Санкт-Петербург, Россия*
E-mail: lemexis@yandex.ru

ВЫБОР МАТЕРИАЛА ВОССТАНОВИТЕЛЬНОГО СЛОЯ ПРИ ПРЯМОМ ЛАЗЕРНОМ ВЫРАЩИВАНИИ НА БАЗОВЫХ ДЕТАЛЯХ СРЕДНЕОБОРОТНОГО ДИЗЕЛЯ

Ресурс среднеоборотного дизеля определяется состоянием базовых деталей — блок-картера, коленчатого и распределительного валов. Восстановление их изношенных поверхностей ограничено тепловложением дуговых способов, вызывающим коробление корпусов, и малой толщиной гальванических покрытий. Прямое лазерное выращивание (ПЛВ) [1–3] сочетает локальный ввод энергии с толщиной слоя до нескольких миллиметров.

Ресурс восстановленной детали определяется выбором материала слоя: при высокоскоростной кристаллизации и многократных термических циклах структура слоя иная, чем при дуговой наплавке того же материала. Цель работы — оценка соответствия применяемых композиций требованию чертежа по твёрдости и формулировка критериев выбора материала.

Материалы и методика. Восстанавливали блок-картер (посадочные поверхности коренных опор), коленчатый вал (коренные и шатунные шейки) и распределительный вал (опорные шейки и профиль кулачка). Опробованы металлопорошковые композиции 20Х13, 12Х18Н10Т, 08Г2С и сплав Inconel 625. Наплавку вели на роботизированном комплексе с коаксиальной подачей порошка, варьируя мощность, скорость и перекрытие валиков. Контроль включал координатно-измерительную проверку постелей до и после наплавки, измерение твёрдости и металлографию шлифов; образцы-свидетели получали из той же партии порошка. Все четыре композиции обеспечили слой без нарушений сплошности. Для шейки коленчатого вала выбран Inconel 625: пластичная аустенитная матрица допускает наплавку без предварительного подогрева и сохраняет сплошность при разбавлении железом основы, а коррозионная стойкость отвечает условиям работы шейки.

Результаты. Отклонения геометрии постелей коренных опор блок-картера после восстановления остались в поле допуска. Твёрдость слоя Inconel 625 на шейке коленчатого вала составила 33 HRC (≈ 327 HV) при требовании чертежа 52 HRC (≈ 545 HV).

Обсуждение. Полученная твёрдость соответствует известным данным для лазерных покрытий Inconel 625 – около 350 HV0,1 [4]. Она определяется механизмом упрочнения: Inconel 625 – твёрдорастворно упрочняемый

сплав, и при высокоскоростной кристаллизации ниобий и молибден концентрируются в междендритных областях с образованием фазы Лавеса и карбидов MC, обедняя матрицу γ-Ni [4]. Достижимая твёрдость слоя – 330–360 HV, тогда как требование чертежа выше примерно в 1,6 раза. Технологические параметры изменяют твёрдость в пределах десятков HV, разбавление железом основы смещает её к нижней границе интервала [5]. Требуемый уровень достигается изменением системы легирования слоя.

Для многослойного восстановительного ПЛВ предлагаются четыре требования к материалу слоя. Твёрдость нормируется в состоянии после полного термического цикла, включающего отпуск ранее нанесённых слоёв последующими проходами; этому отвечают системы со вторичным твердением, легированные Mo, V и W. Фазовый состав слоя сохраняется при разбавлении железом основы, что достигается композициями на железной основе. Мартенситное превращение формирует сжимающие остаточные напряжения на поверхности, благоприятные при циклическом изгибе. Твёрдость выше 55 HRC переводит обработку припуска в шлифование. Совместное выполнение требований ограничивает круг композиций мартенситными сталями с карбидным упрочнением и самофлюсующимися сплавами системы Ni–Cr–B–Si; выбор между ними определяется соотношением твёрдости и сопротивления усталости.

Заключение. 1. Локальность ввода энергии при ПЛВ обеспечивает восстановление посадочных поверхностей блок-картера массой в сотни килограммов с сохранением геометрии в поле допуска. 2. Твёрдость слоя Inconel 625 (33 HRC при требовании 52 HRC) определяется твёрдорастворным механизмом упрочнения сплава. 3. Сформулированы критерии выбора материала слоя: нормирование твёрдости после полного термического цикла, устойчивость фазового состава к разбавлению, знак остаточных напряжений, обрабатываемость припуска.

1. ГОСТ Р 57558–2017. Аддитивные технологические процессы. Базовые принципы. Часть 1. Термины и определения.

2. Корсмик Р.С., Туричин Г.А., Климова-Корсмик О.Г. и др. Лазерная порошковая восстановительная наплавка лопаток газотурбинного двигателя // Вестник Самарского ун-та. Аэрокосм. техника, технологии и машиностроение. 2016. Т. 15, № 3. С. 60–69.

3. Пинхасов О.П., Кузнецов Р.В. Применение прямого лазерного выращивания при ремонте высоконагруженных деталей транспортного машиностроения // Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures. 2026.

4. Gui W., Zhong C., Gu J. et al. Laser-clad Inconel 625 coatings on Q245R steel: microstructure, wear and corrosion resistance // npj Mater. Degrad. 2022. Vol. 6. Art. 37.

5. Feng K., Chen Y., Deng P. et al. Improved high-temperature hardness and wear resistance of Inconel 625 coatings // J. Mater. Process. Technol. 2017. Vol. 243. P. 82–91.

А.А. РЯБОВ, И.О. БАННЫХ
Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Москва, Россия
E-mail: Artem101@outlook.com

МОДИФИЦИРОВАНИЕ ПОВЕРХНОСТИ И ТРИБОЛОГИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ПСЕВДО-β-ТИТАНОВОГО СПЛАВА Ti-5553 ПРИ КОМБИНИРОВАННОЙ ИОННО-ПЛАЗМЕННОЙ ОБРАБОТКЕ И ПОЛИРОВКЕ

Применение высокопрочного псевдо-β-титанового сплава Ti-5553 (Ti–5Al–5Mo–5V–3Cr–0,5Fe) в тяжелонагруженных узлах трения и подшипниках качения перспективно благодаря сравнительно высокой прочности (до 1600 МПа) и твердости 50–51 HRC после термоупрочнения [1, 2]. Однако применение титановых сплавов в качестве износостойкого материала ограничено их склонностью к адгезионному налипанию и высоким коэффициентом трения в условиях сухого скольжения. Преодоление этих недостатков возможно путем формирования градиентных поверхностных слоев методом вакуумной ионно-плазменной обработки (ВИПО) с последующей финишной доводкой микрорельефа [2].

Исследовали образцы из плиты толщиной 15 мм сплава Ti-5553. Упрочняющая термическая обработка (УТО) включала закалку из (α+β)-области от 810 °C (40 мин, вода) и старение при 475 °C (25 ч) [3]. Комбинированная ВИПО на установке «Булат-6» объединяла вакуумное ионно-плазменное азотирование (ВИПА, 580 °C, 40 мин, 84% Ar + 16% N_2) и напыление покрытия TiN (400 °C, 30 мин) [1, 2]. Удаление капельной фазы проводили механической полировкой алмазными пастами. Испытания на трение проводили по схеме «стержень–диск» на трибометрах MFT-5000 и Nanovea (контртела: сталь ШХ15, 62 HRC, и керамика ZrO_2, 72 HRC; P = 5 Н, V = 0,1 м/с, L = 300 м).

По данным РСА и СЭМ, УТО формирует дисперсную (α+β)-структуру с микротвердостью 530 $HV_{0.05}$. Азотирование при 580 °C создает диффузионную зону глубиной 80–100 мкм (Ti_2N + α(N)), повышая микротвердость поверхности до 710 $HV_{0.05}$ [1]. Осаждение слоя TiN толщиной ~2 мкм увеличивает микротвердость поверхности до 1150–1220 $HV_{0.05}$ (рис. 1). Азотированный слой обеспечивает плавный перепад свойств по глубине и предотвращает скалывание покрытия при контактных нагрузках.

Трибологические испытания (рис. 2) показали, что термоупрочненный сплав имеет скорость износа $V_{изн} = 3{,}7 \cdot 10^{-4}$ мг/с при μ = 0,62. Покрытие TiN

снижает износ в 10 раз (до 0,35–0,38·10⁻⁴ мг/с), но капельная фаза удерживает коэффициент трения на высоком уровне (μ = 0,82–0,89). Полировка ,капельной фазы (Ra ≤ 0,05 мкм) при твердости 1150–1220 $HV_{0.05}$ снижает коэффициент трения в 4 раза – до μ = 0,20–0,22, а $V_{изн}$ – до 0,10·10⁻⁴ мг/с при полном отсутствии адгезионного налипания.

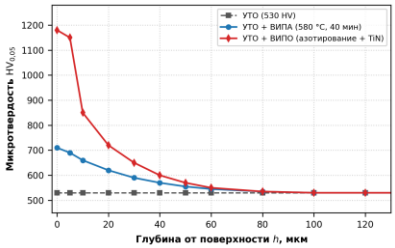


Рис. 1. Распределение микротвердости по глубине

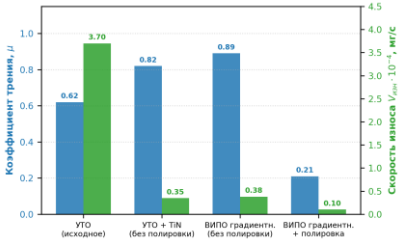


Рис. 2. Параметры трения и износа в паре со ШХ15

Разработанный технологический маршрут (УТО + ВИПА 580°C + TiN 400°C + механическая полировка) формирует градиентный поверхностный слой (1150–1220 $HV_{0.05}$) с высокой адгезией, снижая коэффициент трения до μ = 0,20–0,22 и скорость износа до 0,10·10⁻⁴ мг/с. Схема рекомендована для узлов трения из титановых сплавов.

Работа выполнена по государственному заданию Минобрнауки РФ № 075-00320-26-00

1. Зайнетдинова Г.Т. Влияние химического состава, термической и химикотермической обработок на износостойкость псевдо β-титановых сплавов: дис. ... канд. техн. наук. – М.: МАИ, 2024. – 169 с.
2. Скворцова С.В., Зайнетдинова Г.Т., Сарычев С.М. и др. Влияние термической и химико-термической обработок на структуру и износостойкость титанового сплава ВТ22 // Титан. – 2025. – № 2-3. – С. 4–12.
3. Рябов А.А., Чупикова А.Р., Шураков М.А. Изучение закономерностей формирования структуры и твердости в титановых сплавах переходного класса после упрочняющей термической обработки // XLIX Гагаринские чтения. – М.: МАИ, 2023. – С. 621–622.

А.В. СМИРНОВ[1], А.В. КОКШИНА[1], Е.С. ТЮНТЕРОВ[1],
Н.И. КОЛЬЦОВ[1], Д.О. СТОЛБОВ[1], А.В. РОМАНОВА[1]
[1] *Чувашский государственный университет, г. Чебоксары, Россия*
E-mail: fizteh21@yandex.ru

ГАЗОЧУВСТВИТЕЛЬНЫЕ ПЛЁНКИ ОКСИДОВ МЕДИ, МОДИФИЦИРОВАННЫЕ ОДНОСТЕННЫМИ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ, ДЛЯ ДЕТЕКТИРОВАНИЯ ПАРОВ АЦЕТОНА

Пары ацетона являются одним из ключевых маркеров диабета в выдыхаемом человеком воздухе, их пороговая концентрация для диагностики составляет 1,2–2,0 ppm. Разработка высокочувствительных сенсоров, способных детектировать пары ацетона при комнатной температуре, является актуальной задачей медицинской диагностики. Среди полупроводниковых металлооксидов особое внимание привлекают оксиды меди (I) и (II), благодаря их узкой запрещенной зоне и высокой концентрации кислородных вакансий. Введение углеродных наноматериалов, в частности одностенных углеродных нанотрубок (ОУНТ), в пленки оксидов меди способствует снижению рабочей температуры детектирования за счет формирования гетеропереходов, увеличения эффективной поверхности и появления дополнительных активных центров [1, 2]. В связи с этим, в данной работе приведены результаты исследования чувствительности медноксидных и модифицированных ОУНТ пленок к низким концетрациям паров ацетона при комнатной температуре.

Пленки меди наносили на стеклянные подложки методом терморезистивного напыления с последующим отжигом при 250 °С (для Cu_2O) и 400 °С (для CuO) в течение 10 мин. ОУНТ осаждали центрифугированием (четыре слоя). Пары ацетона концентрацией 0,7 и 2,8 ppm создавали в газосмесительной системе, сопротивление регистрировали стендом Keithley 2400.

При концентрации 0,7 ppm на пленках Cu_2O и Cu_2O /ОУНТ наблюдается рост сопротивления, характерный для p-типа полупроводников. Газочувствительность пленки Cu_2O составила 1,1%, тогда как для Cu_2O /ОУНТ – 5,1% (время отклика 835 с). Эффект объясняется окислением ацетона, высвобождающим электроны, которые рекомбинируют с дырками. Для пленки CuO/ОУНТ при той же концентрации чувствительность достигла 4,8% (время отклика 1150 с), однако после прекращения подачи газа сопротивление не восстанавливается полностью, что указывает на неполную обратимость. При повышении концентрации ацетона до 2,8 ppm характер отклика пленки CuO/ОУНТ меняется на противоположный (см. рисунок 1).

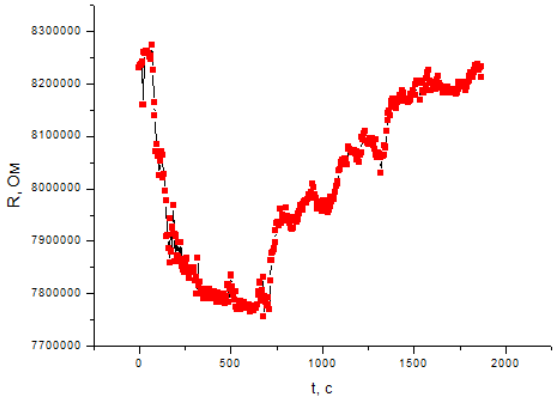


Рисунок 1 – Зависимость электрического сопротивления пленки CuO/ОУНТ от времени выдержки в парах ацетона с концентрацией 2,8 ppm

Как видно из рисунка 1, газочувствительность составила 5,6 %, время отклика – 305 с. Смена знака отклика (падение сопротивления) свидетельствует об инверсии типа проводимости в приповерхностном слое. Интенсивный поток электронов при окислении ацетона превышает концентрацию дырок, уровень Ферми поднимается, и на поверхности формируется тонкий электронный канал *n*-типа.

Таким образом, покрытие медноксидных пленок ОУНТ повышает чувствительность к парам ацетона по сравнению с чистыми оксидами. Установлено концентрационно-зависимое *p*-*n*-переключение в пленке CuO/ОУНТ, что открывает возможность создания селективных сенсоров, различающих концентрацию ацетона по знаку сигнала. Порог переключения между 0,7 и 2,8 ppm лежит вблизи диагностических значений для диабета 1-го типа, что делает CuO/ОУНТ перспективными для неинвазивного скрининга.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 26-29-20277 и Чувашской Республики.

1. Han X., Zhang K., Liu J., Wang X., Liu F., Lu G. Facile Synthesis of Cu_2O Octahedral and Cubic Nanocrystals and Their Acetone Sensing Properties. Physica Status Solidi (A) – Applications and Materials Science. 2017. V. 214. № 6. P. 1600904.
2. Zhang J. et al. Low-temperature acetone gas sensor based on CuO/CNT heterostructure. Nanoscale Research Letters. 2020. V. 15. P. 40.

Т. СОЛАРЕВИЧ[1], Ю.М. ГАСПАРЯН [1], А.С. УМЕРЕНКОВА [1],
Н. ОСТОЙИЧ[1], В. С. ЕФИМОВ[1], М. Г. ИСАЕНКОВА [1],
В.П. ТЮТИН[1], В.А. ЛУЗАНОВ[2]
[1] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»*
[2] *Институт радиотехники и электроники имени В.А. Котельникова РАН, 141190 Фрязино, Россия*
E-mail: teodora.solarevic@gmail.com

ПОВЕДЕНИЕ БОРНЫХ ПОКРЫТИЙ НА ВОЛЬФРАМЕ ПРИ НАГРЕВЕ И ОБЛУЧЕНИИ ИОНАМИ ВОДОРОДА ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ЗАЩИТЕ ПЕРВОЙ СТЕНКИ ТЕРМОЯДЕРНЫХ УСТАНОВОК

Материалы обращенных к плазме элементов (ОПЭ) в термоядерных установках должны выдерживать экстремальные тепловые и корпускулярные нагрузки, не приводя при этом к критическому загрязнению и ухудшению параметров плазмы. Процедура боронизации (осаждение защитных борных покрытий на первую стенку) уже показала положительное влияние на ключевые параметры разряда, что обосновывает ее применение в масштабных установках, в частности на строящемся термоядерном реакторе ITER [1], первая стенка и дивертор которого будут выполнены из вольфрама (Z=74).

При взаимодействии высокотемпературной плазмы с системой B-W одновременно может происходить несколько физических процессов, таких как сублимация и распыление бора, различные модификации структуры поверхности, возникающие при нагреве и ионном облучении, а также реакционная диффузия бора в вольфрам [2]. Эти процессы могут существенно влиять на свойства и устойчивость покрытия и рассмотрены в данной работе. Исследовались образцы поликристаллического вольфрама с покрытием бора толщиной 50 и 500 нм, нанесенным методом магнетронного напыления.

Образцы подвергались термическому воздействию до температур 1200–1600 К, после чего их фазовый состав исследовался методом рентгеноструктурного анализа (РСА). Показано, что после нагрева до 1500 К со скоростью 0,5 К/с на поверхности образуется боридный слой, в котором преобладает фаза кристаллического полуборида вольфрама W_2B. Оценено влияние выдержки и максимальной температуры нагрева на фазовый состав смешанного слоя. Влияние на эффективность смешивания оказала и скорость нагрева, с увеличением которой возникали различные модификации поверхности, ускоряющие разрушение покрытия, такие как трещины и вздутия.

Модификации структуры поверхности возникали при стационарном нагреве образцов с толстым борным покрытием (500 нм). При нагреве до T ~ 1300 K со скоростью 2–5 K/c на поверхности пленок формировалась сетка трещин, а на части образцов периодически возникали вздутия. При нагреве свыше 1300 K трещинообразование усиливалось, а пузыри отслаивались от поверхности, открывая участки чистого вольфрама размером до 200 мкм. При этом поток сублимированных с образца атомов бора, измеренный датчиком кварцевого микробаланса, оказался незначительным.

После ионного облучения образцов низкоэнергетическими ионами дейтерия (до 3 кэВ/D) на установке МЕДИОН методом ТДС измерялось накопление дейтерия как в чистых борных покрытиях, так и в смешанных B-W слоях и в поликристаллическом вольфраме. Диапазон температур десорбции дейтерия был заметно шире для бора, чем для чистого вольфрама. При этом выход дейтерия, захваченного в смешанных B–W слоях наблюдался практически в том же диапазоне температур, что и из чистого вольфрама.

Для оценки коэффициента распыления бора часть образцов подвергалась плазменному облучению на установке пучково-плазменного разряда (ППР). На основе данных энергодисперсионного анализа поверхности образцов до и после облучения были произведены оценки скорости распыления, которая зависела от температуры образца в ходе облучения. Это может свидетельствовать о процессе химического распыления.

Исследования выполнены в рамках гранта FSWU-2024-0001 Министерства высшего образования и науки РФ.

1. Sharapov, V. M. "Discharge chamber plasma-chemical conditioning in magnetic confinement fusion devices." Physics of Atomic Nuclei 84.7 (2021): 1266-1271.
2. Duschanek, H., & Rogl, P. (1995). Critical assessment and thermodynamic calculation of the binary system boron-tungsten (BW). Journal of phase equilibria, 16(2), 150-161.

Ф.В. ФУНТОВ, И.Р. ОВСЯНКИН, П.С. ДЖУМАЕВ,
В.Н. ПЕТРОВСКИЙ, В.И. ПОЛЬСКИЙ
Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва, Россия
E-mail: fedorl57998@gmail.com

ПРИМЕНЕНИЕ ОПТИЧЕСКОЙ ГОЛОВЫ С ПРЯМОУГОЛЬНЫМ РАСПРЕДЕЛЕНИЕМ ЛАЗЕРНОГО ИЗЛУЧЕНИЯ ДЛЯ МОДИФИКАЦИИ ТЕХНОЛОГИИ LACS

Одним из перспективных направлений в области нанесения покрытий является технология холодного газодинамического напыления низкого давлении (ХГНД). Данный метод не требует специфических условий окружающей среды, характеризуется простотой эксплуатации и оказывает незначительное термическое воздействию на присадочный материал (150-500 °C), из-за чего технология демонстрирует высокую степень инвазивности по отношению к защищаемым поверхностям. Введение твердых порошковых компонентов, таких как корунд, существенно улучшает адгезионные характеристики формируемого защитного слоя. Тем не менее, несмотря на очевидные преимущества, данная технология требует оптимизации ряда параметров для повышения ее конкурентоспособности и расширения области применения.

В данной работе проводилось исследование технологии ХГНД с лазерным ассистированием (LACS - Laser Assisted Cold Spray) на примере напыления порошка на основе никеля и корунда на подложку из нержавеющей стали Ст3. В работах [1] и [2] показано, что $v_{cr} \sim \sqrt{T_m - T_i}$, где v_{cr} – критическая скорость частиц, T_m - температура плавления подложки, T_i – начальная температура. В сверхзвуковом потоке частицы скорости отдельных частиц принимают нормальное распределение или близкое к нему. Осаждение происходит только для тех частиц, скорость которых превышает критическую скорость. Доля таких частиц в общем потоке определяется интегралом функции плотности вероятности $f(v)$. Если принять распределение скоростей частиц нормальным, то количество осажденных частиц N_{dep} выражается через функцию ошибок. Считая, что количество осажденных частиц пропорционально площади валика можно получить зависимость площади поперечного сечения валика от мощности излучения $S \sim \mathrm{erfc}[(-P)^{0,5}]$. В результате экспериментов выявлено, что при повышении мощности наблюдается рост высоты валиков. В зависимости от мощности высота покрытия увеличилась до 1,7 раз. Показано, что теоретическая зависимость коррелирует с экспериментальными данными (рисунок 1). При

мощности выше 2,5 кВт происходило падение высоты и ширины полученных покрытий, что может быть связано с уплотнением покрытия, заполнением пор, частичным расплавлением подложки во время процесса напыления.

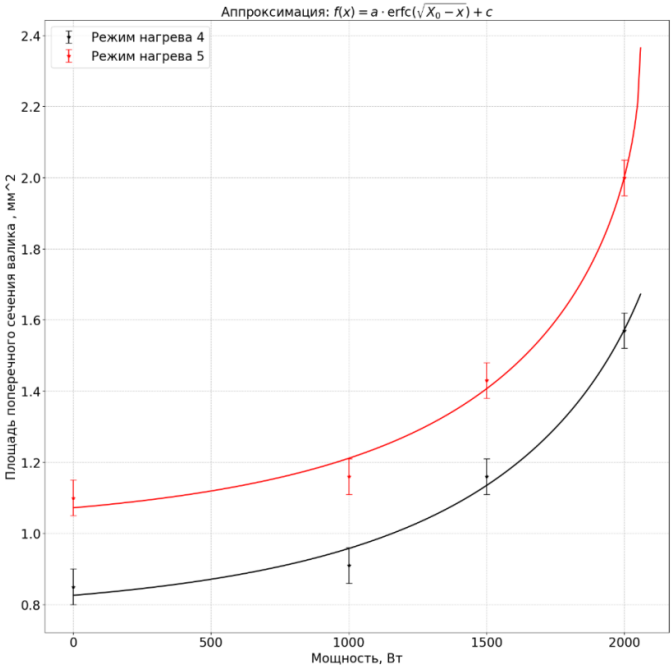


Рисунок 1. Зависимость площади поперечного сечения валика от мощности излучения с аппроксимацией

1. Alhulaifi A. S., Buck G. A. A Simplified Approach for the Determination of Critical Velocity for Cold Spray Processes // Journal of Thermal Spray Technology. Springer Science and Business Media, LLC, 2014. Т. 23, № 8. С. 1259–1269.
chmidt T. и др. Development of a generalized parameter window for cold spray deposition // Acta Mater. 2006. Т. 54, № 3. С. 729–742.

В.Е. МИСНИКОВ[1], Е.П. ХРЕНОВА[1,2], О.Л. ШУТЬЕВ[1], М.А. МЕЛКОМУКОВ[1], А.Д. ШУМКОВ[1,3], Р.Н. ФОМЕНКО[4], Д.И. ВОЛКОВ[4]

[1] *Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», г. Москва, Россия*

[2] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия*

[3] *Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Россия*

[4] *ФГБОУ ВО «Рыбинский государственный авиационный технический университет имени П.А. Соловьева», г. Рыбинск, Россия*

E-mail: vetkhrenova2@yandex.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ИЗНОСА ФРЕЗ С ПОКРЫТИЯМИ НА ОСНОВЕ TiAlN И TiAlSiN ПРИ ОБРАБОТКЕ ЖАРОПРОЧНОЙ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

Жаропрочные аустенитные стали широко применяются в авиационной и атомной промышленности для изготовления ответственных деталей турбинных установок. Высокая степень деформационного упрочнения при фрезеровании и низкая теплопроводность таких сталей приводят к интенсивному износу режущего инструмента вследствие высоких термических нагрузок, диффузионного износа и выкрашивания режущих кромок. Для повышения стойкости инструмента широко применяются износостойкие покрытия на основе нитридов переходных металлов, среди которых наиболее универсальными считаются титансодержащие покрытия.

В работе методом вакуумно-дугового осаждения с управляемым перемещением катодного пятна на твердосплавных (ВК11) фрезах получены четыре типа покрытий различной архитектуры на основе систем TiAlN и TiAlSiN: однослойное TiAlSiN/TiN, многослойное TiAlN/TiN, наноструктурированное 240-слойное TiAlN/TiN-nc и TiAlN/TiN-TiAlSiN. Испытания на фрезерование жаропрочной стали (0, % C, 11 % Cr, 23 % Ni, 3 % Ti, 1,5 % Mo) проводили на 4-координатном станке модели 400V/4 в течение 60 минут при n = 6500 об/мин, v = 95 м/мин, Sz = 0,08 мм/зуб. Микроструктуру и фазовый состав покрытий до и после испытаний исследовали методами СЭМ, ПЭМ, ЭДС и электронной дифракции.

Наибольшую твердость (33 и 38 ГПа) показали покрытия на основе TiAlN (TiAlN/TiN и TiAlN/TiN-nc соответственно), тогда как твердость TiAlSiN/TiN и TiAlN/TiN-TiAlSiN оказалась существенно ниже (23,9 и 26,3 ГПа). Несмотря на меньшую твердость, покрытие TiAlN/TiN-TiAlSiN продемонстрировало наилучшие значения параметров

H/E и H^3/E^2, что указывает на его повышенную способность к упругой деформации и сопротивлению распространению трещин.

Испытания на фрезерование показали, что наименьший износ и отсутствие выкрашивания кромок демонстрирует покрытие TiAlN/TiN. Покрытие TiAlSiN/TiN показало наибольший износ среди всех покрытий вследствие наименьшей твердости, при этом целостность покрытия после часа обработки не нарушалась, что свидетельствует о высокой адгезии к подложке. У покрытия TiAlN/TiN-nc после часа работы происходило локальное обнажение твердосплавной подложки, что указывает на пониженную адгезионную прочность. Инструмент без покрытия показал наибольший износ и выкрашивание кромок; на его поверхности формировался сплошной трибослой на основе материала заготовки.

Методами ПЭМ и электронной дифракции установлено, что покрытие TiAlSiN имеет двухфазную (ГЦК и ГПУ) структуру с прослойками аморфного SiN_x; основной механизм износа локальное когезионное скалывание. После фрезерования на передней поверхности происходит рекристаллизация с образованием равноосных нанокристаллитов без изменения фазового состава. Нанослойное покрытие TiAlN/TiN-nc имеет решетку типа ГЦК с когерентными границами между нанослоями и столбчатой структурой; при фрезеровании в поверхностном слое наблюдаются пластическая деформация, полосы сдвига и нанотрещины, однако распространения разрушения по границам слоев не происходит. Для инструмента без покрытия основным механизмом износа является абразивный износ, сопровождающийся образованием железосодержащего трибослоя.

Таким образом, все исследованные покрытия существенно повышают стойкость фрез по сравнению с инструментом без покрытия, при этом наилучшие эксплуатационные характеристики при фрезеровании жаропрочной аустенитной стали в данных условиях показало нанослойное покрытие TiAlN/TiN.

1. Misnikov V.E., Khrenova E.P., Shutyev O.L., Melkomukov M.A., Shumkov A.D., Fomenko R.N., Volkov D.I. Microstructural changes in multilayer TiAlN cathodic arc evaporation coatings during milling of titanium α+β alloys // Thin Solid Films. 2026. Т. 841. № 140928. DOI: 10.1016/j.tsf.2026.140928

2. Хренова Е.П., Мисников В.Е., Шутов О.Л., Мелкомуков М.А., Шумков А.Д., Половинко Д.С. Влияние параметров процессов вакуумно-дугового осаждения покрытий (Ti,Al)N на их физико-механические свойства // Металлург. 2026. № 6. DOI: 10.52351/00260827_2026_6_

А.Е. ШАПОВА [1], А.А. ГЛИНСКАЯ [1,2*], А.С. ЩЕКИН [1,3],
В.Н. ПЕТРОВСКИЙ [1]
[1]Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва, Россия
[2]ООО НПЦ «Лазеры и аппаратура ТМ», Москва, Зеленоград, Россия
[3]ООО НПП ЛАССАРД, Мытищи, Россия
E-mail: lasermail_saa@mail.ru

ЛАЗЕРНАЯ АКТИВАЦИЯ КЕРАМИКИ Al_2O_3 ИЗЛУЧЕНИЕМ ИК-СПЕКТРА ДЛЯ СОЗДАНИЯ ПРОВОДЯЩЕГО МЕДНОГО СЛОЯ

В работе проведено исследование лазерной активации поверхности алюмооксидной керамики ВК-96 и ВК-100 нано-, пико- и фемтосекундными импульсами с последующим безэлектродным осаждением меди. Был сделан вывод о причинах возникновения активации и произведены измерения сопротивления обработанных с фиксированной энергией и длительностью импульса областей.

Ключевые слова: лазерная активация, безэлектродное осаждение, инкубация дефектов, металлизация, оксид алюминия, микроэлектроника, сопротивление

Введение

Алюмооксидные керамические подложки находят широкое применение в изготовлении компонентов микроэлектроники [1]. В частности, в создании печатных плат. Однако, возможные процессы изготовления требуют дорогостоящих материалов, таких как палладий, или высококачественных масок. Метод безэлектродного осаждения позволяет решить эту проблему. Процесс состоит из двух этапов: лазерная активация поверхности с последующим погружением в раствор, где медь осаждается на обработанных участках.

Механизм лазерной активации в научной литературе рассматривается как два основных процесса: формирование в поверхностной зоне точечных дефектов и термических остаточных напряжений. Помимо этого, упоминается изменение каталитической активности вследствие модификации запрещенной зоны [2].

Целью данной работы являлось исследование характеристик осажденного на активированные области керамики из оксида алюминия медного слоя при вариации длительности импульса и энергии пучка.

1. Материал и экспериментальная установка

В данной работе в качестве образцов использовались два типа алюмооксидной керамики: ВК-100 и ВК-96. В состав для приготовления раствора входили рассчитанные количества дистиллированной воды, сульфата меди (II), гидроксида натрия, углекислого натрия, трилона Б и формалина, который добавлялся за 15 минут до начала процесса. Во время меднения температура раствора поддерживалась на уровне 40-42 градусов цельсия.

В качестве источника лазерного ИК излучения наносекундной длительности от 4 нс до 200 нс был использован волоконный иттербиевый лазер MOPA с длиной волны 1064 нм. Для генерации фемто- и пикосекундных импульсов в диапазоне от 210 фс до 10 пс применялась твердотельная лазерная система на иттербиевом кристалле ТЕТА-20, генерирующего на длине волны 1030 нм. Оба лазера имеют максимальную энергию импульсов, равную 1 мДж.

Измерение сопротивления производилось с помощью универсального цифрового мультиметра Keysight/Agilent 34401A двух- и четырехконтактным методом.

2. Лазерная активация

Керамика Al_2O_3 является прозрачной для ИК излучения. В поглощении керамикой длин волн порядка λ=1 мкм основную роль играет поглощение глубокими уровнями, связанными с наличием дефектов в структуре керамики в виде вакансий, примесных центров, а также внедрением примесных атомов кислорода. Формируемая при лазерном воздействии наносекундными импульсами каталитическая активность оксида алюминия может быть связана с накоплением тепла, с эффектом инкубации дефектов или с сочетанием этих процессов. Эксперименты по инкубации дефектов на разных типах керамики показали, что пробой поверхности у ВК-96 происходит при меньшем количестве импульсов в точку, чем у ВК-100, что объясняется меньшей чистотой состава. Процесс инкубации дефектов преобладает на начальном этапе активации, что приводит к возможности поглощения излучения и активации.

Для исследования процесса предварительной лазерной активации наносекундным излучением, были получены зависимости сопротивления от энергии импульсов для длительностей 100 и 200 нс при фиксированной частоте следования и перекрытиях импульсов по направлению сканирования и шага. Указанные значения длительностей были выбраны исходя из особенностей работы MOPA-лазера и необходимости обеспечения достаточной энергии импульсов для активации. Результаты показывают, что каталитическая активность поверхности формируется при энергиях импульсов от 0,3 мДж и выше при используемых частоте и перекрытиях импульсов. Зависимости от длительности импульсов выражены слабо, однако при 100

нс проводимость выше, чем при 200 нс. В случае обработки ультракороткими импульсами механизм активации отличается. Однако, как и для наносекундных импульсов, увеличение длительности с 0,2 до 4,6 пс при фиксированной энергии вызывает рост сопротивления. Это объясняется усилением термического влияния, которое негативно влияет на процесс металлизации. В частности, оно способствует образованию порошкообразного оксида алюминия на поверхности керамики, что негативно сказывается на адгезионной прочности медного слоя, формируемого методом безэлектродного осаждения.

Выводы

Сравнение обработки ВК-100 и ВК-96 показали принципиальное различие взаимодействия ИК-излучения с алюмооксидной керамикой с разной чистотой состава. Установлено, что на начальном этапе активации доминирующую роль играет эффект инкубации дефектов. Кроме того, результаты меднения активированных ультракороткими импульсами областей показали, что увеличение длительности импульсов способствует усилению термического механизма лазерной активации за счёт накопления тепла в подложке.

Список литературы

1. X Zhang G. et al. Directly printed standing ceramic circuit boards for rapid prototyping of miniaturization and high-power of electronics //Nature Communications. – 2025. – Т. 16. – №. 1. – С. 5258.
2. Shafeev G. A. Laser-assisted activation of dielectrics for electroless metal plating //Applied Physics A. – 1998. – Т. 67. – №. 3. – С. 303-311.

Д.Д. ШИТОВА[1], Ю.В. НАЗАРКИНА[1]
[1] *Национальный исследовательский университет «МИЭТ», г. Москва, Россия*
E-mail: shitova.miet@bk.ru

ВЛИЯНИЕ ХИМИЧЕСКОЙ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ПОСТ-ОБРАБОТКИ НА СВОЙСТВА ПОРИСТОГО АНОДНОГО ОКСИДА АЛЮМИНИЯ, СФОРМИРОВАННОГО В H_2SeO_4

Пористый оксид алюминия (ПАОА) является одним из перспективных материалов в сфере нанотехнологий. Такие свойства как, самоупорядоченная гексагональная структура, термическая стойкость и инертность к химическим воздействиям делают ПАОА отличной основой для оптического детектирования разнообразных химических соединений: упорядоченные поры способствуют эффективной адсорбции молекул, а высокая химическая стабильность матрицы гарантирует длительный срок службы устройств. Кроме того, благодаря большой удельной площади поверхности, этот материал представляет собой идеальную платформу для чувствительных элементов газовых сенсоров. Структуры формировались методом анодного окисления, который позволяет точно регулировать параметры пор. Целью работы было изучение влияния пост-обработок на различные свойства ПАОА.

В представленной работе образцы получали путем двухстадийного анодирования при постоянной плотности тока 15 мА/см^2, применяя в качестве электролита 1,5 М водный раствор селеновой кислоты. Температуру синтеза варьировали от 5 до 40 °С с помощью термостата Termex M12M-XB. Термическая обработка структур проводилась в печи Аверон ЭМП 11.1 при различных температурах в диапазоне 200-500 °С в течение 60 минут, со скоростью нагрева 1 °С/мин в воздушной атмосфере. Химическая обработка производилась при комнатной температуре, и представляла собой выдержку структур в ультразвуковой ванне в исходной электролите в диапозоне времени от 30 до 90 минут.

В результате эксперимента установлено, что прокаливание при 200 °С способствует дегидратации материала и испарению летучих примесей. При этом при температурах отжига 200 и 500 °С оксид остаётся в аморфной фазе. В результате химической пост-обработки выявлено, что происходит контролируемое подтравливание стенок пор, что увеличивает удельную площадь поверхности матрицы и одновременно снижает остаточное содержание селена в оксиде.

Для оценки сенсорных свойств на поверхность ПАОА наносили краситель родамин Б в различных концентрациях. Выявлено, что пористая под-

ложка усиливает люминесценцию родамина, причем в исследованном диапазоне концентраций эффект концентрационного тушения люминесценции отсутствовал. Были зарегистрированы спектры отражения как чистых матриц, так и образцов с нанесенным аналитом. Пик поглощения красителя четко фиксировался вплоть до минимальной концентрации 10^{-7} М/л, а его интенсивность демонстрировала линейный рост с увеличением содержания вещества. Также на полученных образцах наблюдался эффект Фабри-Перо. Совокупность этих данных доказывает перспективность применения ПАОА, синтезированного в селеновой кислоте, в качестве высокочувствительных платформ для оптического анализа.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-19-00402, https://rscf.ru/project/24-19-00402.

1. Андреев, А. Н. Влияние термообработки на структуру и состав пористых пленок анодного оксида алюминия // Материаловедение и технологии: материалы конференции. - 2023. - С. 105–112.
2. Nazarkina Y.V.. Effect of anodization temperature on the morphology and structure of porous alumina formed in selenic acid electrolyte/ Nazarkina Y.V., Zaitsev V.B., Dronova D.A., Dronov A.A., Tsiniaikin I.I., Butmanov D.D., Savchuk T.P., Kytina E.V., Konstantinova E.A., Marikutsa A.V // Nanomaterials. – 2025. – Vol. 15, No. 24. – P. 1855.

ТЕЗИСЫ СТЕНДОВЫХ ДОКЛАДОВ
СЕКЦИЯ 4
Создание неразъемных соединений

М.А. ВАСИНА[1,2], И.Н. ПАШКОВ[2], Е.А. НАУМОВА[2]
[1]*Московский политехнический университет, г. Москва, Россия*
[2]*НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия*
E-mail: mariavasina90@gmail.com

ИССЛЕДОВАНИЕ ПАЯЕМОСТИ СПЛАВОВ СИСТЕМЫ Al–Ca–Ce (–Ni)

Алюминиевые сплавы с кальцием и церием рассматриваются как перспективные материалы для жаропрочных и специальных применений, однако их использование в качестве припоев изучено недостаточно [1–2]. Актуальной проблемой является выбор флюса и режима пайки, обеспечивающих растекание припоя и формирование бездефектного соединения на воздухе, без защитной атмосферы.

Целью работы являлось исследование растекаемости и структуры паяных соединений сплавов системы Al–Ca–Ce(–Ni) при пайке алюминиевых сплавов АМц и Al–6Cu–2Mn–1Ca.

На первом этапе исследовали растекание капли припоев Al–3Ca–4Ce–2Ni, Al–5Ca–4Ce и Al–7Ca на подложке АМц с флюсами ФА45, 34А и ФАЛК-21ц. Пайку проводили на воздухе в печи при 645 °С с выдержкой 5 мин, а также горелкой. Установлено, что на флюсе ФА45 растекания нет – образец не изменил форму, что указывает на плохую работу фторидных флюсов с этими сплавами на воздухе в печи. Цинковые флюсы 34А и ФАЛК-21ц в этих условиях работают лучше. При нагреве горелкой на воздухе растёкся только сплав Al–3Ca–4Ce–2Ni. Выявлена тенденция к ухудшению растекания при переходе от четвергого сплава к двойному сплаву, что свидетельствует о неблагоприятной роли кальция в качестве основы припоя.

На втором этапе проводили пайку пластин сплава Al–6Cu–2Mn–1Ca размером 1,5 × 3 см крест-накрест со свободным зазором на воздухе в печи при 645 °С, 5 мин, с припоями Al–6Si–24Cu (силумин, сравнение), Al–3Ca–4Ce–2Ni и Al–5Ca–4Ce. Термический анализ показал, что интервал кристаллизации Al–6Cu–2Mn–1Ca составляет 121 °С, тогда как у сплавов-припоев – от 9 до 19 °С (для Al–5Ca–4Ce Δt = 12,2 °С; для Al–3Ca–4Ce–2Ni Δt = 18,8 °С). Столь узкий интервал кристаллизации обеспечивает высокие литейные свойства и растекаемость припоев, а высокие критические точки

делают их перспективными для пайки жаропрочных сплавов. Однако близость температур ликвидуса припоев (618–622 °C) к температуре пайки может приводить к локальному расплавлению сплава-основы, что недопустимо.

Металлографический и микрорентгеноспектральный анализ (СЭМ, МРСА) показал, что во всех случаях с кальцийсодержащими припоями на поверхности присутствует оксидная плёнка, затрудняющая взаимодействие припоя с основным материалом. Наилучший результат в качестве припоя показал стандартный силумин. Микроструктура соединений с флюсом ФАЛК-21ц практически без дефектов. Для образца с припоем Al–3Ca–4Ce–2Ni и флюсом 34А характерно заполнение шва остатками флюса, что формирует множественные дефекты в зоне припоя; с флюсом ФАЛК-21ц этот же припой даёт бездефектное соединение. В образце с припоем Al–5Ca–4Ce (флюс 34А) выявлены три зоны: сплав Al–6Cu–2Mn–1Ca, доэвтектическая структура и структура из Ce-содержащей эвтектики; Ca из основы и Ce из припоя активно диффундировали навстречу друг другу с образованием переходной зоны. По данным МРСА в образце Al–3Ca–4Ce–2Ni + ФАЛК-21ц Cu и Mn диффундировали в зону соединения; в образце Al–5Ca–4Ce + ФАЛК-21ц Cu и Mn перераспределились равномерно, а Ce продиффундировал из припоя в основной металл и равномерно распределился в зоне термического воздействия. Зона соединения во всех случаях имеет более грубую структуру по сравнению с основным сплавом, эвтектические частицы припоя сфероидизированы.

Таким образом, показано, что для пайки на воздухе наиболее пригодны цинковые флюсы 34А и ФАЛК-21ц. Сплавы с высоким содержанием кальция в качестве припоя в данном эксперименте показались мало перспективными: такие сплавы целесообразно применять только для специальных случаев, а не для пайки на воздухе. Дальнейшие исследования целесообразно направить на пайку в атмосфере аргона или азота.

Проект выполнен при финансовой поддержке Московского политехнического университета в рамках программы грантов им. П.Л. Капицы (4 очередь).

1. Васина М.А., Наумова Е.А., Пашков И.Н. Исследование структуры и свойств паяных соединений сплавов системы Al–Ca–Ce (–Mn) // Металлург. №7. 2025. С. 45–52.
2. Наумова Е.А., Васина М.А., Черногорова О.П., Рогачев С.О., Задорожный М.Ю., Бобрышев А.О. Исследование влияния церия на структуру и свойства кальцийсодержащих алюминиевых сплавов // Металлург, №9, 2023, с. 49–57.

Н.С. ПОПОВ, Н.Р. ИШБАЕВ, А.Н. СУЧКОВ, П.С. ДЖУМАЕВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
г. Москва, Россия
E-mail: Mrkita5105@mail.ru

СТРУКТУРА И ПРОЧНОСТЬ ПАЯНОГО СОЕДИНЕНИЯ КОМПОЗИТА WNi34Fe С ГИП СОЕДИНЕНИЕМ CuCrZr/316LN ДЛЯ ДИВЕРТОРА ТРТ

В реакторе ТРТ рассматривается сталь 316LN для защиты бронзы от паров лития. Таким образом возникает необходимость соединения нескольких материалов, отличающихся по свойствам: вольфрама с бронзой и сталью. Для дивертора термоядерного реактора необходимо обеспечить высокую надёжность соединения ввиду высокой энергетической нагрузки. Различие коэффициентов теплового расширения (КТР) материалов осложняет получение такого соединения. Рассматриваются два технологических подхода к присоединению вольфрама: горячее изостатическое прессование (ГИП) [1] и пайка. Наиболее часто разрушение происходит по месту соединения вольфрама с бронзой из-за высокой температуры и разницы КТР материалов. В настоящей работе предложено применение промежуточного композитного слоя (WNi34Fe) с более высоким КТР чем у вольфрама, что потенциально должно снизить термические напряжения на границе материалов. Помимо этого, композит играет роль защиты бронзы от лития и его паров.

В качестве исходных материалов использовали готовые биметаллические образцы CuCrZr/316LN, соединенные с помощью метода ГИП [2]. Биметаллические образцы припаивали к композиту WNi34Fe методом высокотемпературной вакуумной пайки. Пайка образцов выполнялась припоем BNi-7 (Ni–14Cr–10P мас. %) при 950-980 °C с выдержкой в течение 60-90 минут. Схематическое изображение схемы паяного соединения показано на Рисунке 1. Микроструктура тройного соединения WNi34Fe/CuCrZr/316LN исследовалась методом растровой электронной микроскопии с локальным химическим анализом. Прочность паяного соединения оценивалась испытанием на срез.

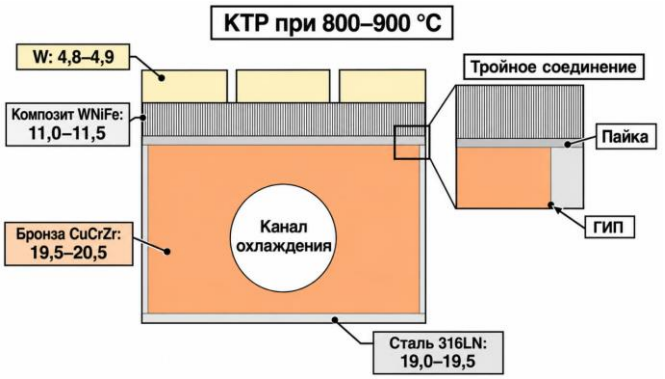


Рисунок 1 – Схематическое изображение соединения и КТР составных материалов.

Соединение состоит из эвтектической прослойки, содержащей повышенное количество фосфора (Ni–34P–30Cr мас. %), а также область изотермического затвердевания, которая сформировалась в результате диффузии элементов припоя в основной материал. Разрушение происходило по паяному шву при этом прочность соединения на срез составила 279,7±0,3 МПа.

Полученные результаты показывают возможность пайки композита WNi34Fe к предварительно сформированным биметаллическим образцам CuCrZr/316LN с прочностью на срез около ~280 МПа, что выше, чем прямое соединение стали с вольфрамом (~127 МПа) [3]. В дальнейшем будут проведены исследования, направленные на изучение влияния режима пайки на структуру, с целью гомогенизации структуры паяного шва.

1. Wei R., Li Q., Wang W.J. et al. Microstructure and properties of W-Cu/Cu-CrZr/316L joint bonded by one-step HIP technique // Fusion Engineering and Design. – 2018. – Vol. 128. P. 47–52.

2. Ordás N., Samaniego F., Iturriza I. et al. Mechanical and microstructural characterization of HIP joints of a simplified prototype of the ITER NHF First Wall Panel // Fusion Engineering and Design. – 2017. – Vol. 124. P. 999–1003.

3. Bachurina D., Suchkov A., Gurova J., Kliucharev V., Vorkel V., Savelyev M., Somov P., Sevryukov O. Brazing Tungsten/Tantalum/RAFM Steel Joint for DEMO by Fully Reduced Activation Brazing Alloy 48Ti-48Zr-4Be // Metals. – 2021. – Vol. 11, P. 1417.

Н.К. ПАНТЮХОВА, И.В. ФЕДОТОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
г. Москва, Россия
E-mail: ksusha13.01@mail.ru

ПРИПОЙ Zr–30Ti–20Co ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ БИОСОВМЕСТИМЫХ ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ С ТИТАНОМ

Создание герметичных соединений оксидной керамики с титаном является актуальной задачей при разработке медицинских изделий. Существенное различие физико-химических свойств соединяемых материалов осложняет формирование качественного паяного соединения и требует применения активных припоев. Для медицинского применения дополнительным требованием является биосовместимость припоя и получаемого соединения.

Для пайки керамики с титаном перспективными являются припои на основе золота [1]. В работе исследованы растекание и смачивание припоя Зл-99,99 на поверхностях алюмооксидной керамики и титанового сплава ВТ1-0. Установлено, что Зл-99,99 не смачивает Al_2O_3: угол смачивания составляет около 138°, тогда как на поверхности титана угол снижается до 27°. Интенсивное смачивание титана приводит к вытеканию расплава из паяного зазора, что требует применения барьерных покрытий. Дополнительным недостатком золотого припоя является высокая температура пайки, достигающая 1100 °С.

В качестве альтернативы предложен быстрозакалённый припой состава Zr–30Ti–20Co (мас. %). Припой получен в виде ленты методом спиннингования расплава на установке Кристалл-702. Пайка плоских образцов Al_2O_3/Ti проведена в вакуумной печи ЭП-ИРИС при 900 °С с выдержкой 20 с.

Микроструктура зоны соединения исследована методами растровой электронной микроскопии на микроскопе Carl Zeiss EVO 50 и микрорентгеноспектрального анализа с приставкой INCA X-ACT. В зоне паяного шва обнаружена эвтектоидная структура, формирование которой связано с эвтектоидным распадом области, обогащённой кобальтом, при охлаждении [2].

Прочность паяных соединений определена испытаниями на срез, проведёнными на испытательной машине Quasar 50 при скорости движения траверсы 1 мм/мин. Средняя прочность составила 73,9 ± 22,6 МПа, что более чем вдвое превышает прочность соединений с золотым припоем (35 МПа) [3].

Биосовместимость припоя Zr–30Ti–20Co и паяных соединений определена в соответствии с ГОСТ ISO 10993-5–2011 по доле жизнеспособных клеток мультипотентных мезенхимальных стромальных клеток после контакта с исследуемыми образцами. По результатам испытаний припой Zr-30Ti–20Co и паяные соединения, полученные с его использованием, соответствуют критерию биосовместимости.

Таким образом, припой Zr–30Ti–20Co является перспективной альтернативой золотым припоям, обеспечивая более высокую прочность, снижение температуры пайки с 1100 до 900 °C и исключение необходимости барьерных покрытий.

1. Fischer M., Chaumat V., Flament C., Hodaj F. Brazing of zirconia to titanium using pure gold: Physicochemical aspects // Journal of the European Ceramic Society. – 2024. – Vol. 45(3). – 220 pp.
2. Brazing of ZTA ceramic with titanium for biomedical application / Fedotov I., Ivannikov A., Terekhova S. [et al.] // The International Journal of Advanced Manufacturing Technology. — 2024.
3. Microstructure and mechanical properties of titanium/Au/ZrO_2 brazed joints for biomedical applications / Lei Y., Fu W., Song X. [et al.] // Metals. — 2020. — Vol. 10, No. 4. — P. 526.

С.М. ТЕРЕХОВА, А.А. ИВАННИКОВ, И.И. КЛЮШИН,
Н.С. ПОПОВ, О.Н. СЕВРЮКОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия
E-mail: SMTerekhova@mephi.ru

АКТИВНАЯ ПАЙКА Al_2O_3 СО СПЛАВОМ 29НК ПРИПОЯМИ СИСТЕМЫ Cu-Ti

Герметичные и прочные соединения оксида алюминия со сплавом 29НК получают методом пайки по предварительно металлизированной керамике либо методом активной пайки, при которой связь с керамикой возникает за счёт окислительно-восстановительных реакций между активным компонентом припоя и оксидом; активная пайка выполняется за одну операцию и потому проще.

Обычно используют эвтектические припои Ag-Cu-Ti с 1–5 мас.% титана, но герметичное соединение с 29НК получить непросто: сплав связывает титан в интерметаллиды, смачивание керамики ухудшается, реакционный слой получается неполным, а при перегреве припой вытекает из зазора [1]. Медные припои Cu-Ti не содержат серебра и позволяют поднять содержание титана, компенсируя его потери в сплав [2], но с ростом содержания титана в шве растёт количество интерметаллидов и хрупкость соединения [3]. В работе изучено влияние содержания титана (10, 19 и 28 мас.%) в припое Cu-Ti на смачивание, строение шва и прочность паяных соединений ВК100/29НК.

Слитки припоев выплавляли в дуговой печи, ленту толщиной 50 мкм получали методом быстрой закалки из расплава. Температуры плавления определяли дифференциальной сканирующей калориметрией (ДСК), фазовый состав рентгенофазовым анализом (РФА), смачивание и растекание припоев по ВК100 и 29НК исследовали в вакууме. Керамику ВК100 (99,7 % Al_2O_3) паяли с 29НК в вакууме $1{,}3 \cdot 10^{-3}$ Па при 940–1030 °С с выдержкой 5–60 мин. Для определения строения шва, состава фаз и толщины слоёв была использована растровая электронная микроскопия (РЭМ) с микрорентгеноспектральным анализом (МРСА). Прочность соединений на срез измеряли не менее чем на четырёх образцах для каждого режима, зону разрушения устанавливали по РФА изломов.

Результаты ДСК показали, что по мере приближения состава к эвтектике интервал кристаллизации сужается со 110 °С у Cu-10Ti до 17 °С у Cu-28Ti. Эксперименты по смачиванию показали, что с ростом содержания титана краевой угол на ВК100 уменьшается с 56 до 20°, а на 29НК с 42 до 7°.

Строение паяного шва при всех трёх припоях одинаково: у керамики расположен оксидный слой TiO и Ti-Cu-O, за ним интерметаллиды Cu-Ti и

матрица α-Cu(Ti), а у сплава 29НК слой фазы Лавеса $Ti(Fe,Co,Ni)_2$ Средняя по режимам толщина реакционной зоны у керамики составляет 2,6 мкм для Cu-10Ti (1030 °C), 10,3 и 13,5 мкм для Cu-19Ti и Cu-28Ti (940–1000 °C), доля интерметаллидов и фазы Лавеса в шве растёт с 14 до 32 %. С ростом температуры слои утолщаются: при 1000 °C слой фазы Лавеса вдвое толще, чем при 940 °C. При 28 % Ti интерметаллиды смыкаются в сплошной каркас, и после выдержек 40–60 мин в шве появляются трещины.

Соединения с припоем Cu-10Ti разрушились ещё при шлифовке образцов; по данным РФА на керамической стороне излома только корунд, на металлической медь и 29НК: разрушение прошло по границе шва с керамикой. Значит, при 10 мас.% Ti титана на связь с керамикой не хватает. С припоями Cu-19Ti и Cu-28Ti прочные соединения получены при всех температурах пайки, 940–1000 °C: средняя прочность на срез по режимам 20–69 МПа, отдельные образцы до 184 МПа. Анализ влияния состава припоя, температуры и времени выдержки показал, что определяющей является температура. Для Cu-28Ti наибольшая прочность получена при 940 °C: 61 ± 35 МПа при выдержке 5 мин и 69 ± 67 МПа при 20 мин, после 40 мин она снижается до 40 ± 10 МПа. Для Cu-19Ti при 940 °C прочность от выдержки не зависит и составляет 52–57 МПа (разброс 10–41 МПа). При 1000 °C прочность обоих припоев при любой выдержке не превышает 20–26 МПа (разброс 3–13 МПа). В трёх случаях из четырёх разрушение проходит по керамике при целом шве; после пайки при 1000 °C учащается разрушение по шву, что согласуется с утолщением реакционных слоёв. Прочность при 940 °C выше, чем у припоев Cu-Ti с 2–10 % Ti (15–24 МПа [3]), и сопоставима с промышленными Ag-Cu-Ti (41–53 МПа [1]).

Таким образом, припой Cu-10Ti для пайки ВК100 с 29НК непригоден, а Cu-19Ti и Cu-28Ti дают прочные соединения. Оптимальна пайка при 940 °C с выдержкой 5–20 мин для Cu-28Ti и 5–40 мин для Cu-19Ti; нагрев до 1000 °C снижает прочность в два-три раза из-за роста хрупких слоёв.

Исследование проводилось за счет гранта, полученного от Российского Научного Фонда № 25-19-00778, https://rscf.ru/project/25-19-00778/

1. Vianco P.T. et al. Titanium scavenging in Ag-Cu-Ti active braze joints // Welding Journal. – 2003. – Vol. 82, № 10. – P. 268-s–277-s.
2. Xin C. et al. Effects of Ti activity on mechanical properties and microstructures of Al_2O_3/Ag-Cu-Ti/Fe-Ni-Co brazed joints // Rare Metal Materials and Engineering. – 2018. – Vol. 47, № 4. – P. 1031–1036.
3. Jasim K.M. et al. Actively brazed alumina to alumina joints using CuTi, CuZr and eutectic AgCuTi filler alloys // Ceramics International. – 2010. – Vol. 36, № 8. – P. 2287–2295.

С.С. ФЕДОТОВ[1], А.С. ЛИПАТЬЕВ[1], Т.О. ЛИПАТЬЕВА[1],
Р.Р. САЙФУТЯРОВ[2], В.И. САВИНКОВ[1], К.Э. ТРЕГУБОВ[1],
К.В. ШИРШОВА[1], В.Н. СИГАЕВ[1]
[1]Российский химико-технологический университет им. Д.И. Менделеева, г. Москва, Россия
[2]НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия
E-mail: fedotov.s.s@muctr.ru

ЛАЗЕРНАЯ СВАРКА СИТАЛЛОВ С УЛЬТРАНИЗКИМ ТКЛР

В основе традиционный способов создания неразъемных соединений лежит использование припоев, клеев, различных видов сварки. Однако, данные методы обладают рядом недостатков, относящихся к возможности создания соединений разнородных материалов, а также ограничений, связанных с прочностью, температурной стабильностью, оптическими свойствами и т.д. Альтернативным подходом является применение фемтосекундных лазерных источников для создания соединений. На текущий момент показаны возможности создания высокопрочных соединений стекло-стекло, стекло-металл, стекло-кристалл. Сведения о возможности соединения ситаллов носят эпизодический характер, и практически не представлены в литературе. В данной работе исследуется формирование сварного соединения ситаллов с ультранизким ТКЛР марки СО-115М, а также влияние параметров лазерной записи на геометрические параметры швов и влияние траектории сварки на прочность соединения.

В качестве источника лазерных импульсов был использован регенеративный усилитель Pharos SP (Light Conversion Ltd.), излучающий импульсы фемтосекундной длительности на длине волны 1030 нм. Сварка проводилась при следующих параметрах лазерного излучения: частота следования импульсов 100 кГц, энергия 1 – 10 мкДж, длительность импульсов 180 фс, скорость перемещения образца 0,6 – 1 мм/с. Перед сваркой образцы приводились в оптический контакт друг с другом с помощью прижимной оправки. Лазерное излучение фокусировалось на границе между образцами с помощью объектива Olympus LCPLN 10x IR (N.A. = 0,3).

Предварительное исследование сварных треков посредством оптической микроскопии позволило оптимизировать режимы лазерного воздействия. С помощью спектроскопии КР было обнаружено, что в области, подвергшейся лазерному воздействию, происходит локальная аморфизация кристаллической фазы ситалла.

Предварительное исследование сварных треков посредством оптической микроскопии позволило оптимизировать режимы лазерного воздействия. С помощью спектроскопии КР было обнаружено, что в области, подвергшейся лазерному воздействию, происходит локальная аморфизация

кристаллической фазы ситалла. Исследование области сварки посредством сканирующей электронной микроскопии показало, что в области шва не наблюдается границы раздела между образцами (Рис. 1), в то время как между швами данная граница присутствует.

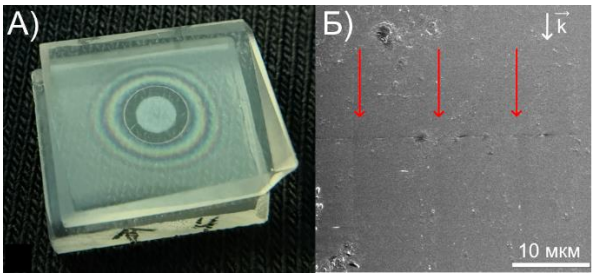


Рисунок 3 – а) Фотография приваренных образцов ситалла;
б) электронная микрофотография сечения сварных швов в режиме вторичных электронов.

Важной характеристикой неразъемного соединения является его механическая прочность, на которую, помимо условий лазерной записи, может влиять и траектория относительного движения лазерного пучка и привариваемых образцов. Было проведено сравнение прочности сварного соединения при использовании круговой и спиралевидной траектории сварки. Прочность в случае сварки по круговой траектории составила 7 ± 0,5 МПа, а в случае спиралевидной траектории 19,5 ± 4 МПа. Полученное различие в прочности обусловлено тем, что для круговой траектории характерно, что начало и конец сварного шва располагаются в одной точке, что может приводить к накоплению напряжений особенно при использовании большого количества швов, в то время как спиралевидная траектория предполагает непрерывное движение с постоянным увеличением радиуса, таким образом, возникающие напряжения перемещаются к периферии области сварки. Полученные результаты могут найти своё применения для получения неразъемных соединений ситаллов с ультранизким ТКЛР.

Исследование выполнено при поддержке Минобрнауки России в рамках программы академического лидерства «Приоритет-2030».

ТЕЗИСЫ СТЕНДОВЫХ ДОКЛАДОВ
СЕКЦИЯ 5
Компьютерное моделирование физических и технологических процессов

Р.А. БОГОСЛОВСКИЙ[1], Н.О. ЛИВАНОВА[2], Е.Ю. НАРУСОВА[1]
[1] *Российский Университет Транспорта (РУТ (МИИТ) г. Москва, Россия*
[2] *ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина», Москва, Россия*
E-mail: r.bogoslovskij@yandex.ru

КОМПЬЮТЕРНАЯ МОДЕЛЬ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ МИКРОЛЕГИРОВАНИЯ ВАНАДИЕМ И РЕЖИМА ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СТРУКТУРУ И ТВЁРДОСТЬ КОЛЁСНОЙ СТАЛИ

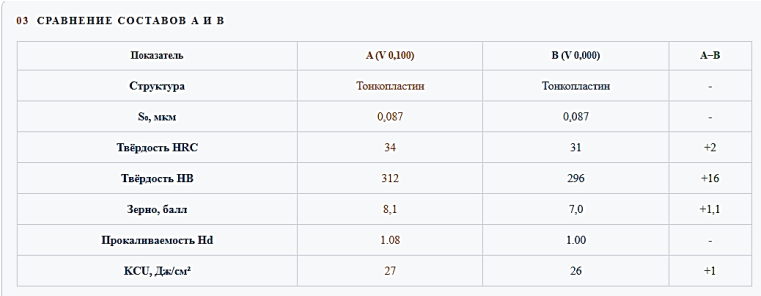
Эксплуатационная стойкость железнодорожных колёс во многом определяется твёрдостью обода и её распределением по сечению, формируемой при термической обработке и зависящей от состава стали. Микролегирование ванадием рассматривается как перспективный способ повышения комплекса механических свойств, однако количественная связь между содержанием ванадия, режимом обработки и твёрдостью остаётся неопределённой, что затрудняет выбор состава и режима ТО [1]. Цель работы - создание расчётной модели и программного средства для прогнозирования структуры и твёрдости колёсной стали.

Ядром модели служит физически обоснованная взаимосвязь: температура превращения - межпластинчатое расстояние перлита S_0 - твёрдость. На массиве опорных экспериментальных данных установлено соотношение типа Холла-Петча, связывающее твёрдость с дисперсностью перлита (S_0):

$$HB = 142{,}7 + \frac{44{,}3}{\sqrt{S_0}}$$

Тип структуры определяется температурой превращения, влияние углерода учитывается через долю свободного феррита, влияние марганца, хрома и ванадия - через прокаливаемость, задающую распределение твёрдости по глубине обода [2].

Ключевой элемент - модуль ванадия, раздельно рассчитывающий твердорастворный и дисперсионный вклады, измельчение зерна и приращение прокаливаемости. При одинаковой дисперсности перлита ($S_0 \approx 0{,}1$ мкм) микролегирование ванадием даёт прирост твёрдости порядка 5 HRC относительно нелегированной стали. При штатном режиме карбонитриды V (C, N) выделяются крупными частицами и дисперсионное упрочнение не реализуется, поэтому в модели предусмотрен режим нормализации (900 – 1100 °C), условия которого позволяют формировать дисперсную карбонитридную фазу с измельчением зерна и дополнительным упрочнением [3].



03 СРАВНЕНИЕ СОСТАВОВ A И B

Показатель	A (V 0,100)	B (V 0,000)	A–B
Структура	Тонкопластин	Тонкопластин	-
S_0, мкм	0,087	0,087	-
Твёрдость HRC	34	31	+2
Твёрдость HB	312	296	+16
Зерно, балл	8,1	7,0	+1,1
Прокаливаемость Hd	1.08	1.00	-
KCU, Дж/см²	27	26	+1

Рисунок 1 – Параметры интерфейса в режиме сравнения двух составов

Программа реализована как автономное приложение на языке JavaScript и решает две задачи. Прямая: по составу (C, Mn, Si, Cr, V) и режиму ТО рассчитываются тип структуры, S_0, твёрдость (HRC, HB) с доверительным интервалом, балл зерна и профиль твёрдости по глубине обода. Обратная: по целевым структуре и твёрдости подбираются содержание ванадия и режим обработки, включая необходимость нормализации, с оценкой достижимости. Предусмотрено сопоставление двух составов для количественной оценки вклада микролегирования.

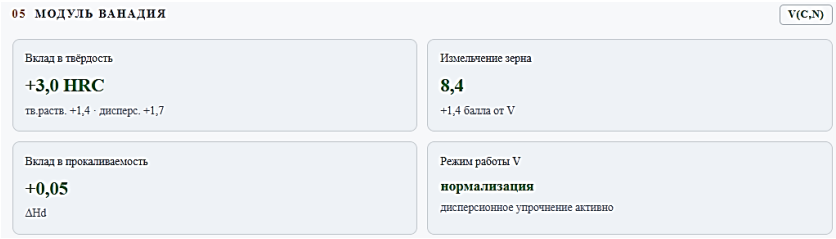


Рисунок 2 – Параметры модуля «ванадий»

Верификация выполнена сопоставлением расчётных профилей твёрдости с экспериментальными данными: расхождение не превышает 1 HRC на глубинах 3 – 60 мм.

Предложенная модель позволяет обоснованно выбирать диапазон содержания ванадия и режим термической обработки, сокращая объём натурных экспериментов и выступает в качестве справочной/рекомендательной системы, в том числе представляя результаты опытных плавок в удобном формате.

1. Развитие технологий производства железнодорожных колёс на ВМЗ: сб. трудов / под ред. А.М. Барыкова. Вып. 2. М.: Металлургиздат, 2018. 384 с.
2. Изотов В.И., Гетманова М.Е., Филиппов Г.А. и др. Особенности деформации и разрушения колёсной стали с различной дисперсностью перлита // Металлург. 2007, № 11, С. 33–37.
3. Филиппов Г.А., Мухатдинов Н.Х., Гетманова М.Е., Комков Н.А. Стали для железнодорожных колёс повышенной эксплуатационной стойкости // Металлург. 2014, № 3, С. 88–96.

О.Р. БОЛДЫРЕВА[1], В.П. ТЮТИН[1], М.Г. ИСАЕНКОВА[1], О.А. КРЫМСКАЯ[1]
[1] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия*
E-mail: olga.boldyreva.04@bk.ru

УЧЕТ ДИНАМИЧЕСКОЙ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ПРИ МОДЕЛИРОВАНИИ ТЕКСТУРЫ ГОРЯЧЕЙ ПРОКАТКИ МОЛИБДЕНОВОГО СПЛАВА ЦМ-2А

Молибденовые сплавы являются одними из наиболее перспективных для создания конструкционных жаропрочных материалов, их физико механические свойства обеспечивают целесообразность использования в электровакуумной, авиационной технике, энергетике и других высокотехнологичных областях промышленности. В процессе прокатки молибденовых листов формируется острая кристаллографическая текстура, которая обусловливает выраженную анизотропию механических свойств в плоскости листа. Так, например, в молибденовых сплавах при штамповке происходит формирование дефектов – фестонов, – связанных с кристаллографической текстурой листа. Показано [1], что в сплаве ЦМ-2А можно добиться изотропной в плоскости листа текстуры путем холодной перекрестной прокатки под углом 45° к исходному направлению, однако такой способ сопряжен со снижением выхода годного. Поэтому необходимо проводить оптимизацию процесса горячей прокатки с применением методов компьютерного моделирования текстурообразования. Существующие модели учета динамической рекристаллизации направлены на моделирование формирования эффективных свойств изделия, например, размера зерна, степени рекристаллизации, механических свойств, но не учитывают их анизотропию.

В данной работе представлена модель горячей деформации молибденовых листов в среде MTEX для прогнозирования эволюции текстуры прокатки с использованием теории Тейлора, учитывающая динамическую рекристаллизацию [2]. Результаты моделирования, учитывающие возникновение разориентированных относительно матрицы зародышей и их рост за счет деформированной матрицы, согласуются с литературными данными.

Исследования выполнены в рамках программы стратегического академического лидерства «Приоритет-2030», проект СП-1.

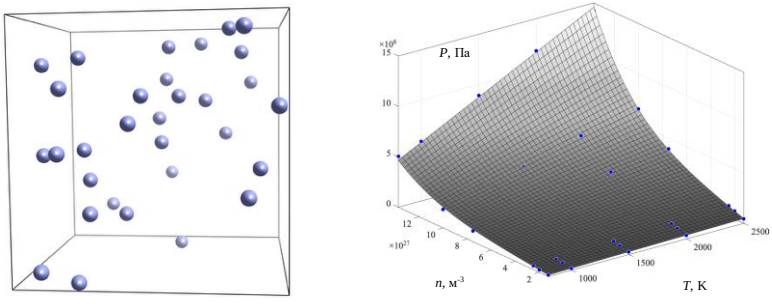
1. Tyutin V.P., et al. / Pisma v Zhurnal Tekhnicheskoi Fiziki, 52:9 (2026), – pp. 11–15 doi: 10.61011/PJTF.2026.09.62701.20603
2. Исаенкова М.Г., и др. / Materials. Technologies. Design, т.7 №4 (23), (2025), – С. 111–123. https://doi.org/10.54708/26587572_2025_7423111

Е.С. ЖАРИКОВ*, В.А. БОРОДИН
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия
*E-mail: ESZharikov@mephi.ru

УРАВНЕНИЕ СОСТОЯНИЯ КСЕНОНА ДЛЯ ГАЗОВЫХ ПУЗЫРЬКОВ В UO_2 ПО ДАННЫМ ПЕРВОПРИНЦИПНОЙ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ

Внутризеренные пузырьки ксенона в облучаемом UO_2 [1] могут оказывать значительное влияние на процессы деградации топливных таблеток, их распухание и газовыделение. Для количественной оценки взаимодействия пузырьков с окружающей матрицей необходимо знать уравнение состояния (УРС), связывающее плотность газа в пузырьке, n, с его давлением P в зависимости от температуры T. Как правило, при росте пузырьков за счет накопления в них атомов благородных газов соотношение между количеством атомов газа и числом отсутствующих атомов в пузырьке (т.е. кластеризованных вакансий) остается близким к единице. Такие плотности ксенона не относятся к экстремальным, для которых в литературе предложен ряд УРС, основанных на феноменологических моделях и экстраполяции модельных потенциалов (напр. [2]), однако и приближение идеального газа для них неприменимо.

В данной работе для определения УРС ксенона применялся подход на основе первопринципной молекулярной динамики. В процессе моделирования оценивалось среднее давление газообразного ксенона в кубических ячейках различного объема, содержащих 32 атома Xe, при разных значениях температуры (800–2500 K). Изученный диапазон объемных плотностей газа составлял n = 1,25–13,7 нм$^{-3}$ (рисунок 1*а*).



а *б*

Рисунок 1 – Моделирование УРС для Xe: *а* – Общий вид расчетной ячейки; *б* – Трехмерная поверхность, соответствующая УРС Xe в координатах $P – n – T$. Точки показывают расчетные значения, использованные для аппроксимации.

Результаты моделирования свидетельствуют о том, что рассчитанные давления (до ~ 1,4 ГПа) с высокой точностью описываются стандартным вириальным разложением давления по плотности вплоть до членов третьего порядка, причем коэффициенты разложения практически не зависят от температуры в изученном диапазоне температур. Трехмерная расчетная поверхность зависимости давления газа от его плотности и температуры представлена на рисунке 1*б*. Результаты указывают, что в газовой фазе ксенон демонстрирует значительное отклонение от идеальности, особенно при высоких плотностях. Сравнение расчетных данных с экспериментальными демонстрирует хорошее согласие в области умеренных давлений, что подтверждает адекватность выбранной методологии.

1. Michel A. et al. // Nucl. Instrum. Meth. B. 2012. V. 272. P. 218.
2. Brearley I.R., MacInnes D.A. // J. Nucl. Mater. 1980. V. 95. P. 239.

М.О. КОВАЛЕНКО[1], И.В. САФРОНОВ[1], Н.Д. КОМАРОВ[1],
В.В. УГЛОВ[1,2]
[1] *Белорусский государственный университет, г. Минск, Беларусь*
[2] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия*
E-mail: uglov@bsu.by

РОЛЬ МЕЖЗЁРЕННЫХ ГРАНИЦ В СЕГРЕГАЦИИ И ФАЗОВОМ РАСПАДЕ В НАНОЗЕРНИСТОМ TiZrHfNb

Межзёренные границы (МГ) рассматриваются как мощные каналы диффузионного массопереноса, однако их вклад критически зависит от размера зерна. Гибридный подход, сочетающий методы Монте-Карло и молекулярной динамики, применённый к поликристаллическому сложному концентрированному сплаву (СКС) TiZrHfNb со средним размером зерна около 14 нм, позволил оценить возможный эффект МГ и сопоставить его с поведением крупнозернистого материала.

МГ оказались активными центрами сегрегации и источниками для образования зародышей/приципитатов с ГПУ структурой (рисунок 1). Локализация ГПУ-зародышей/приципитатов строго коррелирует с участками МГ, предварительно обогащёнными Ti и Zr (31 и 32 ат.% соответственно). Количественно в нанозернистом образце с ростом температуры (300, 673 и 973 К) объёмная доля ГПУ-зародышей/приципитатов увеличивалась (4, 10 и 27 % соответственно), при этом наблюдалось их обогащение Hf (43–64 ат.%) и обеднение Nb и Zr (0–10 ат.% и 10-19 ат.% соответственно).

Совокупное действие высокой плотности МГ, дальнодействующих упругих полей (сжимающие и растягивающие нормальные напряжения достигают ~10 ГПа) и повышенной поверхностной энергии приводит к сегрегации разноразмерных атомов в нанозернистом материале. Сегрегация Ti и Zr по МГ может менять химический потенциал Hf и снижать барьер возникновения ГПУ-зародышей. В металлах и традиционных сплавах междоузельные атомы (*i*) поглощаются МГ активнее вакансий (*v*), что определяется энергией связи, подвижностью и радиусом захвата [1]. Однако в СКС массоперенос может осуществляться дефектами обоих типов: быстрые *i* Ti и Zr диффундируют к МГ, вызывая локальное накопление медленных Hf и Nb; либо Hf и Nb обмениваются с *v* вблизи МГ, что сопровождается накоплением Ti и Zr. В обоих случаях МГ обогащаются Ti и Zr, а приграничные области — Hf и Nb; при этом Hf и Nb взаимно отталкиваются и склонны к сегрегации [2]. Hf инициирует образование ГПУ-зародышей, тогда как Nb уходит в объём зерна. Тем не менее, в крупнозернистом образце плотность МГ снижается, и межзеренная сегрегация становится пренебрежимо малой.

Наблюдаемая ключевая роль МГ в инициировании образования зародышей с ГПУ структурой, обогащённых Hf, согласуется с недавними экспериментами [3] с СКС TiZrHfNb, в которых старение при 450 °C приводило к преимущественному

формированию выделений с ГПУ структурой именно по МГ. Согласно [4], степень химического расслоения на дефектах возрастает с увеличением структурного беспорядка и достигает максимума на большеугловых МГ, которые рассматривались и в настоящей работе.

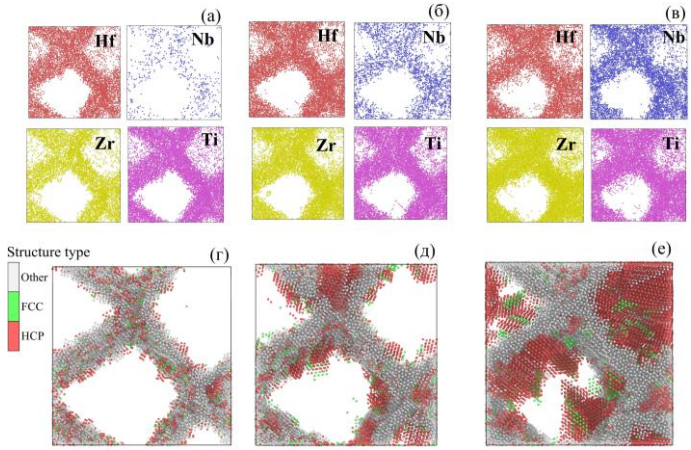


Рисунок 1 – Распределения элементов (а-в) и структурных типов (г-е) по/вблизи МГ после сегрегации при температурах (а, г) 300 К, (б, д) 673 К и (в, е) 973 К в TiZrHfNb

Совокупность полученных результатов объясняет, почему при малой удельной площади МГ их вклад в зарождение ГПУ-зародышей становится пренебрежимо малым.

Исследования выполнены в рамках Государственной программы научных исследований РБ "Современное материаловедение, перспективные материалы и новые технологии", задание 3.20.3. Работа выполнена с использованием ресурсов центра высокопроизводительных вычислений НИЯУ МИФИ.

1. Tschopp M.A., Solanki K.N., Gao F., Sun X., Khaleel M.A., Horstemeyer M.F. Probing grain boundary sink strength at the nanoscale: Energetics and length scales of vacancy and interstitial absorption by grain boundaries in α-Fe. Physical Review B. – 2012. – Vol. 85, № 064108.
2. Chen A., Pan Y., Dai J., Fu W., Song X. Theoretical study on the element distribution characteristics and the effects of oxygen in TiZrHfNb high entropy alloys. Materials Today Communications. – 2023. – Vol. 36, № 106922.
3. Tu C.-H., Wu S.-K., Lin C. A study on severely cold-rolled and intermediate temperature aged HfNbTiZr refractory high-entropy alloy. Intermetallics. – 2020. – Vol. 126, № 106935.
4. Ma S., Liu W., Li Q., Zhang J., Huang S., Xiong Y., Xu B., Yang T. Mechanism of elemental segregation around extended defects in high-entropy alloys and its effect on mechanical properties. Acta Materialia. – 2024. – Vol. 264, № 119537.

М.С. КОНСТАНТИНОВ[1], К.Е. КЛЮКОВА[1], А.В. ГРАЧЕВА[1], Н.С. МОРОЗОВ[1]
[1] *Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова, г. Москва, Россия*
E-mail: konstantinovms@my.msu.ru

МОДЕЛИРОВАНИЕ РОСТА СЛОЯ ПИРОУГЛЕРОДА НА ЧАСТИЦАХ СФЕРОНИЗОВАННОГО ГРАФИТА ПРИ ПИРОЛИЗЕ БЕНЗОЛА

Сферонизованный природный графит широко используется в качестве анодного материала литий-ионных аккумуляторов. Однако процесс сферонизации сопровождается образованием трещин и дефектов частиц графита, что приводит к более интенсивному разложению электролита. В результате формируется неоднородный и нестабильный слой твердого электролита (SEI), что отрицательно влияет на электрохимические характеристики анода. Одним из способов снижения влияния по верхностных дефектов является нанесение пироуглеродного (ПУ) покрытия методом газофазного химического осаждения (CVD) на частицы сферонизованного графита, что позволяет снизить площадь контакта анода с электролитом и обеспечить равномерное и стабильное формирование SEI [1].

Нанесение ПУ методом CVD на частицы графита осложняется несколькими параллельными процессами, влияющими на качество покрытия и подбор оптимальных параметров осаждения. Это делает актуальной разработку численного моделирования.

В работе построена комплексная модель CVD-осаждения ПУ на частицы сферонизованного графита в реакторе с псевдоожиженным слоем. Расчеты учитывают теплообмен в реакторе, гидродинамику псевдоожжиженного слоя и кинетику пиролиза с осаждением ПУ на поверхности частиц. На основе результатов моделирования получена полуэмпирическая зависимость толщины ПУ покрытия от параметров процесса. При температуре 1000–1100 °C и частоте подачи перемешивающего азота 10 имп/мин толщина ПУ слоя составляет 100 – 120 нм, что согласуется с результатами просвечивающей электронной микроскопии.

Разработанная модель позволяет оценивать влияние параметров CVD на процесс нанесения ПУ покрытия и может использоваться для подбора режимов осаждения для получения анодов ЛИА с заданными и высокими электрохимическими характеристиками.

1. S.-J. Ha, H. Lee, C. Kim, M.-S. Jo, T. Kim, J.-Y. Hong and Y.-P. Jeon, Fast-charging natural graphite anodes: synergistic effects of optimized spheronization and TLE-tailored pitch coating, Carbon Lett., 2026, **36** (2), p 1007-1027

К.В. ПЕЧЕНКИН, И.А. АНТОШИНА, М.О. ЗАБЕЖАЙЛОВ
АО «ОНПП «Технология» им. А. Г. Ромашина», г. Обнинск, Россия
E-mail: info@technologiya.ru

СРАВНЕНИЕ АЛГОРИТМОВ СПЕКАНИЯ КВАРЦЕВОЙ КЕРАМИКИ

Разработка новых керамических материалов требует большого количества времени и ресурсов на определение оптимальной технологии изготовления. Альтернативой получению и исследовательским испытаниям большого количества опытных образцов служит построение виртуальной модели изготовления и испытаний разрабатываемого керамического материала. В данной работе проведено сравнение нескольких алгоритмов моделирования спекания по механизму вязкого течения. В качестве объекта моделирования была выбрана кварцевая керамика. Алгоритмы моделирования основаны на методе дискретных элементов.

На первом этапе была построена модель структуры сырца кварцевой керамики. Размеры зерен керамики в модели соответствовали экспериментальному распределению, полученному методом лазерной дифракции. Модель воспроизводила процесс засыпки исходного порошка кварцевого стекла в некоторую расчетную ячейку с упругими стенками, слипание зерен порошка под действием адгезионных сил. При моделировании засыпки на зерна действовали силы тяжести, упругости и вязкого трения. После засыпки было проведено уплотнение системы зерен до значения плотности, соответствующего реальной плотности сырца кварцевой керамики, методом сжатия расчетной ячейки. В качестве оценки корректности смоделированной структуры было проведено ее сравнение с реальной микроструктурой сырца кварцевой керамики, исследованной на сканирующем электронном микроскопе.

При спекании по механизму вязкого течения движущей силой является уменьшение поверхностной энергии спекающихся зерен. Слияние зерен происходит за счет диффузии. Моделирование процесса спекания по данному механизму было проведено на основе нескольких разных алгоритмов описания взаимодействий в гранулярных системах, доступных в программном пакете LAMMPS. Были рассмотрены алгоритмы Дерягина–Мюллера–Топорова [1] с учетом сил упругости (ДМТ-1) и без учета сил упругости (ДМТ-2). Также были рассмотрены алгоритмы Джонсона–Кендалла–Робертса [2], с различными способами задания силы вязкого трения (ДКР-1 и ДКР-2). Силы упругости во всех рассмотренных алгоритмах были модифицированы под задачу спекания.

Верификация исследованных алгоритмов осуществлялась путем сравнения усадки модели сырца кварцевой керамики с усадкой реального сырца после обжига. Для верификации пять образцов сырца кварцевой керамики были подвергнуты термообработке по разным режимам в дилатометре. Четыре режима представляли собой нагрев без выдержки до температуры 1300 °С со скоростями 4 К/мин (№ 1), 1 К/мин (№ 2), 0,5 К/мин (№ 3), 0,25 К/мин (№ 5), и один – нагрев до температуры 1270 °С со скоростью 5 К/мин, с выдержкой 2 ч при температуре 1270 °С (№ 4). Сравнение модельных усадок с экспериментальными представлено в таблице 1.

Таблица 1 — Экспериментальные и теоретические усадки сырцов кварцевой керамики при различных режимах обжига.

	Режим обжига				
	№ 1	№ 2	№ 3	№ 4	№ 5
Экспериментальная усадка, %	0,87	1,79	2,67	3,18	3,63
Усадка модели ДМТ-1, %	0,07	0,64	1,85	3,22	3,71
Усадка модели ДМТ-2, %	0,11	0,82	2,06	3,22	3,73
Усадка модели ДКР-1, %	0,85	2,09	2,79	3,16	3,29
Усадка модели ДКР-2, %	0,83	2,22	2,82	3,18	3,32

При моделировании спекания было выявлено, что модель ДМТ-1 не воспроизводит экспериментальную усадку. При этом, при моделировании режима № 5 по данному алгоритму происходит прерывание расчета из-за совпадения координат зерен. В модели ДМТ-2 данная ошибка устранена благодаря учету упругого взаимодействия между зернами, однако ДМТ-2 тоже плохо воспроизводит усадку сырца кварцевой керамики при обжиге. Модели ДКР-1 и ДКР-2 одинаково хорошо имитируют усадку сырца. Среднее относительное отклонение расчетных значений усадок от экспериментальных составляет 6,7 % для ДКР-1 и 8,5 % для ДКР-2. Однако в связи с тем, что в ДКР-2 используется более сложный учет силы вязкого трения, данная модель требует больших вычислительных ресурсов по сравнению с ДКР-1. Таким образом, наиболее оптимальной моделью спекания по механизму вязкого течения среди рассмотренных можно считать модель ДКР-1.

1. Derjaguin B.V., Muller V.M., Toporov Y.P. Effect of contact deformations on the adhesion of particles. Journal of Colloid and Interface Science. – 1975. – Vol. 2, № 53.

2. Johnson K.L., Kendall K., Roberts A.D. Surface energy and the contact of elastic solids. Proceedings of the Royal Society of London. – 1971. – Vol. 324, № 1557.

Р.В. ЗЕВИН[1,2], Н.Д. РЯБОВ[2]
[1] АО «Государственный научный центр Научно-исследовательский институт атомных реакторов»,
[2] Димитровградский инженерно-технологический институт Филиал Национального исследовательского ядерного университета «МИФИ»,
e-mail: Older2003@yandex.ru

РАЗРАБОТКА ПРОГРАММНОГО ОБЕСПЕЧЕНИЯ ДЛЯ ОБРАБОТКИ РЕЗУЛЬТАТОВ МЕХАНИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЙ НА МАЛОЦИКЛОВУЮ УСТАЛОСТЬ

Малоцикловая усталость (МЦУ) – один из определяющих факторов надёжности конструкций при упругопластических деформациях при числе циклов нагружения до 10^5. Поэтому актуально совершенствование методов обработки и анализа результатов механических испытаний на МЦУ: это повышает точность прогнозирования ресурса изделий и снижает затраты на исследования.

Обработка результатов мехиспытаний на МЦУ – трудоёмкий рутинный процесс с объёмными текстовыми файлами (сотни тысяч строк). Ручная обработка неэффективна и может вызывать ошибки, а табличные программы не вмещают весь массив данных, поэтому разработка ПО для автоматизации обработки является важной задачей.

При испытаниях на МЦУ к цилиндрическому образцу прикладывают циклическую нагрузку растяжение-сжатие с заданной амплитудой деформации или напряжения при постоянной частоте и скорости деформации (на отдельно взятом участке растяжения или сжатия), обеспечивая циклическое упругопластическое деформирование. Накопление повреждений контролируется изменением скорости деформации и амплитуды. При знакопеременной нагрузке работает весь объём материала без пластической деформации и шейкообразования; наблюдается циклическое упрочнение и разупрочнение, накапливаются пластические деформации и повреждения, зарождаются усталостные трещины. Каждый цикл оставляет необратимую пластическую деформацию, образуя петлю гистерезиса. Регистрируются усилие, перемещение траверсы и деформация на каждом цикле. Испытание прекращается при отрыве или при серьёзном уменьшении сечения рабочей части с последующим падением нагрузки на 50% и более [1].

Из данных испытания выделяются экстремумы усилия для каждого цикла и строится график зависимости усилия от номера цикла; по начальным данным строятся петли гистерезиса. Для автоматизации разработано программное обеспечение (ПО) на Python с GUI на PyQt6, matplotlib и других библиотеках. Оно загружает данные с установки МЦУ, читает CSV/TXT/ALC-файлы, распознаёт точки экстремума для каждого цикла и

визуализирует графики усилия от номера цикла и любое количество петель гистерезиса из любого интервала с масштабированием и экспортом.

В основе обработки лежит выделение экстремумов усилия для каждого цикла нагружения с последующим построением зависимостей для максимумов и минимумов на одном графике. Программа позволяет выбирать участки кривой усталости с настраиваемой плотностью точек в начале, середине и конце испытания, что оптимизирует отображение при большом числе циклов. Особое внимание уделено конечному участку кривой, где перед разрушением резко меняются характеристики материала [2].

Тестирование на цилиндрических образцах из никелевого сплава и жаропрочной стали на железоникелевой основе подтвердило высокую эффективность ПО: видна разница в поведении образцов (прочность и пластичность). Программа позволяет сократить время обработки результатов испытаний в несколько раз по сравнению с ручной обработкой, минимизировать вероятность ошибок при вводе данных и обеспечить единообразие формата представления результатов, соответствующего ГОСТу 25.502-79. Интерфейс интуитивно понятен и не требует спецподготовки оператора, что позволяет использовать её в повседневной практике лабораторий механических испытаний. В дальнейшем планируется интеграция в ПО испытательной машины для отслеживания изменений образца в реальном времени и сравнения с пройденной частью испытания.

1. ГОСТ 25.505-85. Методы механических испытаний металлов. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Метод испытаний на малоцикловую усталость при термомеханическом нагружении. – Введ. 1987–01–01. – М.: Изд-во стандартов, 1986. – 18 с.
2. ГОСТ 25.502-79. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость. – Введ. 1981–01–01. – М.: Изд-во стандартов, 1986. – 53 с.

Г.С. САВИН, В.А. БОРОДИН
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия
E-mail: savin.gleb.mephi@yandex.ru

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ МИГРАЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В МАГНЕТИТЕ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ACE-ПОТЕНЦИАЛА

Кинетика роста защитных оксидных плёнок на ферритно-мартенситных сталях во многом определяется переносом кислорода и железа через формирующийся оксид. В магнетите Fe_3O_4 такой массоперенос связан с миграцией вакансий и междоузельных атомов кислорода и железа. Для описания роста оксидного слоя необходимо знать механизмы и энергетические параметры миграции этих дефектов.

В данной работе с использованием метода молекулярной динамики исследована миграция собственных точечных дефектов в объёме магнетита. Для описания межатомных взаимодействий применялся потенциал типа ACE/PACE [1], параметризованный для системы Fe–O. Энергетические профили отдельных элементарных переходов рассчитывались методом NEB.

Молекулярно-динамические расчёты показали, что характер и интенсивность миграции существенно зависят от типа дефекта. Наиболее высокой подвижностью обладает междоузельный кислород в гантельной конфигурации, энергия активации миграции которого составляет около 0,10 эВ. Вакансионные дефекты перемещаются менее интенсивно. Междоузельное железо образует гантельную конфигурацию, ориентированную вдоль ⟨111⟩ и отличающуюся от ожидаемой по первопринципным расчётам, поэтому результаты для этого дефекта следует интерпретировать с осторожностью.

Расчёты методом NEB подтвердили, что среди рассмотренных переходов наиболее энергетически выгодным является перемещение кислородной гантели вдоль кислородного ряда, тогда как изменение её ориентации требует большей энергии. Барьеры вакансионных переходов лежат преимущественно в диапазоне 0,7–1,5 эВ и существенно зависят от направления миграции и ближайшего катионного окружения.

Полученные данные свидетельствуют о возможности применения этого потенциала для моделирования вакансий и предварительного анализа междоузельных дефектов.

1.Bienvenu B., Todorova M., Neugebauer J. et al. Development of an atomic cluster expansion potential for iron and its oxides // NPJ Comput. Mater. – 2025 – V. 11. – 81.

И.И. СУХАРЕВ, В.А. БОРОДИН
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
E-mail: ilya.suharev.2000@mail.ru

МОДЕЛИРОВАНИЕ РОСТА ДУПЛЕКСНОГО ОКСИДНОГО СЛОЯ НА ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЯХ ПОД ОБЛУЧЕНИЕМ

Ферритно-мартенситные стали рассматриваются как перспективные конструкционные материалы для быстрых реакторов с тяжёлыми жидкометаллическими теплоносителями. Их коррозионная стойкость определяется формированием защитного дуплексного оксидного слоя, включающего внутренний слой хромистой шпинели и внешний слой магнетита. Прогнозирование эволюции такого слоя в процессе эксплуатации в реакторе требует корректного учета рада факторов, прежде всего – особенносей переноса точечных дефектов, а также их радиационной генерации, поглощения на стоках и рекомбинации. Описание процесса роста двухфазного оксидного слоя осложняется различием транспортных свойств фаз и движением межфазных границ.

В работе представлена численная модель роста двухфазного оксидного слоя в системе «сталь–шпинель–магнетит–свинец». Модель учитывает диффузионный перенос междоузельных атомов и вакансий кислорода и железа, радиационную генерацию точечных дефектов, их термическую эмиссию и поглощение на стоках, а также взаимную рекомбинацию дефектов в объёме оксидных фаз. Скорости перемещения внутренней и внешних границ оксидного слоя определяются потоками соответствующих дефектов через границы раздела.

Для описания роста оксидной плёнки использован метод Ландау [1]. При помощи преобразования координат физические области шпинели и магнетита переводятся в неподвижные безразмерные расчётные области. Благодаря этому динамика границ учитывается непосредственно в дифференциальных операторах, а расчётная сетка не требует постоянного перестроения, добавления или удаления узлов. Это позволяет избежать дополнительной численной диффузии, связанной с интерполяцией профилей концентраций, и сохранять постоянное число расчётных узлов на всём интервале моделирования.

Для корректного сопряжения решений в шпинели и магнетите реализован интегро-интерполяционный (балансный) метод, основанный на интегрировании уравнения сохранения по контрольному объему, содержащему межфазную границу [2]. Он обеспечивает непрерывность потока через границу фаз при разрывном коэффициенте диффузии и позволяет сохранять физически обусловленный излом профиля концентрации. Линейная часть

задачи решается с помощью неявной схемой Крэнка–Николсона с использованием метода прогонки [2]. Нелинейная рекомбинация дефектов учитывается симметричным расщеплением операторов по Стрэнгу [3]. На первом и заключительном полушагах выполняется локальный расчёт рекомбинации точечных дефектов, а между ними решается задача их диффузионно-конвективного переноса. Такой порядок применения операторов позволяет сохранить второй порядок точности по времени при раздельном учёте транспортных и рекомбинационных процессов [3,4].

Для демонстрации работоспособности программы выполнены тестовые расчёты в предельных режимах. Солвер воспроизводит стационарные линейные профили для задачи диффузии, параболические профили при объёмной генерации дефектов, экспоненциальное затухание концентрации в присутствии стоков и выход системы на предельное равновесное состояние, в котором генерация дефектов полностью компенсируется их взаимной рекомбинацией. Проверка двухсеточной постановки при различных коэффициентах диффузии показала сохранение баланса потоков на границе шпинель/магнетит. Реализована возможность задания стационарных, импульсных и пространственно-неоднородных профилей облучения, в том числе привязанных к движущейся внешней границе оксидного слоя, что в дальнейшем предполагается использовать для интеграции реальных профилей облучения, например, с использованием программы SRIM.

Разработанная модель создаёт основу для исследования влияния облучения, рекомбинации и пространственного распределения радиационных дефектов на кинетику роста защитных оксидных плёнок ферритно-мартенситных сталей в условиях эксплуатации в быстрых реакторах.

1. Landau H.G. Heat conduction in a melting solid // Quarterly of Applied Mathematics. 1953. V. 8. P. 81–94.
2. Самарский А.А., Гулин А.В. Численные методы математической физики. – М.: Наука, 1989. – 432 с.
3. Strang G. On the construction and comparison of difference schemes // SIAM Journal on Numerical Analysis. 1968. Vol. 5, No. 3. P. 506–517.
4. Hundsdorfer W., Verwer J.G. Numerical Solution of Time-Dependent Advection-Diffusion-Reaction Equations. Berlin: Springer, 2003. 471 p.

И.А. ЧУЛКОВ[1], В.А. БОРОДИН[1,2]
[1]*НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия*
[2]*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», Москва, Россия*
E-mail: chulkov111.ilya96@yandex.ru

МЕХАНИЗМ ОБРАЗОВАНИЯ СТУПЕНЕК НА РАСЩЕПЛЕННЫХ ДИСЛОКАЦИЯХ В НИКЕЛЕ В РЕЗУЛЬТАТЕ КЛАСТЕРИЗАЦИИ СОБСТВЕННЫХ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ

Одной из особенностей ГЦК металлов с низкими энергиями дефекта упаковки является диссоциация дислокаций с вектором Бюргерса типа {110} с образованием дефекта упаковки (ДУ), ограниченного двумя частичными дислокациями Шокли [1]. Процессы захвата и кластеризации точечных дефектов на таких дислокациях, приводящие в результате к образованию дислокационных ступенек, остаются слабо изученными.

В данной работе методом молекулярной динамики изучался рост кластеров собственных межузельных атомов (СМА) на ДУ дислокации типа {110} в никеле. Для расчётов использовались программа LAMMPS [2] и потенциал межатомного взаимодействия из работы [3].

Обнаружено, что одиночные СМА, помещаемые вблизи плоскости ДУ, захватываются на частичных дислокациях, ограничивающих ДУ, четко различимыми дефектами в виде краудионов, лежащих параллельно плоскости ДУ и направленных под углом к линии частичной дислокации. По мере последовательного добавления СМА рядом с предыдущим захваченным краудионом на частичной дислокации растет двумерный монослойный островок из лежащих вплотную друг к другу параллельных краудионов. Рост островка вдоль частичной дислокации сопровождается его расширением перпендикулярно к ней. При достижении некоторого порогового числа краудионов происходит спонтанная трансформация островке в монослой атомов, надстраивающий экстра-плоскость дислокации и ограниченный парой ступенек, локально меняющих ширину дефекта упаковки и диссоциированных на всю его ширину. Таким образом, для формирования дислокационных ступенек на расщеплённой дислокации за счёт захвата межузельных атомов не требуется локальное предварительное сжатие дефекта упаковки, как иногда предполагают.

1. Hirth J.P., Lothe J. Theory of dislocations. McGraw-Hill, 1967.
2. Plimpton S. Fast parallel algorithms for short-range molecular dynamics // J. Comp. Phys. – 1995. – Vol. 117, – P. 1.
3. Foiles S.M., Baskes M.I., Daw M.S. Embedded-atom-method functions for the fcc metals Cu, Ag, Au, Ni, Pd, Pt, and their alloys. // Phys.Rev.B. – 1986. – Vol. 33, – P. 7983.

Д.Н. БУРОВА, Т.Д. БУШНЕВА, К.А. КОЛОМЫЦЕВ, Н.В. ПОТЕХИНА
АО «НИИ НПО «ЛУЧ», г. Москва, Россия
E-mail: BurovaDN@sialuch.ru

ОСОБЕННОСТИ РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ ТУГОПЛАВКОГО КИСЛОРОДСОДЕРЖАЩЕГО СПЛАВА Nb-Mo

Сплавы на основе ниобия широко применяются в авиакосмической и атомной промышленности для узлов, работающих при температурах выше 1200-1500 °С. Известно, что примесь кислорода в ниобиевых сплавах влияет на ихпластичность и склонность к хрупкому разрушению. Рекристаллизационный отжиг повышает пластичность ниобиевых сплавов, но значительное содержание кислорода может существенно изменять кинетику рекристаллизации [1]. В данной работе приведены результаты комплексного исследованияобразцов деформированного поликристаллического сплава Nb-Mo до и после отжига в течение1 часа при температурах 1500, 1600, 1700, 1750 и 1800 °С.

Полученные нами данные показали, что первичная рекристаллизация изученного тугоплавкого сплава начинается при температуре 1500 °С. В интервале температур 1500–1750 °С происходит активный рост зерен. При температуре 1700 °С выделяется оксидная фаза по границам зерен. При увеличении температуры отжига до 1750 и 1800 °С, оксидная фаза растет по границам и формируются включения в матрице зерна. При 1800 °С рост зерен сплава останавливается, т.к. оксидные включения выступают в роли барьера для миграции границ зерен.

При температурах отжига 1500 и 1600 °С наблюдается резкое уменьшение твёрдости материала, что свидетельствует о снятии остаточных напряжений после деформации и формировании рекристаллизационной структуры. Дальнейшее повышение температуры отжига приводит к повышению твердости в результате образования оксидной фазы.

Исследования образцов методом рентгеновской дифрактометрии показал, что температура начала первичной рекристаллизации близка к 1500 °С. Согласно данным рентгенофазового анализа, оксидная фаза присутствовала и в образце до отжига. В ходе высокотемпературной обработки наблюдается ее интенсивный рост, что свидетельствует о переходе растворенного кислорода в фазу NbO.

1. V.I. Tretyakov. Effect of deformation and microalloying on the structure and properties of high-temperature niobium-base alloys. Metal science and heat treatment, 1998, 349-353.

Е.В. ГВОЗДИКОВА[1], Ю.Н.ЖУРАВЛЕВ[2]
[1,2] *Кемеровский государственный университет, г. Кемерово, Россия*
E-mail: gvozdikova03@mail.ru

DFT ПРЕДСКАЗАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И УПРУГИХ СВОЙСТВ НОВОГО НЕЛИНЕЙНО-ОПТИЧЕСКОГО КРИСТАЛЛА $Pb_2(TeO_3)(NO_3)_2$

Нелинейно-оптические (NLO) кристаллы, способные к спектральной трансформации лазерного излучения, вызывают устойчивый интерес в научном сообществе благодаря своему потенциалу для оптоэлектронных применений, однако их рациональное проектирование остается непростой задачей [1]. В настоящей работе методами теории функционала плотности (DFT) прогнозируется возможность существования нового кристалла $Pb_2(TeO_3)(NO_3)_2$ (далее – PTNO) и проводится исследование его кристаллической структуры и механической стабильности. PTNO получен путём изоморфного замещения Se на Te в известной структуре $Pb_2(SeO_3)(NO_3)_2$ [2]. Кристалл имеет орторомбическую пространственную группу $Pmn2_1$ с параметрами решётки a = 5.4669 Å, b = 10.3277 Å, c = 7.2610 Å, V = 409.96 Å^3. Она образована пирамидальными селенит-ионами $[SeO_3]^{2-}$ и плоскими нитрат-ионами $[NO_3]^-$, которые формируют слоистую архитектуру с двумя кристаллографически неэквивалентными нитратными группами.

Исследование структуры и физических свойств кристалла PTNO выполнено с помощью методов DFT и Хартри–Фока в программном пакете CRYSTAL [3]. Пороги, которые контролируют точность кулоновских и обменных рядов, были установлены 8, 8, 8, 8, 16. Обратное пространство дискретизируется с использованием сетки 6×6×6 с 64 независимыми ***k***-точками в неприводимой части зоны Бриллюэна. Точность процедуры самосогласования была не меньше, чем 10^{-9} a.u. (1 a.u.= 27.21 eV).

Полученные параметры элементарной ячейки PTNO для функционала Å; для функционала PBE0: a=5.8096 Å, b=9.9546 Å, **c**=7.0837 Å, что согласуется с данными PSNO [2]. В теллурит-ионе $[TeO_3]$ по данным с PBE0 функционалом длины связей Te–O1 и Te–2O2 равны соответственно Å. Углы ∠O1–Te–O2 и ∠O2–Te–O2 равны по 95.3°, что свидетельствуют о тригонально-пирамидальной геометрии, обусловленной стереохимически активной неподелённой электронной парой Te^{4+}. Механическая стабильность является одним из ключевых критериев практической применимости NLO материалов. Были получены упругие постоянные C_{ij}, которые являются фундаментальными характеристиками кристаллической решётки (Таблица 1). Константы удовлетворяют условиям механической устойчивости Борна.

Таблица 1 – Упругие константы C_{ij} (ГПа) для $Pb_2(TeO_3)(NO_3)_2$

Method	C_{11}	C_{22}	C_{33}	C_{12}	C_{13}	C_{23}	C_{44}	C_{55}	C_{66}
-	77.25	44.69	80.63	29.56	16.81	35.46	26.92	10.71	20.22

Постоянная упругости C_{11} = 77.25 ГПа отражает меру жёсткости против однонаправленной деформации вдоль оси *a*. C_{33} = 80.63 ГПа характеризует жёсткость вдоль оси *c*, а C_{22} = 44.69 ГПа - вдоль оси *b*. Сдвиговые константы C_{44}, C_{55} и C_{66} указывают на низкое сопротивление кристалла сдвиговым деформациям. C_{44} сдвиг происходит в плоскости *yz*, C_{55} в плоскости *xz*, C_{66} в плоскости *xy*. Из полученных констант C_{55} аномально мала, что свидетельствует о том, что легкий сдвиг реализуется в плоскости *xz*. C_{66} и C_{44} также заметно ниже упругих констант, что говорит о выраженной анизотропии и вкладе «мягких» сдвиговых мод в динамику решётки.

В приближении Фойгта-Реусса-Хилла для поликристаллического материала объемный модуль сжимаемости B= 39.93 GPa, модуль сдвига G= GPa, модуль Юнга E= 45.76 GPa, изотропное соотношение Пуассона μ=0.309. Отношение *B*/*G* больше 1.75, что по критерию Пью свидетельствует о пластичности материала. Все эти параметры свидетельствуют о хороших механико-термодинамических свойствах прогнозируемого НЛО-материала. На рисунке 1 показана пространственная зависимость модуля сдвига.

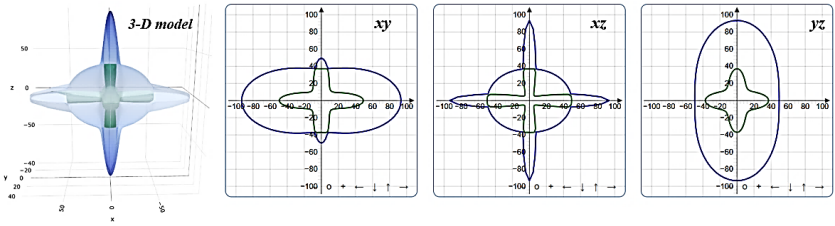


Рисунок 1 – Пространственная зависимость модуля сдвига для $Pb_2(TeO_3)(NO_3)_2$

1.Liu H., Zhai X., Li X., Wu H., Hu Z., Wang J., Wu Y., Yu H. Angewandte Chemie International Edition. – 2025. – Vol. 64, e202502252. https://doi.org/10.1002/anie.202502252

2.Meng C.-Y., Geng L., Chen W.-T., Wei M.-F., Dai K., Lu H.-Y., Cheng W.-D. Syntheses, structures, and characterizations of a new second-order nonlinear optical material: $Pb_2(SeO_3)(NO_3)_2$. Journal of Alloys and Compounds. – 2015. – Vol. 640. – P. 39–44. DOI: 10.1016/j.jallcom.2015.04.021

3.Dovesi R., Erba A., Orlando R., Zicovich-Wilson C.M., Civalleri B., Maschio L., Rérat M., Casassa S., Baima J., Salustro S., Kirtman B. WIREs Computational Molecular Science. – 2018. – Vol. 8, № 4, e1360.

К.К. ДИХТИЕВСКАЯ, М.В. МАЛЬЦЕВА, Я.А. ЛОБКОВ,
Д.С. НОВОСИЛОВА, М.В. ПОЛИКАРПОВА
АО «ВНИИНМ», Москва, Россия
E-mail: dikhtievskaya.k@gmail.com

ИССЛЕДОВАНИЕ КРИТИЧЕСКОЙ ТЕМПЕРАТУРЫ ЭРБИЕВЫХ КУПРАТОВ МЕТОДОМ МАГНИТНОГО ЭКРАНИРОВАНИЯ

Высокотемпературные сверхпроводники на основе купратов редкоземельных элементов ($ReBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, ReBCO) сохраняют сверхпроводящее состояние при температурах выше температуры кипения жидкого азота (77 К), что делает их перспективными для практических применений по сравнению с низкотемпературными, например, MgB_2 [1, 2]. Среди представителей этого семейства особый интерес вызывает эрбиевый купрат $ErBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, который, наряду с высокой критической температурой ($T_c \approx 90$ К), демонстрирует уникальные свойства, позволяющие сохранять токонесущие характеристики в высоких магнитных полях [3].

Традиционные методы измерения критической температуры (например, четырёхконтактный метод) требуют использования электрических контактов, что может повреждать или модифицировать свойства тонких плёнок и керамических образцов [4]. Альтернативой являются бесконтактные методы, основанные на регистрации экранирующих токов, индуцированных в сверхпроводнике переменным магнитным полем. Такие подходы позволяют проводить измерения без механического и электрического воздействия на образец, что особенно важно для прецизионных исследований.

Цель настоящей работы – определение критической температуры T_c эрбиевых купратов $ErBa_2Cu_3O_{7-\delta}$ с использованием бесконтактного индукционного метода, а также исследование влияния условий синтеза и кислородной стехиометрии на сверхпроводящие свойства данного материала.

В работе исследовались керамические образцы $ErBa_2Cu_3O_{7-\delta}$, полученные твердофазным синтезом. Для анализа влияния кислородной стехиометрии часть образцов подвергалась дополнительному отжигу. Фазовый состав определяли методами рентгенофазового анализа.

Измерения T_c проводились с использованием метода магнитного экранирования. Образец размещался между двумя плоскими многовитковыми катушками: задающей и приемной, закрепленными на вставке измерительного зонда, снабженного датчиком температуры. Ток задающей катушки имел амплитуду 5 мА и частоту 10кГц. При охлаждении зонда до температуры фазового перехода, индуцированные в образце экранирующие токи изменяют отклик приёмной катушки. При переходе материала в сверхпроводящее состояние экранирование становится полным, что фиксируется

как изменение амплитуды ЭДС приемной катушки. Измерения проводились в диапазоне температур 4,2–110 К с использованием криостата с жидким азотом и жидким гелием. За величину T_c принималась сердцевина по амплитуде кривой фазового перехода, а также начала и конца перехода для определения его ширины ΔT.

Установлено, что критическая температура сильно зависит от состава и содержания кислорода δ [5]. Образцы с пониженным содержанием кислорода показывали снижение T_c на ~ 10–20 % и существенное уширение перехода, что связано с уменьшением концентрации носителей и структурными фазовыми переходами.

Известно, что критическая температура сильно зависит от состава и содержания кислородного индекса [5]. В настоящей работе подтверждено, что для образцов с пониженным содержанием кислорода характерны снижение Tc на ~ 10–20 % и существенное уширение перехода, что связано с уменьшением концентрации носителей заряда и структурными фазовыми переходами.

В результате работы с помощью метода магнитного экранирования исследовали влияние кислородной стехиометрии на T_c. Такой метод может быть рекомендован для экспресс диагностики качества ВТСП керамики на различных этапах технологического цикла, а также для исследования образцов, для которых нанесение контактов затруднено.

1. Structure and Superconducting Properties of Single-Filamentary MgB_2/Nb,Cu Composite Doped with Dy_2O_3 / E. I. Kuznetsova [et al.] // Physics of Metals and Metallography. — 2026. — Vol. 126, № 7. — P. 815–824.
2. Combined Experimental and Ab Initio Study of Sc Doping in MgB_2: Decoupling Electronic and Microstructural Effects on Superconductivity / K. K. Dikhtievskaya, E. V. Argunov, A. I. Kartsev, V. M. Silkin, A. S. Vasenko // The Journal of Physical Chemistry Letters. — 2026. — Vol. 17, № 17. — P. 4999–5004.
3. Wang, T. X., Huang, D. X., Ding, F. Z., Dong, H., Yu, H., Dun, C. C., & Gu, H. W. (2024). A review of vortex pinning in REBa2Cu3O7-x coated conductors. cMat, 1(1), e12.
4. Claassen, J. H. A contactless method for measurement of the critical current density and critical temperature of superconducting films / J. H. Claassen, M. E. Reeves, R. J. Soulen // Review of Scientific Instruments. — 1991. — Vol. 62, № 4. — P. 996–1004.
5. Krekels, T., Zou, H., Tendeloo, G. van, Wagener, D., Buchgeister, M., Hosseini, S. M., & Herzog, P. (1992). Ortho II structure in $ABa_2Cu_3O_{7-\delta}$ compounds (A = Er, Nd, Pr, Sm, Yb). Physica C: Superconductivity, 196(3-4), 363-370

Р.З. КАХИДЗЕ[1], А.В. НАЗАРОВ[1,2]
[1] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия*
[2] *НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия*
E-mail: romakahidze@mail.ru

ИЗУЧЕНИЕ КИНЕТИКИ УПОРЯДОЧЕНИЯ В БИНАРНЫХ СПЛАВАХ

Одной из актуальных проблем физики конденсированного состояния является описание кинетики установления ближнего порядка в сплавах. В работе развит математический аппарат для изучения такой кинетики, который основан на получении кинетического уравнения на основе рассмотрения баланса скачков атомов разного сорта в вакансию. В [1] получено замкнутое кинетическое уравнение на квадратной решётке в модели ближайших соседей для двухчастичной функции $P_{AB}(\mathbf{r}, \mathbf{r}+\boldsymbol{\delta}, t)$, описывающей вероятность нахождения атомов разных сортов по соседству, которое имеет вид:

$$\frac{dP_{AB}}{dt} = -6 \cdot \nu \cdot P_v \cdot \left(a_3 \cdot P_{AB}^3 + a_2 \cdot P_{AB}^2 + a_1 \cdot P_{AB} + a_0\right), \qquad (1)$$

где коэффициенты a_i зависят от энергий парного взаимодействия, температуры и концентрации компонентов.

При этом многочастичные функции аппроксимировались через одно- и двухчастичные аналогично приближению Кирквуда.

Одним из важных параметров уравнения (1) является вероятность P_v нахождения вакансии в узле. В [1] эта величина полагалась не зависящей от локальной атомной конфигурации. В данной работе рассматривается вариант построения кинетического уравнения, в котором вероятность образования вакансии в конкретном узле определяется его окружением и зависит от состава и функций P_{AB}.

Образование вакансии рассматривается по механизму Шоттки: атом удаляется из узла на поверхность с учётом её структуры и конфигурации, соответствующей наиболее вероятной позиции для присоединения, которая для двумерной системы представляет собой излом на поверхностном слое. Энергия образования вакансии равна разности энергий атома в такой позиции и в упомянутом выше узле решётки. Для плоской решётки атом на изломе имеет два соседа вместо четырёх, поэтому его энергия равна половине средней энергии атома данного сорта с учётом сорта типов его соседей. В случае расположения атома в объёме решётки имеется четыре соседа, причём окружение данного атома известно, и энергия зависит от взаимодействия с этими соседями и не зависит от вероятностных функций.

Вычисляя энергию образования вакансии в узле при удалении атома определённого сорта с учётом его ближайших соседей при использовании двухчастичных функций P_{AB}, рассчитан набор вероятностей для P_v^A, P_v^B нахождения вакансии в узле для заданных конфигураций атомов в объёме и на поверхности. При таком рассмотрении P_v не является общим множителем, как в (1), а коэффициенты a_i кубического многочлена зависят от линейных комбинаций P_v^A и P_v^B. Новое уравнение является трансцендентным, и его не удаётся решить аналитически, однако возможно численное решение методом Эйлера. Корень, отвечающий термодинамически равновесному состоянию, позволяет рассчитать равновесные характеристики системы в зависимости от состава и температуры, а именно параметр ближнего порядка σ, энергию системы E, теплоёмкость c_V. На рисунке 1 представлена температурная зависимость теплоёмкости для эквиатомного состава при $\varepsilon_{AA} = \varepsilon_{BB} = -0{,}60$ эВ, $\varepsilon_{BB} = -0{,}66$ эВ. На этом же рисунке приведены результаты аналитического решения, полученные в работе [1].

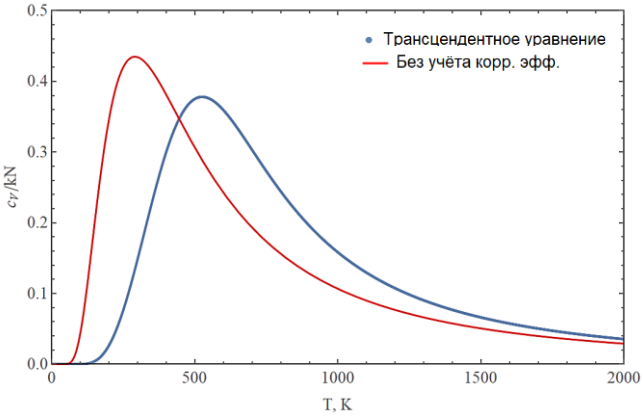


Рисунок 1 – Температурная зависимость теплоёмкости эквиатомного сплава, рассчитанная на основе полученного кинетического уравнения —, и с использованием равновесной концентрации вакансий и уравнений работы [1] —

Отметим, что учёт рассмотренного эффекта приводит к повышению температуры фазового перехода по сравнению с моделью работы [1], где P_v считалась постоянной или равновесной. Это связано с тем, что в упорядочивающейся системе образование вакансии в окружении, соответствующем локально упорядоченному состоянию или в окружении, близком к такому, энергетически менее выгодно, поэтому затрудняется обмен атомов с вакансией, замедляется кинетика, и температура фазового перехода смещается в область более высоких.

1. Кахидзе Р.З., Назаров А.В. Теория и моделирование кинетики упорядочения в бинарных сплавах. Учёные записки физфака МГУ (в печати)

И.И. КЛЮШИН[1], О.Н. СЕВРЮКОВ[1]
[1]*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»*
E-mail: i348hob2@yandex.ru

РАСЧЕТ ПУРБЕ ДИАГРАММ ДЛЯ СИСТЕМ Fe-Si и Zr-Si В УСЛОВИЯХ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ КОРРОЗИИ В ВОДЕ

При создании неразъемных паяных соединений карбида кремния в качестве конструктивного элемента ТВЭЛов устойчивых к авариям с потерей теплоносителя возникает вопрос об их коррозионной стойкости. В процессе пайки припои на основе Fe или Zr взаимодействуют с SiC и образуют преимущественно силициды соответствующих элементов, которые, как показал эксперимент, окисляются в первую очередь, что в случае с цирконием приводит к разрушению паянного соединения. С другой стороны, припои на основе железа образуют защитную пленку, препятствующую протеканию коррозионного процесса.

В работе проведен термодинамический анализ коррозионной устойчивости соединений систем Zr-Si и Fe-Si в условиях высокотемпературной коррозии в воде под давлением. Построение диаграмм растворимости и диаграмм Пурбе проводили с использованием термодинамической базы данных HSC Chemistry при температуре 350 °C, давлении 16,7 МПа и активности растворенных компонентов 1 моль/л. На рисунке 1 представлена схема равновесий между растворенными компонентами системы, при выбранной активности 1 моль/л стабильными являются ионы железа Fe^{2+} и Fe^{3+}, а также ион $HSiO_3^-$.

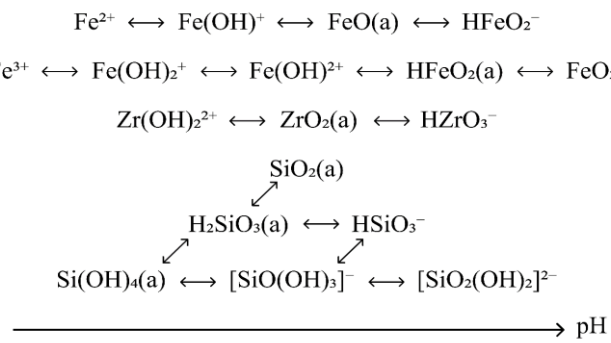


Рисунок 1 – Схема равновесий между растворенными компонентами.

Полученные диаграммы Пурбе представлены на рисунке 2.

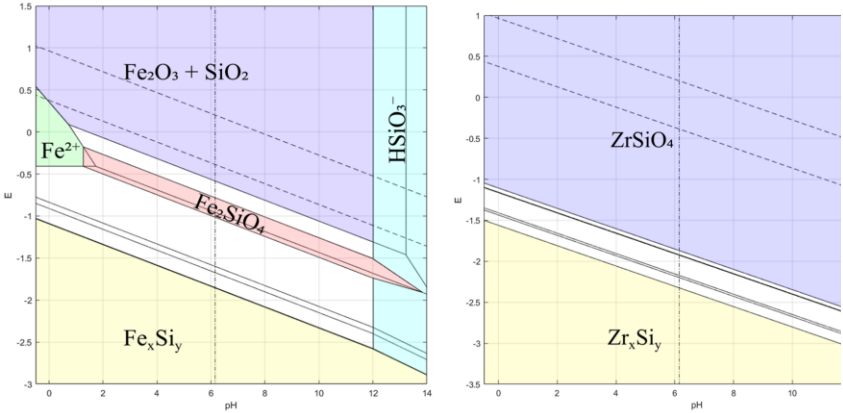


Рисунок 2 – Диаграммы E-pH для систем Fe-Si (слева) и Zr-Si (справа) при температуре 350 °C, давлении 16,7 МПа и активности растворенных компонентов 1 моль/л.

Как видно из диаграмм в процессе окисления силицидов железа стабильными будут высшие оксиды, находящиеся виде механической смеси. В случае системы Zr-Si единственным нерастворимым продуктом окисления является силикат циркония (циркон). Существенное различие стабильных продуктов окисления является причиной различного коррозионного поведения получаемых паяных соединений. Из образующегося циркона постепенно выщелачивается оксид кремния, растворимость которого значительно повышается с ростом температуры, из-за чего увеличивается дефектность и проницаемость поверхностного слоя, что снижает защитные свойства продуктов коррозии. В случае системы Fe-Si силикат железа является лишь промежуточным соединением, образование которого может быть затруднено кинетикой. А с учетом растворения оксида кремния на поверхности формируется защитная пленка Fe_2O_3.

Полученные расчеты позволяют оценить степень стабильности продуктов окисления паяных соединений и объяснить причины коррозионной устойчивости силицидов железа в сравнении с силицидами циркония.

Е.В. МОРОЗОВ, В.Д. ПОЙМАНОВ
[1] *Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва*
E-mail: evgvmorozov@gmail.com

ИССЛЕДОВАНИЕ КИНЕТИКИ МАРТЕНСИТНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА ПУТЕМ ИЗМЕРЕНИЯ ВРЕМЕНИ РЕЛАКСАЦИИ ПАРАМЕТРА ПОРЯДКА В ТЕМПЕРАТУРНЫХ ПОЛЯХ

В современной физике фазовых переходов и конденсированного состояния важное место занимает изучение твердых растворов с эффектом памяти формы, обладающий фазовыми переходами (ФП) первого и второго рода, включая синтез, исследование и использование. Для описания ФП широко используется разложение термодинамического потенциала методом Ландау по параметрам порядка [1]. На сегодняшний день, серьезной задачей является создание экспериментально-теоретических моделей для описания кинетики ФП.

Авторами настоящей работы для описания кинетики ФП предлагается использование уравнение Ландау-Халатникова [2] с приложением температурного поля, а основным критерием – время релаксации параметра порядка на примере сплава Ti_2NiCu. В роли структурного параметра порядка выступает деформация ε.

Пусть бразец находится в однородном периодическом гармоническом температурном поле с периодом τ, тогда температурное поле будет описываться следующим образом:

$$T(t) = T_1 + \Delta T \sin((2\pi/\tau)\cdot t),$$

где T_1 – температура вблизи структурного ФП в низкотемпературной фазе (мартенсит), ΔT – температурная ширина гистерезиса, t – время эксперимента.

Разложение термодинамического потенциала методом Ландаубудет иметь вид:

$$F=F_0\,(\varepsilon^4/4 - 2a(\varepsilon^3)/3+((a^2 - b(1 - T/T_c))\varepsilon^2)/2).$$

Запишем выражение, при котором равновесное значение параметра порядка будет определяться из условия равенства нулю первой производной термодинамического потенциала:

$$\varepsilon_0\,((\varepsilon_0 - a)^2 - b(1-T(t)/T_c)) = 0,$$

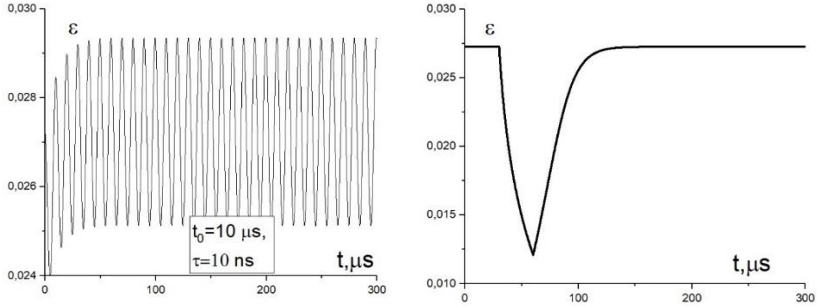
где ε_0 – начальное положение образца, T_c – температура структурного ФП.

Подставив в уравнение Ландау-Халатникова, получим:

$$\varepsilon((\varepsilon_0 - a)^2 - b(1-T(t)/T_c)) + \tau_\varepsilon\,(\partial\varepsilon/\partial t)= 0$$

Аналогично расмотрим случай для одиночного прямоугольного импульса.

На рис.1 показаны примеры временных зависимостей для обоих рассмотренных случаев.



(а) (б)

Рис.1. Временные зависимости структурного параметра порядка (деформации) в сплаве Гейслера $Ni_{50,7}Mn_{33,4}In_{15,6}V_{0,3}$ при: (а) внешнем гармоническом периодическом тепловом воздействии ΔT = 20 K, t0 = 10 мкс, T1 = 287 K (T1 > T0) для τ = 100 нс; (б) внешнем тепловом воздействии одиночным прямоугольном импульсе,ΔT = 20 K, T1 = 275 K для разных значений времени релаксации τ = 10 нс.

Исследования выполнены в рамках госзадания ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН.

1. Изюмов Ю. А., Сыромятников В. Н. Фазовые переходы и симметрия кристаллов. – Наука. Гл. ред. физ.-мат. лит., 1984. – 248 с.
2. Ландау Л. Д., Лифшиц Е.М., Питаевский Л.П. – Теоретическая физика. Т. 10. Физическая кинетика. – 2001. – 536 с.

Е.В. МОРОЗОВ, В.Д. ПОЙМАНОВ
[1] *Институт радиотехники и электроники им. В.А. Котельникова РАН, Москва*
E-mail: evgvmorozov@gmail.com

МОДЕЛЬ ОПИСАНИЯ СТРУКТУРНОГО ФАЗОВОГО ПЕРЕХОДА МЕТОДОМ МАЛЫГИНА С ЭФФЕКТОМ ПАМЯТИ ФОРМЫ

В современной науке важное место занимает изучение функциональных материалов с эффектом памяти формы. Важным функциональным свойством является выделение и поглощение тепловой энергии. В работах [1,2] для изучения кинетики фазового перехода используется термодинамический потенциал в виде разложения Ландау параметру порядка (деформации). При рассмотрении теплового воздействия без других внешних полей получается, что образец находится в состоянии неустойчивого равновесия и, чтобы его «столкнуть» в какое-нибудь фазовое состояние нужно кратковременное приложение внешнего поля. Т.е. требуется его нахождение в напряженном состоянии изначально. Работа посвящена изложению теоретического подхода для описания мартенситных фазовых переходов в твердотельных сплавах Ni-Co-Mn-Ti с использованием подхода Г. А. Малыгина [3].

Для решения поставленной задачи напишем свободную энергию двухфазной системы в виде:

$F=U+U_{ex}-TS$,

Важной добавкой является наличие члена U_{ex}, энергия межфазного обмена, пропорциональная произведению доли каждой фазы. Ее минимизация соответствует существованию одной (любой) фазы.

Исследования выполнены в рамках госзадания ИРЭ им. В.А. Котельникова РАН.

1. Komlev A. S., Vaschenkova A. R., Chirkova A. M., Schröder C., Komleva D. I., Perov N.S. Magnetic viscosity of the FeRh alloy under nonstationary external excitation near the phase transition temperature – Journal of Alloys and Compounds. – 2026. – P. 187842.
2. Morozov E. V., Karpukhin D. A., Mashirov A.V., Andreichenko E. P., Golovchan A. V. – A Simple Model of Magnetic and Magnetostructural Phase Transitions in Heusler Allows – Physics of Metals and Metallography. – 2025. – Vol. 126. – №. 14. – P. 1762-1767.
3. Малыгин Г. А. Размытые мартенситные переходы и пластичность кристаллов с эффектом памяти формы – Успехи физических наук. – 2001. – Т. 171. – №. 2. – С. 187-212.

Д.С. НОВОСИЛОВА, М.В. ПОЛИКАРПОВА, А.С. ЦАПЛЕВА,
М.В. АЛЕКСЕЕВ, И.М. АБДЮХАНОВ
АО «ВНИИНМ», Москва, Россия
E-mail: DSNovosilova@bochvar.ru

ИССЛЕДОВАНИЯ ОТНОСИТЕЛЬНОГО ОСТАТОЧНОГО ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ КОМПОЗИТНЫХ СВЕРХПРОВОДНИКОВ НА ОСНОВЕ Nb_3Sn, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ ВНУТРЕННЕГО ИСТОЧНИКА ОЛОВА

Представлены результаты исследования относительного остаточного электросопротивления (параметра RRR) Nb_3Sn сверхпроводников, полученных по технологии внутреннего источника олова с распределенным барьером.

Показано, что параметр RRR определяется прежде всего конструкционными особенностями стренда и режимом термообработки, которые определяют диффузионные процессы в матричную медь. Разработан алгоритм оценки изменения параметра RRR в зависимости от геометрических параметров компонентов провода, температуры и продолжительности термообработки.

Определена максимально допустимая продолжительность отжига при температуре 665 °С для сохранения параметра RRR на требуемом уровне для проводов с 37 и 120 субэлементами и установлено, что ее величина составляет 35 ч и 25 ч соответственно [1,2].

1. Новосилова Д.С., Поликарпова М.В., Лукьянов П.А., Крылова М.В., Цаплева А.С., Алексеев М.В., Абдюханов И.М., Панцырный В.И. Влияние режимов термообработки на параметр RRR Nb_3Sn стрендов с внутренним источником олова // ВАНТ: материаловедение и новые материалы (2018) 93 2 сс. 49-61 eLIBRARY ID: 38227570

2. Новосилова Д.С., Поликарпова М.В., Абдюханов И.М., Дерягина И.Л., Попова Е.Н., Патраков Е.И., Цаплева А.С., Алексеев М.В. Влияние диффузионного отжига сверхпроводников на основе Nb_3Sn с внутренним источником олова на электропроводность стабилизирующей меди // Физика металлов и металловедение (2020) 122 1 сс. 38-44 https://doi.org/10.31857/S0015323021010095

И.М. ПАРШИН, М.Э. БУЗОВЕРЯ
СарФТИ НИЯУ МИФИ, г. Саров, Россия
E-mail: ilaparsin042@gmail.com

СТРУКТУРНО-МАСШТАБНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ РАДИАЦИОННЫХ СТРУКТУР САПФИРА

Кристаллы сапфира (α-Al_2O_3) широко используются в термоядерных установках, рентгеновской оптике и в космической технике в качестве материалов окон, а также в микроэлектронике как материал современных интегральных схем. К примеру, согласно имеющимся экспертным оценкам, возникновение отказов КА связано преимущественно с теми или иными радиационными эффектами, вызываемыми воздействием на материалы космической радиацией. Особенно сильно радиация влияет на материалы и приборы электронной техники. В связи с этим, радиационная стойкость сапфира является важнейшим фактором при его эксплуатации, и длительное время привлекает внимание исследователей. В работе [1] отмечается, что основным источником радиационных повреждений в облучаемых материалах являются каскады смещений, характерные линейные размеры которых составляют 5–30 нм. Также большое значение имеет взаимодействие излучения с дефектами поверхности материала в исходном состоянии. Поэтому для установления общих закономерностей изменения структуры и эксплуатационных свойств, прогнозирования работоспособности материалов, необходимо, прежде всего, изучение процессов зарождения и эволюции дефектной структуры при облучении. Такой подход является трендом современного материаловедения и активно развивается при создании новых материалов с повышенными эксплуатационными характеристиками и исследовании процессов их разрушения при различных экстремальных нагрузках, в том числе и высокоэнергетических потоков.

В работе были проведены исследования состояния поверхности образцов α-Al_2O_3 после нейтронного облучения в рамках концепции многоуровнего структурного подхода методом атомно-силовой микроскопии.

По результатам АСМ-исследования поверхности образцов сапфировых пластин после нейтронного облучения в диапазоне $\Phi = 10^{14} \ldots 10^{15}$ см$^{-2}$ были выделены структурно-масштабные уровни, где зафиксированы изменения структуры поверхности разной направленности и интенсивности, а также процессы возникновения дефектов на уровне кластеров размером 10 – 30 нм (рис. 1). Было обнаружено, что с увеличением дозы облучения на микроуровне шероховатость падает – полирующий эффект. На суб- и наноуровне методом АСМ были выявлены зарождающиеся дефекты: блистеры, каскады пор, треки, кратеры разного размера (от 100 нм). Визуализация кластерной подсистемы и структуры на наноуровне может представлять

интерес при изучении зарождения радиационных дефектов. Латеральный размер единичных кластеров 5–10 нм.

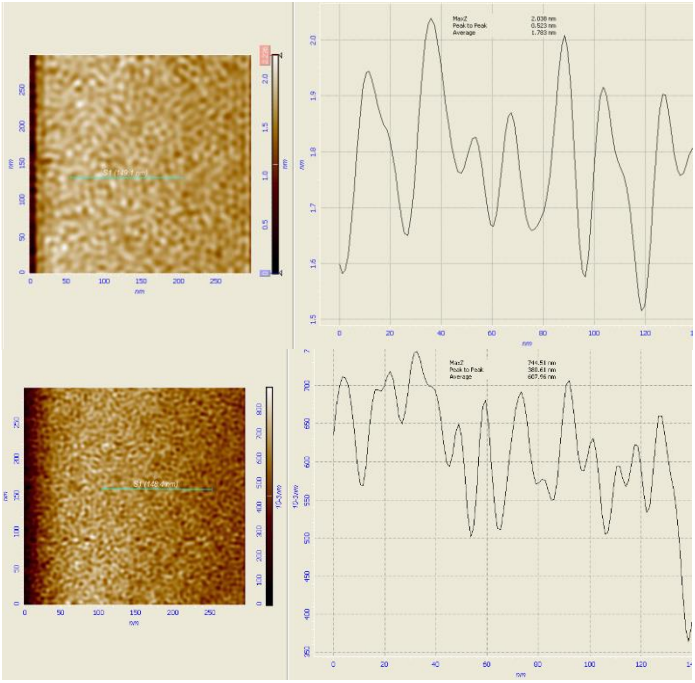


Рисунок 1 – АСМ-изображение поверхности α-Al_2O_3, размер 0,3х0,3мкм: а – без облучения; б – Ф=10^{15} $см^{-2}$

1. Воскобойников Р. Е. МД-моделирование каскадов столкновений в α-Ti. Число дефектов, время релаксации и морфология каскадной области смещений // Физика металлов и металловедение. 2023. Т. 124, № 8. С. 671–678.
2. Андриевский Р.А. Основы наноструктурного материаловедения. Возможности и проблемы. - БИНОМ. Лаборатория знаний. М.: 2012.-252 с.

М. ПОЛОВИНКИН[1,2], Д. МАКСИМОВ[1,2], Н. РЫБИН[1,2,3], А. ШАПЕЕВ[1,2],
[1] *Сколковский институт науки и технологий, г. Москва, Россия*
[2] *ООО «Цифровые материалы», г. Одинцово, Москва*
[3] *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия*
E-mail: Mikhail.Polovinkin@skoltech.ru

MTP-MD РАСЧЁТ СВОЙСТВ СОЛЕВОГО РАСПЛАВА FLiBe С ДОБАВКАМИ LaF_3 и UF_4

Данные о физико-химических свойствах расплавов необходимы для разработки жидкосолевых ядерных реакторов. Однако экспериментальное исследование таких свойств затруднено высокими температурами, коррозионной активностью среды, а для систем с актинидами радиоактивностью компонентов. Альтернативой эксперименту служит компьютерное моделирование. Методы теории функционала плотности (DFT) обладают высокой точностью, но требуют значительных вычислительных ресурсов. Универсальные машинно-обучаемые потенциалы (МОПы), например, MACE-MP-0, Mattersim, UMA, значительно эффективнее, однако при прямом применении к расплавленным солям дают лишь приближённые результаты.

В работе предложена методология, сочетающая переносимость универсальных моделей с эффективностью специализированных МОП. Универсальная модель используется для формирования начального обучающего набора, на основе которого строится Moment Tensor Potential (MTP) [1]. Далее MTP активно обучается, что обеспечивает его устойчивость в широком диапазоне составов и температур. Далее с MTP проводятся расчёты физико-химических свойств.

Данная методология применена для моделирования расплавов FLiBe с добавками LaF_3 и UF_4. Рассчитаны плотность, вязкость, теплопроводность, теплоёмкость и коэффициенты диффузии компонентов. Для системы FLiBe-UF_4 при содержании UF_4 0–5 мол. % и температурах 800–1300 K добавление урана приводит к росту плотности и вязкости, а также к снижению теплопроводности (рисунок 1). Эти тренды согласуются с экспериментальными результатами [2, 3].

Изменения свойств связаны с образованием устойчивых комплексов, в которых катион U^{4+} окружён 5–10 атомами F. С повышением температуры распределение комплексов смещается в сторону меньших координационных чисел. Добавление LaF_3 вызывает сходные, но менее выраженные эффекты, вероятно, вследствие меньшего заряда La^{3+} и более слабого комплексообразования с фтором.

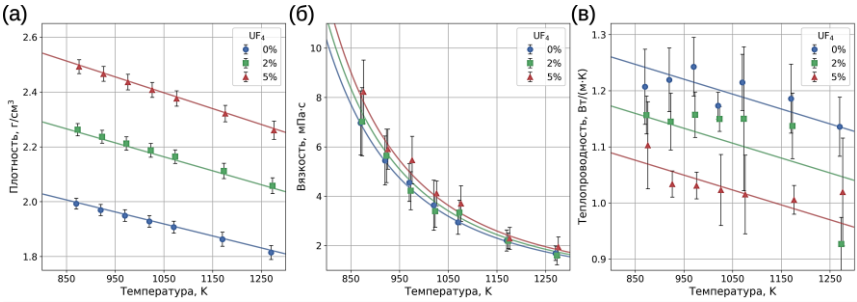


Рисунок 1 – Свойства расплава FLiBe (66–34) с добавлением UF_4, полученные в МД с МТР. Зависимости плотности (а), вязкости (б) и теплопроводности (в) от температуры.

Отклонение расчётных значений свойств от эксперимента не превышает 5% для плотности и составляет 15–20% для транспортных свойств. Таким образом, предложенный подход позволяет эффективно прогнозировать свойства расплавленных солей в условиях, где проведение эксперимента затруднено или опасно, и может использоваться при разработке цифровых двойников жидкосолевых реакторов.

Работа выполнена при поддержке Российского научного фонда (проект № 23-13-00332-П).

1. Shapeev A. V. Moment tensor potentials: A class of systematically improvable interatomic potentials. Multiscale Modeling & Simulation. – 2016. – Т. 14. – №. 3. – С. 1153-1173.
2. Redkin A. et al. Density and heat capacity of some molten mixtures in system LiF-BeF2-UF4. Journal of Molecular Liquids. – 2021. – Т. 341. – С. 117215.
3. Tkacheva O. Y. et al. The viscosity of molten salts based on the LiF–BeF2 system. Russian Journal of Non-Ferrous Metals. – 2022. – Т. 63. – №. 3. – С. 276-283.

Д.Д. ПОРТНОВ, М.С. ТАРАСОВА, Б.А. ТАРАСОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия
E-mail: d.portnov@bk.ru

ЭЛЕКТРОФИЗИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ ПОРОШКОВ НИТРИДНОГО ТОПЛИВА

Нитридное ядерное топливо – является ключевым при разработке современных реакторных установок на быстрых нейтронах. Однако, нитриды урана и плутония имеют меньшую способность к спеканию по сравнению с соответствующими оксидами и карбидами, что связано с низкой скоростью зернограничной и объемной диффузии, высоким отношением энергии границ зерен и поверхности, чувствительностью к условиям получения порошков. Исследования, проведенные ранее, показывают сложность при получении компактов с высокими плотностями при технологически приемлемых режимах спекания, при этом требования по плотности таблеток смешанного нитридного уран-плутониевого (СНУП) топлива только ужесточаются. Чувствительность к режимам также важна с учетом склонности нитридов актинидов к диссоциации, скорость которой возрастает с увеличением температуры. А современное развитие конструкторской мысли не позволяет создать печи, которые бы обеспечивали экономически премлемую схему изготовления СНУП топлива.

В тоже время в рамках проектного направления «Прорыв», в настоящее время, активно развивается технология на основе метода высоковольтной электроимпульсной консолидация, разработчиком которого является НИЯУ МИФИ. ВЭИК обладает рядом преимуществ перед общеизвестными технологиями спекания: очень высокой скоростью процесса (менее 1 секунды при максимальной температуре), получение таблеток в размер с необходимой плотностью, а также возможность спекания порошков дисперсностью 100 200 мкм.

Для технологического прменения данного метода и обоснования необходимо изучение электрофизических характеристик порошков нитридного топлива, так как от них напрямую зависят парметры, закладываемые конструктором при проектировании промышленных образцов установок ВЭИК. В настоящей работе определены зависимости электросопротивления порошков нитридов урана и смшеннаых нитридов урана и плутония от фракционного состава, плотности прессовки и таблетки после компактирования, а также способа получения порошка для консолидации. Для исследуемых порошков также определялись такие характеристики, как насыпная плотность и прессуемость.

М.Ю. ПРУДНИКОВА, Д.В. БЕЛЯКОВА, Д.Д. БУТМАНОВ,
И.С. МАРИНКИН, Т.П. САВЧУК
Национальный исследовательский университет «МИЭТ», г. Москва, Россия
E-mail: prudnikovamaria81@gmail.com

ВЛИЯНИЕ ТЕМПЕРАТУРЫ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА ОПТИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАССИВОВ НАНОТРУБОК АНОДНОГО ОКСИДА ТИТАНА ПОЛУЧЕННЫХ ЭЛЕКТРОХИМИЧЕСКИМ МЕТОДОМ

Массивы нанотрубок анодного оксида титана, полученные методом электрохимического окисления в органических электролитах, характеризуются выраженной слоистой морфологией стенок. Результаты исследований комплекса растровой электронной микроскопии высокого разрешения и энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии — подтверждают, что стенка отдельной нанотрубки образована двумя химически и различными слоями. Внешний слой представляет собой практически чистый TiO_2 с минимальным содержанием примесей. Внутренний слой содержит продукты частичного разложения этиленгликоля — преимущественно углеродсодержащие соединения. Последующий термический отжиг на воздухе в интервале 400–550 °C обеспечивает кристаллизацию аморфного оксида с переходом в фазу анатаз, однако сопровождается частичной или полной десорбции углерода из струткруы [2]. Низкотемпературный отжиг (200–350 °C), позволяет сохранить повышенную концентрацию углеродных соединений при сохранении аморфной фазы. Повышенная концентрация углерода выступает фактором, определяющим оптические свойства материала и обусловливающим его эффективное применение при создании светопоглощающих функциональных покрыти. В данной работе будет проведено исследование влияние температуры отжига на оптические свойства нанотрубок анодного оксида титана, в частности на коэффициент поглощения света.

Для исследования влияния температурных режимов на свойства НТАОТ применялось двухстадийное электрохимическое окисление в термостатируемом этиленгликолевом электролите с фторид-ионами. Первая стадия (60 В, 30 мин) завершалась удалением оксидного слоя; длительность второй стадии контролировалась по величине пропущенного электрического заряда (в кулонах). Выбор продолжительности отжига обусловлен тем, что данное время является достаточным для кристаллизации аморфных нанотрубок анодного оксида титана при сохранении углеродных включений.

Комплексный анализ полученных образцов проводилась с использованием современных аналитических методов. Морфология поверхности была изучена методом растровой электронной микроскопии (РЭМ). Оптические свойства покрытий исследовались методом спектроскопии диффузного отражения света.

Методом спектроскопии диффузного отражения установлена температура отжига, при которой достигается максимальный коэффициент отражения света, превышающий 60%.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда №26-79-10331, https://rscf.ru/project/26-79-10331/

1. Dronov A., Gavrilin I., Kirilenko E., Dronova D., Gavrilov S. Investigation of anodic TiO_2 nanotube composition with high spatial resolution AES and ToF SIMS // Applied Surface Science. — 2018. — Vol. 434. — P. 148–154.
2. Бутманов Д., Прудникова М., Самсонов С., Новиков Д., Савчук Т., Дронова Д. Исследование зависимости структуры, состава и фотоэлектрохимических свойств нанотрубок анодного оксида титана от времени синтеза и температуры последующей обработки // Известия высших учебных заведений. Электроника. — 2025. — Т. 30, № 4. — С. 411–421

Д.Ю. ПУГИНА, М.Э. БУЗОВЕРЯ
СарФТИ НИЯУ МИФИ г. Саров, Россия
E-mail: darya.pugina.06@mail.ru

ОСОБЕННОСТИ РАЗРУШЕНИЯ БИОПОЛИМЕРНЫХ ПЛЕНОК

В настоящее время подходы физики и других технических наук все больше проникают в исследование биологических объектов. Одним из объектов, который вызывает повышенный интерес, являются различные биологические структуры в твердом состоянии. К примеру, в клинической диагностике анализ характера растрескивания дегидратированной капли биожидкости (БЖ) является одним из диагностических признаков разных патологий [1]. Как было показано ранее в наших работах [2], подход полимерного материаловедения к анализу и интерпретации структуры БЖ оказался достаточно эффективным. Цель - использование этого подхода к анализу растрескивания биополимерных пленок, в частности пленок сывороточного альбумина человека как аналога БЖ. Использование атомно-силовой микроскопии позволило в дегидратированных пленках альбумина наблюдать как классический, так и делокализованный крейзинг. Несмотря на то, что БЖ всесторонне исследуются, сведений о крейзенге в них нам найти не удалось. Способность к крейзингу является фундаментальным свойством твердых полимеров. Длинные макромолекулы являются гибкими образованиями. Следствием гибкости молекул является в полимерах (ПМ) высокоэластического состояния, т.е. способности к значительным деформациям. Вынужденная пластическая деформация или разрушение может сопровождаться крейзингом, способностью к самопроизвольному диспергированию на агрегаты ориентированных макромолекул под действием растягивающих напряжений Наличие адсорбционно-активных жидких сред (ААС) значительно облегчает крейзинг. Поэтому в настоящей работе мы уделили внимание этому структурному эффекту.

На рис.1 представлены результаты исследования зон разрушения, полученные на сканирующем зондовом микроскопе «Solver Next» про-ва НТ МДТ (Россия, г. Зеленоград). Область трещины, проходящей по стеклообразной матрице - гладкая. Трещина (рис.1б) имеет фибриллярно-пористую структуру, характерную для классического крейзинга, образующихся в стеклообразных ПМ.

При исследовании тонкой структуры свежеприготовленной/нативной пленки альбумина наблюдался делокализованный крейзинг (рис.1в). Разница классического от делокализованного крейзинга в том, что классический носит локально-критический характер, а делокализованный крейзинг охватывает весь объем ПМ [3].

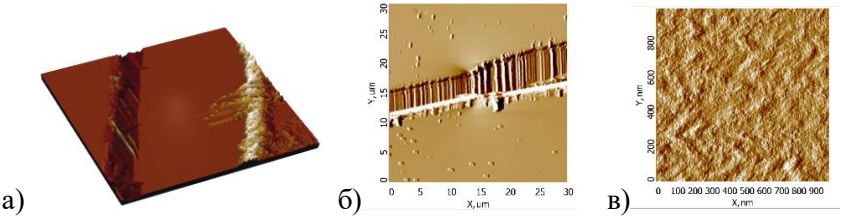


Рисунок 1 – АСМ-изображение поверхности образца 10%САЧ 30х30мкм: а – хрупкая трещина; б – разрушение по механизму классического крейзинга; в – хрупкая трещина.

Для структур молекулярного уровня характерна деформация структуры в виде изгибов фибриллярно-пористых структур без растрескивания (рис1б). После старения этой пленки в комнатных условиях в течение года наблюдалась глубокая структурная перестройка с хрупким растрескиванием. Известно, что при образовании полимерных пленнок в процессе дегидратации возникают внутренние напряжения, которые релаксируют путем растрескивания, изменения формы, ориентации структур и др. В связи с этим, можно считать, что степень гидратации белка в растворе отражается в конечной структуре пленки.

Таким образом, впервые проведено прямое микроскопическое исследование крейзированной структуры белка. Характер растрескивания и особенности релаксационного поведения белка, отражающиеся в структуре пленки, несут информацию о степени гидратации белковых структур, что представляет практический интерес для клинической диагностики. Для интерпретации структуры биополимерных пленок и объяснения причин структурных эффектов полезен материаловедческий подход. АСМ дает уникальные возможности для изучения биополимерных пленок. Для подтверждения результатов будет проведено дальнейшее исследование микромеханических свойств методом АСМ.

1. Шабалин, В. Н. Функциональная морфология неклеточных тканей человека / В. Н. Шабалин, С. Н. Шатохина. — Москва : Триада, 2019.
2. Бузоверя, М. Э. [и др.] // Вестник НИЯУ МИФИ. — 2023. — Т. 12, № 5. — С. 255–261.
3. Ярышева, А. Ю. [и др.] // Доклады Академии наук. — 2011. — Т. 440, № 5. — С. 655–657.

М.Г. ИСАЕНКОВА[1], О.А. КРЫМСКАЯ[1], В.А. ФЕСЕНКО[1],
ТО СИТ НАИНГ[1], П.С. ДЖУМАЕВ[1], П.Н. МЕДВЕДЕВ[2]
[1]*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»*
[2]*НИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ*
E-mail: MGIsaenkova@mephi.ru

МЕХАНИЗМЫ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В ХОЛОДНОКАТАНОМ СПЛАВЕ ВТ8М-1 РАЗНОГО ИСХОДНОГО ФАЗОВОГО СОСТАВА

Титановые сплавы широко используются в аэрокосмической, атомной и судостроительной промышленности в связи с высокой удельной прочностью, превосходной коррозионной стойкостью и стабильностью при термомеханических и радиационных воздействиях. Наиболее универсальными по совокупности свойств являются двухфазные (α+β) титановые сплавы, в которых за счёт сбалансированного фазового состава достигается оптимальное соотношение прочности, пластичности и термостабильности [1]. В зависимости от термической обработки сплава ВТ8М-1 в нем могут образоваться разные фазы: α с гексагональной плотноупакованной (ГПУ) структурой, α' с искаженной гексагональной решеткой, α" с орторомбической, ω с гексагональной и β с объёмно-центрированной кубической решетками. Морфология этих фаз соответствует морфологии мартенсита – пластинки или иголки, скомбинированные в отдельные пакеты или в виде тонких разориентированных пластинок, образующих структуры типа видманштеттовой.

Для жаропрочных титановых сплавов (ВТ6, ВТ8, ВТ8-1, ВТ9, ВТ16, ВТ41, ВТ46 и др.) при изготовлении лопаток компрессора наличие α" вместе с β-фазой после закалки используют для повышения технологичности материала при холодной деформации [1]. Поэтому исследование механизмов образования, строения и кинетики распада α" фазы на стабильные α- и β-фазы является актуальной задачей. Целью работы является выявление закономерностей формирования кристаллической структуры в сплаве ВТ8М-1 после различных термических обработок и при его последующей холодной прокатке.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 24-79-10289, https://rscf.ru/project/24-79-10289/) и программы стратегического академического лидерства «Приоритет-2030», проект СП-1.

1. Lutering G., Williams J.C. Titanium. Springer 2nd ed. 2007, XII, 442 p.

В.О. СЕМИН[1], С.А. ЛАРИОНОВ[1]
[1] *Московский физико-технический институт, г. Долгопрудный, Россия*
E-mail: viktor.semin.tsk@gmail.com

МАГНИТНАЯ СТРУКТУРА АМОРФНОГО ПОКРЫТИЯ НА ОСНОВЕ Co-Sm, ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДАМИ ИОННОГО РАСПЫЛЕНИЯ И МАГНЕТРОННОГО ОСАЖДЕНИЯ

Значительный интерес к аморфным и аморфно-кристаллическим Co-Sm сплавам обусловлен проявлением в них дальнего магнитного порядка, обсуловленного термической предысторией и атомным строением материала [1]. При содержании редкоземельного металла от 9 ат. % до 44 ат. % в данных типах сплавов удается получать металлические стекла методами физического осаждения из газовой фазы [2]. Преимущество аморфной структуры перед кристаллической заключается в облегченном переключении из одного магнитного состояния в другое при понижении температуры или изменением внешнего магнитного поля, что является критически важным для усиления магнитного охлаждения. Целью настоящей работы являлось установление связи между фазово-химическим составом и доменной структурой Co-Sm покрытия, полученного методами ионного распыления и магнетронного осаждения. Схема осаждения изображена на рисунке 1.

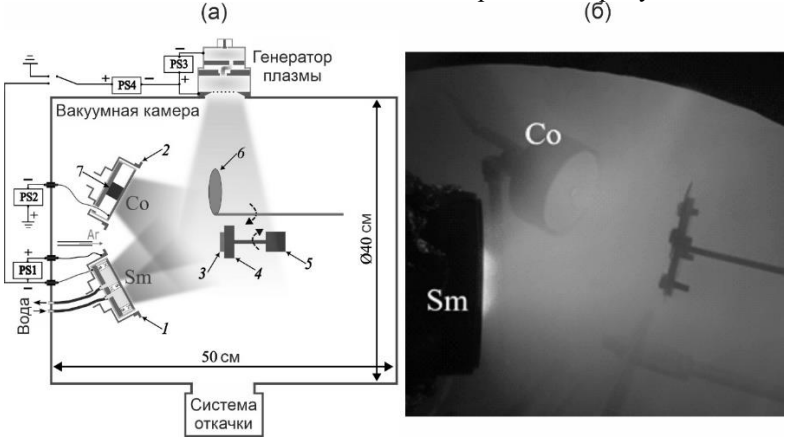


Рисунок 1 – Схема экспериментальной установки (а) и фотография (б) процесса осаждения Co-Sm покрытия. Здесь, 1 – мишень самария, 2 – мишень кобальта, 3 – подложкодержатель, 4 – кремниевая пластина (подложка), 5 – моторизованный привод для вращения подложки, 6 – заслонка, 7 – DC-источник питания.

Формирование Co-Sm покрытия было осуществлено комбинированными методами: магнетронным осаждением (Sm мишени) и ионным распылением (Co мишени) без использования магнетронного разряда. Это обусловлено тем, что высокая магнитная анизотропия кобальта не позволяет реализовать магнетронный разряд даже при уменьшении толщины мишени до 1.2 мм и ее нагреве выше температуры Кюри (~1390 K). Время осаждения покрытия состава $Co_{71}Sm_{29}$ (ат. %) составляло 25 минут при фиксированных мощностях, подаваемых на мишени: W_{Co} = 40 Вт, W_{Sm} = 60 Вт. Таким образом, суммарная толщина покрытия не превышала ~0.4–0.5 мкм. Структуру образца анализировали на дифрактометре ДРОН-8Н (Буревестник, Россия) в Cu-Kα излучении (λ=1.54186 Å) с использованием асимметричной схемы съёмок. Доменную структуру покрытия исследовали методом магнитно-силовой микроскопии на attoDRY1000 (Attocube, Pulse Tube) при температуре 4.6 K в переменном магнитном поле (от -100 мТ до + 100 мТ).

Отличительной чертой дифрактограммы полученного $Co_{71}Sm_{29}$ покрытия является наличие двух областей диффузного рассеяния, расположенных в диапазоне углов 2ϑ=25–35° и 2ϑ=40–55°. Это свидетельствует о формировании аморфной фазы в его структуре. На изображениях, полученных с помощью магнитно-силового микроскопа, удается визуализировать доменную структуру покрытия, имеющую характерные размеры ~ 500 нм. После приложения внешнего (размагничивающего) поля до -100 мТ наблюдается переориентация доменных ансамблей самосогласованным образом, приводящая к формированию дальнего магнитного порядка, свойственного для спин-переоринетационного перехода. Данный эффект может быть обусловлен конкуренцией обменного взаимодействия и поля анизотропии между магнитными «подрешетками» Co и Sm, обладающими различными магнитными моментами (1.7 $\mu_Б$ и 0.8 $\mu_Б$), приходящимися на 1 атом.

Исследования выполнены за счет гранта Российского научного фонда № 25-72-00041, https://rscf.ru/project/25-72-00041/. Авторы выражают огромную признательность с.н.с. лаборатории плазменных источников ИСЭ СО РАН (г. Томск), к.т.н., М.В. Шандрикову за помощь в получении покрытий и полезные обсуждения.

1. Gong Y., Qiu Z., Liang S., Zheng X., Meng H., Zheng Z., Chen D., Yuan S., Xia W., Zeng D., Liu J.P. Strategy of preparing SmCo based films with high coercivity and remanence ratio achieved by temperature and chemical optimization. – Journal of Rare Earths. – 2024. – V. 42. – № 7. – P. 1289–1297.
2. Peng S., Xiao Z., Ngai T.L., Liu Z., Zhang W. Experimental investigation and thermodynamic analysis of glass forming ability of the Al–Co–Sm ternary system. Journal of Non-Crystalline Solids. – 2018. – V. 484. – P. 65–71.

С.А. СОЛОХИН[1], А.А. ЖОКИН[1,2], А.Е. ШЕПЕЛЕВ[1],
К.В. ГАВРИКОВА[1], Ю.Д. МОЙСЕЕНОК[1]
[1] *Ковровский государственный технологический университет им. В.А. Дегтярева, г. Ковров, Россия*
[2] *АО «Ковровский электромеханический завод», г. Ковров, Россия*
E-mail: solohin@dksta.ru

МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ ИНТЕРФАЗНЫХ ФЕНОМЕНОВ МИКРОСТРУКТУРЫ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИЦИЙ, СИНТЕЗИРОВАННЫХ ПОСРЕДСТВОМ ТЕХНОЛОГИИ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ (SLM)

Аддитивные технологии лазерно-лучевого синтеза являются доминирующим вектором развития современного материаловедения. Процесс послойного селективного лазерного плавления характеризуется специфическими термокинетическими условиями кристаллизации расплава, детерминирующими конечную морфологию твердофазной структуры изделия.

Использование сферических металлических порошков при недостаточной энергии лазера, вариативность гранулометрии, отклонения от сферичности, агломераты и оксидные плёнки приводят к неполному провару межчастичных контактов. Это сохраняет в консолидированном материале протяжённые дефекты микроструктуры – границы раздела исходных частиц и их фрагментов. Такие границы являются зонами триаксиальной концентрации напряжений, инициируют магистральные трещины, снижают плотность упаковки фаз и негативно влияют на механические свойства сплава, поэтому классифицируются как критические структурные несовершенства [1].

Для оперативного мониторинга субструктуры ответственных конструкций предлагается неразрушающий контроль с помощью образца-свидетеля – куба 10×10×10 мм, извлекаемого из камеры принтера после цикла построения до печати основной партии. На его вертикальной поверхности готовят микрошлиф, травят химически и регистрируют изображение методами оптической микроскопии [2].

Исследовали материалы, близкие по составу к сплавам 50Н ГОСТ 10994 (202 НВ) и 07Х18Н10Г2С2М2 ГОСТ 5632 (266 НВ), синтезированные SLM из фракции 15–45 мкм. Микрошлиф готовили механически – шлифованием и полированием с жидкостным охлаждением.

Установлено, что традиционные реактивы дают низкую контрастность интерфазных границ в высоколегированных хромоникелевых компози-

циях. В этом случае для визуализации требуется длительная выдержка, вызывающая перетрав матрицы и потерю информативности шлифа. Апробирован широкий спектр классических реактивов и их сочетаний.

Оптимизация пробоподготовки достигнута последовательным применением реактива А HNO_3 (1 ч.), HCl (3 ч.) и реактива Б (Марбле): $CuSO_4$ (1 ч.), HCl (5 ч.), H_2O (5 ч.).

Подготовка микрошлифа включала в себя следующие этапы: шлифование и полирование с водяным охлаждением; предварительное травление в Реактиве А (40–60 ºС, 15–25 с); окончательное травление в Реактиве Б (70 ºС, 35 с).

Методика многократно подтвердила эффективность визуализации граничных феноменов в высоколегированных хромоникелевых композициях.

Низкая эффективность классических реактивов объясняется тем, что размер граничных феноменов сопоставим с диаметром основной фракции порошка и многократно превышает среднее зерно поликристалла, требуя большей выдержки. Метод применим только к хромоникелевым материалам. Композиции иной химической основы требуют аналогичных исследований.

Предлагаемая методология контроля граничных дефектов целесообразна для внедрения в производство SLM при изготовлении деталей с высокими требованиями к механическим характеристикам, недопустимости усталостных напряжений и трещин. Идентификация дефекта позволяет оперативно скорректировать режимы печати или заменить партию сырья, минимизируя издержки.

Разработанная методология неразрушающего контроля микроструктуры композиций SLM обеспечивает превентивную диагностику дефектности до печати основной партии, позволяя своевременно модифицировать параметры синтеза или ротировать сырьевую базу и исключая серьёзные производственно-экономические потери.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (грант РНФ № 25-29-20294).

1. Casati, R. Aging Behaviour and Mechanical Performance of 18-Ni 300 Steel Processed by Selective Laser Melting / R. Casati, J. N. Lemke, A. Tuissi, M. Vedani // Metals. – 2016. – Vol. 6, № 9. – Art. 218. DOI 10.3390/met6090218

2. ГОСТ Р 58600–2019. Аддитивные технологии. Неразрушающий контроль металлических изделий, изготовленных методами аддитивных технологий. Основные положения. URL: https://docs.cntd.ru/document/1200168810

В.В. СТОЛЯРОВ
Институт машиноведения РАН, Москва, Россия
E-mail: vlstol@mail.ru

РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЯ В АЛЮМИНИИ, ВЫЗВАННАЯ ТОКОМ

Аннотация. Сравнивается влияние электроимпульсной обработки и отжига в печи при одинаковых температурах и длительности на статическую рекристаллизацию алюминия. Применение импульсного тока по сравнению с нагревом в печи ускоряет рекристаллизацию и измельчает микроструктуру.

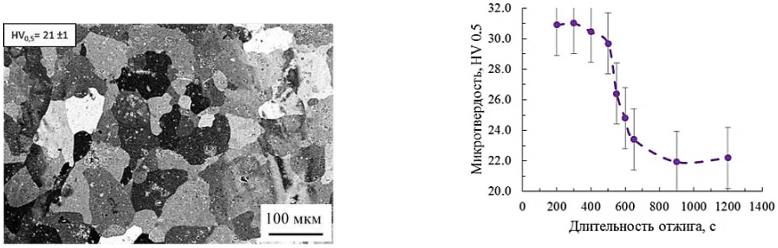
Ключевые слова: алюминий, импульсный ток, микроструктура

Введение Упрочнение алюминиевых сплавов АА1000 является приоритетной задачей и часто решается холодной деформацией с последующим рекристаллизационным отжигом для измельчения зерен [1]. Нагрев можно осуществить, как в печи, так и электроимпульсной обработкой (ЭИО). По сравнению с печью, нагрев электрическим током генерирует более высокое температурное поле в микромасштабе, обеспечивая диффузию вакансий и атомов, а также скольжение и переползание дислокаций [2]. В областях с сильной деформацией формируются субструктуры с высокой плотностью дислокаций, которые эволюционируют в субзерна с низкой плотностью дислокаций в течение нескольких секунд, а затем в рекристаллизованные зерна [3, 4]. Кроме того, ток ускоряет растворение эвтектических фаз в матрице, повышая скорость зарождения более мелких зерен по сравнению с зернами, полученными традиционными методами термической обработки. Это свидетельствует, что ток значительно ускоряет процесс термообработки как под воздействием термических, так и атермических эффектов [5, 6]. Кроме того, размер зерен в сплаве не увеличиваются в размерах за эти короткие промежутки времени, что потенциально может привести к образованию более мелких или даже наноразмерных зерен. Однако достижение равномерного распределения мелких или наноразмерных зерен остается сложной задачей. Цель исследования - сравнить влияние импульсного тока и нагрева в печи на процесс рекристаллизации алюминия.

Материал и методы эксперимента. Использован Al (99,5%) АА1050 Н24 в иде полосы толщиной 1 мм после холодной прокатки (ε = 40%) 1 мм и отжига для снятия напряжений при 150 – 300 °С. Механические свойства в состоянии поставки: $\sigma_в$ = 70 – 100 МПа, σ_{02}=30 – 50 МПа, δ=15 – 25 %. 1-я группа образцов с расчетной частью 1×5×50 мм^3 подвергалась растяжению на 20% при $V_{деф}$=0,1 с$^{-1}$ после полного отжига в печи при 475 °С, 1 ч. На полученных образцах сравнивали влияние термической обработки и

ЭИО при температурах 300 – 400 °С и длительности 200 –1200 с. ЭИО выполняли током (ν = 1 Гц, τ = 100 мс, j = 148, 154 и 158 А/мм^2), соответствующим температуре 300, 350 и 400 °С. Вторая группа образцов была предназначена для определения влияния структурного состояния (состояние поставки с предварительной деформацией 0,5% и полностью отожженное состояние с предварительной деформацией 20%) при токе j = 500 и 1000 А/мм^2, ν =1 Гц и τ = 110 мкс, в течение 100 с. *Измерение твердости* HV выполнено на при P = 500 г и t = 15 с. *Структурные исследования* выполнены в оптическом микроскопе и методом обратно рассеянных электронов в сканирующем электронном микроскопе поверхности.

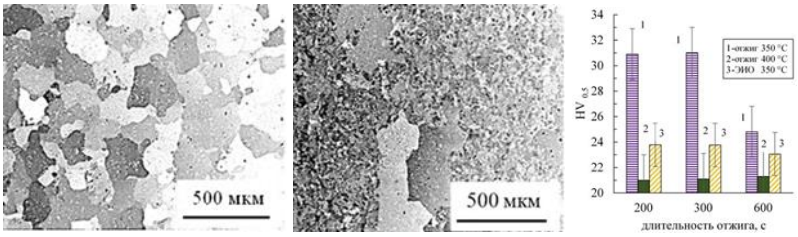
Экспериментальные результаты. *Микроструктура* в исходном *и микротвердость* в деформированном (рис. 1б) состояниях представлены ниже.



а б

Рисунок 1– Микроструктура отожженного состояния (а) и влияние времени отжига при 350 °С на микротвердость (б) деформированного Al (ε = 20%).

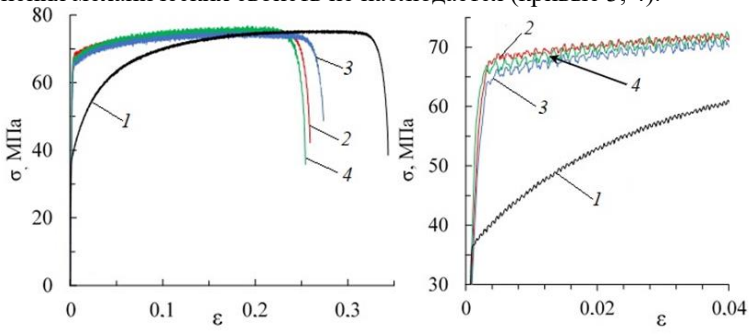
Отожженное состояние характеризуется минимальной микротвердостью (HV = 21), микроструктурой с зернами размером 50 – 150 мкм. Растяжение (ε = 20%) до образования шейки повысило твердость до HV = 31 (рис. 1б). Отжиг вызвал начало снижения HV только при 350 °С.



а б в

Рисунок 2 – Микроструктура (а, б) и HV (в) образцов, подвергнутых ЭИО (а) и отжигу в печи (б) при 350 °С в течение 10 мин.

Сравнение структуры, микротвердости (рис. 2)и деформационного поведения (рис.3) образцов после термообработки и ЭИО показало, что процесс рекристаллизации при воздействии тока начинается и заканчивается значительно быстрее, чем при нагреве в печи. Видно, что рекристаллизация завершилась после ЭИО (рис. 2а) и только началась при нагреве в печи (рис. 2б) в одинаковых условиях обработки. После 20 % удлинения предел текучести увеличивается, а равномерное удлинение уменьшается из-за упрочнения (рис.3, кривая 2). Однако после обработки ЭИО в течение 100 с заметного изменения механических свойств не наблюдается (кривые 3, 4).



а б

Рисунок 3 – Кривые растяжения Al при низком (а) и высоком (б) масштабе по оси X, в состояниях: 1 – исходное (отжиг); 2 – отжиг + удлинение 20 %; 3, 4 – отжиг + удлинение 20% + ЭИО (j = 500 и 1000 А/мм2).

Работа выполнена в рамках Госзадания FFGU-2026–0003

1. ASTM B918/B918M-20a, Standard Practice for Heat Treatment of Wrought Aluminum Alloys. – 2021.
2. Xiao H., Jiang S., Shi C., Zhang K., Lu Z., Jiang J. Study on the microstructure evolution and mechanical properties of an Al–Mg–Li alloy aged by electropulsing assisted ageing processing. Mater. Sci. Eng. A. – 2019. – V. 756. P. 442.
3. *Conrad H., Guo Z., Sprecher A.* Effects of electropulse duration and frequency on grain growth in Cu // Scr. Metall. Mater. –1990. – V. 24. P. 359–362.
4. *Conrad H., Karam N., Mannan S.* Effect of prior cold work on the influence of electric current pulses on the recrystallization of copper // Scr. Metall. –1984. –V. 18. P. 275–280.
5. *Chen K., Zhan L., Yu W.* Rapidly modifying microstructure and mechanical properties of AA7150 Al alloy processed with electropulsing treatment // J. Mater. Sci. Technol. – 2021. –V. 95. P. 172–179.
6. *Stolyarov V.V.* Influence of electropulse treatment on structure and mechanical properties of nanocrystalline TiNi shape memory alloy // Lett. Mater. –2011. V. 1 (2). P. 75–77.

Д.С. СУХОРУКОВ, Д.Ю. ЕРАК, А.Д. ЕРАК, Д.А. ЖУРКО
Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»
E-mail: sukhorukov_ds@nrcki.ru

ОЦЕНКА ВЕЛИЧИНЫ ТЕМПЕРАТУРНОГО СТАРЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР-440

Корпус реактора (КР) ВВЭР-440 – основной и несменяемый элемент энергоблока АЭС, который в процессе эксплуатации подвергается воздействию нейтронного облучения и высоких температур. Данные эксплуатационные факторы приводят к деградации структуры и механических свойств материалов КР, что ограничивает ресурс его безопасной эксплуатации. Наиболее критичным элементом с точки зрения ресурса КР, как правило, являлся облучаемый сварной шов и прилегающий основной металл, находящийся напротив активной зоны реактора. В настоящий момент проблема долговечности эксплуатации таких облучаемых элементов КР в целом решена за счет использования более чистых материалов (с точки зрения содержания примесных элементов) и применения технологии восстановительного отжига. Для некоторых российских реакторов проектов ВВЭР-440 это позволило обосновать безопасный срок эксплуатации до 60 лет.

Таким образом, в контексте задачи продления ресурса действующих КР свыше 60 лет, а также для корпусов реакторов новых проектов с планируемым сроком эксплуатации 60-80 лет, критичными элементами КР могут стать необлучаемые элементы, такие как обечайки зоны патрубков и прилегающие к ним сварные швы. Данные элементы подвержены длительному воздействию рабочих температур, что определяет необходимость исследования эффектов температурного старения для материалов, из которых они изготовлены.

В настоящей работе представлены результаты исследования эффектов температурного старения материалов КР ВВЭР-440 после длительных сроков эксплуатации (до 45 лет). Результаты получены на базе испытаний образцов основного металла (ОМ) и металла сварного шва (МШ), вырезанных из проб металла (темплеты и трепаны) КР ВВЭР-440/179, а также образцов-свидетелей ОМ и МШ КР ВВЭР-440/213.

Для материалов КР ВВЭР-440/179 при изготовлении в начале 1970-х годов не производилось определение значений критической температуры хрупкости.

С целью получения состояния материала, имитирующего исходное, проведены восстановительные отжиги образцов ОМ и МШ КР ВВЭР-440/179 по двум режимам: 670°С / 15 ч и 560°С / 2 ч. Приведены результаты исследований материалов образцов в состояниях после эксплуатации и после восстановительных отжигов.

Полученные результаты свидетельствуют о значимом изменении свойств материалов КР при длительных временах эксплуатации под воздействием высоких температур.

В.С. ЧЕРНЯКОВА, В.В. МИХАЛЬЧИК, М.Г. ИСАЕНКОВА,
А.В. ТЕНИШЕВ, Д.П. ШОРНИКОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», г. Москва, Россия
E-mail: vladimir_mephi@mail.ru

КИНЕТИКА ПРОЦЕССА ОСАЖДЕНИЯ ГИДРИДОВ ЦИРКОНИЯ В ЯЧЕЙКАХ ДИСТАНЦИОНИРУЮЩИХ РЕШЕТОК

Для дистанционирующих решеток ключевыми остаются проблемы анизотропии и внутренних напряжений, возникающих при их изготовлении. Неоднородная текстура и остаточные деформации могут способствовать радиальной ориентации гидридов, повышая риск замедленного гидридного растрескивания. Повышение требований к безопасности требует изучения поведения тонкостенных ячеек из сплава Zr – 1 %Nb при повышенных концентрациях водорода до 400 ppm.

В качестве исследуемых образцов использовались дистанционирующие решетки из сплава Zr – 1 %Nb, наводороженные газофазным методом. Концентрация водорода в образцах определялась с помощью анализатора ONH100, и ее значения составили 400±20 ppm.

Образцы исследованы методом дифференциальной сканирующей калориметрии. Проведена серия экспериментов по нагреву и охлаждению образцов с четырьмя разными скоростями: 2 °С/мин, 5 °С/мин, 10°С/мин, 20°С/мин. На рисунке 1 представлены нормированные кривые охлаждения образцов, а также производные этих кривых по времени.

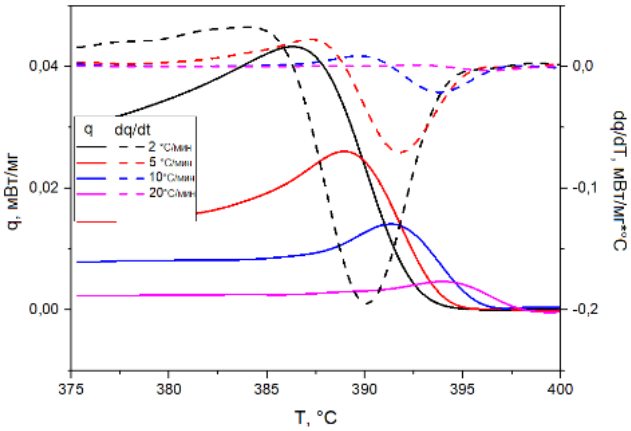


Рисунок 1 – Нормированные кривые охлаждения и их производные для образцов Zr – 1 %Nb содержащих 400 ppm водорода

При увеличении скорости наблюдалось уменьшение температуры вершины экзотермического пика, соответствующей температуре максимальной скорости осаждения гидридов циркония: 394, 391, 388 и 386 °С, соответственно. При этом увеличивалась высота пика относительно высоты до начала осаждения.

Для расчета энергии активации процесса осаждения гидридов циркония в зависимости от степени превращения выбран метод Фридмана, так как данный метод может быть использован при обработке данных, полученных при охлаждении образца. Степень превращения рассчитана как отношение выделившегося тепла в момент достижения определенного значения степени превращения к общему тепловому эффекту. Зависимость энергии активации от степени превращения представлена на рисунке 2.

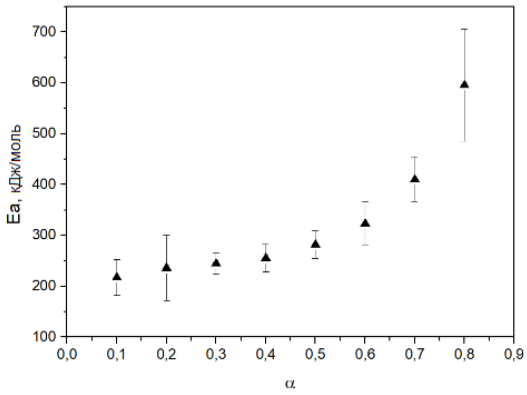


Рисунок 2 – Зависимость энергии активации процесса осаждения гидридов циркония от степени превращения

До достижения значения степени превращения, равного 0,5, энергия активации остается постоянной в пределах погрешности и равной 250±40 кДж/моль. Затем энергия активации постепенно растет с падением температуры, что может быть интерпретировано как уменьшение количества свободного водорода, необходимого для образования гидридов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (соглашение от 31.07.2024 №24-79-10289 https://rscf.ru/project/24-79-10289/).

К.И. ШЕРСТОБИТОВА
АО «Синара – Транспортные Машины», Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)
E-mail: sherstobitovaki@sinara-group.com

ОЦЕНКА ГРАНИЦ ПРИМЕНИМОСТИ МОДЕЛЕЙ ЭЛАСТОМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ПРИ ЦИФРОВОМ СОПРОВОЖДЕНИИ ЖИЗНЕННОГО ЦИКЛА ИЗДЕЛИЙ

При конечно-элементном моделировании эластомерных элементов выбор модели материала определяется характером нагружения, диапазоном деформаций и требуемыми характеристиками изделия [1, 2]. При этом согласование отдельных характеристик материала не гарантирует достоверности расчёта изделия при изменении условий нагружения.

Особое значение данная проблема приобретает при цифровом сопровождении жизненного цикла машиностроительных изделий. Расчётная модель, сформированная на этапе проектирования, может использоваться при экспериментальной проверке и последующем анализе эксплуатационных характеристик. Однако перенос модели между этапами жизненного цикла требует обоснования её применимости к новым расчётным задачам. Целью настоящей работы является определение границ использования моделей эластомерных материалов на основе систематизации имеющихся экспериментальных и расчётных данных.

В качестве исходной базы рассмотрены результаты монотонного и циклического растяжения, динамического механического анализа, флексометрических испытаний и конечно-элементного моделирования эластомерных элементов. Проанализировано применение линейной упругой модели, Neo-Hookean, Mooney–Rivlin, St. Venant–Kirchhoff и Gao для определения статических характеристик, а также обобщённой модели Максвелла для описания вязкоупругого поведения.

На основе анализа выделены три уровня обоснования расчётной модели: согласованность исходных характеристик материала, воспроизведение требуемого расчётного отклика и независимая экспериментальная проверка характеристик изделия. Первый уровень необходим для корректной идентификации параметров, второй позволяет оценить чувствительность результатов к выбору модели, третий определяет возможность использования расчётных данных для конкретной инженерной задачи. В Таблице 1 указанные уровни положены в основу систематизации требований к применению моделей на этапах жизненного цикла изделия.

Применение предложенного подхода к имеющимся данным показало различную степень обоснованности расчётных моделей. Для статической

крутильной жёсткости эластомерного элемента экспериментальное подтверждение получено при использовании модели Gao. Для описания циклических потерь и саморазогрева имеющаяся экспериментальная база позволяет выполнить качественную оценку поведения материала, но недостаточна для количественной валидации. В частности, использование библиотечных параметров обобщённой модели Максвелла требует дополнительной проверки по согласованным динамическим и температурным характеристикам.

Таблица 1 – Требования к обоснованию применимости моделей эластомерных материалов

Расчетная задача	**Необходимое экспериментальное подтверждение**
Статическая жесткость	Соответствие расчетных экспериментальных характеристик изделия
Нелинейное деформирование	Воспроизведение механического отклика в требуемом диапазоне деформаций
Циклическое нагружение	Согласование характеристик гистерезиса и диссипации энергии
Саморазогрев	Проверка механического и температурного откликов при заданных режимах нагружения

С позиции жизненного цикла изделия результаты анализа позволяют разграничить задачи, для которых расчётная модель уже имеет экспериментальное подтверждение, и задачи, требующие дополнительных исследований. На этапе проектирования это позволяет обосновать выбор модели и исходных параметров, на этапе испытаний - определить необходимые проверочные характеристики, а при последующем цифровом сопровождении - установить условия актуализации модели.

Таким образом, на основе сравнительного анализа моделей эластомерных материалов предложена систематизация требований к их применению в зависимости от расчётной задачи и этапа жизненного цикла изделия. Показано, что экспериментальное подтверждение статической жёсткости не является достаточным для прогнозирования диссипативных и температурных процессов. Практическая значимость предложенного подхода заключается в определении достаточности имеющихся данных и обосновании программы дополнительных испытаний, необходимых для расширения области применения цифровой модели изделия.

1. Ogden R. W., Saccomandi G., Sgura I. Fitting hyperelastic models to experimental data // Computational Mechanics. 2004. Vol. 34. P. 484–502. DOI: 10.1007/s00466-004-0593-y.
2. Ricker A., Wriggers P. Systematic Fitting and Comparison of Hyperelastic Continuum Models for Elastomers // Archives of Computational Methods in Engineering. 2023. Vol. 30. P. 2257–2288. DOI: 10.1007/s11831-022-09865-x.

Н.А. ШУРЫГИНА
[1]*МИРЭА-Российский технологический университет, Москва, Россия*
e-mail: shnadya@yandex.ru

ВЛИЯНИЕ МИКРОДОБАВОК ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ НА СВОЙСТВА СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТИТАНА ПОСЛЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Сплавы на основе титана являются перспективными конструкционными материалами с высокой технологичностью и могут использоваться в химической промышленности, космической технике. Наличие некоторого количества примесей оказывает большое влияние на свойства чистого титана. Активно продолжаются систематические исследования влияния добавок на структуру и свойства сплавов на основе титана в высокотемпературных титановых сплавах. В частности, было получено много интересных и важных результатов при изучении влияния добавок кислорода, железа, ванадия, кобальта и кремния.

В качестве материалов для исследования были выбраны два сплава на основе титана с разным содержанием легирующих элементов. В сплаве 1 общее содержание (Al + Fe + V) составляет 0,292 % по массе, в сплаве 2 - 4,322 % по массе. Разница в основном заключается в содержании алюминия (более чем в 20 раз), а также ванадия и железа (в 2–3 раза). МПД в камере Бриджмена проводили при комнатной температуре при давлении P = 6 ГПа, скорость вращения подвижной опоры составляла 1 об/мин, число полных оборотов подвижной наковальни (N) составляло 1/4; 1/2; 1; 2; 3 и 4. Рентгеноструктурный анализ проводили на дифрактометре с использованием CuKα излучения. Микроструктуру изучали с помощью просвечивающего электронного микроскопа. Электрохимические исследования коррозионной стойкости титанового сплава проводились с использованием автоматизированного электрохимического программного комплекса IPC–Pro 3A potentiostat в трехэлектродной ячейке с разделенными полостями. В качестве электролита был выбран 1M HCl.

В работе изучено влияние алюминия, ванадия, железа и последующей МПД на фазовые превращения, структуру и свойства сплавов на основе титана. Показано, что добавки алюминия, железа и ванадия существенно влияют на фазовые превращения (ω-фаза не образуется), ряд структурных параметров, микротвердость и коррозионную стойкость сплавов на основе титана при большой пластической деформации методом МПД. Экспериментально установлена взаимосвязь между содержанием алюминия, ванадия и железа, фазовым составом, микротвердостью и коррозионной стойкостью сплавов, подвергнутых МПД.

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ: ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ
И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Сборник тезисов докладов 24-й Международной школы-конференции
для молодых ученых и специалистов имени профессора Б.А. Калина
13 – 15 октября 2026 г.

Подписано в печать 29.10.2026. Формат 60x84 1/16.
Печ. л. 21 Тираж 100 экз.
Изд № 029-2. Заказ № 276.

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
Типография НИЯУ МИФИ
115409, Москва, Каширское ш. 31