

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
22-й Международной школы-конференции
имени Б.А. Калина
для молодых ученых и специалистов

Москва, 15 – 17 октября 2024 г.

Москва 2024

УДК 621.039.531 (06)

ББК 30.3

М43

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ: Перспективные технологии и методы исследования материалов: Сборник тезисов докладов 22-й Международной школы-конференции имени Б.А. Калина для молодых ученых и специалистов. Москва, 15 – 17 октября 2024 г. М.: НИЯУ МИФИ, 2024. – 248 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 30.09.2024, одобрены программным комитетом и издаются в авторской редакции.

ISBN 978-5-7262-3093-1

© Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ», 2024

СОДЕРЖАНИЕ

| | | |
|----|--------------------------------|----|
| 1. | ОРГАНИЗАТОРЫ ШКОЛЫ-КОНФЕРЕНЦИИ | 4 |
| 2. | ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ | 5 |
| 3. | ПРОГРАММА ОБЩЯЯ | 6 |
| 4. | ПРОГРАММА СТЕНДОВЫХ СЕКЦИЙ | 12 |
| 5. | ТЕЗИСЫ ЛЕКЦИЙ | 18 |
| 6. | ТЕЗИСЫ УСТНЫХ ДОКЛАДОВ | 37 |
| 7. | ТЕЗИСЫ СТЕНДОВЫХ ДОКЛАДОВ | 92 |

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-исследовательский 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:

Баннных О.А. ИМЕТ РАН

Сопредседатель:

Тихомиров Г.В. НИЯУ МИФИ

Заместитель:

Исаенкова М.Г. НИЯУ МИФИ

Секретарь:

Джумаев П.С. НИЯУ МИФИ

Члены комитета:

Алымов М.И. ИСМАН
Баннных И.О. ИМЕТ РАН
Зайцев П.А. АО «Наука и инновации»
Иванов И.А. АО «НПО «ЦНИИТМАШ»
Ижutow А.Л. АО «ГНЦ НИИАР»
Ильин К.И. АО «ГНЦ РФ ТРИНИТИ»
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»

ИСПОЛНИТЕЛЬНАЯ ГРУППА

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

ПРОГРАММА
22-ой Международной школы-конференции
им. Б.А. Калина «Новые материалы:
Перспективные технологии получения
и методы их исследования»

15 ОКТЯБРЯ

| ОТКРЫТИЕ КОНФЕРЕНЦИИ | | | | 9-30 |
|-----------------------------|---|---|--|--------------|
| 1 | Шевченко Владимир Игоревич | Ректор НИЯУ МИФИ | | 9-30 |
| 2 | Баннх Олег Александрович | Академик РАН | | 9-40 |
| 3 | Зайцев Павел Александрович | Ген. Директор АО «Наука и инновации» | | 9-50 |
| ПЛЕНАРНАЯ СЕКЦИЯ | | | | 10-00 |
| 1 | <i>Картюк Леонид Александрович</i> | <i>АО «ВНИИНМ»</i> | <i>О текущем состоянии раз- работок нового типа безава- рийного (толерантного) ядерного топлива</i> | <i>10-00</i> |
| 2 | <i>Косоуров Евгений Константинович</i> | <i>АО «ТВЭЛ»</i> | <i>Задачи топливной компании</i> | <i>10-30</i> |
| 3 | <i>Сорокин Александр Андреевич</i> | <i>ЦНИИ КМ «Прометей», ГНЦ РФ ФЭИ</i> | <i>Ионное облучение как метод ускоренного определения ра- диационной стойкости реакторных материалов</i> | <i>11-00</i> |
| ПЕРЕРЫВ | | | | 11-30 |
| 4 | <i>Рисованый Владимир Дмитриевич</i> | <i>НИИ НПО «Луч»</i> | <i>Проблемы поглощающих ма- териалов</i> | <i>11-50</i> |
| 5 | <i>Каражанов Смагул Жангабергенович</i> | <i>Институт энергетических технологий, Норвегия</i> | <i>Фотохромные материалы и их применения</i> | <i>12-20</i> |
| 6 | <i>Гусаков Максим Сергеевич</i> | <i>АО «Композит»</i> | <i>Актуальные направления развития новых металличе- ских материалов и их техно- логий</i> | <i>12-50</i> |
| ПЕРЕРЫВ (обед) | | | | 13-20 |

| | | | | |
|---|-----------------------------------|-------------|---|-------|
| 7 | <i>Чернов Вячеслав Михайлович</i> | АО «ВНИИНМ» | <i>Малоактивируемые конструкционные материалы для термоядерных и ядерных реакторов - проблемы и путь вперед</i> | 14-00 |
| 8 | <i>Хомяков Олег Владимирович</i> | АО «ВНИИНМ» | <i>Механизм распухания облучаемого оксидного ядерного топлива: распухание при скачках мощности</i> | 14-30 |

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

15-00

| | | | | |
|----|----------------|-----------------------------|---|-------|
| 9 | К.А. Мороз | АО «ВНИИНМ» | Упругие и релаксационные свойства малоактивируемых конструкционных материалов для ядерных и термоядерных реакторов – ферритно-мартенситной и аустенитной сталей, сплавов ванадия | 15-00 |
| 10 | О.Д. Чеботарёв | НИЦ «Курчатовский институт» | Исследование свойств основного металла корпусов реакторов ВВЭР-1000/1200 в исходном и облученном состоянии | 15-15 |
| 11 | А.В. Клауз | НИЯУ МИФИ | Исследование влияния высокотемпературного облучения ионами Fe на наноструктуру дисперсно-упрочнённых оксидами сталей методами атомно-зондовой томографии и просвечивающей электронной микроскопии | 15-30 |
| 12 | А.В. Юрина | АО «ВНИИНМ», НИЯУ МИФИ | Структурно-фазовое состояние стали ЭК181 при различных режимах термической обработки | 15-45 |

ПЕРЕРЫВ

16-00

| | | | | |
|----|----------------|-----------|--|-------|
| 13 | М.И. Петров | НИЯУ МИФИ | Переориентация гидридов в трубах из модельного сплава Zr-Nb-Sn-Fe под воздействием растягивающих окружных напряжений | 16-15 |
| 14 | В.С. Чернякова | НИЯУ МИФИ | Кинетика окисления ядерного топлива на основе силицида урана | 16-30 |
| 15 | А.А. Баженов | НИЯУ МИФИ | Влияние режимов спарк-плазменного спекания на структуру и свойства уран-гадолиниевых оксидов | 16-45 |

| | | | | |
|----|-------------|------------------------------------|--|-------|
| 16 | А.С. Диков | Институт ядерной физики, Казахстан | Результаты исследования остаточного ресурса материалов активных зон исследовательских и энергетических реакторов для продления срока их службы | 17-00 |
| 17 | Е.А. Орлова | ИАТЭ НИЯУ МИФИ | Снижение массопереноса компонентов стали ЭП823 в свинцовый теплоноситель имплантацией поверхности Si и Al | 17-15 |

СТЕНДОВАЯ СЕКЦИЯ

17-30

18-30

16 ОКТЯБРЯ

ПЛЕНАРНАЯ СЕКЦИЯ

10-00

| | | | | |
|----|--|---|---|-------|
| 18 | <i>Дуб Алексей Владимирович</i> | <i>Частное учреждение «Наука и инновации»</i> | <i>Разработка новых материалов в работах Госкорпорации Росатом в целях обеспечения технологического лидерства</i> | 10-00 |
| 19 | <i>Исаенкова Маргарита Геннадьевна</i> | <i>НИЯУ МИФИ</i> | <i>О совместных работах с предприятиями атомной отрасли по совершенствованию технологий и материалов активных зон легководных реакторов</i> | 10-30 |
| 20 | <i>Евлашин Станислав Александрович</i> | <i>Сколково</i> | <i>Градиентные магнитные материалы, полученные с помощью аддитивных технологий</i> | 11-00 |
| 21 | <i>Санин Владимир Николаевич</i> | <i>ИСМАН</i> | <i>Центробежная СВС-металлургия как энергоэффективный метод получения литых полиметаллических сплавов на основе тугоплавких металлов и чистых переходных металлов. Состояние исследований и перспективы</i> | 11-30 |

ПЕРЕРЫВ

12-00

УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ

12-15

| | | | | |
|----|----------------|-------|---|-------|
| 22 | Е.Г. Григорьев | ИСМАН | Особенности высоковольтной консолидации порошковых материалов | 12-15 |
|----|----------------|-------|---|-------|

| | | | | |
|-----------------------|-----------------|-------------------------------------|---|--------------|
| 23 | Ю.С. Вдовин | ИСМАН | Новые перспективные сплавы на основе Mo-Si-B, полученные методом центробежной СВС-металлургии, как исходный материал для создания гранул с применением в аддитивных технологиях | 12-30 |
| 24 | К.А. Ромазева | ИСМАН | Структурообразование в высокоэнтропийных сплавах, полученных методом СВС, как прекурсоров многофункциональных катализаторов | 12-45 |
| 25 | Е.Л. Стрижаков | Донской ГТУ | Метод металлизации полимерных материалов электро-взрывом проводника | 13-00 |
| 26 | С.Н. Жевненко | НИТУ МИСИС | Получение МАХ-фаз $\text{Cr}(\text{Al}, \text{Ga})\text{C}$ и применение их в качестве прекурсоров создания композиционных материалов | 13-15 |
| ПЕРЕРЫВ (обед) | | | | 13-30 |
| 27 | В.В. Каширцев | АО «Композит» | Разработка составов алюминиевых припоев с пониженной температурой пайки | 14-15 |
| 28 | А.С. Чернявский | ИМЕТ РАН, НИЯУ МИФИ | Особенности синтеза нитридной керамики на основе твердых растворов Zr-U | 14-30 |
| 29 | Н.Р. Дудова | Белгородский ГНИУ | Динамическое деформационное старение 10% Cr стали при циклической деформации после длительной выдержки при 650 °С | 14-45 |
| 30 | С.Н. Юдин | Московский политехнический институт | Многокомпонентные сплавы на основе тугоплавких переходных металлов для газопоглотителей | 15-00 |
| 31 | Е.А. Баздника | НИЯУ МИФИ | Методы получения объемных аморфных сплавов состава $\text{Zr}_{35}\text{Ti}_{30}\text{Be}_{27,5}\text{Cu}_{7,5}$ | 15-15 |
| 32 | В.В. Столяров | ИМАШ РАН | Взаимодействие пластической деформации и электрического тока | 15-30 |
| 33 | Н.В. Потехина | НИИ НПО «Луч», МГУ | Влияние режима термомеханической обработки низкотемперированного Ru-содержащего сплава на основе молибдена на его пластичность при комнатной температуре | 15-45 |

| ПЕРЕРЫВ | | | | 16-00 |
|----------------|---------------|------------|---|--------------|
| 34 | М.О. Этрекова | НИЯУ МИФИ | Применение титаната бария в качестве диэлектрика в газовых МДП датчиках H ₂ S | 16-15 |
| 35 | С.О. Рогачев | НИТУ МИСИС | Поведение модельных эвтектических алюминиевых сплавов в условиях лазерного воздействия | 16-30 |
| 36 | С.А. Кунавин | ЦНИИТМАШ | Влияние повышенных и пониженных температур на механические свойства жаропрочных сталей при статическом и циклическом нагружении | 16-45 |
| 37 | Р.В. Чекин | НИЯУ МИФИ | Повышение стойкости ниобий-молибденовых сплавов к высокотемпературному окислению путем формирования защитных нитридных покрытий | 17-00 |

СТЕНДОВАЯ СЕКЦИЯ

17-15
18-15

17 ОКТЯБРЯ

| ПЛЕНАРНАЯ СЕКЦИЯ | | | | 10-00 |
|-------------------------|--|-------------------------------------|---|--------------|
| 38 | <i>Менушиенков Алексей Павлович</i> | <i>НИЯУ МИФИ</i> | <i>Синхротронное излучение - уникальный инструмент исследования вещества</i> | <i>10-00</i> |
| 39 | <i>Исаенкова Маргарита Геннадьевна</i> | <i>НИЯУ МИФИ</i> | <i>Исследование структуры и кристаллографической текстуры материалов с помощью синхротронного излучения</i> | <i>10-30</i> |
| 40 | <i>Рогожкин Сергей Васильевич</i> | <i>НИЯУ МИФИ</i> | <i>Малоугловое рассеяние нейтронов и комплементарный анализ наноструктуры дисперсно-упрочненных оксидами сталей</i> | <i>11-00</i> |
| 41 | <i>Логинов Борис Альбертович</i> | <i>Завод «Протон», МИЭТ</i> | <i>Развитие методов зондовой микроскопии в радиационном материаловедении</i> | <i>11-30</i> |

| ПЕРЕРЫВ | | | | 12-00 |
|----------------|---|--|---|--------------|
| 42 | <i>Федотова Светлана Владимировна</i> | <i>НИЦ «Курчатовский институт»</i> | <i>Атомно-зондовые исследования фазообразования в сталях корпусов ядерных реакторов для оценки их служебных характеристик</i> | <i>12-20</i> |

| | | | | |
|--|---------------------------------------|------------------------------------|--|--------------|
| 43 | <i>Александров Евгений Викторович</i> | <i>Центр НТИ МГТУ, СамГМУ</i> | <i>Компьютерное моделирование кристаллических и аморфных полимеров, органических кристаллов</i> | <i>12-50</i> |
| ПЕРЕРЫВ (обед) | | | | 13-20 |
| УСТНЫЕ ДОКЛАДЫ | | | | 14-00 |
| 44 | П.Н. Медведев | НИЦ «Курчатовский институт» - ВИАМ | Влияние структурных факторов на применимость рентгеновского дифракционного метода оценки поверхностных остаточных напряжений | 14-00 |
| 45 | В.П. Тютин | НИЯУ МИФИ | Формирование кристаллографической текстуры при прокатке двухфазных титановых сплавов | 14-15 |
| 46 | Р.Е. Воскобойников | НИЦ «Курчатовский институт», МИФИ | Расчет пороговых энергий смещения в феррито-мартенситных сталях на основе Fe-Cr | 14-30 |
| 47 | П.К. Ефремов | НИЦ «Курчатовский институт» | Расчет параметров ампульных реакторных испытаний кандидатных материалов оболочек ТВЭЛОВ | 14-45 |
| 48 | Н.Д. Комаров | НИЯУМИФИ | Моделирование первичных радиационных повреждений на границе раздела «сталь - оксид железа» | 15-00 |
| 49 | С.П. Никитин | АО «Композит» | Моделирование перераспределения ионов натрия в стекле при облучении протонами | 15-15 |
| 50 | А.А. Гусев | НИЯУ МИФИ | Многомасштабное моделирование кинетики перераспределения вакансий в упругом поле краевой дислокации в ОЦК железе | 15-30 |
| 51 | Д.И. Зайнутдинов | ФИАН, НИЦ КИ, ОИАИ, ИЯФ РК | Пороговый эффект структурных изменений при высокотемпературном облучении SiC быстрыми тяжёлыми ионами | 15-45 |
| СТЕНДОВАЯ СЕКЦИЯ + кофе-брейк | | | | 16-00 |
| ПОДВЕДЕНИЕ ИТОГОВ. ЗАКРЫТИЕ КОНФЕРЕНЦИИ | | | | 17-30 |

ПРОГРАММА СТЕНДОВЫХ СЕКЦИЙ

(в пределах одного дня отсортировано в алфавитном порядке)

15 ОКТЯБРЯ

- | | | | |
|-----|----------------|----------------------------------|---|
| 1. | Абрамов А.В. | НИЯУ МИФИ | Исследование свойств быстрозакаленных аморфных и микрокристаллических сплавов-припоев для формирования вакуум-плотных металlostеклянных соединений |
| 2. | Брацук А.В. | НИИ НПО «Луч» | Демонстрация бета-вольтаического элемента на основе пленки из наноструктурированного диоксида титана |
| 3. | Быканов А.С. | АО «Композит» МИСИС | Влияние комплексного легирования редкоземельными и переходными металлами на структуру, термостабильность и твердость сплава системы Al-Mg-Mn |
| 4. | Быков П.А. | ИМЕТ | Функциональные характеристики наплавленных слоев износостойких конструкционных материалов |
| 5. | Важинский Н.М. | НИТУ МИСИС | Влияние легирования Cu на фазово-структурное состояние и магнитные свойства сплавов $Mn_{55-x}Al_{36}Ga_9Cu_x$ ($x = 0, 1, 2, 3, 4, 5$) |
| 6. | Варданян Д.М. | НИИ НПО «Луч» | Расчетно-экспериментальная оценка электрических параметров бета-вольтаического элемента на основе нанотрубок из диоксида титана, заполненных никелем-63 |
| 7. | Горбенко А.Д. | ИМЕТ РАН, МГТУ | Влияние серебра и титана на фазовый состав проката из аустенитной стали 03X17N10M2 |
| 8. | Дмитриева О.С. | НИИАР, «Наука и Инновации» | Исследование возможности модернизации процесса получения U_3O_8 в технологии регенерации урансодержащих осадков АО «ГНЦ НИИАР» |
| 9. | Зевин Р.В. | ДИТИ НИЯУ МИФИ, НИИАР | Неразрушающие исследования твэлов типа МБИР с виброуплотненным МОКС топливом |
| 10. | Иванов Г.А. | НИЯУ МИФИ | Поведение гидрида гафния в среде жидкого натрия при температуре 500–700 °С |
| 11. | Исаев Р.Ш. | НИЯУ МИФИ, ВНИИНМ | Влияние ионного облучения на адгезию электролитического хромового покрытия на стали ЭП823-ш |
| 12. | Кириллова В.О. | МИФИ, НИКИЭТ | Композит вольфрам-сталь, полученный методом инфльтрации расплавом |

| | | | |
|-----|----------------|-------------------------|---|
| 13. | Клюшин И.И. | НИЯУ МИФИ | Применение биосовместимых сплавов-припоев на основе Ti-Zr для соединения керамики ZTA с титаном с целью создания металлокерамических эндопротезов повышенной надежности |
| 14. | Ковалев И.А. | ИМЕТ РАН | Нитридизация биметаллаллических систем на основе подгрупп Ti и V и оценка термо-эда синтезированных керамических образцов |
| 15. | Крылова М.В. | ВНИИНМ | Исследование и разработка высококачественных материалов на основе ниобия для ускорительной и высокочастотной техники |
| 16. | Кунавин С.А. | ЦНИИТМ АШ | Особенности поведения стали типа 15ХМ в различном структурном состоянии при статическом и циклическом нагружении |
| 17. | Михальчик В.В. | НИЯУ МИФИ | Отработка методики насыщения водородом циркониевых ячеек дистанционирующих решеток |
| 18. | Михальчик В.В. | НИЯУ МИФИ | Изменение текстуры, структуры и свойств различных участков ячеек дистанционирующих решеток при штамповке |
| 19. | Мухина Ю.Э. | ИМЕТ | Износостойкая сталь 0ХФЮ для работы при минусовых температурах |
| 20. | Мухина Ю.Э. | ИМЕТ | Исследование влияния состава и структуры на свойства быстрорежущих сталей ЭП68-III (130P1M3Ф3K10-III) |
| 21. | Петров М.И. | НИЯУ МИФИ, ВНИИНМ | Разработка искусственной нейронной сети для диагностики поверхности изломов наводороженных труб из модельного сплава Zr-Nb-Sn-Fe |
| 22. | Соболева Т.Ю. | ВНИИНМ | Исследование влияние легирования на фазообразование Nb ₃ Sn в сверхпроводниках, полученных методом «порошок в трубе». |
| 23. | Терехова С.М. | НИЯУ МИФИ | Определение термостойкости металлокерамических соединений 29НК/ВК94-1, полученных методом высокотемпературной вакуумной пайки |
| 24. | Халявина А.А. | МИФИ | Исследование влияния термического старения на наноструктуру дисперсно-упрочненных оксидами сталей |
| 25. | Чиркова Д.В. | ЮНЦ РАН, ЮФУ | Исследование полупроводниковых свойств твердых растворов на основе сульфоиодида сурьмы |
| 26. | Шишулин Е.О. | Нижегородский НГУ | Исследование влияния легирования на рекристаллизацию и кинетику разупрочнения сплавов систем Cu-Sn, Cu-Cr и Cu-Ni |

16 ОКТЯБРЯ

- | | | | |
|-----|------------------|------------------------|---|
| 27. | Абдульменов А.В. | Томский ПУ | Ламинированные металл-керамические $Ti_3Al(Si)C_2/TA$ композиционные материалы |
| 28. | Абзалов Д.И. | ИСМАН | Синтез $MgAlON$ в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза |
| 29. | Васильев Д.С. | ИСМАН | Макрокинетические закономерности горения карбонитридов циркония из гранулированной шихты в спутном потоке азота |
| 30. | Винокуров С.А. | ИФТТ РАН | Управление кристаллизацией сцинтилляторов из водных растворов электрическим полем |
| 31. | Горшков А.И. | Орловский ГУ | Покрытие на основе синтетического алюмосиликата на поверхности кремния |
| 32. | Гурьянов А.М. | Тульский ГУ, Метсинтез | Некоторые свойства компактных образцов порошкового интерметаллида на Cr_2Ta , полученных методом искрового плазменного спекания |
| 33. | Дмитриева А.П. | СарФТИ НИЯУ, ВНИИЭФ | Исследование методом атомно-силовой микроскопии образцов стали 2Х18Н10Т, полученной по технологии селективного лазерного плавления |
| 34. | Керученко М.А. | НИЯУ МИФИ | Исследование физических свойств пьезоэлектрического композита поливинилиденфторид - цирконат-титанат свинца |
| 35. | Классен Н.В. | ИФТТ РАН | Прочная водородная пена от электролиза растительных отходов как новый технологический и энергетический материал |
| 36. | Климин В.С. | ООО МАППЕР | Формирование 3d структур на поверхности карбида кремния методом плазменного атомно слоевого травления |
| 37. | Климин В.С. | ООО МАППЕР | Формирование метаповерхностей комбинацией методов фокусированных ионных пучков и плазменного травления |
| 38. | Кондратьев А.Д. | НИТУ МИСИС | Оптимизация режимов селективного лазерного сплавления сплава ВТ20 |
| 39. | Кочанов Г.П. | ИМЕТ РАН | Синтез покрытия из карбонитрида титана на керамическом материале |
| 40. | Краштаненок А.В. | КБ «Привод», МИФИ | Структура и свойства высокопрочных многокомпонентных сплавов Cu-Zn, используемых в парах трения |
| 41. | Ланцев Е.А. | НИФИ ННГУ | Исследование зависимости количества адсорбированного кислорода на кинетику электроимпульсного плазменного спекания и физико-механические характеристики керамик и твердых сплавов на основе карбида вольфрама |

- | | | | |
|-----|------------------|------------------------------------|---|
| 42. | Лысенко Е.Н. | Томский ПУ, ТГУСУиЗ | Структура и электромагнитные свойства ферритовой керамики, изготовленной аддитивным методом |
| 43. | Мамонтов Е.К. | СТАНКИН, ВНИИНМ | Применение постобработки изделий, полученных методом селективного лазерного плавления, для повышения их механических и функциональных характеристик |
| 44. | Матяш Я.Ю. | ЮИЦ РАН | Формирование кристаллической структуры и наноструктуры тонких пленок ниобата бария-стронция на кремниевых подложках различных ориентаций |
| 45. | Немыгин А.Ю. | СарФТИ НИЯУ МИФИ | Откольное разрушение образцов из стали 12Х18Н10Т, изготовленных методом селективного лазерного плавления |
| 46. | Перескокова К.И. | УрГГУ, УрФУ | Скорлупа куриных яиц, как основа ресторативного материала для стоматологии |
| 47. | Пермякова Д.В. | Тульский ГУ | Элинварность в порошковом сплаве Ti-18Zr-15Nb |
| 48. | Пустогачев А.С. | НИЯУ МИФИ | Получение пористых титановых покрытий методом магнетронного напыления |
| 49. | Ржеуцкий А.А. | АО «ГИРЕДМЕТ» | Исследование оптимальных режимов получения металлических РЗМ: Rg и Dy в АО «ГИРЕДМЕТ» |
| 50. | Сивакова А.О. | ИСМАН | Исследование термоэлектрических свойств сплава на основе системы Al-Mn-Si полученного методом СВС-прессования |
| 51. | Ушеренко Ю.С. | Белорусский ТУ, НАН Беларуси | Динамическое легирование материалов методом сверхглубокого проникания |
| 52. | Филатова Н.В. | Ивановский ГХТУ | Свойства феррита кальция типабраунмиллерита из продуктов горения цитратного и сукцинатного ксерогелей |
| 53. | Цебрук И.С. | ИФТТ | Новые скинтилляторы из нанокмпозиций органика – неорганика |
| 54. | Чижиков А.П. | ИСМАН | Самораспространяющийся высокотемпературный синтез композиционного материала ZrO ₂ -ZrB ₂ -ZrC |
| 55. | Шуляк В.А. | МГУ | Зависимость прочности графитовой фольги от толщины и плотности |
| 56. | Шурыгина Н.А. | ЦНИИЧЕРМ ЕТ, МИРЭА | Влияние отжига после мегапластической деформации на структуру и свойства титана |

17 ОКТЯБРЯ

- | | | | |
|------|--------------------|--|---|
| 57. | Агуреев Л.Е. | ИЦ им. М.В. Келдыша, МАИ, МАИ | Новые многослойные композиты для перспективных энергетических установок |
| 58.2 | Агуреев Л.Е. | ИЦ им. М.В. Келдыша, МАИ, ИВТ | Термодинамический анализ системы NiAl-CrMoCoV с помощью современных программных средств |
| 59. | Антипов М.С. | ИСМАН | Слоистые композиционные материалы на основе TNM сплавов для машиностроения |
| 60. | Бабаев П.А. | НИЯУ МИФИ, НИЦ КИ | Моделирование повреждения полиэтилена вдоль треков быстрых тяжелых ионов |
| 61. | Безрук Н.С. | НИЦ «Курчатовский институт» | Разработка метода определения коэффициента диффузии ксенона в UO ₂ керне по данным измерений относительной утечки ГПД |
| 62. | Бобокамбарова М.А. | ДИТИ НИЯУ МИФИ | Изучение температурной зависимости энергии и объема образования вакансий в ОЦК железе методами компьютерного моделирования |
| 63. | Буранов Д.С. | ДИТИ НИЯУ МИФИ | Методология обработки изображений структуры зерен в топливе |
| 64. | Габов А.И. | НИЯУ МИФИ, НИЦ КИ | Повышение симметрии и исследование фазовых превращений в системе Bi ₂ (La _{1-x} Bi _x)O ₄ Cl |
| 65. | Гусев А.Д. | Тулский ГУ | Определение предельного состояния металлического изделия при помощи структурной энтропии |
| 66. | Жариков Е.С. | НИЯУ МИФИ | Применение методов машинного обучения для разработки потенциалов межатомного взаимодействия на примере UO ₂ |
| 67. | Карабутов А.А. | ИОФ РАН, МГТУ | Разработка цифровых двойников изделий из ПКМ на основе лазерно-ультразвуковой структуроскопии |
| 68. | Клещев И.М. | НИЯУ МИФИ | Определение энергетических параметров кластеров Хе и Кг в диоксиде урана |
| 69. | Козлов И.В. | МИСИС, ИЗМИРАН, НИЯУ МИФИ, КИ | Структурно-фазовые превращения при кристаллизации аморфного сплава Co ₆₉ Fe ₄ Cr ₄ Si ₁₂ B ₁₁ |
| 70. | Козлов И.В. | МИСИС, ИЗМИРАН, НИЯУ МИФИ | Использование метода электросопротивления для изучения процессов структурной релаксации и кристаллизации микропроводов из аморфных сплавов на основе кобальта |
| 71. | Козлова Е.В. | ВНИИИМ | Математическое моделирование процесса термического разложения бериллиевых композитов» |

| | | | |
|-----|-------------------|---------------------------|---|
| 72. | Кропачев Е.В. | Томский ГУ | Создание математической модели процесса электролиза фтора |
| 73. | Лавриков Г.Е. | МГУ | Кривые усталости разных масштабных структурных уровней при многоцикловом нагружении титановых сплавов во всем диапазоне асимметрии цикла осевого нагружения |
| 74. | Леонтьева А.М. | СарФТИ НИЯУ, ВНИИЭФ | Возможности прыжковой атомно – силовой микроскопии/ hybridmode в исследовании рентгенозащитных самоклеящихся покрытий |
| 75. | Молчанова А.В. | Северский ТИ | Минералогический анализ коллективного концентрата в ЦЗЛ ТГОК ИЛЬМЕНИТ |
| 76. | Нечаев К.С. | НИТУ МИСИС | Исследование термодинамической стабильности, структуры и магнитных свойств ферромагнитной фазы сплава тройной системы Mn-Al-Ga при формировании высококоэрцитивного состояния |
| 77. | Савин Г.С. | НИЯУ МИФИ | Потенциальные барьеры основных переходов кислорода на поверхности магнетита |
| 78. | Сергеев Г.В. | МИФИ, НИЦ КИ | Моделирование характеристик, определяющих концентрацию вакансий в системах Fe-Ni, Fe-Cr И Ni-Cr |
| 79. | Скворцов О.Б. | ИМАШ РАН | Аппаратурное обеспечение экспериментальных исследований электропластического эффекта |
| 80. | Скворцов О.Б. | ИМАШ РАН | О синергизме и сходстве в физических механизмах эффектов электропластичности и акустического смягчения |
| 81. | Смирнов Е.А. | ДИТИ НИЯУ МИФИ | Компьютерное моделирование переноса аэрозолей |
| 82. | Стащенко В.И. | ИМАШ РАН | Вопросы диагностики силового электромеханического оборудования при использовании широтно - и частотно- импульсной модуляции |
| 83. | Стащенко В.И. | ИМАШ РАН | Использование электроимпульсных воздействий при изготовлении и сборке металлоизделий |
| 84. | Сухарев И.И. | НИЯУ МИФИ | Моделирование кинетики захвата магнетитом кислорода из газовой среды |
| 85. | Сухоруков Д.С. | НИЯУ МИФИ | Моделирование текстуробразования в композитах системы Cu-Nb при холодной деформации |
| 86. | Филиппова В.П. | ЦНИИЧЕР МЕТ, МИРЭА | Принципы построения компьютерных моделей бесконечных кристаллических объектов методом молекулярной динамики на ограниченном количестве атомов |
| 87. | Чулков И.А. | НИЯУ МИФИ | Особенности присоединения межузельных атомов к совершенной дислокационной петле в никеле |
| 88. | Щербаков А.В. | ИСМАН | Моделирование режимов электротеплового взрыва при варьировании тепло- и электропроводности реагентов |

ТЕЗИСЫ ЛЕКЦИЙ

В.Д. РИСОВАНЬИЙ

АО «НИИ НПО ЛУЧ», г. Подольск, Российская Федерация

e-mail: VIDRisovanyy@rosatom.ru

ПРОБЛЕМЫ ПОГЛОЩАЮЩИХ МАТЕРИАЛОВ

В настоящее время в стержнях регулирования ядерных реакторов российского дизайна в качестве поглощающего материала преимущественно используется карбид бора (B_4C) с различным содержанием изотопа бор-10. Его доля в стержнях регулирования ядерных реакторах на быстрых нейтронах БН-600 и БН-800 составляет 100%, в реакторах ВВЭР-1000 – более 90%. В боре природного состава содержание изотопов бор-10 и бор-11 составляет, соответственно, 19,8% и 80,2%. Сечение поглощения тепловых нейтронов у изотопов бор-10 на шесть порядков выше, чем у бор-11. Оно практически линейно снижается при переходе от тепловых до быстрых нейтронов, оставаясь на высоком уровне в (1-2) барн при средней энергии нейтронов 300кэВ. Существенным фактором является возможность увеличения обогащения изотопов бор-10 до 96%, что позволяет в (5-6) раз повысить физическую эффективность стержней регулирования в ядерных реакторах на быстрых нейтронах с натриевым теплоносителем. Положительную роль в этом играет и наличие в карбиде бора атомов углерода и изотопов бор-11, которые замедляют энергию быстрых нейтронов и, тем самым, увеличивая скорость их захвата изотопами бор-10. По существу, карбид бора является гомогенным поглощающим и замедляющим материалом. Высокая физическая эффективность достигается и путем использования карбида бора с плотностью (2,35-2,40) г/см³, что составляет более 95% от теоретической. В тепловом спектре нейтронов сечение поглощения изотопов бор-10 превышает 4000 барн и карбид бора даже с плотностью 70% от теоретической (2,52 г/см³) является практически «черным», когда все нейтроны поглощаются в наружном слое глубиной не более 1 мкм. Отсюда имеется возможность и она реализована в поглощающих элементах ПС СУЗ ВВЭР-1000, где применяется порошок карбида бора с природным содержанием изотопов бор-10 и бор-11, что позволяет существенно снизить стоимость изделий. Важным фактором является низкая наведенная активность продуктов ядерных реакций в карбиде бора. Но на этом преимущества карбида бора, как поглощающего материала в стержнях регулирования, заканчиваются.

Основными требованиями, предъявляемым к стержням регулирования, является надежность и безопасность их эксплуатации. Изделия должны

сохранять целостность, форму и размеры. В отличие от тепловыделяющих сборок (ТВС), стержни регулирования при работе реактора перемещаются в активной зоне, например, в направляющих каналах ТВС или в отдельных ячейках. Поэтому, при сохранении целостности изменения формы и размеров стержней регулирования должны отсутствовать или быть минимальными. Как и для ТВС, к стержням регулирования должны предъявляться и требования по их поведению в проектных и запроектных авариях. Особенно для ПЭЛ ПС СУЗ ВВЭР-1000, которые, по существу, являются составной частью ТВС, т.к. размещаются в их направляющих каналах. Для ПЭЛ ПС СУЗ должно выполняться требование по сохранению целостности при нагреве до температуры порядка 1200⁰С и выдержке в течение 5 минут.

Карбид бора характеризуется очень низкой радиационной стойкостью, которая обусловлена накоплением большого количества газообразных продуктов ядерных реакций на изотопах бор-10-гелия и трития. Основными ядерными реакциями являются $^{10}\text{B} (n, \alpha) ^7\text{Li}$; $^{10}\text{B} (n, 2\alpha) ^3\text{H}$, $^7\text{Li} (n, n) ^4\text{He} + ^3\text{H}$; $^7\text{Li} (n, 2n) ^6\text{Li}$; $^6\text{Li} (n, \alpha) ^3\text{H}$, $^{11}\text{B} (n, t) ^9\text{Be}$. Так при выгорании 50% ядер бор-10 в карбиде бора с естественным содержанием изотопов (19,8% бор-10 и 80,2% бор-11) и плотностью 1,8г/см² накапливается более 400см³ гелия при нормальных условиях. Это приводит к набуханию поглощающего сердечника из карбида бора до 40%. В стационарных условиях эксплуатации ресурс стержней регулирования ограничен выгоранием (45-50) % изотопов бор-10. При постоянном нахождении ПЭЛ ПС СУЗ в активной зоне ВВЭР-1000 такое выгорание достигается за (2-3) года эксплуатации в режиме автоматического регулирования (АР). Данное выгорание является для карбида бора предельным, что подтверждено экспериментально, и входит основным критерием при установлении времени эксплуатации стержней регулирования.

Исследования поглощающих элементов с карбидом бора в оболочке их 06X18H10T после трех лет эксплуатации в режиме АР реактора ВВЭР-1000 показали, что часть изделий при достижении выгорания 53% изотопа ^{10}B имели деформацию оболочки до 0,7 %. После 7 лет работы в режиме аварийной защиты (АЗ) реактора ВВЭР-1000 Ново-Воронежской АЭС максимальное выгорание изотопов бор-10 составило 77 %, деформация оболочки достигла 2%. Практически во всех поглощающих элементах были обнаружены продольные трещины и отсутствие порошка карбида бора по всей длине трещин длиной до 200мм. Аналогичные закономерности были получены и при испытании макетов поглощающих элементов ПС СУЗ ВВЭР-1000 в исследовательских реакторах СМ-3 и МИР (НИИАР, г. Димитровград). При выгорании изотопов бор-10 выше 50% порошок карбида бора превращается в плотный сердечник, который деформирует оболочку и не извлекается при вырезке на кольца высотой 2мм.

Для увеличения ресурса в ПЭЛ ПС СУЗ ВВЭР-1000 с конца 1990-х годов применяются конструкции с двумя поглощающими материалами - в нижней части на длине 300мм, месте высокого нейтронного потока, используют радиационно-стойкий титанат диспрозия (Du_2TiO_5), в верхней – карбид бора. В 2016г экспериментально обосновано время работы таких изделий в 10 лет. Из них 2 года они эксплуатируются в режиме автоматического регулирования (частично нижней частью погружены в активную зону при работе реактора), а затем перегружают в режим аварийной защиты (выведены из активной зоны). В аналогичных конструкциях реакторов PWR зарубежного дизайна стержни регулирования с композицией 80%Ag-15%In-5%Cd без карбида бора достигли ресурса 21 год еще в конце прошлого столетия.

Титанат диспрозия является химическим соединением, которое получают, как правило, синтезом в равных долях оксидов диспрозия (Du_2O_3) и титана (TiO_2) при температурах выше $1400^{\circ}C$. При нагреве и реакторном облучении Du_2TiO_5 имеет четыре полиморфных превращений. Они сопровождаются изменениями объема в пределах 4%, что компенсируется высокой пористостью таблеток (более 20%) и, тем более, порошкового сердечника. За счет высокой пористости обеспечивается высокая радиационная стойкость, отсутствие давления поглощающего сердечника на оболочку. Основным недостатком титаната диспрозия является низкая физическая эффективность, которая составляет (75-80)% от эффективности карбида бора. Вначале 1980-х годов имелся опыт эксплуатации ПЭЛ ПС СУЗ полностью с порошком Du_2TiO_5 в режиме AP в течение 4-х лет в реакторе ВВЭР-1000 Ново-Воронежской АЭС, но по причине недостаточной физической эффективности был проведен переход вначале полностью на карбид бора, а затем на комбинированный поглощающий сердечник.

В настоящее время нет обоснований использования стержней регулирования с карбидом бора в аварийных ситуациях, связанных с возможным их перегревом. В АО «ГНЦ НИИАР» проведены испытания макетов поглощающих элементов с карбидом бора, которые после облучения в исследовательском реакторе СМ-3 нагревали до температуры $800^{\circ}C$. После выгораний (3-25)% изотопов бор-10 и нагреве до температуры $700^{\circ}C$ происходила деформация оболочек 42ХНМ до 5% и ее разрушение из-за газового давления. Кроме того, было показано, что карбид бора не совместим со сталями и хромо-никелевыми сплавами при температурах выше $700^{\circ}C$ и при температуре около $1100^{\circ}C$ образует эвтектику. Известно также, что хромо-никелевый сплав 42ХНМ характеризуется высоко- температурным радиационным охрупчиванием (ВТРО), хрупко разрушается при температуре выше $600^{\circ}C$.

Для замены V_4C в стержнях регулирования и выгорающих поглотителях (СВП) ядерных реакторов на тепловых нейтронах и сплава 80%Ag-15%In-5%Cd в изделиях зарубежного дизайна разработан новый класс по-

глощающих материалов на основе оксидов редкоземельных элементов и гафния ($n\text{Ln}_2\text{O}_3\text{mHf}(\text{Zr})\text{O}_2$). Цирконат гадолиния ($\text{Gd}_2\text{O}_3\text{ZrO}_2$) уже более 20-ти лет успешно применяется в СВП водо-водяных реакторов, для стержней регулирования предложен гафнат диспрозия ($n\text{Dy}_2\text{O}_3\text{mHfO}_2$), имеющий сопоставимую с V_4C физическую эффективность и неограниченную радиационную стойкость.

В ядерных реакторах на быстрых нейтронах с натриевым теплоносителем существует проблема неэффективного использования в стержнях аварийной защиты (АЗ) карбида бора с высоким обогащением (80-92)% по изотопам бор-10. При работе БН-реактора стержни АЗ выведены из активной зоны и поглощающий сердечник расположен на расстоянии порядка 200мм от ее верхнего края. При этом, хвостовик стержня АЗ постоянно находится в активной зоне. Из-за больших радиационных повреждений конструкционных материалов стержни АЗ извлекают из реактора после (550-750) эфф.сут. При этом, среднее выгорание изотопов бор-10 составляет (1-2)% (в нижней части на высоте 50мм выгорание может достигать 20%) при допустимых 20%. Впервые замкнутый цикл в использовании карбида бора был реализован в НИИ атомных реакторов (г. Димитровград) в начале 2000-х годов. Была разработана технология хлорирования облученного карбида бора с получением свободных от радионуклидов трихлорида бора (BCl_3), борной кислоты (H_3BO_4), из которой получали рефабрицированный V_4C . Стержни регулирования с рефабрицированным карбидом бора 80%-го обогащения по изотопам бор-10 прошли успешную эксплуатацию в реакторах БН-600 и БОР-60.

Для стержней регулирования ядерных реакторов на быстрых нейтронах разрабатывается гидрид гафния (HfH_x), исходная физическая эффективность которого равна эффективности V_4C 80%-го обогащения по изотопам бор-10. При этом гидрид гафния сохраняет ее длительное время из-за наличия цепочки поглощающих изотопов гафния и практически не распухает под облучением.

Большой проблемой является высокая стоимость обогащенного карбида бора, а также отсутствие в России производства карбида бора с естественным содержанием изотопов бор-10 и бор-11 по международным требованиям ASTM. Это ставит в зависимость эксплуатацию российских энергетических атомных реакторов от зарубежных поставок. Следует отметить и очень сложную и трудоемкую технологию изготовления образцов V_4C плотностью выше $2\text{г}/\text{см}^3$, что достигается «горячим» прессованием при температуре порядка 2000°C и давлении более $50\text{кг}/\text{см}^2$. Порошок карбида бора является абразивным материалом с высокой твердостью и плохо прессуется даже при невысоких температурах («холодном» прессовании), что и обусловило применение порошкового поглощающего сердечника в ПЭЛ ПС СУЗ ВВЭР-1000 не смотря на более низкие функциональные свойства изделий.

М.С. ГУСАКОВ
АО «Композит», г. Королёв, Россия
email: info@kompozit-mv.ru

АКТУАЛЬНЫЕ НАПРАВЛЕНИЯ РАЗВИТИЯ НОВЫХ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ И ИХ ТЕХНОЛОГИЙ

В работе рассмотрен ряд материаловедческих и технологических направлений в части развития металлических материалов, актуальность которых диктуется потребностью высокотехнологических отраслей промышленности при реализации перспективных задач. Несмотря на преобладающие тенденции внедрения в конструкцию космической техники все большего количества композиционных материалов, металлы остаются основой для большинства функциональных и конструкционных узлов, и их развитие является одним из важнейших этапов на пути к конкурентоспособности отечественной техники на мировом рынке космических услуг. Речь идёт о создании двигательных установок, функционирующих на новых компонентах топлива, в том числе многоразового применения; развитии орбитальной группировки аппаратов дистанционного зондирования и космической связи; создании российской орбитальной служебной станции; реализации исследовательских проектов по покорению дальнего космоса. Немаловажным направлением технологических работ также является удовлетворение отрасли в малорасходных сплавах специального назначения, производство которых весьма ограничено на территории РФ.

АО «Композит» осуществляет широкий спектр перспективных работ по разработке новых металлических материалов и их технологий в обеспечение развития РКТ. Результаты этих работ позволяют создавать научно-технический задел под конструктивно-материаловедческую проработку образцов новой техники и обеспечивать потребность отрасли в ряде дефицитных малорасходных специальных материалов.

В докладе представлен опыт АО «Композит» в разработке материалов и их малотоннажном производстве по следующим ключевым направлениям: волокнистые металлические композиционные материалы, высокотемпературные металлические материалы для энергетических установок, жаростойкие покрытия, материалы и технологии для аддитивного производства и создания зеркал оптических элементов космической техники и т.д.

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

МАЛОАКТИВИРУЕМЫЕ КОНСТРУКЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ ДЛЯ ТЕРМОЯДЕРНЫХ И ЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ – ПРОБЛЕМЫ И ПУТЬ ВПЕРЁД

Энергетические термоядерные (ТЯР) и быстрые (БР) реакторы являются важной частью ядерной энергетики, делая её практически возобновляемым источником энергии. Определяющей частью является создание и развитие ядерного топливного цикла (ЯТЦ) от открытого ЯТЦ (ОЯТЦ: захоронение облучённых топливных и конструкционных материалов) до замкнутого ЯТЦ (ЗЯТЦ: рефабрикация облучённого топлива, захоронение облучённых конструкционных материалов) и, в перспективе, до полного ЗЯТЦ (ПЗЯТЦ: рефабрикация облучённых топливных и конструкционных материалов за исторически короткое время после облучения).

Конструкционные материалы (КМ) определяют работоспособность БР и ТЯР (режимы и длительности топливных кампаний, экономическую эффективность). Созданные КМ-III (сильно-длительно радиоактивные аустенитные и ферритно-мартенситные стали типа ЧС-68, ЭК-164, ЭП-823, ЧС-139) для действующих БР-III (БН-600(Na), БН-800(Na)) и планируемых БР-IV (БРЕСТ-ОД-300(Pb), БН-1200(Na), БР-1200(Pb)) в ОЯТЦ и ЗЯТЦ после облучения являются «отложенным материалом» длительного (тысячелетия) хранения и определяют трудную проблему улучшения экологической безопасности ядерной энергетики.

Малоактивируемые КМ (МАКМ) являются перспективными для БР-IV и безальтернативны для ТЯР. В значительной мере проблемы выбора и создания МАКМ определены. Создаваемые МАКМ по своим физико-механическим свойствам не должны уступать свойствам обычных КМ и существенно превосходить их по ядерно-физическим свойствам (меньшая и быстро спадающая радиоактивность, меньшее поглощение нейтронов, рефабрикация за время не более 100 годов после облучения).

Требованиям БР-III и проектируемых демонстрационных ТЯР (ДЕМО-ТЯР) с длительностями топливных кампаний до 3 годов (радиационные повреждаемости КМ-III до 100 сна) удовлетворяют созданные МАКМ-III типа ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (Fe-12Cr-2W-V-Ta, промышленное производство), сплава ванадия V-4Ti-4Cr (опытное производство) и аустенитной хромо-марганцевой стали Fe-15Cr-20Mn-W-V-Ti-B-C (опытное производство). Свойства созданных МАКМ-III не уступают (или лучше) свойствам обычных КМ-III.

Для БР-IV и ТЯР определены более высокие требования, включая:

- длительности топливных кампаний 5+ годов, радиационные повреждения КМ до 200+ сна, более широкие температурные интервалы эксплуатации.

- повышение экономической эффективности (более эффективного использования топлива), уменьшение уровня и длительности радиационного воздействия на окружающую среду.

- минимизацию количества РАО и объемов работ, связанных с долгосрочным обращением с РАО. Исключение необходимости глубинного геологического захоронения радиоактивных материалов.

- меньшие затраты природных ресурсов.

Обеспечить такие требования для реакторов БР-IV и ТЯР созданными МАКМ-III (как и КМ-III) проблематично. Необходимы новые МАКМ-IV (как и КМ-IV). МАКМ-IV разрабатываются на основе дальнейшей модификации МАКМ-III и новых тугоплавких сплавов ванадия (V-Cr-W-Ta-Zr, др.) и тантала (Ta-W, др.). Определяющее значение имеют длительные механические свойства МАКМ-IV (как и КМ-IV), определяемые стабильностью в них твердорастворных концентраций легирующих элементов.

Радиационная эволюция структур и свойств МАКМ-IV (КМ-IV) различна при облучениях в БР-IV и ТЯР (различия режимов эксплуатации, (n-γ)-спектров, ядерных трансмутаций), что определяет малую эффективность материаловедческих исследований в БР для целей ТЯР. Требуются специальные интенсивные термоядерные источники нейтронов типа IFMIF (строится), IFMIF-DONAS (строится), ДЕМО-ТИН (планируется).

Изменения радиационных структур и свойств (МА)КМ-III-IV в начальных (инкубационных) переходных периодах реакторных облучений (до 100 сна) определяются их исходными микроструктурами, композиционными составами и состояниями (квазиравновесными), созданными исходными термо-механическими обработками. К концу инкубационных периодов в (МА)КМ-III-IV формируются новые специфические высокодозные радиационные микроструктуры и дефекты (в значительной мере упорядоченные). Высокодозные (после инкубационные) структуры мало зависят от исходных микроструктур (термо-механических обработок) и определяют эволюцию высокодозных свойств МАКМ-IV (КМ-IV) в реакторах БР-IV и ТЯР до их предельных значений (длительностей топливных кампаний), определяемых композиционными составами (с учетом ядерных трансмутаций) и условиями облучения (температура, интенсивность, тип (n-γ)-спектров).

Состояния (уровень равновесности), структуры и свойства КМ в условиях «до-после» (квазиравновесные состояния) и «в процессе» (динамические неравновесные состояния, поддерживаемые (n-γ)-облучением) существенно различны. Такие различия определяют ограниченность результатов (включая их моделирование) «до-после» облучения для определения

их структур и свойств «в процессе» облучения. Особенно сильно радиационные эффекты «в процессе» реакторного ($n-\gamma$)-облучения проявляются при низкотемпературном облучении КМ (до 0,3 Тплавления). Возникновение «в процессе» реакторного облучения в КМ неравновесных динамических состояний, изменений межатомных взаимодействий (изменений электронных плотностей) и дальнедействующих динамических упругих полей от радиационных дефектов изменяет (увеличивает) подвижности атомов и дефектов (точечных, дислокаций), уменьшает упругие модули и механические свойства КМ. «В процессе» низкотемпературного ($n-\gamma$)-облучения возникает низкотемпературная радиационная ползучесть (при отсутствии тепловой ползучести). Возникновение радиационной ползучести в КМ (изделиях) приводит к уменьшению (подавлению) их хладноломкости, ослаблению влияния возникающих напряжений (от распухающего топлива) и др. Важен учет ядерных трансмутаций (особенно водорода и гелия, различных для БР-IV, ТЯР) при высокодозных облучениях (МА)КМ-IV. Исследования «в процессе» реакторных ($n-\gamma$)-облучений и построение соответствующих физических моделей формирования высокодозных структур и свойств (МА)КМ-IV (упругость, прочность, охрупчивание, ползучесть, распухание) с учётом динамических состояний и ядерных трансмутаций актуальны и важны для высокодозного радиационного материаловедения, разработки и создания МАКМ-IV в обеспечении требований БР-IV и ТЯР.

Рассмотрены композиционные составы, микроструктуры и свойства (ядерно-физические, физико-механические) созданных и разрабатываемых МАКМ-III-IV в условиях (состояниях) «до-в процессе-после» облучения в БР и ТЯР. Перспективны многокомпонентные сплавы на основе тугоплавких элементов (V-Cr-Ta-W-Zr, др.). Все требования БР-IV и ТЯР могут быть выполнены при использовании МАКМ-IV и безальтернативны для крупномасштабной ядерной энергетики с реализацией ПЗЯТЦ и существенным уменьшением радиационного влияния на окружающую среду. Разработка и создание МАКМ-IV (изделий) для БР-IV и ТЯР является обоснованной и развивающейся мировой перспективой. «Такой прогресс неизбежен».

В.Н. САНИН¹, Д.А. МАРТЫНОВ²

¹Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук, г. Черноголовка, М.О.

*²ООО «Центр исследований, дизайна и технологии», г. Тула
svn@ism.ac.ru*

ЦЕНТРОБЕЖНАЯ СВС-МЕТАЛЛУРГИЯ КАК ЭНЕРГОЭФФЕКТИВНЫЙ МЕТОД ПОЛУЧЕНИЯ ЛИТЫХ ПОЛИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ МЕТАЛЛОВ И ЧИСТЫХ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ. СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ И ПЕРСПЕКТИВЫ

Благодаря быстро нарастающим потребностям промышленности в различных конструкционных и функциональных металлических материалах непрерывно создаются новые марки сплавов и ведется поиск по оптимизации существующих технологий их производства.

Расширяя спектр вводимых легирующих добавок и последующих технологий термомеханической обработке разработчикам удастся достичь набора физико-химических характеристик сплавов, востребованных при создании перспективных образцов техники. Однако, это одновременно приводит к усложнению технологии получения современных высоколегированных сплавов и повышению, их стоимости. Поэтому непрерывно ведется поиск новых технологических процессов и материалов, позволяющих существенно снизить затраты на их получение и последующую обработку.

Одним из таких технологических процессов является центробежная СВС-металлургия [1,2], которая является одним из важных технологических направлений из семейства технологий, основанных на методе самораспространяющейся высокотемпературный синтез (СВС). Отличительной особенностью СВС-металлургии является использование оксидов металлов и неметаллов и металла восстановителя в качестве исходных реагентов. Горение таких высококалорийных многокомпонентных систем, обеспечивающих высокие температуры процесса с образованием жидких конечных продуктов, а проведение синтеза в условиях воздействия высоких гравитационных полей обеспечивает уникальное качество получаемых многокомпонентных сплавов. Характерным для СВС-металлургии является протекание процесса в 4 основные стадии: горение, фазоразделение, кристаллизация и остывание конечных продуктов.

Однако для организации управляемого химико-технологического процесса синтеза, направленного на получения материалов с нужным составом, структурой и свойствами необходимо иметь четкие знания о процессах, протекающих на каждой технологической стадии.

Содержание доклада будет включать:

1. Общее описание химико-технологических принципов получения материалов методами центробежной СВС-металлургии (исходные компоненты, установки, химические схемы);

2. Обобщение исследований влияния каждой из стадий на синтез литых многокомпонентных металлических сплавов с заданным составом, выбор оптимальных химических схем синтеза (на примере отдельных систем), выбор оптимальных технологических условий синтеза (на примере отдельных систем);

3. Описание успешно апробированных примеров получения, методами центробежной СВС-металлургии, литых многокомпонентных сплавов и чистых металлов, среди них:

- Отработка технологии получения опытно-промышленных партий сложнолегированного промышленного жаропрочного сплава ХТН-61 на кобальтовой основе.

- Положительный опыт по синтезу литых высокоэнтропийных сплавов (ВЭС) на основе систем CoCrFeNiMn и Mo-Nb-Nb-Cr-V-Ti(Al) и отработка химико-технологических приемов их модифицирования непосредственно (in-situ) в процессе синтеза путем введения легирующих неметаллических компонентов в исходные экзотермические составы. В рамках данной работы впервые было успешно продемонстрировано, что при получении литых ВЭС методами центробежной СВС-металлургии на основе указанных систем, эффективным инструментом влияния на формирование фазового состава и структуры является введение модифицирующей добавки, состоящей из Si и В. Показано, что изменение концентрации добавки способствует образованию новых структурных элементов имеющих эндогенное происхождение, так как формируются непосредственно (in-situ) в процессе СВС, и являются результатом протекания химических реакций как непосредственно в волне горения, так и на стадии остывания высокотемпературного расплава продуктов синтеза.

- Первый положительный опыт по синтезу так называемых тугоплавких ВЭС получивших название в англоязычной литературе как refractory high-entropy alloys (RHEAs) на основе базовой системы Mo-Nb-Ta легированных 3d металлами (Cr, V, Zr, Hf, Ti, La-Ce и Dy) непосредственно (in-situ) СВС. Анализ микроструктуры полученных RHEAs выявил, что все целевые элементы присутствуют в составе полученных материалов и равномерно распределены по объёму слитка, а общая концентраций компонентов не значительно отличается от расчетного химическо-

го состава, что указывает на правильно подобранные режимы синтеза. Анализ микроструктуры полученных образцов показал, что введение модифицирующих элементов (Cr, V, Zr, Hf, Ti, La-Ce и Dy) приводит к появлению новых структурных выделений, что дает широкие возможности управления структурой непосредственно на стадии синтеза.

- Результаты исследований по синтезу литого хрома с чистотой не менее 99,97 с использованием разработанной уникальной центробежной СВС-установке.

Полученные экспериментальные данные позволяют сделать заключение о перспективности получения литых многокомпонентных сплавов, включая ВЭС на основе тугоплавких металлов и предлагаемого метода их формирования в процессе горения СВС составов термитного типа. Такой метод может быть успешной альтернативой высокоэнергоемким методам вакуумной электрометаллургии. Ужесточение экологических норм является общей тенденцией, предъявляемой к металлургическим методам получения материалов, и включает меры по энергосбережению и обеспечению соответствия современным требованиям по снижению “углеродного следа”. Этим требованиям полностью соответствует исследуемый в данной работе метод центробежной СВС-металлургии для получения сплавов в литом состоянии и литых металлов с высокой степенью чистоты. Применение предлагаемого метода будет способствовать дальнейшему расширению базовых знаний для создания новых высокотемпературных металлических материалов и созданию новых образцов техники с повышенными эксплуатационными характеристиками.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 24-13-00065, <https://rscf.ru/project/24-13-00065/>

1. В. Н. Санин, В. И. Юхвид, Икорников Д.М., Д. Е. Андреев, Сачкова Н.Д., М. И. Алымов. СВС-металлургия литых высокоэнтروпийных сплавов на основе переходных металлов. ДАН, 2016, том 470, № 4, с. 421-426. DOI: 10.7868/S0869565216280124.
2. Sanin V.N., Ikornikov D.M., Andreev D.E., Sachkova N.V., Yukhvid V.I. Synthesis of cast high entropy alloys with a low specific gravity by centrifugal metallothermic SHS-methods. Advanced Materials and Technologies. 2017. № 3. с. 24-33. DOI: 10.17277/amt.2017.03.pp.024-033

М.Г. ИСАЕНКОВА, О.А. КРЫМСКАЯ, В.А. ФЕСЕНКО,
М.И. ПЕТРОВ, И.В. КОЗЛОВ
*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
г. Москва, Российская Федерация
e-mail: MGIsaenkova@mephi.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ И КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ С ПОМОЩЬЮ СИНХРОТРОННОГО ИЗЛУЧЕНИЯ

Кристаллографическая текстура является чувствительным индикатором всех процессов, протекающих в материалах при пластической деформации, термообработке и эксплуатации, а также определяет анизотропию их свойств. В настоящее время развитие методов растровой электронной микроскопии (РЭМ) и дифракции синхротронного излучения (СИ) позволяют существенно упростить трудоемкую процедуру текстурного анализа с использованием традиционного рентгеновского метода (РМ), основанного на результатах съемки образца «на отражение». Перечисленные методы характеризуют разные объемы материала, находящиеся либо в поверхностном слое толщиной менее 0,1 мкм (РЭМ) или 10-20 мкм (РМ). Синхротронные методы позволяют исследовать фольги толщиной 120-150 мкм (СИ). Сопоставление разных данных [1, 2] позволяет не только обнаружить различия, но и установить закономерности развития текстуры в результате различных процессов, протекающих в разных объемах деформированного материала при повышении температуры отжига.

Синхротронные методы позволяют перейти на новый уровень использования дифракционных методов для исследования внутренней структуры конструкционных и функциональных материалов. Эти методы способствуют повышению статистической значимости и чувствительности анализа к появлению дополнительных фаз, находящихся в материале в малых количествах, но существенно сказывающихся на его физико-механических свойствах. В качестве объектов исследования были выбраны циркониевые трубы (оболочки, канальные трубы и направляющие каналы) из разных сплавов и в разных структурных состояниях. Проведен анализ структуры оболочечных труб с защитным хромовым покрытием, циркониевых сплавов Zr-Nb-Ti, обладающих эффектом сверхупругости благодаря протеканию мартенситных превращений под нагрузкой, а также монолитных изделий из никелевого сплава ЭП648, полученных путем селективного лазерного сплавления порошка.

Для повышения эффективности и безопасности работы реакторов на тепловых нейтронах, составляющих на данный момент основную долю

ядерных энергетических установок, критическим оказывается низкая коррозионная стойкость циркониевых оболочечных труб при повышенных температурах, а также в аварийных ситуациях, т.е. при температурах 1100-1200 °С. Создание оболочек твэлов с повышенными механическими свойствами, устойчивых в условиях штатной работы активной зоны и при кратковременном перегреве, является актуальной задачей современного развития легководных реакторов на тепловых нейтронах наряду с разработкой более эффективного топливного материала. Поэтому одной из задач данной работы было выявление структуры слоя, формирующегося при высокотемпературных отжигах между циркониевой оболочкой и защитным хромовым покрытием, и анализ его устойчивости при повышении температуры отжига от 400 до 1100-1150 °С. Другой важной задачей данного исследования является развитие модели прогнозирования поведения конструкционных материалов в экстремальных условиях на основе расчета физико-механических свойств изделий с учетом их субструктуры и кристаллографической текстуры [3].

Развитие методов текстурного анализа при использовании синхротронного излучения необходимо для последующего перехода от метода дифракции обратно рассеянных электронов (EBSD-метода), используемого для поверхностных слоев толщиной 0,1 мкм, к построению карт распределения ориентации зерен внутри объема материала (120-150 мкм). В случае использования синхротронных пучков малого размера возможен переход к сканированию образца и визуализации зерен в его объеме. Получение информации о распределении зерен по ориентации, их субструктурном состоянии и размерах позволяет перейти на новый уровень прогнозирования физико-механических свойств материала [3].

Работа выполнена при финансовой поддержке Российской Федерации в лице Министерства науки и высшего образования РФ (Соглашение № 075-15-2021-1352).

Использованная литература

1. Isaenkova M.G., Krymskaya O. A., Klyukova K.E., Bogomolova A.V., Dzhumaev P.S., Kozlov I.V., Fesenko V.A. Comparison of the texture analysis results of zirconium alloys according to the data of backscattered electron diffraction and X-ray radiation of different power // Letters on Materials, 2023, 13(4), 341-346.
2. Isaenkova M., Krymskaya O. A., Klyukova K.E., et al. Regularities of Changes in the Structure of Different Phases of Deformed Zirconium Alloys as a Result of Raising the Annealing Temperature According to Texture Analysis Data // Metals, 2023, 13(10), 1784. <https://doi.org/10.3390/met13101784>.
3. Isaenkova M. G., Krymskaya O. A. Effect of substructural inhomogeneity on the anisotropy of physical and mechanical properties of textured materials // Tsvetnye Metally, 2022, 10, 13-18.

Б.А. ЛОГИНОВ^{1,2}

¹ *Национальный исследовательский университет МИЭТ*

² *Акционерное общество «Завод ПРОТОН», г. Зеленоград*

e-mail: b-loginov@mail.ru

РАЗВИТИЕ МЕТОДОВ ЗОНДОВОЙ МИКРОСКОПИИ В РАДИАЦИОННОМ МАТЕРИАЛОВЕДЕНИИ

Применение новых и отмеченных Нобелевской премией (1986г) методов сканирующей зондовой микроскопии (СЗМ) к вопросам радиационного материаловедения - началось в России в 1999-м году в ИТЭФ [1] при инициативе А.Л. Суворова, заведовавшего лабораторией по автоионной микроскопии. Зондовая микроскопия привлекла внимание, так как даёт прямое увеличение структур поверхности вплоть до визуализации атомов. С привлечением инженеров МИЭТ и завода ПРОТОН (г. Зеленоград), имевших наработки по СЗМ начиная с 1991 года, созданная в ИТЭФ рабочая группа впервые в мире сумела разработать радиационно-стойкий СЗМ, экспериментальные образцы которого в 2000-2005 годах были установлены в перчаточных (ВНИИНМ им.Бочвара, РФЯЦ-ВНИИТФ) и горячих (НИИАР, г.Дмитровград и СХК, г.Северск) камерах для задач изучения структурных свойств различных материалов и динамики их изменения. ИТЭФ зарегистрировал патент на такие СЗМ [2], а для подготовки специалистов по этой теме на трёх кафедрах в МИФИ было начато обучение зондовой микроскопии.

После ухода из жизни А.Л. Суворова спецразработки СЗМ продолжились в МИЭТ, где в 2006 году впервые в мире был разработан СЗМ для исследования процессов перепыления первой стенки ТОКАМАК, успешно поработавший *in situ* в камере Токамака Т-10 в Институте синтеза Курчатовского института и давший результаты [3], которые оказались полезными для уточнения режимов работы плазмы с целью увеличения стабильности стенок, что дало новый толчок развития ТОКАМАК.

Третьим событием в части стойких в радиации СЗМ явилась разработка нами первого в мире СЗМ, запущенного в космос для работы в автономном режиме. С июня 2023 года СЗМ со спутника «Нанозонд-1» передаёт кадры *in situ* динамики разрушения поверхности материалов под воздействием быстрых ионов солнечного ветра.

Необходимо особо отметить, что все три вышеперечисленные спецразработки СЗМ, переданные сейчас на экспозицию в павильон Атом на ВДНХ, до сих пор не только держат марку «впервые в мире», но и не смогли быть повторенными зарубежом, несмотря на попытки это сделать.

Кроме прямого снятия трёхмерной карты рельефа поверхности с прямым измерением высоты в каждой точке рельефа с погрешностью на

уровне 0,1 нм - СЗМ сейчас начали давать и информацию о физических характеристиках материала. В каждой точке рельефа с разрешением до 1 нм, одновременно с картой рельефа, мы научились снимать карты электропроводности, электрических потенциалов, электролюминесценции, фоточувствительности, электронной плотности и концентрации примесей в полупроводниковых объектах, теплопроводности, трения, адгезии, упругости, вязкости, акустических свойств, широкого спектра пьезоэлектрических и магнитных свойств, в том числе намагниченности, проницаемости, коэрцитивной силы, поля насыщения. Кроме опыта по работе в сверхвысоких температурах ТОКАМАКа, у нас также появился опыт разработки СЗМ для низких температур вплоть до 4,5К, а также для сверхвысокого вакуума вплоть до 10^{-11} мбар. Это даёт возможность постановки новых задач для СЗМ в атомной отрасли, при этом есть и готовность кадров - подготовка по зондовой микроскопии уже работает более чем в 50 ВУЗах страны, и, более того, впервые началось обучение зондовой микроскопии школьников в атомных городах, первым из которых стал в этом 2024 году город Железногорск.

Сосредоточение физиков, конструкторов, электронщиков, программистов, и даже педагогов, в нашем одном коллективе, а также полное владение нашим коллективом всеми технологиями для создания новых СЗМ, наша независимость от зарубежных коллег, даёт уникальную возможность продолжения использования СЗМ в новых проектах нашей атомной отрасли, а также даёт возможность разработки принципиально новых применений СЗМ для задач радиационного материаловедения в России, с российским значительным опережением и приоритетом.

1. Quantitative scanning tunneling microscopy of radiation-induced modification of materials surface. Cheblukov Y.N., Fedotov A.S., Kozodaev M.A., Loginov B.A., Popov M.O., Stepanov A.E., Suvorov A.L. *Materials Science and Engineering: A*. 1999. Т. 270. № 1. С. 102-106.
2. Способ и устройство контроля и исследования поверхности внутри ядерных и термоядерных установок. Суворов А.Л., Логинов Б.А., Макеев О.Н. патент на изобретение RUS 2169954 27.07.2000
3. Observation of self-organized films structure in Tokamak T-10 and plasma gun QSPA-facility. Kamneva S.A., Gureev V.V., Khimchenko L.N., Kuteev B.V., Klimov N.S., Podkovyrov V.L., Zhitluhin A.M., Loginov B.A. В сборнике: 34th EPS Conference on Plasma Physics 2007, EPS 2007 - Europhysics Conference Abstracts 2007. С. 355-358.

С.В. ФЕДОТОВА, Е.А. КУЛЕШОВА
НИИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия,
e-mail: Fedotova_SV@nrcki.ru

АТОМНО-ЗОНДОВЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ФАЗООБРАЗОВАНИЯ В СТАЛЯХ КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ И ВНУТРИКОРПУСНЫХ УСТРОЙСТВ

Безопасная эксплуатация атомных электростанций с реакторами типа ВВЭР требует сохранения структурной целостности их основных компонентов – корпуса реактора (КР) и внутрикорпусных устройств (ВКУ) в течение всего срока эксплуатации (до 60-80 лет) как при нормальной эксплуатации, так и в условиях аварии. Для их изготовления применяют малолегированные перлитные стали с о.ц.к.-решеткой и нержавеющие аустенитные стали с г.ц.к.-решеткой, соответственно. Длительная эксплуатация материалов в условиях нейтронного облучения при повышенных температурах приводит к деградации их структуры и механических свойств, и потенциально может привести к недопустимому преждевременному выходу из строя элементов конструкций, изготовленных из этих сталей. Для КР наиболее радиационно-чувствительной является область, расположенная напротив активной зоны, особенно сварные швы. Для них в условиях проектной аварии с заливом холодной воды может возникнуть недопустимое хрупкое разрушение КР вследствие сдвига температуры вязко-хрупкого перехода в область более высоких температур. Для ВКУ российских реакторов наиболее критичным элементом является выгородка, для которой может возникнуть недопустимое изменение геометрии и нарушению целостности конструкции за счет катастрофического снижения трещиностойкости вследствие распухания и градиентов температур. Деградация свойств реакторных материалов являются результатом изменения их микроструктуры вследствие длительного воздействия нейтронов высоких энергий, возникающих при делении топлива, в сочетании повышенной температурой. Эволюция микроструктуры материалов в процессе эксплуатации определяется множеством параметров, связанных как с самим материалом (тип и состав материала, предшествующая термическая обработка, размер зерна, содержание примесей, исходные фазы, плотность дислокаций и др.), так и с условиями облучения (энергия нейтронов, температура облучения, накопленный флюенс, флакс, наработка гелия), а также с наличием контакта с коррозионной средой и уровнем приложенных напряжений. Поэтому необходимо понимать и отслеживать процесс деградации микроструктуры сталей КР и ВКУ в течение всего срока службы.

Облучение материалов непрерывно создает избыток точечных дефектов в материале, что приводит к возникновению движущих сил для их исчезновения и восстановления равновесной концентрации точечных дефектов. Потоки точечных дефектов к различным стокам, увлекающие за собой атомы растворенных веществ, лежат в основе всего разнообразия взаимосвязанных явлений, характерных для облученных материалов, которые приводят к эволюции микроструктуры и перераспределению химических элементов и, следовательно, влияют на свойства реакторных материалов в процессе эксплуатации изделий из них.

Так, для материалов КР, эксплуатируемых при температуре $\sim 300^\circ\text{C}$ без контакта с теплоносителем до дозы в пределах (0,1–0,2) сна, основными эффектами изменения структуры, приводящими к радиационному упрочнению и охрупчиванию, являются образование матричных дефектов (дислокационных петель), радиационно-индуцированных/ускоренных преципитатов, а также зернограницной сегрегации примесей.

Для материалов ВКУ, эксплуатируемых при $\sim(290\text{--}400)^\circ\text{C}$ в контакте с теплоносителем до доз (80–150) сна – распухание за счет образования вакансионных и/или газонаполненных (гелиевых) пор и вызванное им охрупчивание, радиационно-индуцированная сегрегация (РИС) с обеднением границ зерен хромом, приводящая к межкристаллитному коррозионному растрескиванию под напряжением, радиационное упрочнение вследствие образования дислокационных петель и новых радиационно-индуцированных фаз.

В работе на основании атомно-зондовых исследований применяемых и перспективных материалов КР и ВКУ после длительной эксплуатации в составе конструкций реакторов ВВЭР, а также после облучения в исследовательских реакторах, проанализированы и выявлены общие закономерности фазообразования, приводящего к изменению служебных характеристик материалов.

Показано, что в сталях КР и ВКУ, в зависимости от состава и условий облучения, образуются преципитаты на основе Cu и/или Ni-Si-Mn в КР и Al-Cu-Ti-Ni-Si и Ni-Si-Ti в ВКУ преимущественно за счет радиационно-индуцированной сегрегации на различных стоках.

С увеличением накопленной дозы наблюдается тенденция к снижению темпа накопления преципитатов в сталях КР и ВКУ. При этом с повышением температуры облучения в сталях как КР, так и в ВКУ наблюдается снижение численной плотности фаз при увеличении их размеров, а состав фаз близок к равновесным составам (G и G_2 фазы в КР и G и γ' фазы в ВКУ), что указывает на вклад термической составляющей в их образование.

Показано, что при прочих равных условиях (температуре облучения и скорости набора дозы) объемная доля фаз на основе Ni тем выше, чем выше уровень РИС.

Е.В. АЛЕКСАНДРОВ^{1,2,3}

¹ *Московский государственный технический университет
им. Н. Э. Баумана,*

² *Самарский государственный медицинский университет,*

³ *Самарский государственный технический университет*

e-mail: aleksandrov_ev1@mail.ru

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ И АМОРФНЫХ ПОЛИМЕРОВ, ОРГАНИЧЕСКИХ КРИСТАЛЛОВ

Топологический анализ и дизайн периодических супрамолекулярных структур активно развивается в последние два десятилетия [1]. Создана наиболее полная систематика топологических мотивов металл-органических координационных полимеров (МОКП) (<https://topocryst.com/> и <https://topospro.com/>).

Осуществлено квантово-химическое моделирование механических свойств 22 металл-органических каркасов, используемых в качестве сорбентов для хранения и разделения газов под высоким давлением [2]. Осуществлено молекулярно-динамическое моделирование температуры стеклования и механических свойств аморфных полиэфирсульфонов. Исследованы способы шивки пористых органических кристаллических структур алкандитиолатными спейсерами с образованием новых органических полимеров [3]. Для этих полимеров обнаружена рекордная емкость обратимой сорбции иода из водного раствора с шестикратным увеличением объема кристаллов, что может быть востребовано при ликвидации утечек радиоактивного иода. Смоделированы и созданы гибридные катализаторы МОКП/полимер/Pd для конверсии биомассы [4].

Проанализирована топология свободного пространства и потенциальные карты диффузии в 1033 кристаллических структурах пористых молекулярных систем [5].

Исследована взаимосвязь магнитной анизотропии с топологией структурной организации парамагнитных комплексов железа(III) и циклобутан-1,1-дикарбоновой кислоты, связанных в слоистые структуры ионами щелочных металлов [6]. Для новых координационных полимеров Co(II) и Ni(II) с 1,2-бис(4-пиридил)этиленом и пиррослизевой кислотой установлены уникальность и родство топологической организации [7]. Установлены особенности топологии магнитных координационных полимеров циклопропан-1,1-дикарбоновой кислоты (H₂cpdc) 1D [Ba₂Cr₂(OH)₂(cpdc)₄(H₂O)₈]·5H₂O, 3D [Ba₂Cr(cpdc)₃(NO₃)(H₂O)₆], 3D [Ba₃Ln₂Cr₄(cpdc)₁₂(H₂O)₂₄]·8H₂O (Ln = Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Yb, Y) [8].

Продемонстрирована настройка топологии координационной сетки (srs, 3,4,4T173, 2C1) посредством выбора аниона в люминесцентных координационных полимерах Zn(II) с 3,5-бис(4-пиридил)-1,2,4-триазолом и пивалат-анионом, Br⁻, Cl⁻ [9].

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 24-23-00162)

1. Е.В. Александров, А.П. Шевченко, Н.А. Некрасова, В.А. Блатов. Топологические методы анализа и дизайна координационных полимеров, Успехи химии. 91 (2022) RCR5032. DOI: 10.1070/RCR5032.
2. E.V. Alexandrov, A.V. Goltsev, R.A. Eremin, V.A. Blatov. Anisotropy of Elastic Properties of Metal–Organic Frameworks and the Breathing Phenomenon, Journal of Physical Chemistry C, 123 (2019) 24651–24658. DOI: 10.1021/acs.jpcc.9b08434.
3. X. Jiang, X. Cui, A. J. E. Duncan, L. Li, R. P. Hughes, R. J. Staples, Y. Wu, D. M. Proserpio, E. V. Alexandrov, C. Ke. Topochemical Synthesis of Single-Crystalline Hydrogen-bonded Crosslinked Organic Frameworks and Their Guest-induced Elastic Expansion, Journal of the American Chemical Society, 141 (2019) 10915–10923. DOI: 10.1021/jacs.9b05232.
4. V.V. Karve, N.A. Nekrasova, M. Asgari, O. Trukhina, I. Kochetygov, H. Abedini, S. Yang, E.V. Alexandrov, J. Luterbacher, W.L. Queen. Understanding your support system: the design of a stable MOF/polyazoamine support for biomass conversion, Chemistry of Materials, 34 (2022) 9854–9864. DOI: 10.1021/acs.chemmater.2c01731.
5. V. Anipa, A. Tarzia, K.E. Jelfs, E.V. Alexandrov, M.A. Addicoat. Pore topology analysis in porous molecular systems, Royal Society Open Science, 10 (2023) 220813. DOI: 10.1098/rsos.220813.
6. D.O. Blinou, E.N. Zorina-Tikhonova, J.K. Voronina, M.A. Shmelev, A.K. Matiukhina, P.N. Vasilyev, N.N. Efimov, E.V. Alexandrov, M.A. Kiskin, I.L. Eremenko. Impacts of Alkali Metals on the Structures and Properties of Fe(III) Heterometallic Cyclobutane-1,1-dicarboxylate Complexes, Crystal Growth & Design, 23 (2023) 5571–5582. DOI: 10.1021/acs.cgd.3c00201.
7. M.A. Uvarova, I. Lutsenko, K.A. Babeshkin, N. Efimov, M. Shmelev, E.V. Alexandrov, A.V. Sokolov, I. Eremenko, A.V. Khoroshilov, M.A. Kiskin Solvent effect in the chemical design of coordination polymers of various topologies with Co²⁺ and Ni²⁺ ions and 2-furoate anions, CrystEngComm, 25 (2023) 6786–6795. DOI: 10.1039/D3CE00813D.
8. E.S. Bazhina, M.A. Shmelev, J.K. Voronina, K.A. Babeshkin, N.V. Gogoleva, N.N. Efimov, M.A. Kiskin, E.V. Alexandrov, I.L. Eremenko. Bimetallic Ba(II)-Cr(III) and trimetallic Ba(II)-Ln(III)-Cr(III) (Ln(III) = Gd, Tb, Dy, Ho, Er, Yb, Y) coordination polymers formed by Cr(III)-containing building blocks with cyclopropane-1,1-dicarboxylate anions, Polyhedron, 261 (2024) 117114. DOI: 10.1016/j.poly.2024.117114.
9. A.N. Gusev, E.V. Braga, E.A. Zamnius, I.A. Nauhatskiy, M.A. Kryukova, M.A. Kiskin, E.V. Alexandrov, A.V. Sokolov, W. Linert Zinc(II) complexes of 3,5-bis(4-pyridyl)-1H-1,2,4-triazole: synthesis, the role of counter-anions in the formation of a type of crystal structure, and luminescence properties, Polyhedron, 243 (2023) 116573. DOI: 10.1016/j.poly.2023.116573.

ТЕЗИСЫ УСТНЫХ ДОКЛАДОВ

(в порядке расположения в программе)

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

УПРУГИЕ И РЕЛАКСАЦИОННЫЕ СВОЙСТВА МАЛОАКТИВИРУЕМЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ЯДЕРНЫХ И ТЕРМОЯДЕРНЫХ РЕАКТОРОВ – ФЕРРИТНО-МАРТЕНСИТНОЙ И АУСТЕНИТНОЙ СТАЛЕЙ, СПЛАВОВ ВАНАДИЯ.

Малоактивируемые конструкционные материалы (ферритно-мартенситные и аустенитные стали, сплавы ванадия) являются перспективными конструкционными материалами (КМ) для ядерных (быстрых) и термоядерных реакторов. Функциональные свойства КМ определяются их микроструктурами и структурно-фазовыми состояниями, формируемыми композиционными составами, технологиями получения и режимами термомеханических (ТМО) обработок. Оптимизации композиционных составов (легирующих, С, О, N) и режимов ТМО КМ определяют возможности целенаправленного формирования в КМ микроструктур, структурно-фазовых и твёрдорастворных состояний, определяющих функциональные свойства КМ.

КМ (изделия) ядерных и термоядерных реакторов эксплуатируются в постоянных и переменных полях механических напряжений различных частот и интенсивностей. Упругие и релаксационные свойства КМ и их зависимости от композиционных составов (включая твёрдорастворные концентрации С, О, N) и ТМО являются важными характеристиками КМ, а их определение является необходимым этапом при разработке КМ, оптимизации их композиционных составов и режимов ТМО. Такие характеристики КМ важны при исследованиях, включая моделирующие, дефектов, микроструктур и физико-механических свойств КМ (упругость, прочность, пластичность, охрупчивание, хладноломкость, жаропрочность).

Внутреннее трение чувствительно к изменениям в структурно-фазовых состояниях, дефектных и элементных составах. Внутреннее трение чувствительно к твёрдорастворным концентрациям атомов внедрения (С, О, N) и дает возможность определять их концентрации и диффузионные характеристики (энергию активации, характеристическое время релаксации и предэкспоненту в уравнении диффузии) атомов внедрения. Внутреннее

трение позволяет получить информацию о влиянии режимов ТМО на дефектную структуру в КМ, которая определяет функциональные свойства КМ.

Метод динамической механической спектроскопии (ДМС) позволяет определить динамические модули Юнга и релаксационные процессы, протекающие при заданных условиях (температуры, частоты, амплитуды колебаний) в КМ.

Методом ДМС в низкочастотном диапазоне ($0,5 \div 30,0$ Гц) и в температурном интервале $25 \text{ }^\circ\text{C} \div 400 \text{ }^\circ\text{C}$ определены упругие (модули Юнга, погрешность $\sim 2 \%$) и релаксационные (внутреннее трение, погрешность $\sim 5 \%$) свойства после разных режимов ТМО малоактивируемых конструкционных материалов: сталей (ферритно-мартенситной ЭК-181, аустенитной Fe-Cr-Mn) и сплавов ванадия (V-4Cr-4Ti, V-W-Cr, V-W-Cr-Zr, V-Ta-Cr-Zr). Исследования выполнены на динамическом механическом анализаторе DMA Q800 (INTERTECH Corp., USA), методом вынужденных колебаний в амплитудно-независимой области внутреннего трения.

Определены диффузионные характеристики (энергии активации, характеристические времена релаксации, предэкспоненты в уравнении диффузии) и твёрдорастворные концентрации атомов внедрения C, O, N в зависимости от типа исследуемых материалов и их ТМО.

Полученные результаты определяют более целенаправленную дальнейшую оптимизацию концентраций композиционных составов малоактивируемых конструкционных материалов (изделий) и режимов ТМО для улучшения их функциональных свойств для реакторного применения.

**О.Д. ЧЕБОТАРЁВ, Д.Ю. ЕРАК, В.Б. ПАПИНА, Д.А. ЖУРКО,
Р.О. ПОЛЯКОВА, С.А. БУБЯКИН, М.А. СКУНДИН, А.Д. ЕРАК,
К.И. МЕДВЕДЕВ**

*Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»
e-mail: chebotarev_od@nrcki.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР-1000/1200 В ИСХОДНОМ И ОБЛУЧЕННОМ СОСТОЯНИЯХ

Продление и обеспечение назначенных сроков эксплуатации энергоблоков действующих АЭС является одной из актуальных задач на современном этапе развития атомной энергетики России.

Прогнозирование изменения свойств основного металла (ОМ) корпуса реактора (КР) при эксплуатации, происходящее под воздействием нейтронного потока и высокой температуры, осуществляется по зависимостям, разрабатываемым на основе представительных экспериментальных данных. Свойства элемента корпуса реактора, изменившиеся под воздействием эксплуатационных факторов, складываются из стартового значения свойства ($T_{к0}$) и кинетики изменения этого свойства (ΔT_k).

Существующая нормативная зависимость радиационного охрупчивания (РО) основного металла корпусов реакторов (сталь 15Х2НМФА-А и ее модификации) разработана на базе данных образцов-свидетелей (ОС) корпусов реакторов ВВЭР-1000. База данных образцов-свидетелей основного металла характеризуется большим разбросом значений T_k в связи с неудачным местом локации образцов, вырезаемых из периферийных зон заготовки обечайки с градиентом свойств, нехарактерным для металла основной части обечайки корпусов реакторов. Поэтому решение актуальной на сегодняшний день задачи по обоснованию продления сроков службы корпусов реакторов до 90 лет при использовании существующей зависимости не выполняется в связи с большим консерватизмом, связанным со значительным разбросом свойств.

Для обоснования возможности продления срока службы корпусов реакторов ВВЭР-1000 до 90 лет и увеличения сроков эксплуатации корпусов реакторов современных реакторных установок поколения «З+» на стадии проектирования необходима разработка новой нормативной зависимости радиационного охрупчивания основного металла корпусов реакторов с обеспечением снижения консерватизма прогнозных оценок.

В настоящей работе:

– рассмотрены результаты исследования свойств основного металла в исходном состоянии на базе расширенных контрольных комплектов образцов-свидетелей КР ВВЭР-1000, изготовленных после 2000-х годов, и ВВЭР-1200;

– представлена программа для получения представительных экспериментальных данных на базе облученных образцов-свидетелей ОМ из образцов ЗТВ корпусов реакторов ВВЭР-1000 и первые результаты по радиационному охрупчиванию исследуемых материалов.

А.В. КЛАУЗ, С.В. РОГОЖКИН, А.А. ХАЛЯВИНА,
А.А. БОГАЧЕВ, А.Г. ЗАЛУЖНЫЙ
НИЯУ «МИФИ», 15409 Москва, Россия, Каширское шоссе, 31
e-mail:milestib@mail.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ Fe НА НАНОСТРУКТУРУ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЁННЫХ ОКСИДАМИ СТАЛЕЙ МЕТОДАМИ АТОМНО-ЗОНДОВОЙ ТОМОГРАФИИ И ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ

В перспективных ядерных и термоядерных реакторах материалы активной зоны должны обладать высокой радиационной стойкостью и жаропрочностью при температурах до 650 °С и дозах до 200 сна (смешений на атом). Перспективными материалами, способными удовлетворить эти требования, являются дисперсно-упрочненные оксидами (ДУО) стали, содержащие в своей матрице однородно распределенные термически стабильные наноразмерные оксиды.

В данной работе рассматривались три ДУО стали 10Cr ODS, KP-3 ODS и Eurofer ODS в исходном состоянии и после облучения ионами Fe²⁺ с энергией 5,6 МэВ при температуре 500°С и повреждающих дозах до 100 сна. Исследование проводилось с использованием современных методов просвечивающей электронной микроскопии и атомно-зондовой томографии.

В исходном состоянии сталей обнаружены оксидные включения и кластеры. Средний размер оксидов варьировался от 3 до 6 нм, их объёмная плотность составляла от $2 \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ до $13 \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$. Объёмная плотность кластеров варьировалась от $16 \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ до $32 \times 10^{23} \text{ м}^{-3}$, их средний размер от 2 до 4 нм.

Исследование, облучённых до 100 сна при 500°С образцов, показало существенное уменьшение объёмной плотности оксидных частиц в сталях 10Cr ODS (в ~ 5 раз) и KP-3 ODS (в ~ 4 раза). При этом в Eurofer ODS объёмная плотность оксидных частиц сохранилась в пределах разброса значений. Объёмная плотность кластеров резко уменьшилась только в Eurofer ODS, а в 10Cr ODS и KP-3 ODS наборот выросла.

Комплекс исследований показал, что сталь Eurofer ODS имеет стабильные оксидные частицы в области промежуточных температур эксплуатации за счёт взаимодействия подсистем кластеров и оксидов. Стабильность данной системы приводит к минимальному разупрочнению Eurofer ODS, в то время как в KP-3 ODS и 10Cr ODS сильно уменьшается прочность за счёт растворения оксидных частиц.

Исследование выполнено на оборудовании ЦКП КАМИКС
(<http://kamiks.iter.ru/>) НИЦ “Курчатовский институт”.

**А.В. ЮРИНА¹, М.В. ЛЕОНТЬЕВА-СМИРНОВА^{1,2},
В.М. ЧЕРНОВ^{1,2}, Н.С. НИКОЛАЕВА¹, А.А. ГОЛУБНИЧИЙ¹**

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

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

e-mail: avayurina@bochvar.ru

СТРУКТУРНО-ФАЗОВОЕ СОСТОЯНИЕ СТАЛИ ЭК181 ПРИ РАЗЛИЧНЫХ РЕЖИМАХ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ

На 2-м и 3-м этапах предпроектных работ в качестве оболочки твэла реакторной установки БН-1200М планируется использование ферритно-мартенситных (Ф-М) сталей, устойчивых к облучению быстрыми нейтронами до доз свыше 160 смещений на атом (сна) и с низкой склонностью к распуханию. Ф-М сталь ЭК181 (16X12ВФТаР) отличается быстрым спадом наведённой активности после облучения благодаря исключению Мо и Nb и использованию в качестве легирующих элементов W, V и Ta, которые обеспечивают твердорастворное и дисперсионное упрочнение [1-3]. Для выявления резерва кратковременных и длительных механических характеристик стали ЭК181 при экстремальных условиях эксплуатации необходим поиск эффективных режимов термической обработки в рамках традиционной схемы (закалка и отпуск). Повышение температуры закалки рассматривается как способ максимального растворения легирующих элементов в матрице и более равномерного их распределения.

В настоящем исследовании изучалось влияние высокотемпературной закалки на структурно-фазовое состояние (СФС) стали ЭК181 и характер разрушения после термической ползучести. Закалка проведена при температурах 1100, 1150 и 1250 °С с последующим отпуском при 720 °С. Испытания выполнялись на прутковом сортamente Ø13 мм. СФС образцов анализировалось методами оптической, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии. Проведены испытания на длительную прочность и термическую ползучесть цилиндрических образцов стали ЭК181 после различных режимов термической обработки.

Исследование показало, что структура стали ЭК181 после закалки и отпуска состоит из отпущенного мартенсита, при этом размер бывшего аустенитного зерна увеличивается с ростом температуры закалки: при 1100 °С – 10 мкм, при 1150 °С – 27 мкм, при 1250 °С – 85 мкм. Ширина мартенситных реек варьируется от 200 до 750 нм, независимо от температуры. Основной фазой можно назвать карбид $M_{23}C_6$, частицы которого локализуются по границам зерен и реек. Частицы карбида имеют округлую и стержнеобразную формы. Размер частиц округлой формы варьируется от 50 до 250 нм, размер частиц стержнеобразной формы – от

100 до 300 нм. С повышением температуры закалки от 1100 до 1250 °С наблюдается укрупнение карбидных частиц, сопровождающееся уменьшением содержания в них Fe и увеличением содержания Cr и W.

В образцах, закаленных от 1100 °С, выявлены оксокарбонитридные частицы на основе V и Ta размером около 100 нм. В образцах, закаленных от 1100–1250 °С, обнаружены более мелкие дисперсные частицы, содержащие V и Ta, размером около 30 нм. В образцах, закаленных от 1150 и 1250 °С, наблюдается выделение дисперсной фазы по границам бывших мартенситных реек. Количество таких выделений увеличивается с повышением температуры закалки, заполняя границы и способствуя их стабилизации.

Испытания на длительную прочность и термическую ползучесть образцов стали ЭК181 при температуре 670 °С и нагрузке 80 МПа показали отсутствие линейной зависимости между повышением температуры закалки с 1100 до 1250 °С и скоростью ползучести, а также относительным удлинением. При повышении температуры закалки до 1250 °С зафиксировано уменьшение времени до разрушения образцов. Вид изломов после испытаний свидетельствует о высокой пластичности материала, что подтверждает вязкий характер разрушения при всех режимах термической обработки.

Установлено, что сталь ЭК181, закаленная от 1100 °С, демонстрирует оптимальное сочетание прочностных характеристик и устойчивости к термической ползучести. Повышение температуры закалки до 1150 и 1250 °С приводит к укрупнению бывшего аустенитного зерна, изменению состава и распределения карбидных выделений, что в целом снижает ресурс материала, особенно при длительном воздействии высоких температур.

1. Целищев А.В., Агеев В.С., Буданов Ю.П., Иолтуховский А.Г., Митрофанова Н.М., Леонтьева-Смирнова М.В., Шкабура И.А., Забудько Л.М., Козлов А.В., Мальцев В.В., Повстянко А.В. Разработка конструкционной стали для твэлов и ТВС быстрых натриевых реакторов // Атомная энергия. 2010. Том 108, № 4. С. 217-221.
2. Никитина А.А., Агеев В.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Митрофанова Н.М., Науменко И.А., Целищев А.В., Чернов В.М. Развитие работ по конструкционным материалам активных зон быстрых реакторов // Атомная энергия. 2015. Том 119, № 5. С. 292-300.
3. В.П. Тарасиков, Г.А. Биржевой, С.В. Шулепин. Влияние нейтронного облучения на физико-механические свойства сталей и сплавов отечественных ядерных реакторов. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2020. – 624 с.

М.И.ПЕТРОВ, М.Г.ИСАЕНКОВА, В.А.ФЕСЕНКО
*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
г. Москва, Российская Федерация
e-mail: MIPetrov@mephi.ru*

ПЕРЕОРИЕНТАЦИЯ ГИДРИДОВ В ТРУБАХ ИЗ МОДЕЛЬНОГО СПЛАВА Zr-Nb-Sn-Fe ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ РАСТЯГИВАЮЩИХ ОКРУЖНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Обеспечение безопасности работы тепловых ядерных реакторов требует анализа их перспектив с учетом повышения выгорания топлива. Накопление водорода в циркониевых сплавах и образование гидридов может приводить к снижению пластичности материала.

В работе проведена оценка коэффициента ориентации гидридов после воздействия растягивающих напряжений при помощи разработанного программного обеспечения, проанализирована структура, кристаллографическая текстура и фазовый состав наводороженных труб при помощи рентгеноструктурного анализа.

При соблюдении ориентационного соотношения $(0001)_\alpha \parallel \{111\}_\delta$ макроскопически гидридная фаза выглядит как единая пластина, параллельная плоскости $\{10.7\}$ [1, 2]. Рекристаллизационный отжиг приводит к повышению доли плоскостей $\{10.7\}$ вблизи радиального направления, что объясняет увеличение числа гидридов с радиальной ориентацией. Обнаружено, при воздействии окружных растягивающих напряжений гидриды переориентируются из окружного в радиальное направление [3]. Наибольшее количество переориентировавшихся гидридов приобретает ориентацию, соответствующую отклонению от радиального направления к тангенциальному на угол 60° , что обусловлено наличием плоскостей $\{10.7\}$ в данном направлении.

Работа выполнена в рамках договора с АО ВНИИНМ.

1. A.T. Motta et al. Hydrogen in zirconium alloys: A review // Journal of Nuclear Materials. 2019. – Vol. 518. P. 440-460.
2. Wang S. et al. Stress-induced reorientation of hydrides in Zr-1Nb-0.01Cu cladding tube studied by synchrotron X-ray diffraction and EBSD // J. Nucl. Mater. 2022. Vol. 558. P. 153374
3. A.A. Plyasov et al. Experiments on Reorientation of Hydrides in Unirradiated E635 Guide Tubes // Physics of Atomic Nuclei. 2023. – Vol. 86. №. 12. – p. 2604–2617.

В.С. ЧЕРНЯКОВА, В.В. МИХАЛЬЧИК,
А.А. БАЖЕНОВ, Д. П. ШОРНИКОВ, А.В. ТЕНИШЕВ,
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
г. Москва, Российская Федерация
e-mail: vschernyakova@mephi.ru

КИНЕТИКА ОКИСЛЕНИЯ ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА НА ОСНОВЕ СИЛИЦИДА УРАНА

Силицид урана (U_3Si_2) обладает рядом преимуществ по сравнению с диоксидом урана: более высокой теплопроводностью, увеличивающейся с ростом температуры, а также более высокой плотностью и ураноёмкостью. Поэтому, U_3Si_2 является перспективным материалом для разработки дисперсного ядерного топлива и топлива устойчивого к аварийным ситуациям для реакторов новых поколений.

В данной работе исследована кинетика окисления таблеток U_3Si_2 в воздушной среде. Измерения проводили методом термогравиметрии на установке NEZSCH STA 409 CD. Проведены две серии термогравиметрических экспериментов: серия с постоянными скоростями нагрева ($5\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$, $7\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$ и $10\text{ }^\circ\text{C}/\text{мин}$, нагрев до $1000\text{ }^\circ\text{C}$) и серия с постоянной температурой выдержки ($450\text{ }^\circ\text{C}$, $475\text{ }^\circ\text{C}$ и $500\text{ }^\circ\text{C}$). При нагреве в качестве атмосферы использовали синтетический сухой воздух, который постоянно пропускался через систему со скоростью потока $100\text{ мл}/\text{мин}$.

Установлено, что скорость прироста массы растёт с увеличением скорости нагрева. Рассчитана энергия активации реакции окисления U_3Si_2 с использованием безмодельных методов Озавы-Флинна-Уолла и Киссинджера-Акахиры-Сунозы. Показано, что изначально энергия активации убывает с увеличением доли U_3Si_2 , прореагировавшего с кислородом, затем остается постоянной и принимает средние значения $46\pm 9\text{ кДж}/\text{моль}$ и $57\pm 9\text{ кДж}/\text{моль}$, рассчитанные с помощью указанных методов, соответственно. Изменение значения энергии активации может быть связано с изменением лимитирующей стадии протекающей реакции. Полученные нами значения не совпадают в пределах погрешности со значениями энергии активации 70 ± 6 и $79\pm 6\text{ кДж}/\text{моль}$, полученными ранее в работе [1]. По-видимому, это связано с использованием в расчетах разных значений величины конечного прироста массы для исследуемого процесса окисления.

1. B. Gong B. et al. Oxidation kinetics of SPS-densified U_3Si_2 fuels—Microstructure impact //Journal of Applied Physics. – 2022. – Т. 131. – №. 22.

А.А. БАЖЕНОВ, А.В. ТЕНИШЕВ, В.В. МИХАЛЬЧИК,

Д.П. ШОРНИКОВ

НИЯУ «МИФИ», Москва, Россия

e-mail: baa9mephi@yandex.ru

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМОВ СПАРК-ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА УРАН-ГАДОЛИНИЕВЫХ ОКСИДОВ

Ядерное топливо на основе уран-гадолиниевых оксидов представляет большой интерес, так как позволяет уменьшить избыточную реактивность на начальных этапах топливного цикла повышая безопасность работы реактора, а также способствует увеличению глубины выгорания.

В данной работе рассматривались образцы уран-гадолиниевых оксидов со стандартными содержаниями 0, 3,35, 5, 8 мас.% Gd_2O_3 , изготовленные из пресс-порошков. Спекание образцов проводилось в системе спарк-плазменного спекания Labox-125VHD фирмы Sinter Land. Нагрев производили с постоянной скоростью равной 100 °С/мин с выдержкой длительностью 10 минут при температуре 1000, 1200, 1400 °С и давлением в диапазоне от 20 до 40 МПа. После спекания анализировалось влияние температурно-временных режимов на основные эксплуатационные характеристики образцов: плотность, средний диаметр пор и зёрен, равномерность распределения гадолиния. Плотность образцов измерялась тремя методами: геометрическим, гидростатическим и пикнометрическим. При исследовании микроструктуры с помощью растрового электронного микроскопа JEOL JSM 6610-LV преимущественно изучались равномерность распределения оксида гадолиния, распределение пор по размерам и их средний диаметр, а также средний размер зерна.

Анализ влияния температурно-временных режимов на плотность показал, что достичь требуемой плотности 93-95 %ГП для всех рассмотренных составов можно при температуре выдержки порядка 1000 °С и давлении 30 МПа. Наиболее важным является то, что увеличение давления на 10 МПа приводит к большему увеличению плотности в сравнении с увеличением температуры на 200 °С. Однако при данных режимах спекания не происходит растворения оксида гадолиния и наблюдаются его крупные выделения размером порядка нескольких десятков микрометров. Увеличение температуры выдержки до 1400 °С и длительности до 30 минут приводит к полному растворению оксида гадолиния в матрице диоксида урана, но наблюдаются области с неравномерным распределением гадолиния. При анализе микроструктур образцов было выявлено, что увеличение температуры и давления приводит к увеличению доли пор с диаметром более 1 мкм, однако максимум распределения всё равно находится в промежутке 0,2-0,5 мкм. Исследование зёрненной структуры показало, что при столь короткой выдержке при высокой температуре размер зёрен соответствует среднему диаметру частиц пресс-порошка.

А.С. ДИКОВ, А.С. ЛАРИОНОВ, С.Б. КИСЛИЦИН
Институт ядерной физики МЭ РК., Алматы, Казахстан»,
e-mail: dikov@inp.kz

РЕЗУЛЬТАТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ ОСТАТОЧНОГО РЕСУРСА МАТЕРИАЛОВ АКТИВНЫХ ЗОН ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИХ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ РЕАКТОРОВ ДЛЯ ПРОДЛЕНИЯ СРОКА ИХ СЛУЖБЫ

В настоящее время проблема продления срока службы ядерных энергетических реакторов актуальна, поскольку большинство действующих в мире энергетических реакторов являются реакторами раннего поколения, выработавшими проектный срок службы. Аналогичная ситуация складывается и с ядерными исследовательскими реакторами, которых насчитывается 217 в 53 странах. Возможность продления срока службы во многом определяется состоянием материалов активной зоны ядерной установки, т. е. их остаточный ресурс должен обеспечивать безопасную эксплуатацию реактора.

Главными факторами, определяющими остаточный срок службы, являются деградация механических свойств и коррозионные повреждения материалов активной зоны.

Для Казахстана актуальной задачей является продление срока службы исследовательского реактора ВВР-К, поскольку срок его активной эксплуатации составляет более 50 лет. Также специалисты ИЯФ проводят исследования материалов активной зоны реактора на быстрых нейтронах БН-350, результаты которых являются основой для разработки рекомендаций по продлению срока службы легководных ядерных реакторов. В работе представлены экспериментальные результаты исследований остаточных ресурсных характеристик (коррозионных повреждений и механических свойств) материалов активной зоны реакторов ВВР-К (сплав САВ-1) и БН-350 (стали $C0,12Cr18Ni10Ti$ и $C0,08Cr16Ni11Mo3$) после длительной эксплуатации. Исследовались образцы-свидетели, находившиеся в активной зоне более 45 лет (САВ-1), а также образцы, вырезанные из каналов отработавших тепловыделяющих сборок (стали $C0,12Cr18Ni10Ti$ и $C0,08Cr16Ni11Mo3$). Приведены результаты определения механических характеристик, таких как пластичность, прочность, а также результаты испытаний на ползучесть в условиях, характерных для эксплуатации материалов в активной зоне реактора.

Работа выполнена в рамках программно-целевого финансирования Министерства науки и высшего образования Республики Казахстан № BR21881930.

Е.А. ОРЛОВА¹, Д.С. САМОХИН¹, М.А. ОРЛОВ²,
С.А. ЗАГРЕБАЕВ³

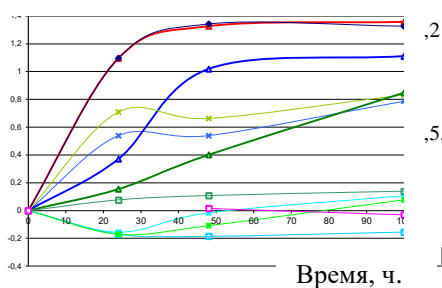
¹ ИАТЭ НИЯУ МИФИ, Россия, Обнинск; ² ООО «ОРЛАН», Россия,
Москва; ³ ГНЦ РФ-ФЭИ, Россия, Обнинск
e-mail: EAOrlova@mephi.ru

СНИЖЕНИЕ МАССОПЕРЕНОСА КОМПОНЕНТОВ СТАЛИ ЭП823 В СВИНЦОВЫЙ ТЕПЛОНОСИТЕЛЬ ИМПЛАНТАЦИЕЙ ПОВЕРХНОСТИ SI И AL

Формирование на поверхности стали диффузионного барьера, препятствующего массопереносу компонентов стали в теплоноситель, позволяет снизить коррозионную агрессивность теплоносителей на основе свинца по отношению к сталям.

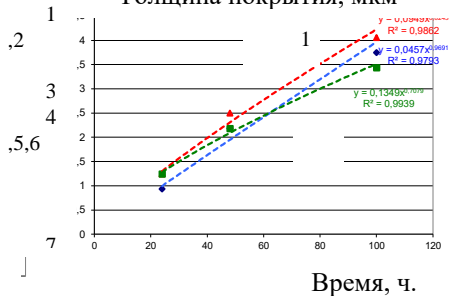
Эффективным методом формирования защитных покрытий на поверхности стали является ионная имплантация с напылением защитного слоя или его компонентов. Предложены и исполнены варианты имплантации ионов Si⁺ и Al⁺ с напылением алюминия, кремния в смеси с алюминием, хрома (НИЦ КИ). Испытания стали ЭП823, как исходной после термообработки на нормализацию структуры (1050°C 15 мин, 750°C), так и стали, подвергнутой ионной имплантации проводили в расплаве свинца при вращении образцов со скоростью 1 м/с при температуре 700 °С и активности кислорода 0,1-1 в Мо ампуле с держателем из Мо при 700 °С длительностью до 100 ч. Для исключения растворения материалов покрытия проводили оксидирование выдержкой в Ag при P≈0,11 МПа при 650 °С в течение 15 часов. Уравнения аппроксимации результатов гравиметрического (dm) и микроскопического (l – толщина пленки) анализа образцов после обработки в Ag и испытаний в свинце представлены в подписи к рисунку.

Обнаружено, что пленка на поверхности стали, подвергнутой ионной имплантации, после испытаний в свинце тоньше, а поток железа из стали через оксидную пленку в свинец при 700 °С с единичной активности кислорода в динамических изотермических условиях на порядок ниже, чем на необработанных образцах, т.е. пленка менее проницаема для компонентов стали и свинца.

Изменение массы*100, кг/м²

а

Толщина покрытия, мкм



б

Характеристики защитного покрытия на поверхности стали ЭП823 после испытаний в свинце при 700°C.

| № кри-вой (а) | Импантация, напыление | Результат гравиметрии | Аппроксимация гравиметрии, кг/м ² | № кри-вой (б) | Аппроксимация толщины пленки, мкм |
|---------------|-------------------------------|---|---|---------------|--|
| 1 | — | Увеличение массы стали после испытаний в Рb. | $dm=0,048 \cdot t^{1/2} + 0,91$, $R^2 = 0,74$ | 1 | $l=0,095 \cdot t^{0,82}$ $R^2 = 0,99$ |
| 3 | Si ⁺ + 5 мкм Al+Si | — " — | $dm=0,14 \cdot t^{1/2} - 0,16$ $R^2 = 0,75$ | 2 | $l=0,046 \cdot t^{0,99}$ $R^2 = 0,98$ |
| 4 | Al ⁺ + 5 мкм Al | — " — | $dm=0,137 \cdot t^{1/2} - 0,53$ $R^2 = 0,998$ | 3 | $l=0,135 \cdot t^{0,71}$ $R^2 = 0,99$ |
| 2 | — | Уменьшение массы стали, испытанной в Рb и отмытой в Na. | | | |
| 5 | Si ⁺ + 5мкм Cr | — " — | | | |
| 6 | Al ⁺ + 5мкм Cr | — " — | | | |
| 7 | Al ⁺ + 5мкм Al | — " — | | | |
| 11 | Si ⁺ + 5 мкм Al+Si | — " — | | | |
| 10 | — | +dm(-dm) | | | |
| 8 | Si ⁺ + 5 мкм Al+Si | Изменение массы после аргона | | | |
| 9 | — | — " — | | | |

Е.Г. ГРИГОРЬЕВ¹, В.Ю. ГОЛЬЦЕВ², А.В. ОСИНЦЕВ²,
Е.Л. СТРИЖАКОВ³, С.В. НЕСКОРОМНЫЙ³, А.Н. ЧУМАКОВ⁴,
О.О. КУЗНЕЧИК⁵

¹*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук*

²*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,*

³*Донской государственный технический университет,*

⁴*Институт физики НАНБ*

⁵*Институт порошковой металлургии НАНБ*

e-mail: eugengrig@mail.ru

ОСОБЕННОСТИ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ

Рассмотрены основные особенности метода высоковольтной консолидации порошковых материалов и вытекающие из этого преимущества и ограничения этого метода. Метод высоковольтной консолидации порошков эффективен для производства тугоплавких композиционных материалов. Небольшая продолжительность высокотемпературного воздействия в процессе высоковольтной консолидации позволяет сохранить структурно-фазовое состояние исходного порошкового материала в консолидированном компактном материале. Особенностью этого метода является высокая плотность концентрации выделяемой энергии в зоне контактов между частицами порошка. При этом исходное состояние поверхности частиц порошка, форма частиц порошка и их размеры существенно влияют на закономерности процессов высоковольтной консолидации. Наряду с характеристиками порошка определяющими факторами являются: скорость ввода энергии электромагнитного поля в порошковый материал, величина и характер механического давления, действующего на прессовку порошка в процессе высоковольтного уплотнения. Высокая плотность энергии в зонах контакта частиц приводит к локальному изменению агрегатного состояния порошкового вещества в этих зонах. Наряду с неоднородностью нагрева порошка в межчастичных контактах возможно макроскопически неоднородное распределение плотности тока в объеме консолидируемого образца. Формирование структуры порошкового материала при высоковольтной консолидации определяется процессами различного масштаба, происходящими на межчастичных контактах, в частицах порошка, в объеме всего образца, и взаимным влиянием этих процессов. Установлен критерий, определяющий диапазон оптимальных технологических параметров высоковольтного уплотнения для создания огнеупорных материалов высокой плотности.

Ю.С. ВДОВИН, В.И. ЮХВИД

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мерджанова РАН, Черноголовка, Россия*

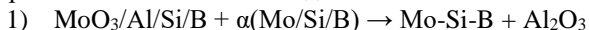
e-mail: vdovin-us@ism.ac.ru

НОВЫЕ ПЕРСПЕКТИВНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ Mo-Si-B, ПОЛУЧЕННЫЕ МЕТОДОМ ЦЕНТРОБЕЖНОЙ СВС-МЕТАЛЛУРГИИ, КАК ИСХОДНЫЙ МАТЕРИАЛ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ГРАНУЛ С ПРИМЕНЕНИЕМ В АДДИТИВНЫХ ТЕХНОЛОГИЯХ

Одним из перспективных направлений в поиске новых жаропрочных сплавов для авиационного двигателестроения является создание композиционных материалов (КМ) на основе Mo-Si-B. Такие сплавы имеют высокую прочность и стойкость к окислению при высокой температуре. Рекордно высокие характеристики были получены при дополнительном введении Nb в состав сплава на основе Mo-Si-B. В настоящее время для получения жаропрочных материалов используют литье, метод направленной кристаллизации и порошковую металлургию. Наиболее перспективным методом получения изделий, по сравнению с ними, являются аддитивные технологии. Впервые данный сплав был получен и запатентован Берчином Дугласом (США) в 1997 году [1,2].

В данной работе были проведены исследования по получению литых жаропрочных сплавов (ЛЖС) Mo-Si-B и Mo-Nb-Si-B методами центробежной СВС-металлургии [3]. Метод центробежной СВС-металлургии позволяет получать такие сплавы из высокоэкзотермических смесей $\text{MoO}_3/\text{Al}/\text{Si}/\text{B}$ и $\text{MoO}_3/\text{Nb}_2\text{O}_5/\text{Al}/\text{Si}/\text{B}$, способные к горению, и применять их, как материал для распыления на гранулы с последующим применением в аддитивных технологиях. Горение высокоэкзотермических смесей в атмосферных условиях сопровождается выделением газообразных продуктов и разбросом смеси при горении, с целью подавления разброса в исходную смесь вводили охлаждающие добавки (окись алюминия) и горение проводили на центрифуге под воздействием центробежной силы 40-400 g, где g – ускорение свободного падения.

Смеси массой 20 и 40 г сжигали в кварцевых стаканчиках диаметром $d=25$ мм и высотой $H=70$ мм. Исходные химические схемы получения жаропрочных сплавов имеют вид:



В экспериментах определяли линейную скорость горения (u), относительную потерю массы при горении (η_1) и полноту выхода целевых элементов в слиток (η_2). Характеристики рассчитывали по формулам: $u = h/t_r$,

$\eta_1 = [(m_1 - m_2)/m_1] \cdot 100\%$, $\eta_2 = (m/m_p) \cdot 100\%$, где h – высота слоя исходной смеси, t_f – время горения слоя, m_1 и m_2 – массы исходной смеси и продуктов горения, m и m_p – экспериментальная и расчётная массы слитка.

Для определения химического, фазового состава и структуры продуктов синтеза использовали: сканирующий электронный микроскоп Carl Zeiss Ultra plus на базе Ultra 55 с приставкой рентгеновского микроанализа INCA 350; дифрактометр ДРОН-3М, в качестве источника излучения использовалась рентгеновская трубка типа БСВ-27 с медным анодом ($\lambda = 1,54178 \text{ \AA}$). Содержание бора, определяли методами аналитической химии.

Эксперименты показали, что исходные смеси способны гореть в широких интервалах соотношений составов (α). В интервале α от 20 до 40% вес. и перегрузки выше 40g продукты горения формируются в виде двухслойного слитка: нижний слой Мо-Si-B или Мо-Nb-Si-B (целевой продукт) и верхний слой - Al_2O_3 (шлаковый продукт).

По данным РФА было установлено, что литой сплав Мо-Si-B, содержит 3 фазы – твёрдый раствор молибдена - Mo_p , Mo_3Si и Mo_5SiB_2 . При введении в состав литого сплава ниобия новых фаз не образуется. По результатам СЭМ, Nb растворён в фазах Mo_p , Mo_5SiB_2 и Mo_3Si .

По результатам экспериментов определены оптимальные по выходу целевого продукта в слиток области параметров: $\alpha=10-40\%$ и $a \geq 40\text{g}$ сплавов Мо-Si-B и Мо-Nb-Si-B. Литые сплавы имеют близкий к расчётным значениям химический состав.

При изучении влияния масштабного фактора, показано, что увеличение массы смесей $\text{MoO}_3/\text{Al}/\text{Si}/\text{B}/\text{Al}_2\text{O}_3$ и $\text{MoO}_3/\text{Nb}_2\text{O}_5/\text{Al}/\text{Si}/\text{B}/\text{Al}_2\text{O}_3$ от 20 г до 1 кг приводит к существенному увеличению полноты выхода целевого продукта в слиток (на 20-30%), при этом состав и структура литых сплавов практически не изменяется.

В исследованиях установлено, что сплавы Мо-Si-B и Мо-Nb-Si-B и способ их получения имеют перспективу промышленного освоения в интересах авиационного двигателестроения для производства лопаток газотурбинных двигателей методами аддитивных технологий.

- 1 Berczik D.M., Method for enhancing the oxidation resistance of a molybdenum alloy, and a method of making a molybdenum alloy, U.S. Patent Number 5,595-616.
- 2 Drawin, S. and Justin, J.F., Advanced lightweight silicide and nitride based materials for turbo-engine applications, Aerospace Lab, 2011, pp. 1–13
- 3 Andreev D.E. Mo-Nb-Si-B Alloy: Synthesis, Composition, and Structure / D.E. Andreev, Y.S. Vdovin, V.I. Yukhvid, O.A. Golosova //Switzerland / Metals. – 2021. – № 11. – P. 803. DOI:10.3390/met11050803.

К.А. РОМАЗЕВА, А.О. СИВАКОВА, Н.Ю. ХОМЕНКО,
Е.В. ПУГАЧЕВА, Д.М. ИКОРНИКОВ, В.Н. САНИН, В.Н. БОРЩ
*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мержанова, РАН*
e-mail: xenia_romazeva@ism.ac.ru

СТРУКТУРООБРАЗОВАНИЕ В ВЫСОКОЭНТРОПИЙНЫХ СПЛАВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СВС, КАК ПРЕКУРСОРОВ МНОГОФУНКЦИОНАЛЬНЫХ КАТАЛИЗАТОРОВ

В отличие от традиционных сплавов, где один или два элемента доминируют, высокоэнтропийные сплавы (ВЭС) состоят из пяти и более основных компонентов [1]. Разработано достаточно много способов получения ВЭС. В нашей работе [2] описано получение ВЭС из оксидов металлов с использованием Al в качестве восстановителя методом центробежной СВС-металлургии.

Обычно основу структуры ВЭС составляют ОЦК либо ГЦК фазы, представляющие собой многокомпонентные твердые растворы. Было интересно выяснить, отличается ли структура ВЭС, полученных методом СВС-металлургии от известных в литературе.

В данной работе рассматриваются сплавы FeCoNiCuAl, FeCoNiCuCrAl, FeCoNiCuCrAlMn и FeCoNiCuCrAlCe, которые впоследствии используются в качестве прекурсоров для получения многофункциональных катализаторов [3].

Рентгенофазовое исследование структуры вышеназванных сплавов показало, что СВС-ВЭС представляют собой твердый раствор на основе железа. Однако, в каждом из образцов можно выделить 3 фазы: два различных твердых раствора с ОЦК структурой и твердый раствор с простой кубической структурой.

Исследование шлифов ВЭС под электронным микроскопом и элементное картирование на основе энергодисперсионного анализа дают представление о составах фаз для каждого образца. Так во всех ВЭС железо распределяется равномерно по шлифу, основной является фаза, содержащая в основном Fe, Co, Ni, Cu, Al. Для образцов FeCoNiCuAl и FeCoNiCuCrAl большая часть Al сосредоточена в фазах, содержащих преимущественно Fe, Co, Al и Fe, Cr, Al соответственно. Третьей определяемой из РФА фазой для этих образцов будет являться фаза твердого раствора основной и обогащенной алюминием фаз.

В сплаве FeCoNiCuCrAlMn помимо основной, можно выделить еще две фазы. Фазу, содержащую Fe, Co, Al и фазу, состоящую из Fe, Cr, Mn, Al, в которой также сосредоточена большая часть Al.

В сплаве FeCoNiCuCrAlCe церий не распределяется по шлифу образца, а сосредоточен в зернах, содержащих также Cu, Ce, Cr и Al. Третья фаза содержит преимущественно Fe, Cr и большую часть Al.

То есть при введении в состав ВЭС хрома, не происходит его растворение в основной фазе, а формируется новая, оттягивающая на себя достаточно большое количество алюминия.

Для получения катализаторов ВЭС подвергаются активации путем дробления, выщелачивания алюминия и стабилизации раствором H_2O_2 , по ранее разработанной методике [3]. По данным РФА структура ВЭС при этом сохраняется. Однако, неравномерное распределение алюминия может стать существенной проблемой, так как при выщелачивании более высокую удельную поверхность получит фаза с повышенным содержанием Cr как содержащая большее количество алюминия, а удельная поверхность фаз, содержащих все остальные элементы будет ниже из-за нехватки Al. И, несмотря на то, что катализаторы проявили достаточно высокую активность в реакциях окисления и гидрирования [3], получение сплавов с более равномерным распределением алюминия может являться ключом к получению катализаторов с большей удельной поверхностью и активностью.

1. В.Е. Громов, Ю.А. Шлярова, С.В. Коновалов, С.В. Воробьев, О.А. Перегудов. Изв. Вузов. Черная металлургия // 2021, т.64, №10, с.747-754. DOI: 10.17073/0368-0797-2021-10-747-754.
2. Sanin, V.N., Ikornikov, D.M., Golosova, O.A., Andreev, D.E., and Yukhvid, V. I// Phys. Mesomechanics, 2021, Vol. 24, No. 6, pp. 692–700. DOI:10.1134/S1029959921060072.
3. Pugacheva, E.V., Zhuk, S.Y., Borshch, V.N., Andreev, D.E., Ikornikov, D.M., Khomenko, N.Y.// Int. J. SHS., 2021, Vol. 30, no. 4, pp. 229–233. DOI:10.3103/S1061386221040099.

С.В. НЕСКОРОМНЫЙ, Н.В. КОРОБОВ,
Д.Н. ТОМАШЕВСКИЙ, А.Л. ЧЕРНОГОРОВ, Е.Л. СТРИЖАКОВ
Донской государственный технический университет, г. Ростов-на-Дону
e-mail: nescoromniy@mail.ru

МЕТОД МЕТАЛЛИЗАЦИИ ПОЛИМЕРНЫХ МАТЕРИАЛОВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВОМ ПРОВОДНИКА

В настоящее время исследованы десятки методов нанесения покрытий на металлические материалы и отработаны в широком диапазоне спектр наносимых металлов. Однако, нанесение металлических покрытий на полимерные материалы вызывает трудности, связанные с теплофизическими свойствами, поэтому количество методов, применяемых ограничено [1-5].

В ДГТУ на кафедре «Машины и автоматизация сварочного производства» предложено использовать низкочастотные генераторы импульсных токов с собственной частотой 20кГц (например, установка «Импульс БМ») для нанесения медных покрытий на полимерные материалы путем электровзрыва проводника.

Амплитуда разряда тока зависит от суммарного поперечного сечения проводников и составила 17000-26000А, длительность протекания тока составляла 50мкс.

Использовали трубки из полипропилена марки РА-130, во внутрь которых помещали медный проводник марки М1 диаметром 0,3мм и подключали к выводам через плоскую ошиновку к генератору импульсных токов. Диаметр трубок был 20,4 мм, толщина стенки 3,3 мм. Емкость накопительного блока составляла 1800мкФ, напряжение заряда батарей конденсаторов составляла 1500В. Вводимая энергия составила 2кДж. Варьировали количеством одновременно подключаемых медных проволочек от 1-7 штук. Общее сечение взрываемых проводников было кратным 0,07мм².

В результате протекания импульсного тока плотностью более 65000А/мм² медный проводник из твердой фазы переходит в жидкую и парообразную, оседая на внутренней стенке трубки.

Регистрацию толщины покрытия осуществляли с использованием толщиномера ИС-Т150, рисунок 1.

Полученные предварительные результаты исследований позволят при последующих экспериментах разработать технологию регулирования равномерного распределения наносимого покрытия, а также отработать режимы для наносимых покрытий из других сплавов на полимеры.

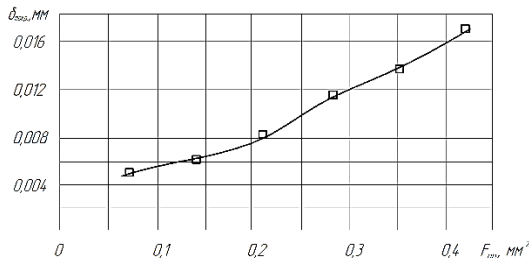


Рисунок 1. Зависимости толщины покрытия $\delta_{\text{покр.}}$ от площади поперечного сечения взрываемого медного проводника $F_{\text{пр}}$

1. Панфилов, Ю. В. Импульсные методы нанесения упрочняющих нанокристаллических углеродных покрытий / Ю. В. Панфилов // Упрочняющие технологии и покрытия. – 2021. – Т. 17, № 2(194). – С. 93-96.
2. Локтев, Д. Методы и оборудование для нанесения износостойких покрытий / Д. Локтев, Е. Ямашкин // Наноиндустрия. – 2007. – № 4. – С. 18-25.
3. Методы нанесения оптических покрытий (обзор) / В. Е. Катнов, С. Н. Степин, Р. Р. Катнова, И. Ш. Абдуллин // Вестник Казанского технологического университета. – 2014. – Т. 17, № 19. – С. 337-341.
4. Пономарева, Е. О. Обзорный анализ имеющихся в промышленности установок для нанесения защитных покрытий на металлорежущий инструмент и для нанесения декоративных покрытий. Методы и принцип работы / Е. О. Пономарева // Решетневские чтения. – 2012. – Т. 1. – С. 376-377.
5. Электрический взрыв тонких проводников: три группы материалов / В. М. Романова, Г. В. Иваненков, А. Р. Мингалеев [и др.] // Физика плазмы. – 2015. – Т. 41, № 8. – С. 671-692. – DOI 10.7868/S0367292115080089.
6. Методы нанесения функциональных покрытий на полимерные материалы (обзор) / Н. В. Коробов, Д. Н. Томашевский, С. В. Нескоромный, А. Л. Черногоров // Актуальные проблемы науки и техники. 2024. Материалы Всероссийской (национальной) научно-практической конференции, Ростов-на-Дону, 19–21 марта 2024 года. – Ростов-на-Дону: Донской государственный технический университет, 2024. – С. 127-128.

С.Н. ЖЕВНЕНКО
НИТУ МИСИС, Москва
e-mail: zhevnenko@misis.ru

ПОЛУЧЕНИЕ МАХ-ФАЗ $\text{Cr}_2(\text{Al,Ga})\text{C}$ И ПРИМЕНЕНИЕ ИХ В КАЧЕСТВЕ ПРЕКУРСОРОВ СОЗДАНИЯ КОМПОЗИЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

МАХ-фазы обладают уникальным сочетанием свойств металлических материалов и керамики (хорошая электро- и теплопроводность, обрабатываемость, термостойкость, стойкость к высокотемпературному окислению) [1]. В работе реализованы известные методы получения МАХ-фаз Cr_2AlC путем прямого сплавления [2] и самораспространяющегося высокотемпературного синтеза [3], а также разработан метод получения наноразмерной МАХ-фазы Cr_2GaC с использованием СВЧ плазмы метано-водородной смеси [4]. Применение этих материалов в качестве элементов конструкций предполагает развитие жидкофазных методов создания композиционных материалов с использованием МАХ-фаз, разработки высокотемпературных припоев, пропитывающих расплавов и т.д. Высокотемпературное смачивание и капиллярное пропитывание пористых тел является важной технологией создания многофазных материалов. Основным методом изучения взаимодействия расплавов с МАХ-фазой является прямое наблюдение и измерение кинетики изменения контактного угла, скорости увеличения диаметра пятна контакта при переносе капли расплава на поверхность, изменения объема расплава на поверхности при впитывании. Измерения проводили с помощью высокоскоростной видео- (до 10000 к/с) и термовизионной (1000 к/с) съемки при температурах в интервале 1000 – 1250 °С [5]. Исследования методом сканирующей электронной микроскопии на поперечном шлифе выявляли фазовые и химические изменения после высокотемпературного взаимодействия.

Медь, серебро, алюминий являются основой многих припоев, при этом, расплавы чистых металлов плохо смачивают Cr_2AlC . Введение поверхностно-активных компонентов в расплав является способом улучшить условия смачивания «реактивным» путем (с активным перераспределением элементов и образованием новых фаз на контактной поверхности). Хотя Cr_2AlC демонстрирует высокую устойчивость в кислородсодержащей атмосфере вплоть до своей температуры плавления, в металлических расплавах МАХ-фаза может подвергаться интенсивной коррозии. В нашей работе показано, что при взаимодействии с расплавами на основе меди, Cr_2AlC распадается на карбиды хрома, алюминий при этом переходит в расплав. В результате распада формируется субмикронная каркасная керамическая структура, пропитанная бронзой, содержащей

алюминий и хром с высокими механическими свойствами. Контакт с алюминием приводит к растворению с образованием гигроскопичного карбида алюминия, при этом, вводя в расплав алюминия медь или серебро, возможно остановить процесс растворения, подавить образование Al_4C_3 и получить спаянный, механически прочный материал. Применение галлия в качестве основы для расплавов, пропитывающих Cr_2AlC при высоких температурах, приводит к частичному замещению алюминия в МАХ-фазе и формированию градиентных фаз $Cr_2(Al,Ga)C$.

Таким образом, изучение физико-химии взаимодействия различных расплавов с МАХ-фазой, открывает пути дальнейшего применения МАХ-фаз в виде порошка или монолита, пористого или сплошного тела, в качестве основы композиционного материала или прекурсора получения металл-матричного композиционного материала.

Работа выполнена при поддержке грантом РФФ 23-19-00657

1. Ghosh N.C., Harimkar S.P., Consolidation and synthesis of MAX phases by Spark Plasma Sintering (SPS): a review // *Advances in Science and Technology of Mn+1AXn Phases* – 2012. – P. 4
2. Ouisse T., Sarigiannidou E., Chaix-Pluchery O., Roussel H., Doisneau B. and Chaussende D., High temperature solution growth and characterization of Cr_2AlC single crystals // *Journal of crystal growth*-2013.- V. 384. - P.88.
3. Miloserdov P.A., Gorshkov V.A., Yukhvid V.I. Hightemperature synthesis of cast Cr_2AlC at an inert gas overpressure // *Inorganic Materials* - 2013.- V. 49.- N. 8.- P. 781
4. Gorshenkov M.V. and Zhevnenko S.N. Synthesis of nano-plates of Cr_2GaC MAX-phase under capillarity spreading Ga on Cr surface assisted by H_2-CH_4 microwave plasma // *Ceramics International* – 2024 - V.50 - V.18069
5. Zhevnenko S. N., Gorshenkov M. V., Petrov I. S. Effect of B on improving wetting and imbibition of sintered porous Ta by Cu melt // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2021. – V. 860. – P. 157886.

В.В. КАШИРЦЕВ, А.С. ПОЛИТИКО, А.С. БЫКАНОВ,
Н.Н. АБРАМОВ, А.С. МОНКИНА
АО «Композит», г. Королёв, Россия
e-mail: info@kompozit-mv.ru

РАЗРАБОТКА СОСТАВОВ АЛЮМИНИЕВЫХ ПРИПОЕВ С ПОНИЖЕННОЙ ТЕМПЕРАТУРОЙ ПАЙКИ

В настоящее время пайка алюминиевых сплавов широко применяется в ракетокосмической технике. Используемые припои для высокотемпературной пайки, такие как СИЛ-1, СИЛ-0 имеют температуру ликвидуса (577 и 585 °С соответственно) близкую к температуре солидуса большинства промышленных алюминиевых сплавов (например для сплава АД31 температура солидус 585 °С), что требует чёткого соблюдения заданных температурных параметров и при малейших отклонениях от технологии пайки может привести к пережогу основного металла, и как следствие потере прочности и пластичности паяного соединения. Использование более легкоплавких оловянно-цинковых и цинк-алюминиевых припоев не обеспечивает необходимых прочностных характеристик и коррозионной стойкости паянных соединений.

Задача снижения температуры ликвидус припоя при сохранении прочностных свойств и коррозионной стойкости является актуальной.

Выделены основные направления развития припоев для алюминиевых сплавов:

- снижение температурного интервала кристаллизации припоев за счёт оптимального сочетания легирующих элементов в них. Например, добавки меди и цинка (от 5 до 10 масс. %) позволяют уменьшать температуру ликвидуса припоя за счёт образования легкоплавких эвтектических фаз при сохранении достаточного уровня коррозионной стойкости;

- легирование сплавов металлами для измельчения зерна первичных кристаллов алюминиевого твёрдого раствора и сфероидизации кристаллов кремния, при этом практически не оказывающими влияния на фазовый состав припоя. Например, введение титана, стронция и циркония в качестве модификаторов, измельчающих литую структуру силуминов увеличивает их пластичность до 4 раз, а предел прочности до 35% по сравнению с не модифицированным составом;

- создание тонкой структуры эвтектических фаз для повышения жидкотекучести и смачиваемости припоем основного металла паяного соединения. Так легирование магнием в количестве 0,15-0,30 мас. % сплава АК7пч приводит к образованию тройной магний-содержащей эвтектики повышающей его жидкотекучесть.

Без модификации и обеспечения условий быстрой кристаллизации, структура силуминов игольчатая, что приводит к низкой выкатываемости и высокой вероятности разрушения при прокатке припоя.

Согласно исследованиям, проведенным как в России, так и за рубежом, установлено, что алюминиевые сплавы обладают структурной наследственностью, что даёт основание полагать о существовании определённых закономерностей алюминиевых сплавов, зная которые можно управлять процессом формирования микроструктуры в ходе переделов и как следствие технологическими свойствами заготовок и эксплуатационными свойствами готовых изделий.

Мелкодисперсной литой структуры алюминиевого сплава можно добиться, если использовать в качестве шихтовых материалов лигатуры с измельчённой структурой.

Разработка новых припоев с пониженной температурой ликвидуса для высокотемпературной пайки высокопрочных алюминиевых сплавов может быть достигнута за счет проведения ряда мероприятий: замене части лигатур на мелкодисперсные, поиск модификаторов для измельчения лигатур. Важно определить закономерности между количеством вводимой мелкодисперсной лигатуры и физическими и механическими свойствами силуминов, а также изучить структурную наследственность от слитка до фольги припоя. Измельчение структуры применяемых лигатур, планируется достигнуть, применяя методы быстрой кристаллизации сплавов.

А.С. ЧЕРНЯВСКИЙ¹, И.А. КОВАЛЕВ¹, Г.П. КОЧАНОВ¹,
Б.А. ТАРАСОВ², Д.П. ШОРНИКОВ², А.И. СИТНИКОВ¹,
К.А. СОЛНЦЕВ¹

¹*Институт металлургии и материаловедения имени А.А. Байкова РАН,
Москва, Россия*

²*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Москва, Россия
e-mail: andreych_01@mail.ru*

ОСОБЕННОСТИ СИНТЕЗА НИТРИДНОЙ КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ Zr-U

Нитриды переходных металлов подгруппы титана в отличие от оксидов и карбидов имеют меньшую способность к спеканию. Проводимые исследования показывают, что керамику с плотностью выше 90% получить достаточно сложно. При этом традиционные способы компактирования нитридов имеют ряд ограничений. Чрезвычайно важным условием проведения процесса спекания является подбор реакционной атмосферы. Спекание в атмосфере азота подавляет разложение нитрида урана, диссоциация которого происходит во всех атмосферах кроме азотной. В данной работе предложен новый подход, позволяющий в процессе полной нитридации синтезировать керамику в виде образцов любой наперед заданной формы [1]. Ранее была получена однокомпонентная нитридная объемная керамика, устойчивая к ионизирующим излучениям [2-3]. Контролируемый одностадийный процесс получения керамических изделий нитридацией твердых растворов Zr-U является совершенно новым технологическим процессом формирования объемной керамики без привлечения традиционных порошковых технологий.

В работе исследован процесс нитридации конструкционного сплава Zr-U (2 и 5 масс. % U). Процесс формирования нитридной керамики при температуре синтеза ниже и выше температуры плавления сплава в соответствии с фазовой диаграммой системы Zr-U. Нитридацию проводили резистивным нагревом в атмосфере азота особой чистоты марки «6,0» (ГОСТ 10157-79) в течение 180 мин. Температуру реакции контролировали оптическим пирометром Luma Sense IMPAC ISR 50-LO.

В связи с высоким сродством циркония к азоту, процесс нитридации твердых растворов U в Zr с разным содержанием U характеризуется образованием фазы нитрида циркония с сегрегированием фазы урана вглубь образца. Концентрирование U в отдельных включениях в центре образца достигает до 95,5 масс. %. При этом внешние области керамики представляют собой преимущественно фазу ZrN.

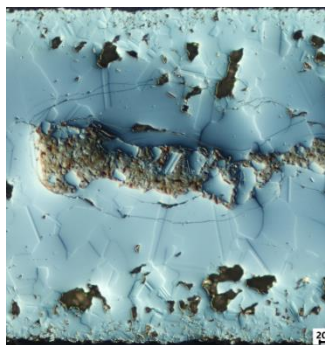


Рисунок 1 – Морфология поверхности шлифа нитридизированного при 2100 °С образца твердого раствора Zr – 5% U

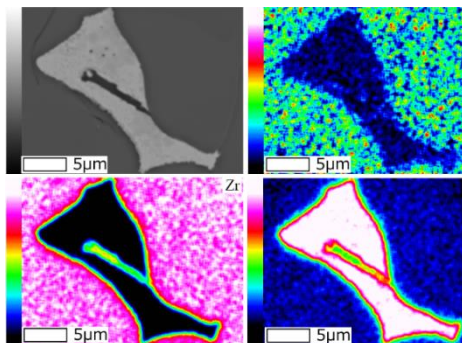


Рисунок 2 – Элементное картирование включений с высоким содержанием урана в центральных областях керамики

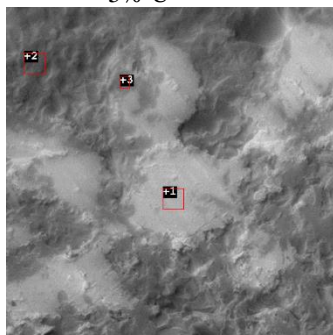
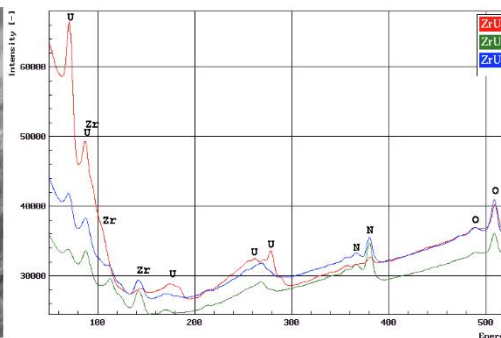


Рисунок 3 – Оже-спектроскопия поверхности образца твердого раствора Zr – 5% U



Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 20-13-00392)

1. Кузнецов К.Б., Стецовский А.П., Чернявский А.С., Солнцев К.А. Получение монолитного нитрида титана // Перспективные материалы. 2008. № 1. С. 56–59.
2. К. Б. Кузнецов, И.А. Ковалев, А.Н. Нечаев, А.И. Огарков, С.В. Шевцов, А.С. Чернявский, К.А. Солнцев. Устойчивость структуры компактной керамики нитрида циркония к облучению высокоэнергетическими ионами ксенона. Неорганические Материалы. 2016. V. 52, №. 12, P. 1311–1315.
3. А. И. Огарков, С. В. Шевцов, К. Б. Кузнецов, И. А. Ковалев, А. С. Чернявский, and К. А. Солнцев, “Эффект Облучения Нитридов Титана, Циркония И Гафния Высокоэнергетическими Ионами,” Неорганические Материалы, vol. 52, no. 6, pp. 612–616, 2016.

Н.Р. ДУДОВА, Р.В. МИШНЕВ

*Белгородский государственный национальный исследовательский
университет, г.Белгород, Россия
e-mail: dudova@bsu.edu.ru*

ДИНАМИЧЕСКОЕ ДЕФОРМАЦИОННОЕ СТАРЕНИЕ 10% Сr СТАЛИ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ ПОСЛЕ ДЛИТЕЛЬНОЙ ВЫДЕРЖКИ ПРИ 650 °С

Высокохромистые стали ферритно-мартенситного класса с повышенной температурой эксплуатации до 650 °С разрабатываются для энергетических блоков тепловых электростанций. Одним их перспективных направлений увеличения сопротивления долговременной ползучести сталей является повышенное легирование бором при одновременном снижении содержания азота. Более устойчивые к росту карбиды $M_{23}C_6$ и дополнительно выделяющиеся мелкие карбонитриды MX в процессе ползучести повышают устойчивость структуры отпущенного мартенсита к трансформации в субзеренную структуру.

В процессе эксплуатации материал подвергается сложным нагрузкам, включая циклические нагрузки, например, в результате периодических пусков-остановов. Ранее на примере 10% Cr стали с таким типом легирования было показано, что она обладает достаточным уровнем сопротивления малоциклового усталости (МЦУ). Однако при повышенной температуре 650 °С и низкой скорости деформации ($\sim 10^{-4}$ – 10^{-5} с⁻¹) в стали было обнаружено проявление эффекта динамического деформационного старения (ДДС), которое при более низкой температуре 600 °С отсутствовало.

В связи с этим целесообразно оценить влияние длительной выдержки при повышенной температуре 650 °С на проявление эффекта ДДС.

В данной работе экспериментальная 10% Cr сталь (0,1C-10Cr-3Co-2W-0,7Mo-0,2V-0,05Nb) с 0,008% В и 0,003% N была выдержана при 650 °С в течение 100, 5000, 10 000, 28 000 и 40 000 ч. Испытания на МЦУ были проведены по схеме «растяжение – сжатие» при различных амплитудах деформации от $\pm 0,2\%$ до $\pm 0,6\%$ в условиях жесткого нагружения при симметричном цикле с постоянной частотой 0,5 Гц, что соответствовало скорости деформации $\sim 10^{-3}$ с⁻¹. Испытания на МЦУ всех состояний были проведены при 650 °С, а также при 600 °С (после выдержки в течение 10 000 ч) для оценки влияния длительного старения на поведение стали при более низкой температуре, при которой сталь не проявляла ДДС.

Было установлено, что длительная выдержка при 650 °С 10% Cr стали усиливает проявление ДДС при циклической деформации при 650 °С, а также приводит к появлению ДДС при более низкой температуре 600 °С.

Так, после длительной выдержки в течение 100–10 000 ч при испытании на МЦУ при 650 °С слабая волнистость на петлях гистерезиса σ – ε (тип А) сменилась отчетливыми зубцами типа В и С при средних и высоких амплитудах деформации $\varepsilon_{ac} = \pm 0,35\%$ и $\varepsilon_{ac} = \pm 0,6\%$ соответственно. При этом критическая степень деформации начала зубчатого течения уменьшалась с увеличением количества циклов деформации.

Было предположено, что усиление проявления ДДС связано с выделением фазы Лавеса $Fe_2(W,Mo)$ в процессе старения, которое приводит к обеднению матрицы W. Подвижность дислокаций увеличивается в менее упрочненной ферритной матрице. Увеличивается длина свободного пробега дислокации и, соответственно, повышается вероятность образования атмосферы примесных атомов (Cr, W, Mo), которые ее блокируют. Отрыв дислокации от атмосферы приводит к резкому скачку напряжения.

Старение > 10 000 ч приводит к исчезновению зубчатого течения. Однако сохранение высокого значения показателя циклического деформационного упрочнения $n' = 0,132$ в уравнении Морроу независимо от времени выдержки свидетельствует о проявлении ДДС. Вероятно, выделение мелких (около 10 нм) частиц MX, обогащенных ванадием, препятствуют движению дислокаций, что приводит к уменьшению высоты зубцов и их исчезновению. С увеличением времени старения циклическая долговечность при 650 °С не уменьшается, а напротив, слегка увеличивается по сравнению с исходным состоянием.

При 600 °С сталь после длительного старения в течение 10 000 ч проявляет слабую волнистую зубчатость типа А при $\varepsilon_{ac} = \pm 0,35\%$ и $\pm 0,6\%$. Значительное увеличение показателя n' с 0,085 до 0,145 при 600 °С подтверждают проявление ДДС. При этом количество циклов до разрушения немного снижается.

Было обнаружено, что при МЦУ с $\varepsilon_{ac} \geq \pm 0,35\%$ после старения увеличивается число зарождения трещин, развивается вторичное растрескивание. Доля зоны распространения трещины значительно уменьшается с увеличением времени выдержки. Однако, поскольку при этом число циклов до разрушения меняется незначительно, это свидетельствует о более низкой скорости распространения трещины в результате интенсивного разветвления трещины.

Несмотря на то, что длительная выдержка при повышенной температуре 650 °С не приводит к снижению циклической долговечности стали, безопасными циклическими нагрузками, не приводящими к растрескиванию, являются амплитуды деформации меньше $\sim \pm 0,2\%$.

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

С.Н. ЮДИН, С.С. ВОЛОДЬКО, Г.В. МАРКОВА,
Д.О. МОСКОВСКИХ
ФГАОУ ВО «Московский политехнический университет»
e-mail: Sergey-USN@mail.ru

МНОГОКОМПОНЕНТНЫЕ СПЛАВЫ НА ОСНОВЕ ТУГОПЛАВКИХ ПЕРЕХОДНЫХ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ ГАЗОПОГЛОТИТЕЛЕЙ

Тугоплавкие переходные металлы группы Ti и V обладают высоким сродством к водороду и растворяют его в больших количествах (для Ti, Zr и Hf речь идёт об ОЦК модификациях). Они достаточно активно поглощают водород, формируя термически стабильные гидриды с низким равновесным давлением десорбции. Всё это позволяет рассматривать данные металлы и сплавы на их основе в качестве газопоглотителей (геттеров). Основное назначение геттеров – это поддержание глубокого вакуума в различных электронных устройствах и микроэлектромеханических системах (МЭМС).

Многокомпонентные сплавы, к которым относятся средне- и высокоэнтропийные, могут в себе сочетать свойства представленных металлов и дополнительно давать эффекты, связанные с высокими искажениями кристаллической решётки у таких материалов. Сейчас наблюдается высокий интерес к сорбционным свойствам средне- и высокоэнтропийных сплавов [1]. Например, показано, что они активируются при низких температурах 350–400 °С [2]. Для сравнения: традиционный Ti геттер активируется при температуре около 900 °С [3].

В настоящей работе методом совместного восстановления высших оксидов гидридом кальция получали порошки следующих сплавов: TiZrNb, TiZrHfNb, TiZrHfNbTa, а также Ti-27V (% масс.). Легирование Ti ванадием позволяет снизить температуру активации геттера до 500–600 °С [4]. Температура и время восстановления составляли 1200 °С и 6 ч, соответственно. Взаимодействие материалов с водородом в режиме нагрева (2 °С/мин) изучали в установке Сиверса. Сплавы сравнивали по скорости поглощения водорода до состава 0,40–0,45 % масс. Такие низкие концентрации газа в экспериментах были выбраны для того, чтобы условно симитировать процесс взаимодействия порошков с водородом в условиях его малого натекания.

Сплавы TiZrNb, TiZrHfNbTa состояли из двух ОЦК растворов, а TiZrHfNb и Ti-27V были с фактически однофазной ОЦК структурой. В незначительных количествах порошки могли содержать ГПУ фазу типа α -Ti. Результаты испытаний в камере Сиверса демонстрируются на рисунке.

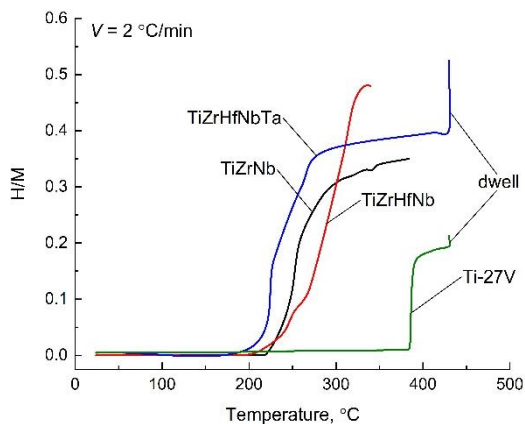


Рисунок – Влияние температуры на количество поглощённого H

Видно, что многокомпонентные сплавы начинают реагировать с H₂ уже с температуры ~200 °С, тогда как Ti-27V только с ~385 °С. Двухфазные TiZrNb и TiZrHfNbTa быстрее всего поглощают малые количества водорода, потом их скорость реакции падает. Перспективным материалом выступает сплав TiZrHfNb, который сорбирует весь газ до 350 °С.

Работа выполнена при финансовой поддержке Министерства науки и высшего образования Российской Федерации (Государственное задание FZRR-2024-0007)

1. Marques F., Balcerzak M., Winkelmann F., Zepon G., Felderhoff M. Review and outlook on high-entropy alloys for hydrogen storage // *Energy & Environmental Science*, 14 (2021), 5191–5227. <https://doi.org/10.1039/D1EE01543E>.
2. Nygård M.M., Ek G., Karlsson D., Sørby M.H., Sahlberg M., Hauback B.C. Counting electrons - A new approach to tailor the hydrogen sorption properties of high-entropy alloys // *Acta Materialia*, 175 (2019), 121–129. <https://doi.org/10.1016/j.actamat.2019.06.002>.
3. Матвеев В.А., Лунин Б.С., Басараб М.А., Захряян Р.А. Газопоглотители для вибрационных гироскопов // *Вестник МГТУ им. Н.Э. Баумана. Сер. «Приборостроение»*, 2013, №2, С. 90–99.
4. Suwarno S., Solberg J.K., Mæhlen J.P., Denys R.V., Krogh B., Ochoa-Fernández E., Børresen B.T., Rytter E., Gabis I.E., Yartys V.A. Non-isothermal kinetics and in situ SR XRD studies of hydrogen desorption from dihydrides of binary Ti–V alloys // *International Journal of Hydrogen Energy*, 38(34), 14704–14714. <https://doi.org/10.1016/j.ijhydene.2013.08.103>

Е.А. БАЗДНИКИНА, А.Н. СУЧКОВ, О.Н. СЕВРЮКОВ,
П.В. МОРОХОВ, Д.С. ГОРБУНОВ, Н.Е. ФЕДЯНИН,
К.А. ПОПОВА

*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
e-mail: EAzazdnikina@mephi.ru*

МЕТОДЫ ПОЛУЧЕНИЯ ОБЪЁМНЫХ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ СОСТАВА $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$

Получение объемных аморфных сплавов (стёкол) в настоящее время является перспективным направлением в области материаловедения, что подтверждается растущим количеством публикаций по данной тематике. Актуальность и интерес к аморфным металлическим сплавам обусловлены их потенциалом для создания новых конструкционных материалов, обладающих улучшенными механическими и физическими свойствами.

В настоящей работе рассмотрены следующие методы получения указанных материалов: литьё, электроимпульсные методы, а именно: искровое плазменное спекание (ИПС), аддитивные технологии (АТ): прямое лазерное выращивание (Direct Metal Deposition - DMD), селективное лазерное плавление (Selective Laser Melting - SLM) и соединение листовых материалов.

На основе анализа литературных данных в области получения объемных металлических стекол выбран сплав $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$, обладающий высокой стеклообразующей способностью и хорошей термической стабильностью, что экспериментально было подтверждено методом дифференциальной сканирующей калориметрии: температура стеклования $T_g = (299 \pm 9)^\circ C$, температура кристаллизации $T_x = (468 \pm 14)^\circ C$, величина термической стабильности $\Delta T = (169 \pm 16)^\circ C$.

Методом литья в медную изложницу получены слитки сплава состава $Zr_{35}Ti_{30}Be_{27,5}Cu_{7,5}$ размерами $50 \times 40 \times 8$ мм³. Установлено, что структура сплава плавно меняется от аморфной вблизи границы до аморфно-кристаллической – в середине слитка. Прочность сплава составила (1550 ± 30) МПа у границы и (660 ± 30) МПа в центре слитка. Плотность слитка составила $(5,366 \pm 0,002)$ г/см³.

Результаты экспериментов показали, что после искрового плазменного спекания сфероидизированного порошка при температурах 320–400 °С, давлении 50–125 МПа и времени выдержки 7–20 мин формируются компакты с аморфно-кристаллической структурой. Наибольшее количество аморфной фазы и отсутствие пор наблюдается у сплава, полученного при температуре 340 °С, давлении от 70 МПа и времени выдержки 15 минут. Наибольшее значение плотности – 5,1 г/см³. Значения пределов прочности (на сжатие) для образцов, полученных с помощью технологии ИПС, не

превышает 800 МПа, что в 1,5–2 раза ниже, чем у слитка. Установлено, что разрушение происходит по границам частиц.

Методом DMD получены образцы сплава состава $Zr_{35}Ti_{30}V_{27,5}Cu_{7,5}$ размерами 10 x 10 x 10 мм³. Установлено, что образец, выращенный при скорости обработки – 1000 мм/мин, скорости подачи порошка – 2 г/мин, шаге штриховки – 0,5 мм, толщине слоя – 0,25 мм, задержке между наплавкой слоев – 3 с, мощности лазера – 150 Вт, обладает прочностью на сжатие (900 ± 150) МПа. Структура сплава представляет собой аморфную матрицу с включениями кристаллитов твердого раствора (Zr, Ti), расположенными друг от друга на расстоянии толщины наплавляемого слоя. Плотность составила ($5,438 \pm 0,002$) г/см³.

Методом SLM, получены образцы сплава состава $Zr_{35}Ti_{30}V_{27,5}Cu_{7,5}$ размерами 8 x 8 x 8 мм³, 4,5 x 4,5 x 7 мм³ и 25 x 5 x 8 мм³. В качестве исходных прекурсоров были использованы порошки фракционного состава +20–60 мкм, изготовленные технологией газоплазменной сфероидизации осколочных кристаллических порошков, полученных размолом термообработанных лент. Показано, что оптимальным режимом 3D-печати сплавов с максимальной степенью аморфности являются следующие параметры: мощность лазера 120 Вт, скорость сканирования 1800 мм/с. Прочность на сжатие и растяжение составила (1790 ± 30) МПа и (1600 ± 100) МПа, соответственно. Плотность сплава составила ($5,448 \pm 0,004$) г/см³.

Методом соединения листовых материалов (аморфных лент) получены компакты сплава состава $Zr_{35}Ti_{30}V_{27,5}Cu_{7,5}$ размерами 100 x 20 x 5,5 мм³. Установлено, что при температуре 440 °С, обжатии 54 % и скоростях валков равных 5 мм/с (симметричная прокатка) удается получить сплав с аморфной структурой и плотностью ($5,405 \pm 0,003$) г/см³.

В.В. СТОЛЯРОВ

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

vlstol@mail.ru

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ И ЭЛЕКТРИЧЕСКОГО ТОКА

Известно, что электрический ток в металлах и сплавах проявляет тепловой, скин- и пинч эффекты. Сочетание электрического тока и пластической деформации обнаруживает еще один, важный для практики, электропластический эффект (ЭПЭ) [1,2]. Физический механизм этого явления по-прежнему остается спорным и, по-видимому, представляет собой сумму многих вкладов, включая взаимодействие электронов с дислокациями [3]. Многие авторы отмечают зависимость величины ЭПЭ от температуры деформации, текущих режимов и режимов, тепло- и электропроводность. Полагают, что импульсный ток по сравнению с постоянным и переменным является наиболее значимым для ЭПЭ. Снижение температуры деформации увеличивает вклад ЭПЭ и уменьшает тепловой эффект. Тем не менее, ЭПЭ в современных материалах (наноструктурированные, аморфные, с памятью формы, TRIP и дуплексные стали) недостаточно изучены, а влияние размера зерен и фазовых превращений в них представляют особую проблему. Цель данной работы – продемонстрировать вышеперечисленные особенности ЭПЭ и возможности их применения.

Исследованными материалами служили чистые металлы (Ti, Al), сплавы (TiNi, аморфные пленки FeSiB, дуплексная сталь). Растяжение проводили при 1 мм/мин на машине ИР 5081-20 с использованием одиночных/множественных импульсов и постоянного тока. Частота многоимпульсного тока составляла 1000 Гц. Микроструктура была исследована методом ТЕМ.

Типичный ЭПЭ в стабильных металлах и сплавах проявляется в виде скачков вниз. В метастабильных сплавах с памятью формы одиночные импульсы тока на разных стадиях растяжения могут приводить к противоположно направленным скачкам. Например, в крупнозернистых (КЗ) сплавах TiNi в зависимости от фазового состава меняется последовательность скачков вверх и вниз (рис. 1а). Природа скачков связана либо с ЭПЭ, либо с мартенситным превращением. Различие в амплитуде скачков при одном режиме тока связано с морфологией фаз-равноосные зерна аустенита и пластинчатая в мартенсите.

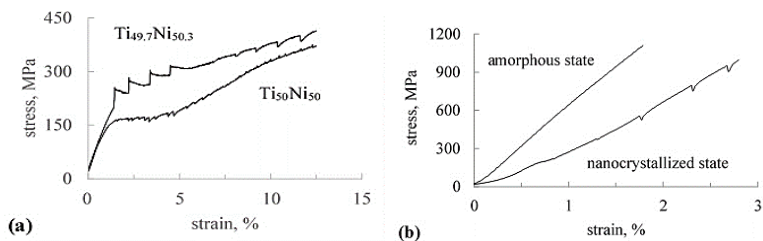


Рис.1. Кривые растяжения для TiNi (а) и FeSiB (б) с током: а- $j=1500$ А/мм²; б- $j=400$ А/мм² [4]

Обычно ЭПЭ исследуется в кристаллических материалах с большим размером зерна. На рис. 1б дан пример кривых растяжения с одиночными импульсами тока для ленты FeSiB в аморфном и нанокристаллическом состоянии с размером зерен 10 нм. Хотя тепловой эффект в 3–4 раза больше в аморфном состоянии (за счет высокого электросопротивления [5]), ЭПЭ появляется только для кристаллической ленты, что согласуется с механизмом электронного ветра, который реализуется только при наличии подвижных дислокаций. Известно, что в аморфном состоянии дислокации отсутствуют.

Одиночные импульсы тока, в отличие от многоимпульсного и постоянного тока, способны вызывать упрочнение и повышение пластичности (рис. 2). Введение многоимпульсного или постоянного тока резко снижает пластичность титана (рис. 2а), но увеличивает ее в монокристалле алюминия (рис. 2б). Причиной снижения пластичности в титане является низкая теплопроводность и шейкообразование, которые способствуют увеличению плотности тока и температура.

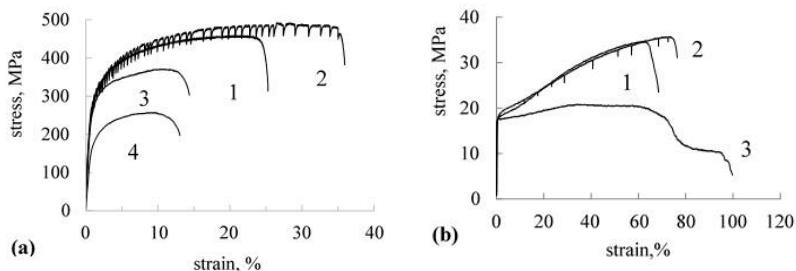


Рис.2. Кривые растяжения для КЗ Тi (а) и монокристалла Al (б): 1-без тока; 2 – одиночные импульсы; 3 – многоимпульсный ток, 130 °С; 4 – постоянный ток, 130 °С

Двухфазные сплавы, в отличие от однофазных материалов, имеют межфазные границы, которые сильнее влияют на электроны проводимости. Исследования дуплексной нержавеющей стали UNS S32205 показали, что ЭПЭ под напряжением зависит от моды и режимов тока [6].

Изменение моды тока от одноимпульсного к многоимпульсному, а также повышение плотности и длительности тока может снизить напряжение течения на 25–30% по сравнению с растяжением без тока при сохранении достаточной пластичности (рис. 3).

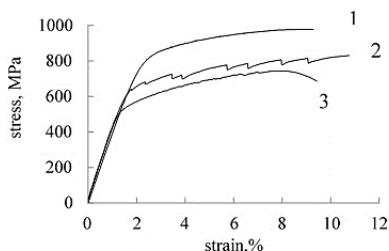


Рис.3. Кривые растяжения дуплексной стали:

1 – без тока; 2 – одиночные импульсы; 3- многоимпульсный ток, 240 °С.

Таким образом, показано, что феноменология ЭПЭ может сильно отличаться от известных литературных данных. Это относится к нетипичным скачкам напряжения вверх в сплавах с памятью формы. В моно- и поликристаллах вместо разупрочнения может наблюдаться упрочнение под током. Опыт показывает, что вклад ЭПЭ в снижение напряжений течения заметно больше чем от теплового эффекта.

Литература

- 1 О.А. Troitskii, Electromechanical effect in metals, JETP Lett. 1 (1969) 18–22.
- 2 Н. Conrad, Electroplasticity in metals and ceramics, Mater. Sci. Eng. A 287 (2) (2000) 276–287.
- 3 A. Lahiri, P. Shanthraj, F. Roters, Understanding the mechanisms of electroplasticity from a crystal plasticity perspective, Modeling Simul. Mater.Sci. Eng. 27 (8) (2019) 085006.
- 4 V.V. Stolyarov, Deformability and nanostructuring of shape memory TiNi alloys during the electroplastic rolling, Mater. Sci. Eng. A 503 (2009) 18–20.
- 5 J.M. Barandiarán, L. Fernández Barquín, J.C. Gómez Sal, et al., Resistivity changes of some amorphous alloys undergoing nanocrystallization, Mater. Today 21 (2020) 100874.
- 6 C. Gennari, I. Calliari, V. Stolyarov, Electroplastic effect in specimens of duplex stainless steel under tension. Industr. Lab. Diagn. Mater. 86(10) (2020) 41–45.

Н.В. ПОТЕХИНА^{1,2}, В.А. СОЛНЦЕВ¹, В.А. СТЕПАНОВ¹,
Д.И. КОЧЕТОВ¹, К.А. КОЛОМЫЦЕВ¹

¹АО «НИИ НПО «ЛУЧ», Подольск,

²Московский государственный университет имени М.В. Ломоносова,
Москва,

e-mail: estel58@yandex.ru

ВЛИЯНИЕ РЕЖИМА ТЕРМОМЕХАНИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НИЗКОЛЕГИРОВАННОГО RU-СОДЕРЖАЩЕГО СПЛАВА НА ОСНОВЕ МОЛИБДЕНА НА ЕГО ПЛАСТИЧНОСТЬ ПРИ КОМНАТНОЙ ТЕМПЕРАТУРЕ

Для определения влияния режима термомеханической обработки исходного крупнокристаллического молибденового сплава, содержащего не более 0.3 масс.% Ru и до 0.02 масс.% С на его пластичность при комнатной температуре были выбраны следующие типы деформации: экструзия и осадка (одноосная и поперечная), а также их комбинации с промежуточными отжигами. Наибольшую пластичность материала при комнатной температуре удалось получить для сплава путём последовательных операций экструзии и осадки с последующей рекристаллизацией ($\delta = 44\%$). Полученные в ходе настоящей работы данные для деформированных и рекристаллизованных образцов исследованного сплава показывают, что рекристаллизация (частичная и полная) приводит к образованию карбидных частиц на границах зёрен, а также к неравномерности распределения карбидов между зёрнами материала. Важную роль играет также температура рекристаллизационного отжига заготовок. Так, отжиг после деформации при температуре около 1400 °С позволяет убрать анизотропию микроструктуры, характерную для деформированного состояния, однако снижает одновременно прочность и пластичность материала. Отжиг металла при температуре около 1250 °С приводит к частичной рекристаллизации и полигонизации, что положительно сказывается на низкотемпературной пластичности материала, однако получение равномерной мелкозернистой микроструктуры материала в крупногабаритных прутках затруднительно.

Работа выполнена в рамках проекта ЕОТП-МТ-614 (Заказчик – АО «Наука и Инновации»).

М.О. ЭТРЕКОВА, А.В. ЛИТВИНОВ, Н.Н. САМОТАЕВ,
К.Ю. ОБЛОВ, Г.А. ИВАНОВ, А.А. БАЖЕНОВ
Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ
e-mail: moetrekova@mephi.ru

ПРИМЕНЕНИЕ ТИТАНАТА БАРИЯ В КАЧЕСТВЕ ДИЭЛЕКТРИКА В ГАЗОВЫХ МДП ДАТЧИКАХ H₂S

Неорганические перовскиты (в частности, перовскит подобный сегнетоэлектрик BaTiO₃) в силу термической стабильности и химической стойкости – активно исследуемые и перспективные материалы не только для высокопроизводительных фотодетекторов и солнечных элементов, но и для газовых датчиков, особенно в случае высокотемпературных применений. Например, контроля концентрации выхлопных газов CO, CO₂, NO_x, CH₄, сжиженного нефтяного газа, NH₃ [1, 2] и т.п. Однако сообщений об исследованиях газовой чувствительности датчиков на основе BaTiO₃ к сероводороду (каталитическому яду) в литературе крайне мало. Так, в [3] исследованы резистивные датчики на основе толстых пленок BaTiO₃, полученных методом трафаретной печати с обжигом при 550 °С и модификацией поверхности хромированием. Авторы сообщают о быстром действии за единицы секунд и максимуме чувствительности к 100 ppm H₂S при рабочей температуре 350 °С. Тем не менее, сохраняется актуальность разработки датчиков с низким энергопотреблением, долговременно стойких к воздействию агрессивных газов и способных детектировать сероводород на уровне ppm концентраций, например, для медицинской диагностики заболеваний человека.

Наноразмерные пленки BaTiO₃ могут быть получены множеством различных способов: преобразованием нанотрубок TiO₂, изготовленных электрохимическим анодированием, гидротермальным методом с использованием прекурсора Ba(OH)₂; золь-гель процессов с низкотемпературным гидролизом и отжигом; методом твердотельной реакции; химического соосаждения, магнетронным распылением и др. [1]. В настоящей работе исследованы емкостные газовые датчики на основе МДП (металл-диэлектрик-полупроводник) структур с тонкой пленкой BaTiO₃ в качестве диэлектрика, полученной методом импульсного лазерного осаждения (ИЛО, или Pulsed Laser Deposition – PLD) в вакууме [4]. Исследования пленок BaTiO₃ на сканирующем электронном микроскопе показали хорошую корреляцию с данными других авторов [3, 5] и формирование микрочастиц дендроидной формы (рис. 1).

Проведены исследования изготовленных датчиков по чувствительности к сероводороду в сухом воздухе в диапазоне концентраций от 20 ppm до 5 ppm с помощью термодиффузионного генератора «Микрогаз-Ф»

совместно с источниками микропотоков H_2S . Изменение емкости датчиков под действием H_2S регистрировалось измерительной схемой по методу делителя при разных рабочих температурах в диапазоне от 90 до 145 °С в режимах непрерывного и циклического нагрева. Параметры чувствительности, быстродействия, стабильности нуля и воспроизводимости показаний экспериментальных датчиков с МДП структурой Pd-BaTiO₃-SiO₂-Si при воздействии различных концентраций H_2S исследовались в сравнении со стандартной технологией Pd-SiO₂-Si [4].

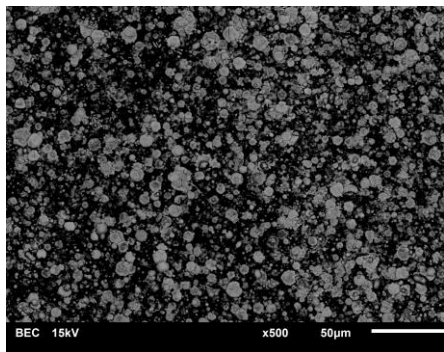


Рисунок 1 –
СЭМ-фотография
пленки BaTiO₃, полученной
методом ИЛО на подложке
SiO₂.

Результаты экспериментов показали, что применение BaTiO₃ в качестве диэлектрика МДП датчиков позволяет детектировать H_2S на уровне десятков ppb при оптимальном значении рабочей температуры 90 °С и периодическом отжиге до 120 °С.

Работа поддержана Министерством науки и высшего образования РФ: № FSWU-2022-0022 «Низкотемпературные керамические технологии (LTCC) в микроэлектронике».

1. B. Szafraniak, et al. Semiconducting Metal Oxides: SrTiO₃, BaTiO₃ and BaSrTiO₃ in Gas-Sensing Applications: A Review. *Coatings*, 2021. 11(2), 185.
2. H. Pawar, et al. Role of calcination on dielectric properties of BaTiO₃ nanoparticles as a gas sensor. *Appl Phys A Mater Sci Process*. 2021, 127, 384.
3. G.H. Jain, et al. Surface modified BaTiO₃ thick film resistors as H₂S gas sensors. *Sensors and Actuators B: Chem*. 2006, 117(1). P.159-165.
4. Этрекова М.О. и др. Применение газовых сенсоров на основе емкостных МДП-структур, полученных методом импульсного лазерного напыления, для контроля концентрации диметилдисульфида. В сборнике: Лазерные, плазменные исследования и технологии - ЛАПЛАЗ-2021. Сборник научных трудов VII международной конференции. М.: 2021. 347-348.
5. A.L. Kozlovskiy, et al. Synthesis, phase composition and structural and conductive properties of ferroelectric microparticles based on ATiO_x (A = Ba, Ca, Sr). *Ceram. Int*. 2019, 45, 17236-17242.

С.О. РОГАЧЕВ, Е.А. НАУМОВА
НИТУ МИСИС, г. Москва, Россия
e-mail: rogachev.so@misis.ru

ПОВЕДЕНИЕ МОДЕЛЬНЫХ ЭВТЕКТИЧЕСКИХ АЛЮМИНИЕВЫХ СПЛАВОВ В УСЛОВИЯХ ЛАЗЕРНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ

Сегодня быстро развиваются методы обработки и получения различных материалов с использованием лазерного излучения. Среди них можно выделить как методы обработки поверхности изделия, так и методы аддитивного производства всего изделия, в частности 3D-печать. Поскольку все они, так или иначе, связаны с процессами плавления, то для них наиболее предпочтительно использовать материалы с хорошими литейными свойствами. Среди алюминиевых сплавов для этого широко используются литейные композиции на основе эвтектики системы Al-Si (силумины), такие как AlSi10Mg, AlSi12, AlSi7Mg0.6, AlSi9Cu3 и некоторые другие. Известно, что методами 3D-печати из порошков перечисленных сплавов получали объемные изделия с повышенной прочностью по сравнению с изделиями, производимыми традиционным способом, за счет перехода материала в неравновесное состояние в условиях сверхбыстрого затвердевания в процессе лазерной обработки.

В настоящей работе рассмотрены модельные двойные и тройные алюминиевые сплавы доэвтектического и эвтектического состава на основе систем Al-X и Al-X-Y, где X, Y – Ca, Ce, La, Fe и Ni. С помощью установки SLM Solutions 280HL на поверхность пластин из указанных сплавов наносили лазерные проплавы (треки), а также осуществляли сплошную модификацию поверхности. Кроме этого осуществляли процесс селективного лазерного плавления порошков на установке AddSol D50 (Москва, Россия), оснащенной иттербиевым волоконным лазером (IPG Photonics).

Согласно полученным результатам исследования можно выделить две особенности структурно-фазовых изменений таких сплавов в условиях лазерного воздействия:

(1) формирование наноразмерной «вырожденной» эвтектики при однородном распределении эвтектических частиц в объеме сплава (в сплавах Al-Ce-Fe, Al-Ce, Al-La, Al-Ni), что обеспечивает баланс высокой прочности и пластичности сплава;

(2) образование пересыщенного твердого раствора (в сплаве Al-Ca), что обеспечивает высокую износостойкость сплава.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (грант № 20-19-00746-П).

С.А. КУНАВИН

АО НПО «Центральный научно-исследовательский институт технологии машиностроения»

e-mail: kun-serg@mail.ru

ВЛИЯНИЕ ПОВЫШЕННЫХ И ПОНИЖЕННЫХ ТЕМПЕРАТУР НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ СТАЛЕЙ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Одним из важнейших условий повышения эффективности работы энергетических установок, объектов атомной энергетики является решение задачи улучшения и получения достоверных оценок механических и эксплуатационных свойств жаропрочных сталей при воздействии термомеханического нагружения.

В настоящей работе проведено исследование механических свойств жаропрочных сталей близких по составу к маркам ЭП823 и ЭП302. Испытания проводили при статическом и циклическом нагружении на цилиндрических образцах при повышенных температурах в диапазоне $T = (293 - 873)$ К и низкой температуре $T = (4,2-7)$ К. Учитывая, что на механические свойства жаропрочных сталей в определенном диапазоне температур может оказывать влияние скорость нагружения, статические испытания проводили с различными скоростями движения активного захвата испытательной машины в диапазоне $v_{\text{н}} = 0,3 \dots 10$ мм/мин.

Результаты испытаний на одноосное статическое растяжение показали, что повышение температуры оказывает существенное влияние на механические свойства стали ЭП823. Поэтапное повышение температуры до 673 К и затем до 873 К вызывает снижение характеристик прочности временного сопротивления (σ_B) и условного предела текучести ($\sigma_{0,2}$) по сравнению с комнатной температурой в среднем соответственно на 20% и 50%. Изменяется соотношение стадий равномерной и локализованной деформаций (уменьшается доля равномерной деформации): при $T=873$ К равномерная деформация практически не реализуется. Также возрастает отношение $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ до значений 0,92-0,95. Таким образом, в исследуемом диапазоне температур данная сталь относится к классу циклически разупрочняющихся.

Влияние скорости нагружения на механические свойства данной стали начинает проявляться при достижении температуры 673 К, отвечающей проявлению эффекта ползучести. При температуре 873 К возрастание скорости нагружения приводит к увеличению значений σ_B и $\sigma_{0,2}$ соответственно на 24% и 22%.

Испытания при статическом нагружении в области низких температур проводили для образцов из стали ЭП302. Из полученных результатов можно сделать следующие выводы: а) существенно возрастают значения характеристик прочности ($\sigma_{0,2}$ – примерно в три раза, σ_B - примерно в два раза), б) снижаются значения характеристик пластичности ($\delta_5 \sim$ в 2,5 – 3 раза, $\psi \sim$ в 1,5 – 1,7 раза), в) на упругопластической стадии диаграммы растяжения реализуется только участок равномерной пластической деформации, на котором отчетливо наблюдается скачкообразный характер пластической деформации, сопровождающийся относительно интенсивным образованием мартенсита в данной стали (т.е. являясь немагнитной в исходном состоянии в эти периоды она проявляет магнитные свойства), стадия локализованной деформации не реализуется.

Основным видом циклических испытаний являлись испытания на малоцикловую усталость в условиях жесткого нагружения, которые проводили при температурах $T = 293, 573$ и 823 К в диапазоне амплитуд деформаций $\varepsilon_a = (1,2 \dots 0,2)\%$. Повышение температуры приводит к снижению предельных амплитуд деформации для заданного числа циклов нагружения, при этом интенсивность снижения их значений с ростом числа циклов практически не изменяется.

Как показали результаты фрактографического анализа все испытанные образцы при испытанных температурах разрушаются по механизму зарождения и развития усталостной трещины, при этом определяющей по продолжительности является стадия зарождения усталостной трещины.

Для большинства образцов реализуется характерный для упругопластического циклического деформирования процесс многоочагового зарождения усталостных трещин. Особенно эффект многоочаговости более рельефно проявляется при возрастании амплитуды деформации. Микро-рельеф в зоне развития усталостной трещины характеризуется наличием усталостных бороздок, вторичных микротрещин и микропор.

Р.В. ЧЕКИН, П.С. ДЖУМАЕВ

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

e-mail: romcheee@yandex.ru

ПОВЫШЕНИЕ СТОЙКОСТИ НИОБИЙ-МОЛИБДЕНОВЫХ СПЛАВОВ К ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМУ ОКИСЛЕНИЮ ПУТЕМ ФОРМИРОВАНИЯ ЗАЩИТНЫХ НИТРИДНЫХ ПОКРЫТИЙ

Одним из способов повышения эффективности современных реактивных авиадвигателей является увеличение рабочей температуры газов перед турбиной. Для этого необходимо решить задачу создания и внедрения высокотемпературных сплавов для деталей ГТД [1]. Современные жаропрочные сплавы на основе никеля практически достигли предела допустимых рабочих температур и дальнейшее их незначительное увеличение связано с большими финансовыми затратами. Система тугоплавких сплавов на основе ниобия обладает уникальным набором свойств для данного применения, в связи с чем растет интерес к ней. Существенным недостатком данных сплавов является низкая стойкость к окислению при высоких температурах. Проблема может быть устранена формированием защитных покрытий, в частности, нитридных, которые хорошо известны своей стойкостью к износу и окислению [2,3]. В данной работе для обеспечения защиты ниобий-молибденового сплава рассматриваются методы ионной имплантации и реактивного магнетронного распыления для создания защитных покрытий.

Предварительно подложки нарезали на диски диаметром 20 мм и толщиной 2 мм и затем промывали в ацетоне, этаноле и деионизированной воде в ультразвуковой ванне. Ионную имплантацию / нанесение покрытия методом магнетронного распыления проводили на установке КВК-10 (ТПУ, Томск), которая оснащена тремя магнетронными источниками, двумя ионно-лучевыми источниками и газоионным имплантером. Поверхность образцов имплантировали азотом, используя технологический газ N_2 ; при распылении вводилась смесь аргона и азота (парциальные давления Ar и N_2 поддерживались в соотношении 1:1,5 с помощью регуляторов массового расхода). При имплантации рабочее давление азота составляло 0,02-0,04 Па; при магнетронном распылении давление газовой смеси поддерживали на уровне 0,1-0,2 Па. Мишени из чистых Ti , Nb , Cr и Al были использованы для нанесения покрытий $TiAlN$, $NbAlN$, $TiAlNbN$ и $TiAlCrN$ на подложки из ниобий-молибденового сплава. Для улучшения адгезии перед нанесением нитридного покрытия наносили тонкий слой титана. Высокотемпературные испытания на окисление проводились в муфельной печи при 900, 1100 и 1300 °С в течение 15, 30 и 60 минут.

Были установлены параметры режимов ионной имплантации азотом, позволяющие получить в поверхностном слое до 39 ат.% азота. Однако, проведенные испытания показали, что имплантированный азотом поверхностный слой не обеспечивает защиту от высокотемпературного окисления при 900 °С и выше.

Присутствие алюминия в составе нитрида (TiAl)N повышает его стойкость к высокотемпературному окислению, но при этом не оказывает заметного положительного влияния на стойкость покрытия (NbAl)N. Добавление ниобия в систему (TiAl)N также не приводит к повышению стойкости покрытий к окислению при температуре 900 °С. Введение хрома в систему (TiAl)N значительно улучшает защитные свойства покрытия. Покрытие (TiAlCr)N сохраняет целостность в процессе окисления при температурах 900 и 1100 °С и временах выдержки до 60 минут. Толщина оксидной пленки на поверхности покрытия при максимальном времени выдержки составляет ~0,5 и 4,3 мкм при нагревании до 900 и 1100 °С, соответственно, при этом сохраняется значительная толщина слоя исходного нитридного покрытия. При высокотемпературных испытаниях в результате физико-химического взаимодействия металлического и нитридного слоев покрытия с подложкой формируется ряд слоев с различным химическим составом, однако, не происходит нарушения адгезии и блокируется взаимодействие кислорода с основой. Показано, что при испытаниях на высокотемпературное окисление при температуре 1300 °С в течение 30 минут, что может соответствовать наиболее экстремальным режимам эксплуатации изделия из ниобий-молибденового сплава, весь слой покрытия (TiAlCr)N подвергается окислению, однако суммарная толщина оксидного слоя и зоны внутреннего окисления на поверхности подложки не превышает 10 мкм, что значительно меньше в сравнении с толщиной будущей детали и не способно оказать какое-либо влияние на работоспособность изделия.

1. Каблов Е.Н., Оспенникова О.Г., Базылева О.А. Материалы для высоко-теплонагруженных деталей газотурбинных двигателей // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия "Машиностроение". – 2011. – №SP2. – С. 13–19.
2. Oliveira R.M., Hoshida L., Oliveira A.C. et al. Evaluation of the resistance to oxidation of niobium treated by high temperature nitrogen plasma-based ion implantation // Surface and Coatings Technology. – 2017. – Vol. 312. – С. 110–116.
3. Danek M., Fernandes F., Cavaleiro A., Polcar T. Influence of Cr additions on the structure and oxidation resistance of multilayered TiAlCrN films // Surface and Coatings Technology. – 2017. – Vol. 313. – P. 158–167.

П.Н. МЕДВЕДЕВ, П.Л.ЖУРАВЛЕВА
НИИЦ «Курчатовский институт» – ВИАМ
e-mail: medvedev_pn@viam.ru

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ НА ПРИМЕНИМОСТЬ РЕНТГЕНОВСКОГО ДИФРАКЦИОННОГО МЕТОДА ОЦЕНКИ ПОВЕРХНОСТНЫХ ОСТАТОЧНЫХ НАПРЯЖЕНИЙ

Работа посвящена выявлению структурных факторов и их влияния, на применимость рентгеновского дифракционного метода оценки поверхностных остаточных напряжений. Структурные состояния варьировались в тонких пластинах из сплавов авиационного назначения на основе алюминия, титана и никеля. Моделирование остаточных напряжений выполнено при четырехточечном изгибе. Оснастку с нагруженным образцом (пластиной) устанавливали непосредственно в камеру дифрактометра для проведения измерения остаточных напряжений. Структурные исследования выполнены методами рентгеновской дифракции, растровой электронной микроскопии, сканирующей лазерной конфокальной микроскопии и оптической микроскопии.

Проведено варьирование кристаллографической текстуры на образцах из сплавов на основе никеля и алюминия, шероховатости поверхности образцов из сплава на основе алюминия, доли бета фазы в образцах из сплава на титана. Также проведено моделирование условий рентгеновской съемки остаточных напряжений, с целью выявления зависимости между временем экспозиции, шага сканирования, ширины рентгеновской линии и величины погрешности измерения остаточных напряжений.

Выявлены факторы негативного влияния текстуры на точность определения остаточных напряжений – малая интенсивность рентгеновской линии вне текстурного максимума и анизотропия упругости в склонных к ней материалах. Показано, что наиболее значимым фактором, влияющим на погрешность измерения остаточных напряжений, является погрешность измерения межплоскостного расстояния. Шероховатость поверхности образцов из алюминиевых сплавов не является фактором влияния. В результате исследования остаточных напряжений в титановых сплавах выявлено, что в сплавах ВТ3-1, ВТ22 и ВТ41 скорость роста деформации решетки бета фазы выше, чем альфа фазы при приложении макродеформации.

**В.П. ТЮТИН, М.Г. ИСАЕНКОВА,
О.А. КРЫМСКАЯ, А.А. БОЧАРНИКОВ**
*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
г. Москва, Российская Федерация*
e-mail: VPTyutin@mephi.ru

ФОРМИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛОГРАФИЧЕСКОЙ ТЕКСТУРЫ ПРИ ПРОКАТКЕ ДВУХФАЗНЫХ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ

Выявление закономерностей формирования текстуры в двухфазных титановых сплавах при холодной деформации является актуальной задачей ввиду их широкого применения в авиационной технике, машиностроении, судостроении, химической промышленности и медицине. Высокая анизотропия свойств в материалах, обладающих гексагональной кристаллической структурой, а также повышенные требования к механическим свойствам титановых изделий обуславливают необходимость создания технологий, позволяющих получить материал с заданными свойствами. Понимание процессов текстурообразования α -Ti при холодной деформации в присутствии β -Ti различной морфологии и в различном содержании является сложной задачей, которая может быть решена с применением методов компьютерного моделирования.

Метод конечных элементов (КЭ) пластической деформации позволяет эффективно изучать текстурообразование в тесной привязке к структуре материала, а именно, к различной форме и объемному содержанию β -Ti. Свободно распространяемое программное обеспечение DAMASK зарекомендовало себя как гибкий и удобный метод изучения механизмов деформации и текстурообразования, эффективность которого показана в работах [1, 2]. Моделирование процесса пластической деформации двухфазных сплавов позволяет оценить взаимодействие зерен и рассмотреть факторы, влияющие на процесс формирования текстуры, чувствительной к изменению напряженного состояния в зернах при деформации и к активным системам скольжения и двойникования.

В работе проведен анализ текстурообразования в двухфазных титановых сплавах и сравнение экспериментальных данных с результатами моделирования. Разработана модель деформации двухфазных титановых сплавов, описывающая эволюцию их текстуры в процессе холодной прокатки, и установлены основные закономерности формирования в них текстуры прокатки.

1. Rubanov A.E., Isaenkova M.G., Krymskaya O.A., Yudin A.V. Structure, crystallographic texture and anisotropy of properties of VZh159 alloy and how they are influenced by regimes of selective laser melting and final heat treatment // Tsvetnye Metally, 2022, 10, 50-57.
2. Isaenkova M.G., Yudin A.V., Rubanov A.E., Osintsev A.V., Degadnikova L.A. Deformation behavior modelling of lattice structures manufactured by a selective laser melting of 316L steel powder // Journal of materials research and technology 2020; 9(6): 15177 – 15184.

Р.Е. ВОСКОБОЙНИКОВ^{1,2}

¹ *Национальный исследовательский центр “Курчатовский институт”*,

² *Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ*,

e-mail: roman.voskoboynikov@gmail.com

РАСЧЕТ ПОРОГОВЫХ ЭНЕРГИЙ СМЕЩЕНИЯ В ФЕРРИТО-МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЯХ НА ОСНОВЕ Fe-Cr

Низкая склонность феррито-мартенситных (ФМ) сталей к вакансионному набуханию является ключевым фактором, определяющим выбор этих материалов для изготовления элементов конструкций активных зон реакторов на быстрых нейтронах и компонентов первой стенки и blankets реакторов синтеза. Для безопасного использования ФМ сталей в операционных условиях ядерных реакторов необходимо количественно описать деградацию их свойств при одновременном воздействии механических нагрузок, повышенных температур, химически активных сред и реакторного облучения. Программы экспериментальных исследований, направленные на решение этой задачи, требуют больших временных и материальных затрат. Поэтому экспериментальное изучение радиационных эффектов в ФМ сталях целесообразно дополнить компьютерным моделированием. Моделирование особенно востребовано там, где проведение экспериментов затруднено или невозможно в силу временных и/или линейных масштабов протекающих процессов.

Основным источником радиационных повреждений в облучаемых материалах являются каскады смещений, которые образуются в результате рассеяния первично-выбитых атомов (ПВА) с энергиями $E_{\text{ПВА}} \geq 1$ кэВ на атомах мишени. Характерные линейные размеры и время жизни каскадов смещений составляют $\sim 5\text{-}30$ нм и $\sim 2\text{-}20$ пс соответственно, что на данном этапе развития науки и техники не позволяет наблюдать за первичным дефектообразованием в масштабе реального времени, и компьютерное моделирование методом молекулярной динамики (МД) является единственным адекватным методом исследования этого процесса.

Следует, однако, отметить, что для многих инженерных приложений детализация и результаты МД моделирования радиационных эффектов оказываются избыточными, линейные размеры моделируемого кристалла и накопленная доза – напротив – недостаточными, необходимые для проведения расчетов вычислительные ресурсы – недоступными, а трудозатраты – чрезмерными. В случаях, когда для решения материаловедческих задач требуется только определить тормозные способности, проективные пробеги, дозу, флюенс, коэффициенты распыления и т.п., оказывается достаточно приближения парных столкновений и функционала программно-обеспечения типа SRIM.

Для проведения корректных расчетов SRIM необходимо правильно задать параметры материала мишени, в число которых входят не только химический состав и плотность, но и средние пороговые энергии смещения E_d . Значения E_d , используемые в SRIM по умолчанию, определены для однокомпонентных материалов и, вообще говоря, могут не отражать реальных пороговых энергий смещения в многокомпонентных мишенях.

В представленной работе методом МД смоделировали дефектообразование в бинарном сплаве Fe-10ат.%Cr. Сгенерированная статистическая выборка из 14784 событий образования радиационных дефектов, инициированных ПВА Fe и Cr с энергиями $100 \text{ эВ} \leq E_{\text{ПВА}} \leq 5 \text{ кэВ}$ вдоль двадцати двух кристаллографических направлений, использована для расчета пороговых энергий смещения. Показано, что в исследуемом материале средние пороговые энергии смещения атомов Fe и Cr совпадают и равны $E_d = 24.5 \pm 0.6 \text{ эВ}$. Используя данные МД моделирования, построили зависимость E_d от $E_{\text{ПВА}}$, которая распадается на два линейных фрагмента, см. рис. 1, определяемых действующим механизмом дефектообразования. Определили значение $E_{cc} \approx 0.84 \text{ кэВ}$, при котором образование изолированных точечных дефектов при низких энергиях ПВА $E_{\text{ПВА}} \leq E_{cc}$ сменяется дефектообразованием в каскадах смещений, инициируемых ПВА с энергиями $E_{\text{ПВА}} \geq E_{cc}$. На основании результатов моделирования модифицировали каскадную функцию в модели Кинчина-Пиза, чтобы учесть зависимость пороговых энергий смещения E_d от энергии $E_{\text{ПВА}}$.

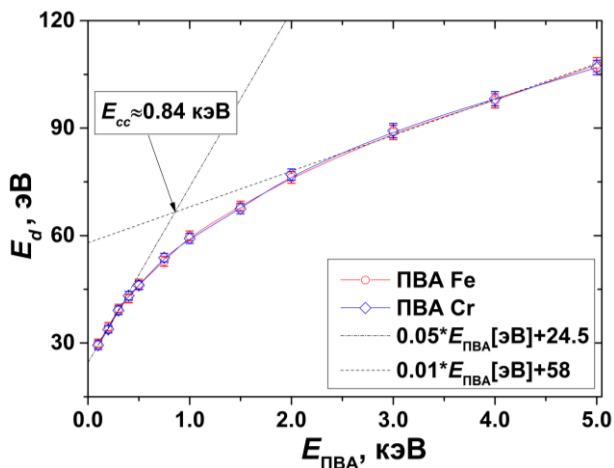


Рис. 1. Зависимость средней пороговой энергии смещения E_d от $E_{\text{РКА}}$ в неупорядоченном бинарном модельном сплаве Fe-10ат.%Cr. 95% доверительный интервал показан планками.

П.К. ЕФРЕМОВ, А.Н. АБРАМОВ, С.Е. АРЕФИНКИНА,
А.Д. ГЕРСТЛЕ, Д.Ю. ЕРАК, О.В. МИХИН, В.Н. МУРАШОВ
НИЦ «Курчатовский Институт»,
e-mail: efremv17@yandex.ru

РАСЧЕТ ПАРАМЕТРОВ АМПУЛЬНЫХ РЕАКТОРНЫХ ИСПЫТАНИЙ КАНДИДАТНЫХ МАТЕРИАЛОВ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ

Реакторные испытания опытных твэлов, как известно, являются важным этапом при разработке перспективных ядерных энергетических установок.

В рамках данной работы проводились расчетные оценки теплогидравлических параметров теплоносителя в облучательном устройстве при испытаниях материалов оболочек твэлов в исследовательском реакторе ИР-8 НИЦ «Курчатовский Институт». Для расчетов использовался программный комплекс, позволяющий выполнять оценки теплогидравлических параметров теплоносителя и включающий, в частности, модули, написанные в пакете MathCad и на языке программирования Python. Рассмотренный программный комплекс может использоваться для проведения оценок теплогидравлических параметров водного теплоносителя в широких диапазонах его свойств.

Для проведения в реакторе ИР-8 исследований влияния радиационной составляющей на коррозионную стойкость кандидатных материалов оболочек твэлов проектируемых реакторов с водяным теплоносителем сверхкритических параметров (ВВЭР-СКД) предполагается использовать специальное ампульное устройство (АУ) [1]. В качестве одного из кандидатных материалов оболочек твэлов рассматривается сталь ЧС-68-ИД хд. [2]. Для одного из возможных вариантов конструкции ампулы проводился выбор параметров компенсатора объема, моделировался выход АУ на рабочий режим, в частности, осуществлялось моделирование параметров ПИД-регулятора (пропорционально-интегрально-дифференциальный регулятор) [3,4] нагревателя, применяемого в ампульном устройстве. Выполненные на текущем этапе расчеты являются продолжением работы [3].

Важным аспектом выбора параметров выхода АУ на рабочий режим является моделирование поведения компенсатора объема, наличие которого предусмотрено конструкцией ампульного устройства. Схема компенсатора объема должна быть обоснована комплексом необходимых расчетов и стендовых испытаний, изменения его параметров должны учитываться совместно с динамикой давления и температуры теплоносителя в ампульном устройстве при выходе АУ на режим.

Разработан модуль на языке Python для оценки изменения объема СКД-теплоносителя, происходящего во время выхода АУ на режим, которые должны быть использованы при выборе параметров компенсатора объема. При расчете в данном модуле учитываются изменения свойств воды в зависимости от исходных параметров. Были сделаны предварительные оценки изменений объема теплоносителя в АУ для разных вариантов конструкции ампульного устройства. Предложены варианты параметров компенсатора объема.

Применение рассмотренных в работе подходов должно способствовать созданию оптимальных условий ампульных реакторных испытаний кандидатных материалов оболочек твэлов для проектируемого ВВЭР-СКД.

1. С.Е. Арефинкина, А.Н. Абрамов, А.В. Бабенко, В.С. Белянин, А.Д. Герстле, Д.Ю. Ерак, П.К. Ефремов, О.В. Михин, В.Н. Мурашов, В.В. Яковлев, Разработка облучательных ампульных устройств для реакторных исследований свойств оболочек твэлов в среде теплоносителя с СКД-параметрами, Вопросы атомной науки и техники, Физика ядерных реакторов, 2023, вып. 5, с. 65–74.
2. Симонов С.С., Баланин А.Л. Планирование дореакторных, реакторных и послереакторных исследований конструкционных материалов и опытных твэлов реактора ВВЭР-СКД с быстрым спектром нейтронов. — В сб.: Научные исследования и технологические разработки для обеспечения развития ядерных технологий нового поколения. Тезисы докладов XI Всероссийской молодежной конференции, Димитровград, 17–21 апреля 2023. Димитровград, Акционерное общество “Государственный научный центр — Научно-исследовательский институт атомных реакторов”, 2023, с. 19.
3. Измеритель-регулятор программный ТРМ251. Инструкция по эксплуатации. — М.: ОВЕН, 2022. — С. 1-104.
4. В.В. Денисенко. ПИД-регуляторы: принципы построения и модификации, СТА: Современные технологии автоматизации, 2006, № 4, с. 66–74.
5. Абрамов А.Н., Арефинкина С.Е., Герстле А.Д., Ефремов П.К., Михин О.В., Мурашов В.Н., Моделирование параметров ПИД-регулятора нагревателя в ампульном реакторном эксперименте, в сб.: Сборник аннотаций XVII Курчатовской молодежной научной школы. М.: НИЦ “Курчатовский институт”, 2023, с. 269.

Н.Д. КОМАРОВ, В.А. БОРОДИН

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,

Москва, Россия

e-mail: komarovnd@mail.ru

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРВИЧНЫХ РАДИАЦИОННЫХ ПОВРЕЖДЕНИЙ НА ГРАНИЦЕ РАЗДЕЛА «СТАЛЬ - ОКСИД ЖЕЛЕЗА»

Многообещающим методом защиты жаропрочных сталей от коррозии в реакторах на быстрых нейтронах с жидкометаллическим теплоносителем является покрытие сталей защитным оксидным слоем. В случае ферритно-мартенситных сталей при температурах 400–700 °С в среде с высоким содержанием кислорода на поверхностях, которые контактируют с теплоносителем, формируется двухслойный оксид со структурой шпинели и химическим составом Me_3O_4 , где Me — это Fe либо (Fe,Cr). Чтобы оценить радиационную стойкость таких покрытий, необходимо понимать, как первичные радиационные повреждения влияют на структуру и свойства границы раздела между металлом и оксидным слоем. Компьютерное моделирование может предоставить полезную информацию для прогнозирования влияния облучения на физические и механические свойства оксидных покрытий.

В данной работе были изучены характеристики первичных радиационных повреждений в каскадах атомных столкновений на границе раздела металла и оксидного слоя в упрощённом случае, в котором частичным обогащением оксида хромом пренебрегается. Было смоделировано статистически значимое количество каскадов атомных столкновений с энергиями первично-выбитых атомов (ПВА) от 3 до 5 кэВ. Расчеты проводились методом молекулярной динамики, реализованном в программном пакете LAMMPS [1]. Для описания взаимодействия атомов использовался межатомный потенциал ReaxFF [2], модифицированный для улучшения термодинамической стабильности границы и дополненный короткодействующим потенциалом ZBL [3] для описания взаимодействия пар атомов на малых расстояниях.

В результате расчётов было проанализировано влияние каскада на повреждение границы раздела в зависимости от расстояния точки создания ПВА до границы, типа выбитого атома и его энергии. Каскад, берущий своё начало далеко от границы раздела двух сред, не оказывает существенного влияния на состояние границы, в то время как ПВА, выбиваемые рядом с границей раздела, быстро проходят её насквозь и также не приводят к заметному повреждению границы. Это связано с тем, что из-за большой проективной длины пробега таких ПВА основная область каска-

да статистически чаще всего формируется глубоко внутри металла. Также выявлено, что при энергии ПВА выше 4 кэВ каскады явно разделяются на субкаскады.

Полученные данные о том, как повреждается граница раздела между металлом и оксидом в зависимости от типа, начальной кинетической энергии и направления движения ПВА, могут быть применены для оценки степени надёжности адгезии защитных оксидных покрытий при эксплуатации стальных конструкций в реакторных условиях.

1. Plimpton S. Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics // *J Comp Phys.* – 1995. – V. 117. – I. 1. – P. 1–19.
2. Pitman M.C. Dynamics of Confined Reactive Water in Smectite Clay–Zeolite Composites // *J. Am. Chem. Soc.* – 2012. – V. 134 – N. 6. – P. 3042–3053.
3. Ziegler J.F., Biersack J.P., Littmark U. – The stopping and range of ions in solids // New York: Pergamon. – 1985. – 321 p.

С. П. НИКИТИН
АО «Композит», Королев, Россия
e-mail: norff@yandex.ru

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ ИОНОВ НАТРИЯ В СТЕКЛЕ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ПРОТОНАМИ

Аннотация: представлена самосогласованная модель полевой миграции ионов натрия в натриево-силикатных стеклах при воздействии протонов с энергиями, характерными для горячей магнитосферной плазмы (ГМП). Приведены результаты численного моделирования для стекла К-208 при облучении протонами с энергией 30 кэВ. Проведено сравнение результатов моделирования с экспериментальными данными, полученными на испытательном стенде УВ-1/2 АО «Композит».

В настоящее время для увеличения срока эксплуатации космических аппаратов (КА) в качестве защитных покрытий солнечных батарей широко используются натриево-силикатные стекла. Их основное предназначение защита фотопреобразователей от воздействия протонов ГМП. При моделировании воздействия на материалы космического назначения эффективная энергия протонной составляющей составляет 30 кэВ. Воздействие на стекло потока заряженных частиц со временем приводит к потере массы, изменению морфологии облучаемой поверхности стекла, возникновению на ней микровыступов и микротрещин, накоплению внутри стекла инжектированного заряда, а также появлению на поверхности газонаполненных пузырьков. Такие повреждения могут изменять как физические, так и химические свойства стекла. Сильные электрические поля, индуцированные инжектированными в стекло зарядами, влияют на перераспределение входящих в его состав ионов щелочных металлов, что, в свою очередь, играет ключевую роль в перестройке микроструктуры стекла.

На российских КА в качестве покровного стекла солнечных батарей используют пластины стекла марки К-208, имеющего следующий состав (мол. %): SiO₂ (69.49); В₂O₃ (11.93); Al₂O₃ (4.00); К₂O (4.25); Na₂O (10.33); СеО₂ (2.00, сверх 100%). Добавка двуокиси церия значительно повышает его радиационную стойкость, сохраняя при этом высокую прозрачность.

В экспериментах пластины из этого стекла размерами 40 × 40 × 0.17 мм облучали в вакуумной камере испытательного стенда УВ-1/2 АО «Композит». Их прикрепляли к полированной поверхности термостатированного металлического столика с температурой T = 20±1°C и облучали протонами с плотностью потока облучения φ = 10¹⁰ см⁻²·с⁻¹ при давлении p = 1.0·10⁻⁴ Па. Поверхности образцов до и после облучения исследовали с помощью атомно-силового микроскопа Solver P47–Multi–Technique SPM в режиме полуконтактной атомно-силовой моды.

На рисунках 1а и 1б представлены 3D АСМ-изображения поверхностей образцов, облученных флюенсами $\Phi = 7.5 \cdot 10^{14} \text{ см}^{-2}$ и $\Phi = 6.7 \cdot 10^{16} \text{ см}^{-2}$ соответственно. На этих изображениях наблюдается появление газонаполненных пузырьков, предположительно заполненных водородом, средний размер которых увеличивается с дозой облучения. Этот процесс в значительной степени изменяет морфологию поверхности, и, как следствие, ее свойства.

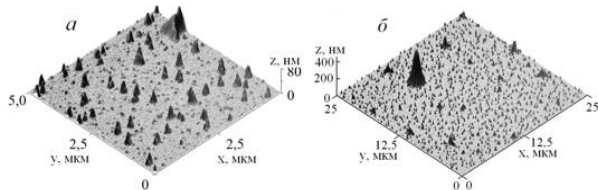


Рисунок 1. 3D АСМ-изображения фрагментов поверхностей исследуемых образцов.

Для численного моделирования с помощью пакета программ GEANT-4 методом Монте-Карло по схеме укрупненных столкновений были рассчитано распределение инжектированных в образец стекла протонов. Далее для получения эволюции распределения ионов натрия внутри облучаемого слоя образца с применением неявной разностной схемы численно решалась задача переноса, с учетом поля, индуцированного инжектированным зарядом, а также диффузионного и дрейфового потоков ионов натрия.

Результаты моделирования переноса протонного излучения в образце с энергией частиц 30 кэВ показало, что протоны термализуются в тонком приповерхностном слое образца с глубиной проникновения не более 0.5 мкм. Моделирование миграции ионов натрия показало, что за счет полевого дрейфа ионы из области положительного инжектированного заряда переносятся в сторону облучаемой границы стекла, что качественно совпадает с результатами эксперимента.

А.А. ГУСЕВ¹, А.В. НАЗАРОВ^{1,2}

¹ *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,*

² *НИЦ «Курчатовский институт» – ИТЭФ, Москва, Россия,*

e-mail: alexey-gsv@mail.com

МНОГОМАСШТАБНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ПЕРЕРАСПРЕДЕЛЕНИЯ ВАКАНСИЙ В УПРУГОМ ПОЛЕ КРАЕВОЙ ДИСЛОКАЦИИ В ОЦК ЖЕЛЕЗЕ

Информация о кинетике диффузионных процессов необходима для прогнозирования образования сегрегаций, выделений, нанопор и атмосфер Коттрела в конструкционных материалах, в частности в сталях. Атмосферы Коттрела препятствуют скольжению дислокаций, что непосредственно влияет на механические характеристики материала, такие как прочность и ползучесть. Многомасштабная модель позволяет изучить процессы опираясь только на информацию о межатомных потенциалах взаимодействия, без привлечения экспериментальных данных [1]. Мы изучаем перераспределение точечных дефектов в окрестности дислокации, используя нашу теорию диффузии учитывающую влияние деформаций, создаваемых дислокацией. Применяются четыре этапа моделирования.

Первый этап - это изучение атомной структуры ядра краевой дислокации и её окрестности с использованием модифицированного метода молекулярной статистики (МММС), который учитывает анизотропию упругого поля вокруг основной расчетной ячейки. Модель позволяет сопоставлять смещения атомов на границе основной ячейки и смещения атомов, погруженных в упругую среду, и, таким образом, вычислять компоненты тензора деформации во всей вычислительной области.

Второй этап - расчет коэффициентов, определяющих влияние компонентов тензора деформации на потоки дефектов в ОЦК решетке, и расчет диффузионных характеристик точечных дефектов. Эти коэффициенты очень чувствительны к атомной структуре в непосредственной близости от дефекта и еще более чувствительны к атомной структуре в седловой точке. Поэтому для этой задачи также применен МММС, в которой как атомная структура вблизи дефекта, так и параметр, определяющий смещения атомов, помещенных в упругую среду, определяются самосогласованным образом. Указанные коэффициенты и диффузионные характеристики получены для вакансий с использованием парного и ЕАМ-потенциалов.

Третий этап — моделирование диффузии точечного дефекта в кристалле ОЦК железа при различных температурах методом молекулярной динамики с использованием модели естественного термостата. Проведе-

ние этого расчета позволяет получить значение энергии миграции и предэкспоненциального множителя в уравнении Аррениуса.

Четвертым этапом является численное решение уравнения диффузии. Полученное решение определяет кинетику перераспределения вакансий в окрестности ядра краевой дислокации. Выражения для диффузионных потоков, учитывающих нелинейную зависимость коэффициентов диффузии от упругой деформации были получены ранее [2]. Уравнение диффузии получается путем подстановки этих выражений в уравнение непрерывности. Используя величины, полученные на втором и третьем этапах, и поле деформации, полученное на первом этапе, мы находим пространственную зависимость матричных элементов коэффициентов диффузии в окрестности дислокации.

Результаты показывают, что распределения вакансий вблизи дислокаций имеют довольно сложный характер и позволяют изучать кинетику образования сегрегации.

1. A A Gusev and A V Nazarov 2020 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 1005 012028, DOI: 10.1088/1757-899x/1005/1/012028
2. A.V. Nazarov and A.A. Mikheev 2008 J. Phys.: Condens. Matter 20 485203

Д.И. ЗАЙНУТДИНОВ^{1,2}, В.А. БОРОДИН², Р.А. ВОРОНКОВ¹,
С.А. ГОРБУНОВ¹, Н. МЕДВЕДЕВ^{3,4}, Р.А. РЫМЖАНОВ^{5,6},
М.В. СОРОКИН², А.Е. ВОЛКОВ^{1,2,5}

¹ФИАН имени П.Н. Лебедева РАН, Москва, Россия

²НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

³Институт физики АН ЧР, Прага, Чехия

⁴Институт физики плазмы АН ЧР, Прага, Чехия

⁵ОИЯИ, Дубна, Россия

⁶Институт ядерной физики, Алматы, Казахстан

e-mail: d.zaynutdinov@lebedev.ru

ПОРОГОВЫЙ ЭФФЕКТ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРИ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОМ ОБЛУЧЕНИИ SiC БЫСТРЫМИ ТЯЖЁЛЫМИ ИОНАМИ

Устойчивость SiC к облучению [1] делает его перспективным материалом для применения в радиационно-агрессивных средах. В то же время реакция SiC на высокотемпературное облучение ещё полностью не изучена. В представленной работе выполнено моделирование эффектов облучения SiC быстрыми тяжёлыми ионами (БТИ) при разных температурах облучения.

Монте-Карло код TREKIS-3 [2, 3] с температурно-зависимыми сечениями рассеяния [4] использовался для моделирования прохождения БТИ через нагретый SiC в режиме электронных потерь энергии, релаксации электронного возбуждения и передачи энергии в решётку. Было установлено, что с ростом температуры облучения увеличивается плотность переданной энергии атомам материала. Полученный профиль этой энергии использовался в качестве начальных условий для последующего молекулярно-динамического моделирования структурных изменений [5] в окрестности траектории иона. Показано, что при $T_{irr} > 1800$ К вдоль траектории БТИ образуется цепочка наноразмерных пустот. При этом поперечный размер повреждённой области растёт вместе с температурой облучения. Показано, что причиной образования пустот является перенос массы дислокациями, выдавливаемыми из ядра трека [6].

Полученные результаты демонстрируют неожиданное поведение материала в экстремальных условиях и подчеркивают необходимость введения температурного критерия устойчивости SiC к БТИ-облучению.

1. S. Nan, M. Xiao, Z. Guan, C. Feng, C. Huo, G. Li, P. Zhai, F. Zhang (2023). Atomic-scale revealing defects in ion irradiated 4H-SiC. *Materials Characterization*, 203, 113125. <https://doi.org/https://doi.org/10.1016/j.matchar.2023.113125>
2. N.A. Medvedev, R.A. Rymzhanov, A.E. Volkov (2015). Time-resolved electron kinetics in swift heavy ion irradiated solids. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 48(35). <https://doi.org/10.1088/0022-3727/48/35/355303>
3. R.A. Rymzhanov, N.A. Medvedev, A.E. Volkov (2016). Effects of model approximations for electron, hole, and photon transport in swift heavy ion tracks. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 388, 41–52. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2016.11.002>
4. S.A. Gorbunov, N.A. Medvedev, R.A. Rymzhanov, P.N. Terekhin, A.E. Volkov (2014). Excitation and relaxation of olivine after swift heavy ion impact. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research, Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms*, 326, 163–168. <https://doi.org/10.1016/j.nimb.2013.09.028>
5. S. Plimpton (1995). Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics. *J Comp Phys*, 117(1), 1–19.
6. D.I. Zainutdinov, V.A. Borodin, S.A. Gorbunov, N. Medvedev, R.A. Rymzhanov, M.V. Sorokin, R.A. Voronkov, A.E. Volkov (2024). High-temperature threshold of damage of SiC by swift heavy ions. <https://doi.org/https://doi.org/10.48550/arXiv.2406.07963>

ТЕЗИСЫ СТЕНДОВЫХ ДОКЛАДОВ

(в порядке расположения в программе)

А.В. АБРАМОВ, А.А ИВАННИКОВ, С.М. ТЕРЕХОВА,
О.Н. СЕВРЮКОВ

Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ»
e-mail: aavlab@mail.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ СВОЙСТВ БЫСТРОЗАКАЛЕННЫХ АМОРФНЫХ И МИКРОКРИСТАЛЛИЧЕСКИХ СПЛАВОВ- ПРИПОЕВ ДЛЯ ФОРМИРОВАНИЯ ВАКУУМПЛОТНЫХ МЕТАЛЛОСТЕКЛЯННЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Алмосиликатные стекла обладают такими важнейшими оптическими свойствами, как возможность пропускания видимого света, ультрафиолетового и инфракрасного излучения. Помимо этого, силикатные стекла обладают химической инертностью, диэлектрическими свойствами и низким коэффициентом температурного расширения (КТР), что обеспечивает их стойкость при температурных нагрузках. Важнейшим преимуществом силикатных стекол является возможность получения составов, обладающих КТР близким к значениям для основного материала, за счет дополнительного легирования. Это позволяет получать согласованные спаи силикатных стекол и металлов, отличающиеся низкой величиной остаточных напряжений в зоне паяного шва. Широка технологических применений обуславливает необходимость создания стекол с металлами. Примерами устройства, нуждающимися в таких соединениях, являются герметичные изделия из вакуумного стекла, такие, как: электронные клапаны, электронно-лучевые трубки, рентгеновские трубки, смотровые и наблюдательные окна и другие [1].

Перспективным методом для формирования разнородных соединений стекла и металла является пайка [2]. В отличие от других методов процесс пайки позволяет производить соединение при температуре плавления припоя, лежащей ниже температуры размягчения стекол. Помимо этого, процесс пайки позволяет получать соединения сложной геометрии и производить длительное медленное охлаждение, что позволяет избегать накопления остаточных напряжений в зоне пайки.

В данной работе подобраны активные припои на основе Ti и Ag, перспективные для формирования разнородного соединения кварцевого стекла С48-3 с молибденовым сплавом ЦМ-2А [3]. Отработаны режимы получения сплавов-припоев методом быстрой закалки расплава. Изучены закономерности физико-химического взаимодействия сплавов-припоев с основными материалами и определены углы их смачивания. Изучены специфические свойства сплавов-припоев, требуемые для создания расчетной модели оценки величины остаточных напряжений в паяном соединении. Проведена численная оценка величины напряжений, формирующихся при кристаллизации сплава-припоя и дальнейшего охлаждения соединения в процессе пайки.

А.В. БРАЦУК, А.А. НОВИКОВА, С.Ю. КОВТУН,
Д.М. ВАРДАНЯН, Д.С. КИСЕЛЁВ

*Акционерное общество «Научно-исследовательский институт Научно-
производственное объединение «ЛУЧ»*
e-mail: bratsuk@sialuch.ru

ДЕМОНСТРАЦИЯ БЕТА-ВОЛЬТАИЧЕСКОГО ЭЛЕМЕНТА НА ОСНОВЕ ПЛЕНКИ ИЗ НАНОСТРУКТУРИРОВАННОГО ДИОКСИДА ТИТАНА

В связи с миниатюризацией электронных приборов появляются новые устройства с ультранизким энергопотреблением. Энергию такого порядка смогут обеспечить бета-вольтаические источники питания (БВИП), состоящие из совокупности бета-вольтаических элементов (БВЭ) на основе бета-изотопов и полупроводниковых преобразователей (ПП).

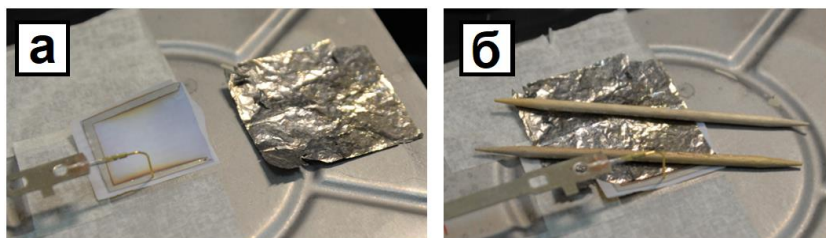
Наноструктурированный диоксид титана (TiO_2 НС) зарекомендовал себя в качестве перспективного полупроводникового преобразователя (ПП) энергии бета-излучения в электрическую энергию. В стандартном исполнении такой ПП представляет собой титановую подложку толщиной порядка 100 мкм, на которой методом электрохимического анодирования сформирована тонкая пленка толщиной порядка 15 мкм из TiO_2 НС в виде нанотрубок или нанопор. С помощью отделения пленки от сравнительно объемной и тяжелой подложки можно увеличить удельную мощность БВЭ, отнесенную к его объему или массе.

Целью работы явилось создание БВЭ на основе пленки наноструктурированного диоксида титана и никеля-63 активностью ~ 10 Ки/г с демонстрацией его ключевых электрических параметров.

Синтез TiO_2 НС проводили методом электрохимического анодирования титановой подложки в электролите на основе этиленгликоля с добавками фторида аммония и воды. Модификацию свежесинтезированного аморфного TiO_2 НС осуществляли с помощью отжига в муфельной печи с целью получения фазы анатаз. Отделение пленки из TiO_2 НС от титановой подложки проводили в перекиси водорода. На отделенную пленку напыляли электрические контакты из серебра. Рабочая площадь ПП составила 20×20 мм². Измерение вольтамперных характеристик (ВАХ) производили с помощью электрометра-измерителя.

Созданный образец ПП из пленки TiO_2 НС (рисунок 1а) имел толщину порядка 18 мкм, состоял из анатаза и не содержал дополнительных химических элементов, которые могли бы быть привнесены в результате технологических операций.

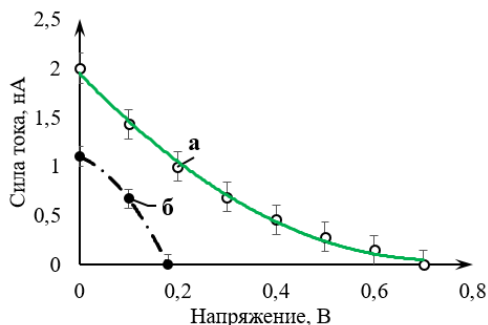
На основе созданного ПП и фольги из никеля-63 активностью ~ 10 Ки/г собран БВЭ, представленный на рисунке 1б.



- а – установка наконечника зонда на контактную дорожку ПП;
 б – размещение фольги из никеля-63 на ПП

Рис. 1. Процесс сборки БВЭ на основе фольги из никеля-63 и ПП из пленки TiO_2 НС

График ВАХ БВЭ на основе пленки TiO_2 НС представлен на рисунке 2а. Для сравнения на рисунке 2б приведен график ВАХ БВЭ, который имеет в своем составе титановую подложку.



- а – ПП из пленки TiO_2 НС; б – ПП с титановой подложкой

Рис. 2. ВАХ единичных БВЭ на основе фольги из никеля-63 активностью ~ 10 Ки/г и TiO_2 НС

У х.х. и I к.з. для БВЭ с ПП из пленки TiO_2 НС (рисунок 2а) составили $(0,70 \pm 0,01)$ В и $(2,00 \pm 0,15)$ нА. Это значительно выше значений $(0,18 \pm 0,01)$ В и $(1,1 \pm 0,1)$ нА (рисунок 2б), полученных на БВЭ с ПП, имеющим в своем составе титановую подложку.

Сравнение электрических параметров БВЭ на основе ПП с титановой подложкой и без нее показывает, что имеется улучшение благодаря замене подложки на контакты из серебра. Контакты из серебра исключили появление механических напряжений на границах раздела TiO_2 / Ag , что не привело к образованию отслоений, затрудняющих передачу тока. Кроме того, стоит отметить высокую электропроводность серебра, которая могла способствовать повышению электрических параметров.

А.С. БЫКАНОВ^{1,2}, А.В. ПОЗДНЯКОВ², А.С. ПОЛИТИКО¹,
М.С. ГУСАКОВ¹, В.В. КАШИРЦЕВ¹

¹АО «Композит»

²Национальный исследовательский технический университет «МИСиС»,

e-mail: info@kompozit-mv.ru

ВЛИЯНИЕ КОМПЛЕКСНОГО ЛЕГИРОВАНИЯ РЕДКОЗЕМЕЛЬНЫМИ И ПЕРЕХОДНЫМИ МЕТАЛЛАМИ НА СТРУКТУРУ, ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ И ТВЕРДОСТЬ СПЛАВА СИСТЕМЫ Al-Mg-Mn

Постоянным предметом внимания является повышение удельных прочностных свойств и термостабильности алюминиевых сплавов.

Известно, что термическая стабильность свойств алюминиевых сплавов обеспечивается стабильной гетерогенной структурой, где взаимодействие упрочняющих частиц с матрицей при повышенных температурах сведено к минимуму [1].

Сплавы системы Al-Mg сочетают в себе хорошую формуемость, довольно высокую прочность, хорошую коррозионную стойкость.

Скандий в алюминиевых сплавах является наиболее эффективной добавкой для достижения большого упрочняющего эффекта при отжиге литых образцов. Скандий повышает качество сварных соединений магналиев и до 200% увеличивает усталостную долговечность металла.

Магний и марганец в данных сплавах также являются эффективными упрочнителями. Магний при кристаллизации образует неравновесную эвтектическую β -фазу – Al_3Mg_5 (Al_3Mg_2). При повышении температуры фаза β -фаза полностью растворяется в твердом (Al), что приводит к повышению как прочности, так и пластичности. Марганец в сплавах системы Al-Mg обеспечивает дополнительное твердорастворное упрочнение, а также может выделяться в виде интерметаллидов типа Al_6Mn и др. Помимо упрочняющего эффекта, марганец снижает склонность к межкристаллитной коррозии и коррозии под напряжением.

Совместное легирование алюминиевых сплавов Zr и Sc приводит к повышению эффективности дисперсионного упрочнения за счет формирования дисперсоидов фазы смешанного состава $Al_3(Sc_{1-x},Zr_x)$ с ядром, состоящим из атомов Sc, и периферией, обогащенной атомами Zr. При этом Sc, имея больший, чем Zr коэффициент диффузии, ускоряет процесс распада пересыщенного твердого раствора и зарождения выделений, тогда как медленно диффундирующие атомы Zr замедляют при повышении температуры рост дисперсоидов $Al_3(Sc_{1-x},Zr_x)$, обеспечивая их высокую термическую стабильность.

Легирование алюминиевых сплавов хромом способствует выделению дисперсных интерметаллидов типа Al_7Cr , $Al_7(Mn, Cr)$ и др., повышает

прочностные свойства сплава при нормальных условиях, а также показатели длительной прочности при повышенных температурах [1].

Известно, что добавки La в Al-сплавы способствуют снижению скорости коррозии исходных сплавов и повышению структурной стабильности при температурах отжига до 250°C [2].

До выплавки образцов проводилось моделирование характеристик сплавов с помощью программного пакета JmatPro.

Было рассмотрено несколько составов сплавов:

1. Al-4.5Mg-1Mn-0.2Sc-0.1Zr-0.18Cr
2. Al-4,5Mg-0,5Mn-0,3Sc-0,2Zr-0,2Cr-0,11La
3. Al-4,3Mg-0,9Mn-0,3Sc-0,2Zr-0,2Cr-0,11La

Результаты моделирования показали, что свойства сплава №3 потенциально существенно превосходят два других: σ_{02} для данного сплава достигает 463 МПа, в то время как для сплавов №1 и №2 предел текучести лежит в диапазоне 230-270 МПа. По всей видимости, данный эффект упрочнения в значительной степени совместным легированием сплава лантаном и марганцем.

Сплав выплавлен из шихты: Al (A99), Mg (Mg-90), AlCr10, AlSc2, AlZr5, AlMn11, AlLa16. Заливка проведена в графитовую изложницу. Скорость охлаждения при кристаллизации для данной изложницы составляет примерно 10-20 К/с. Далее образцы отжигали при температурах 300-450°C.

Микроструктурные исследования, проведенные на растровом электронном микроскопе показывают, что La, Mn, Mg и Cr образуют при кристаллизации сложный интерметаллид. Методом микро-рентгеноспектрального анализа установлено приблизительное соотношение элементов (мас.%) в данной фазе – Al-10Mn-7Mg-6La-1Cr.

Твердость в литом состоянии составила 85HV. Максимум твердости достигается в образцах, отожженных при 300-350 °C и соответствует значениям 126-127HV. Эффект упрочнения связан с выделением из пересыщенного редкоземельными металлами твердого раствора дисперсоидов. Отжиг в течение 100 ч при 400°C показал падение твердости относительно максимального на ~17%, что вызвано ростом упрочняющих дисперсоидов.

Проведенные исследования показали, что выбранный состав способен сохранять прочностные свойства после длительного воздействия повышенных температур.

1. В.И. Добадкин, В.И. Елагин, В.М. Федоров, Быстрозакристаллизованные алюминиевые сплавы, М., ВИЛС, 1995
2. Попова Е.В. Структура и свойства аморфных сплавов легированных Ni, Fe и La: автореф. дис. канд. техн. наук Е.В. Попова – М., 2005.

ФУНКЦИОНАЛЬНЫЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ НАПЛАВЛЕННЫХ СЛОЕВ ИЗНОСОСТОЙКИХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ

Износ узлов и рабочих поверхностей оборудования добывающей промышленности ведет к значительным материальным потерям. Условия работы добывающего, горно-обогатительного и транспортного оборудования определяют абразивный износ одним из основных видов воздействий, ведущих к изнашиванию оборудования, снижению его производительности и эффективности эксплуатации. Для предотвращения возможных повреждений оборудования, как правило, защищают его рабочие поверхности нанесением износостойких покрытий, либо проводят модифицирующую обработку, используя лазерные, плазменные, электроннолучевые, электродуговые и др. методы.

В общем случае, мероприятиям, направленным на создание защитных покрытий во время ремонта или производства деталей, должны предшествовать исследования в сфере материаловедения [1] и производственных технологий. Так, наплавка слоев с повышенными эксплуатационными характеристиками представляет особый интерес благодаря широким возможностям по выбору технологии, режимов нанесения, используемых составов, при создании конструкционных материалов [2].

Исследовались образцы наплавленных пластин марок АСП-200, АСП-200+ и АСП 300. Пластины изготовлены и предоставлены компанией ООО «РСТП». Для сравнения также исследовали образцы сталей 110Г13Л (ГОСТ 977-88), Severhard 450 и Hardox 450.

Испытание на трение проводили на установке CETR UMT 2.0 по схеме неподвижный палец (испытываемый образец) по вращающемуся диску (сталь), следуя процедуре ASTM G99.

Испытания на абразивный износ проводили на установке CETR UMT 2.0 по схеме палец (испытываемый образец) по диску с поверхностью из наждачной бумаги, следуя процедуре ГОСТ 17367-71. Палец двигался по спирали Архимеда от центра диска к периферии. Интенсивность изнашивания оценивали по отношению потери массы образца к пройденному пути.

Испытания на абразивный износ при условиях, имитирующие истирание и ударные нагрузки проводили в планетарной мельнице Retsch PM100 в среде абразива SiC и металлических шаров из нержавеющей стали.

Твердость HRC исследуемых образцов измеряли на твердомере Роквелла TP-5018M алмазным конусом с углом 120° при вершине при нагрузке 150 кгс.

Результаты испытаний представлены в таблице.

| Обр. | Твердость образцов, HRC | Коэф. трения, f | Интенсивность изнашивания (истирание и ударные нагрузки), I, г/см ² × 10 ⁻³ | Интенсивность изнашивания (абразивный износ) Im, мг/м |
|-----------|-------------------------|-----------------|---|---|
| АСП-200 | 58 | 0,7961 | 1,87157 | 0,11852 |
| АСП-200+ | 64 | 0,5952 | 2,10470 | 0,08518 |
| АСП-300 | 51 | 0,7122 | 1,41753 | 0,30185 |
| 110Г13Л | 21 | 0,8347 | 1,60284 | 1,51481 |
| Severhard | 46 | 0,8214 | 1,73221 | 2,73704 |
| Hardox | 48 | 0,5461 | 1,36851 | 2,72556 |

Анализ результатов испытаний показывает преимущество опытных образцов с наплавленными слоями по сравнению с применяемыми в настоящее время материалами. Разница интенсивности изнашивания в условиях лабораторных испытаний достигает 20 раз. С учетом экономической эффективности наплавленные абразивостойкие пластины АСП-200, АСП-200+ и АСП-300 могут применяться для защиты и ремонтно-восстановительных работ изнашиваемых узлов и деталей горнорудного оборудования как более эффективные, чем традиционные стали 110Г13Л, Severhard450 и Hardox450.

1. П.А. Быков, И.Е. Калашников, Л.И. Кобелева, И.В. Катин, Р.С. Михеев. Картирование режимов трения композиционных материалов с интерметаллидным упрочнением на основе антифрикционного сплава системы Al-Sn-Cu. Письма о материалах. 2021. Т.11. №2. С.181-186.
2. Савицкий Г.П., Михеев Р.С., Калашников И.Е., Кобелева Л.И., Быков П.А. Исследование структуры и свойств композиционных покрытий системы SnSbCu-Ti₂NbAl, сформированных на стальных подложках процессом дуговой наплавки / Металлы. 2022. № 5. С. 50-56.

Н.М. ВАЖИНСКИЙ

Федеральное государственное автономное образовательное
учреждение высшего образования «Национальный исследовательский
технологический университет «МИСИС»,
e-mail: nikita_vazhinskiy@mail.ru

ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ Cu НА ФАЗОВО- СТРУКТУРНОЕ СОСТОЯНИЕ И МАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА СПЛАВОВ $Mn_{55-x}Al_{36}Ga_9Cu_x$ ($x = 0, 1, 2, 3, 4, 5$)

Магнитные сплавы Mn-Al-Ga являются крайне интересными для заполнения разрыва между высокопроизводительными и дорогими РЗМ магнитами и малопроизводительными дешевыми ферритами [1-2]. На данный момент особенно актуальным является поиск методов обработки и легирования для достижения оптимальных магнитных свойств сплавов на основе Mn-Al-Ga, поскольку теоретически вычисленные магнитные свойства до сих пор не были достигнуты. Известно, что легирование сплавов системы Mn-Al медью способно повысить их обрабатываемость [3], что важно при оптимизации магнитных свойств. Однако на данный момент в литературе нет данных о влиянии Cu на фазово-структурное состояние и магнитные свойства сплавов Mn-Al-Ga. Данная работа посвящена выявлению зависимости свойств и структуры сплавов Mn-Al-Ga в зависимости от концентрации добавки Cu.

Сплавы с номинальным составом $Mn_{55-x}Al_{36}Ga_9Cu_x$ (где $x = 0, 1, 2, 3, 4, 5$) были получены методом индукционной плавки. В результате литья, в сплаве $Mn_{51}Al_{36}Ga_9Cu_4$ удалось зафиксировать около 98 об.% ферромагнитной фазы. После гомогенизационного отжига и закалки с критической скоростью образцы состояли в основном из ферромагнитной τ -фазы и фазы γ_2 . ДСК анализ показал смещение пиков фазовых превращений в сторону более низких температур с ростом концентрации Cu. В результате отжига в сплавах до 3 ат.% Cu удалось зафиксировать высокую концентрацию τ -фазы (до 93,9 % по объему), а в сплавах с содержанием Cu 4 и 5 ат.% было показано, что превращение из γ_2 в τ -фазу происходит неактивно из-за формирования химической неоднородности внутри фазы γ_2 . Анализ магнитных свойств сплавов $Mn_{55-x}Al_{36}Ga_9Cu_x$ (где $x = 1, 2, 3, 4, 5$) в отожженном состоянии показал высокие значения максимальной намагниченности (до 369 кА/м), что сравнимо с максимальной намагниченностью, наблюдаемой в тройных сплавах MnAlGa. Проведены исследования микроструктуры, которые подтвердили формирование немагнитной прослойки γ_2 по границам зерен ферромагнитной фазы при содержании Cu 4 и 5 ат.%. Определен предел растворимости Cu в решетках ферромагнитных фаз $\tau(\epsilon)$ и $\tau(\gamma_2)$: 2,5 и 4,5 ат.% соответственно.

Исследование выполнено в рамках гранта Российского Научного Фонда № 23-13-00161.

1. Mix T. et al. Alloying with a few atomic percent of Ga makes MnAl thermodynamically stable //Acta Materialia. – 2017. – Т. 128. – С. 160-165.
2. Mix T., Woodcock T. G. Advanced thermal stability investigations of the Mn-Al-Ga system //Results in Materials. – 2020. – Т. 5. – С. 100068.
3. Florian J. et al. The Influence of Cu-Additions on the Microstructure, Mechanical and Magnetic Properties of MnAl-C Alloys //Scientific Reports (Nature Publishing Group). – 2020. – Т. 10.

Д.М. ВАРДАНЯН, А.В. БРАЦУК, А.А. НОВИКОВА,
С.Ю. КОВТУН, Д.С. КИСЕЛЁВ

*Акционерное общество «Научно-исследовательский институт
Научно-производственное объединение «ЛУЧ»*
e-mail: DMVardanyan@sialuch.ru

РАСЧЕТНО-ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ОЦЕНКА ЭЛЕКТРИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ БЕТА-ВОЛЬТАИЧЕСКОГО ЭЛЕМЕНТА НА ОСНОВЕ НАНОТРУБОК ИЗ ДИОКСИДА ТИТАНА, ЗАПОЛНЕННЫХ НИКЕЛЕМ-63

Диоксид титана является полупроводниковым материалом с шириной запрещенной зоны от 3,0 до 3,2 эВ. Его можно сформировать в виде самоупорядоченных структур – нанопористых или нанотрубчатых пленок, характеризующихся большой площадью поверхности. Эти свойства диоксида титана в совокупности с миниатюризацией электронных устройств и снижении их энергопотребления определяют его перспективность в использовании в качестве полупроводникового преобразователя в бета-вольтаических элементах питания.

Цель работы – расчетно-экспериментальная оценка электрических параметров БВЭ на основе нанотрубок TiO_2 , заполненных Ni-63.

Синтез нанотрубок TiO_2 проводили методом электрохимического анодирования титановой подложки в электролите на основе этиленгликоля с добавками фторида аммония и воды.

Показано, что с увеличением содержания NH_4F от 0 мас. % до 1 мас. % диаметр нанопор / нанотрубок возрастал, а расстояние между ними уменьшалось до порядка 10 нм.

Установлено, что с увеличением содержания H_2O от 1 до 10 мас. % диаметр нанотрубок увеличивался, степень их упорядоченности и упаковки снижалась.

При увеличении времени анодирования от 1 до 4 ч с шагом 1 ч толщины пленок возрастала.

Рассмотрены различные режимы заполнения каналов нанотрубок природным никелем. Установлено влияние режима никелирования на качество заполнения нанотрубок частицами никеля.

Для получения исходных данных с целью проведения расчетной оценки электрических параметров бета-вольтаических элементов на основе нанотрубок TiO_2 , заполненных никелем-63, созданы бета-вольтаические элементы на основе фольги из никеля-63 активностью ~ 10 Ки/г толщиной 2 мкм и ПП из нанотрубок TiO_2 (рисунок 1а). Рабочая площадь ПП составила 20 мм × 20 мм.

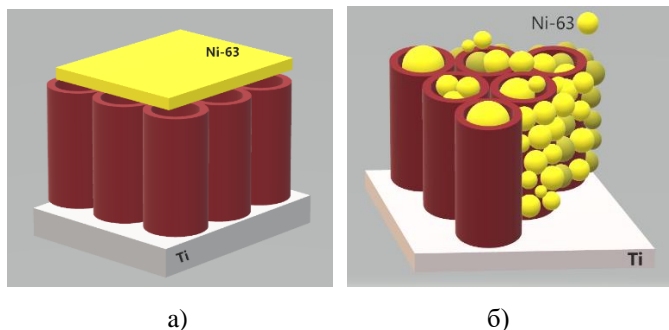


Рис. 1. Массив нанотрубок TiO_2 : а – покрытых фольгой из никеля-63; б – заполненных никелем-63

У х.х. и I к.з. для БВЭ на основе фольги из никеля-63 активностью ~ 10 Ки/г толщиной 2 мкм и ПП из нанотрубок TiO_2 (рисунок 2) составили $(0,70 \pm 0,01)$ В и $(2,00 \pm 0,15)$ нА, соответственно.

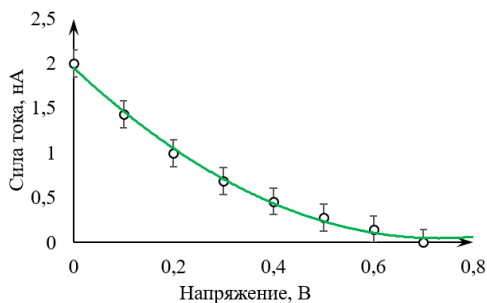


Рис. 2. ВАХ единичного БВЭ на основе фольги из никеля-63 активностью ~ 10 Ки/г и аморфного НС TiO_2

В случае полного заполнения нанотрубок частицами Ni-63 (рисунок 1б) ожидается увеличение тока короткого замыкания \sim в 1000 раз. Порядок электрических параметров для БВЭ на основе нанотрубок TiO_2 толщиной слоя порядка 10 мкм составит: U х.х. $\sim (0,7-1)$ В; I к.з. $\sim 0,5$ мкА/см²,

Руд. \sim до (100-350) мкВт/см³. Ожидаемый уровень электрических параметров будет достаточен для обеспечения энергопитанием маломощных устройств передовой промышленности, например, таких как беспроводных телеметрических датчиков и микросхем энергонезависимой памяти.

ГОРБЕНКО А.Д.¹, КАПЛАН М.А.¹, КОНУШКИН С.В.¹,
СЕВОСТЬЯНОВ М.А.¹, МИХЛИК С.А.^{1,2}, ВОЛЧИХИНА М.А.^{1,2}

¹Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова

Российской академии наук,

² Московский государственный технический университет

имени Н.Э. Баумана,

e-mail: artemgorbenk@yandex.ru

ВЛИЯНИЕ СЕРЕБРА И ТИТАНА НА ФАЗОВЫЙ СОСТАВ ПРОКАТА ИЗ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 03X17N10M2

Существует категория медицинских нержавеющей высоколегированных сталей, которые считаются биосовместимыми в течение ограниченного периода времени при введении в организм человека [1]. Однако использование этих сталей сопряжено с риском бактериальной инфекции в тканях, окружающих имплантаты [2]. Это осложнение может оказать негативное влияние на пациента, потенциально приводя к отторжению имплантата. Поэтому важно принимать профилактические меры, чтобы препятствовать распространению вредных бактерий. Одним из таких методов является включение серебра в материал имплантата, поскольку даже небольшое количество серебра в составе стали обладает антибактериальными свойствами [4]. Однако, прежде чем использовать эти материалы, крайне важно провести тщательное исследование влияния серебра на их свойства. В этом исследовании мы исследовали образцы проката из стали 03X17N10M2, чтобы определить их фазовый состав и оценить влияние на него серебра и титана. Результаты этого исследования представлены в таблице 1 и на рисунке 1.

Таблица 1 – Фазовый состав и параметры кристаллической решетки образцов.

| Состав | Состояние | Параметры кристаллической решетки | Фазовый состав | Объемная доля, % | Весовая доля, % |
|-----------------------------|-----------|---|----------------|------------------|-----------------|
| №1 (03X17N10M2) | Пластина | $A^* = 3,59340 \pm 0,00004 \text{ \AA}$ | γ -Fe | 100,0 \pm 0,1 | 100,0 \pm 0,1 |
| №2 (+ 0,2% Ag) | Пластина | $A = 3,59328 \pm 0,00004 \text{ \AA}$ | γ -Fe | 100,0 \pm 0,1 | 100,0 \pm 0,1 |
| №3 (+ 0,5% Ag) | Пластина | $A = 3,59302 \pm 0,00003 \text{ \AA}$ | γ -Fe | 100,0 \pm 0,1 | 100,0 \pm 0,1 |
| №4 (+ 0,5% Ti и 0,2% Ag) | Пластина | $A = 3,59840 \pm 0,00002 \text{ \AA}$ | γ -Fe | 97,7 \pm 0,1 | 97,8 \pm 0,1 |
| | | $A = 2,87900 \text{ \AA}$ | α -Fe | 2,3 \pm 0,1 | 2,2 \pm 0,1 |

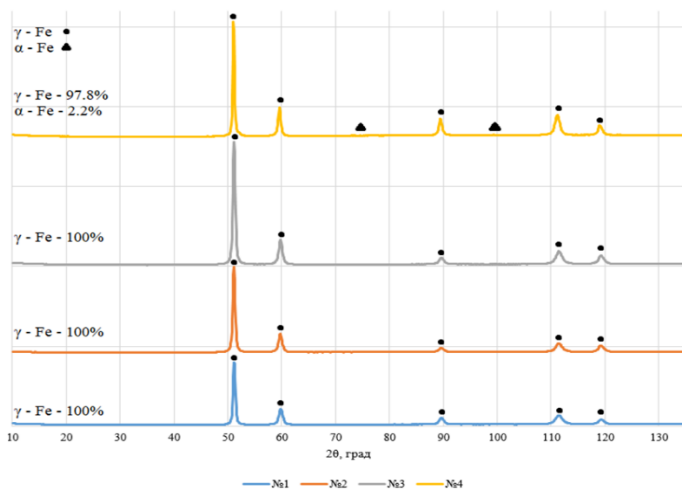


Рисунок 1 – Результаты фазового анализа образцов стали 03X17N10M2 с различным содержанием серебра и титана.

Были получены результаты экспериментов, согласно которым добавление серебра в состав стали 03X17N10M2 в количестве до 0,5% по массе не приводит к появлению других фаз или изменению параметра кристаллической решетки. В то же время добавление титана в количестве 0,5% по массе приводит к появлению в фазовом составе пластины ферритной фазы в количестве 2,2% по массе.

Исследование выполнено в рамках Госзадания № 075-01176-23-00 и стипендии Президента СП-4955.2022.4

1. Колмаков А.Г., Иванников А.Ю., Каплан М.А., Кирсанкин А.А., Севостьянов М.А. Коррозионностойкие стали в аддитивном производстве // Известия вузов. Черная металлургия., 2021. Том 64. № 9. С. 619-650. DOI 10.17073/0368-0797-2021-9-619-650.
2. M. Mirzaee, M. Vaezi, Y. Palizdar, Synthesis and characterization of silver doped hydroxyapatite nanocomposite coatings and evaluation of their antibacterial and corrosion resistance properties in simulated body fluid, Mater. Sci. Eng. C 69 (2016) 675–684
3. Kaplan M.A., Gorbenko A.D., Ivannikov A.Y., Kartabaeva B.B., Konushkin S.V., Demin K.Y., Baikin A.S., Sergienko K.V., Nasakina E.O., Bannykh I.O., Gorudko I. V., Kolmakov A. G., Simakin A. V., Gudkov S. V., Glinushkin A. P., Sevostyanov M. A. Investigation of Antibacterial Properties of Corrosion-Resistant 316L Steel Alloyed with 0.2 wt.% and 0.5 wt.% Ag. Materials 2023, 16, 319. <https://doi.org/10.3390/ma16010319>

О.С. ДМИТРИЕВА¹, А.Ю. ШАДРИН², А.А. ТУЗОВ¹,
Д.А. КАПРАЛОВ¹, М.Г. ДМИТРИЕВ¹

¹АО «ГНЦ НИИАР»

²Частное Учреждение «Наука и Инновации»

e-mail: osdmitrieva@niiar.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ВОЗМОЖНОСТИ МОДЕРНИЗАЦИИ ПРОЦЕССА ПОЛУЧЕНИЯ U_3O_8 В ТЕХНОЛОГИИ РЕГЕНЕРАЦИИ УРАНСОДЕРЖАЩИХ ОСАДКОВ АО «ГНЦ НИИАР»

В АО «ГНЦ НИИАР» разработана технология регенерации урансодержащих осадков образующихся при производстве изотопа Молибден-99. Предложенная технология позволяет обеспечить рецикл обогащенного урана при производстве изотопа молибден – 99, состоит из экстракционной очистки урана от накопившихся продуктов деления и последующего получения осадка аммония уранилтрикарбоната (АУТК) для достижения более высокой степени очистки. Конечным продуктом переработки является октаоксид триурана. В настоящее время в урановой промышленности порошок U_3O_8 получают при термическом разложении АУТК на воздухе в электрических печах сопротивления при температурах от 600 до 800°C [1,2], в течении примерно 7 часов, что обусловлено многостадийностью реакции.

Ранее проведенные исследования подтвердили возможность применения для получения порошков оксидов актинидов установки СВЧ-конверсии, нагрев в которой осуществляется магнетроном [3,4], что позволяет существенно сокращать время получения порошка [3].

Для определения влияния технологических режимов получения порошка октаоксидатриурана на его свойства проводили исследования на лабораторной установке СВЧ-конверсии, мощность излучения магнетрона 800 Вт, частота 2,45 ГГц. Процесс проводили в кварцевом тигле, помещенном в ячейку из карбида кремния, в воздушной атмосфере. Проверяли влияние на фазовый, гранулометрический составы порошка следующих технологических параметров: 1) мощности магнетрона, как фактора влияющего на скорость нагрева и температуру в зоне реакции, 2) длительности проведения процесса.

Свойства порошков определяли методами рентгенофазового, гранулометрического и гравиметрического анализов, сканирующей электронной микроскопией.

Для определения влияния мощности магнетрона на скорость нагрева и температуру внутри реакционной зоны выбрали три мощности магнетрона – 800, 600 и 400 Вт. Для определения влияния времени проведения

процесса на фракционный состав порошков время проведения конверсии составило от 10 до 60 минут, в том числе и при переключении мощности с максимальной на минимальную за короткие промежутки времени 5 и 10 минут соответственно, так называемый смешанный режим.

Фазовый состав полученных порошков соответствует U_3O_8 с орторомбической кристаллической решёткой. Однако в порошке, полученном в смешанном режиме, присутствует фаза гексагонального или орторомбического UO_3 . Учитывая диаграмму состояния системы уран-кислород, показанную на рисунке 1, можно отметить, что температура процесса была недостаточна, для полного превращения UO_3 в U_3O_8 .

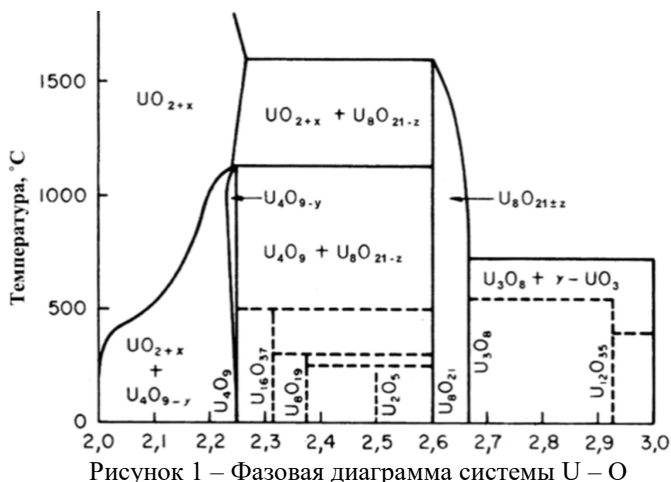


Рисунок 1 – Фазовая диаграмма системы U – O

Исследования гранулометрического состава порошка показали, что размер частиц всех полученных порошков (более 90%) составляет от 60 до 83 мкм. Однако, порошок полученный при максимальной мощности магнетрона и коротком времени протекания реакции характеризуется большим количеством мелких частиц (около 3 мкм) и наличием вторично спеченных частиц.

Результаты проведенных исследований показали, что основными критериями выбора технологических режимов в установке СВЧ-конверсии для получения порошка U_3O_8 являются температура процесса и время протекания реакции. Температура, при которой полученный октаоксид триурана не содержит примеси UO_3 составляет более 650 °C. Во всех исследуемых режимах мощности магнетрона удастся достигнуть такую температуру. Однако, как показали исследования в смешанном режиме порошка, решающее значение имеет время протекания реакции. Учитывая все вышесказанное для увеличения срока службы оборудования и сниже-

ния затрат на электроэнергию были предложен оптимальный режим получения порошка октаоксида триурана в установке СВЧ-конверсии: мощность магнетрона – 600 – 400 Вт, время проведения процесса – 40-50 минут.

1. Получение и переработка оксидного ядерного топлива: новые подходы и методы / Ю. М. Куляко, Т. И. Трофимов, С. Е. Винокуров [и др.] // Вопросы радиационной безопасности. – 2015. – № 3(79). – С. 13-22. – EDN UXLMNF.
2. Metallurgy of uranium and technology of its compounds: course of lectures: in 3 parts: part 3 / В. А. Волкович, А. Л. Смирнов ; [науч. ред. С. П. Распопин]. – Екатеринбург : Изд-во Урал.ун-та, 2014. – 140 с. – ISBN 978-5-7996-1282-5 (ч. 3) : ISBN 978-5-7996-1280-1.
3. Preparation of Uranium/Plutonium Oxide Solid Solution Powder from Ammonium Uranyl-Plutonyl Carbonate in a Laboratory Microwave Unit / O. S. Dmitrieva, M. G. Dmitriev, A. Yu. Shadrin [et al.] // Radiochemistry. – 2024. – Vol. 66, No. 1. – P. 1-8. – DOI 10.1134/S106636224010016. – EDN MRNNFO.
4. Применение свч-излучения в технологии переработки облучённого ядерного топлива / О. С. Дмитриева, М. Г. Дмитриев, К. Н. Двоеглазов [и др.] // Радиохимия-2022 : X Российская конференция с международным участием, Санкт-Петербург, 26–30 сентября 2022 года. – Москва: ООО "Месол", 2022. – С. 269. – EDN GBFXKB.

Р.В. ЗЕВИН^{1,2,3}

¹ АО «Государственный научный центр Научно-исследовательский институт атомных реакторов»,

² Димитровградский инженерно-технологический институт
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,

³ Научный руководитель – Беляева А.В.,
e-mail: necrozma@mail.ru

НЕРАЗРУШАЮЩИЕ ИССЛЕДОВАНИЯ ТВЭЛОВ ТИПА МБИР С ВИБРОУПЛОТНЁННЫМ МОКС ТОПЛИВОМ

Многоцелевой Быстрый Исследовательский Реактор (МБИР) – это строящийся исследовательский реактор на быстрых нейтронах на базе АО «ГНЦ НИИАР». МБИР должен полностью покрыть возможности реактора БОР-60, что позволит вывести последний из эксплуатации. Планируется, что тепловая мощность МБИРа будет в 2,5 раза больше – 150 МВт при максимальном потоке нейтронов $5,3 \cdot 10^{15} \text{см}^{-2} \cdot \text{с}^{-1}$, тогда максимальный флюенс за год составит 10^{23}см^{-2} при скорости накопления повреждающей дозы до 40 сна/год.

Для подтверждения возможности достижения заявленных проектных показателей необходимо проведение реакторных испытаний отдельных конструкций и материалов, в том числе твэлов в условиях облучения, максимально приближенных к проектным условиям активной зоны реактора МБИР [1]. Для этих целей больше всего подходит реактор БОР-60.

Для обоснования работоспособности твэлов реактора МБИР при максимальных значениях линейной тепловой нагрузки проведены испытания в реакторе БОР-60 экспериментальной ТВС. Облученные в составе ЭТВС макеты твэлов с виброуплотнённым МОКС топливом прошли полный цикл неразрушающих исследований [2].

В ходе визуальной инспекции твэлов видимых дефектов оболочки и сварных соединений не выявлено, как и следов взаимодействия с дистанционирующей проволокой соседних твэлов.

Импульсная вихретоковая дефектоскопия зафиксировала только сигналы, обусловленные магнитными фазами материала оболочки: отклики от дефектов сплошности оболочки на диаграммах не выявлены.

Профилограммы твэлов характеризуются увеличением диаметра оболочки на участке топливного сердечника; на участке нижней и верхней торцевых зон воспроизводства некоторых твэлов наблюдается уменьшение диаметра оболочки относительно газосборника.

В процессе гамма-сканирования в спектрах твэлов были обнаружены пики полного поглощения радионуклидов ^{141}Ce , ^{144}Ce , ^{144}Pr , ^{103}Ru , ^{106}Ru , ^{134}Cs , ^{137}Cs , ^{95}Zr , ^{95}Nb , ^{54}Mn , ^{59}Fe , ^{58}Co , ^{60}Co . Известно, что радионуклиды

^{54}Mn , ^{58}Co , ^{60}Co и ^{59}Fe возникают в результате нейтронной активации элементов материала оболочки, пыжей и заглушек твэлов [3]. Остальные изотопы образуются при делении ядерного топлива, а ^{95}Nb является дочерним продуктом распада ^{95}Zr .

Анализ гамма-сканограмм показал следующее:

- изменение активности продуктов деления ^{106}Ru , ^{103}Ru и продуктов активации ^{54}Mn , ^{54}Co отображает изменение потока нейтронов по высоте активной зоны реактора БОР-60;
- распределение ^{95}Zr , ^{106}Ru , ^{103}Ru свидетельствует об отсутствии значительных отклонений в равномерности аксиального распределения делящихся компонентов в топливе;
- ^{137}Cs мигрировал в верхнюю и нижнюю области топливного сердечника и в зоны воспроизводства;
- разрывов топливного сердечника в не обнаружено.

На снимках, полученных во время рентгеновской радиографии, хорошо различимы закладные детали. Разрывов топливного сердечника не видно. Таблетки нижней и верхней зон воспроизводства сохранили целостность. Наружная поверхность некоторых таблеток имеет следы эрозии материала. На нижней заглушке наблюдаются крошки от таблеток нижней зоны воспроизводства.

По совокупности послереакторных неразрушающих исследований можно утверждать, что твэлы с виброуплотнённым МОКС топливом после облучения в ЭТВС в реакторе БОР-60 при требуемой максимальной линейной тепловой нагрузке сохранили целостность оболочки и имеют удовлетворительное состояние, что и требовалось подтвердить экспериментально. Дополнительные результаты о состоянии топлива и оболочек твэлов будут получены при проведении исследований с применением разрушающих методов – это позволит сделать окончательных прогноз об их работоспособности в реакторе МБИР.

1. Беляева А.В., Гильмутдинов И.Ф., Чертопьятов Е.В., Боев А.В. Результаты послереакторных исследований экспериментальных твэлов со смешанным виброуплотнённым ураноплутониевым оксидным топливом — макетов твэлов реактора МБИР // XII Международная конференция по реакторному материаловедению, посвященная 60-летию материаловедческого комплекса АО «ГНЦ НИИАР»: тезисы докладов. - г. Димитровград, Россия: АО «ГНЦ НИИАР», 2024. - С. 201.
2. Научный годовой отчет АО «ГНЦ НИИАР» (отчет об основных исследовательских работах, выполненных в 2020 г.) / под общей ред. д-ра техн. наук, проф. В.В. Калыгина. – Димитровград: АО «ГНЦ НИИАР», 2021. – С. 123-129.
3. Павлов С.В., Сухих А.В., Сагалов С.С. Неразрушающая диагностика состояния элементов активных зон ядерных реакторов. – Димитровград: ДИТИ НИЯУ МИФИ, 2015. - 311 с.

Г.А. ИВАНОВ, Д.П. ШОРНИКОВ, В.В. МИХАЛЬЧИК

НИЯУ «МИФИ», Москва, Россия

e-mail: ivanov_ga_1016@1511.ru

ПОВЕДЕНИЕ ГИДРИДА ГАФНИЯ В СРЕДЕ ЖИДКОГО НАТРИЯ ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 500–700 °С

В настоящее время для реакторов на быстрых нейтронах все еще актуален вопрос выбора материала для регулирования и контроля цепной реакции. Традиционный поглотитель на основе V_4C имеет ряд недостатков, в частности в ходе облучения наблюдается образование гелия (4He), приводящего к набуханию и растрескиванию V_4C , наступлению контакта «поглотитель – оболочка», что в свою очередь снижает время эксплуатации. Одним из перспективных материалов поглотителей нейтронов являются соединения на основе гидрида гафния. Во многом гидрид гафния свободен от недостатков поглотителя на основе V_4C , однако остается актуальным вопрос поведения гидридов при эксплуатационных температурах реакторов БН, а также их стабильность в контакте с жидким натрием.

В данной работе рассматривались образцы дигидрида гафния достехиометрического состава от 60 до 62 % ат. H, с защитным покрытием и без. Образцы испытывали в жидком натрии согласно следующему режиму: нагрев со скоростью 18 °С/мин до температуры 500, 600 и 700 °С, выдержкой 5, 25 и 50 часов и охлаждение со скоростью 18 °С/мин. Выход водорода на протяжении всего испытания регистрировали с помощью МДП датчика. Исходные и испытанные образцы дополнительно проанализировали с помощью синхронного термического анализа по следующему режиму: нагрев до 1200 °С со скоростью 20 °С/мин и последующим охлаждением с использованием термоанализатора Netzsch STA 409 CD. Дополнительно провели рентгеноструктурный анализ образцов на дифрактометре Bruker D8 Discover.

По полученным результатам выявили, что для исходных образцов с покрытием и без, температура начала выхода водорода при синхронном термическом анализе совпадает и составляет ~640 °С. При этом для образцов после испытаний температура начала выхода водорода смещается до ~770 °С. Выдержки в натрии показали, что образцы подвержены разложению и при более низких температурах, а максимальные значения концентрации выделившегося водорода из образцов наблюдались при 700 °С и составили ~1600 ppm, а для образцов без покрытия всего лишь ~200 ppm, что говорит о эффективности защитных покрытия. Проведенный рентгенографический анализ образцов, выдержанных в натрии, показал наличие кубической структуры Fm-3m с параметром решетки 469,1 пм для образцов с покрытием и 468,4 пм для образцов без покрытия, что дополнительно подтверждает эффективность покрытия.

Р.Ш. ИСАЕВ^{*1}, П.С. ДЖУМАЕВ¹, М.С. СТАЛЬЦОВ¹,
И.А.НАУМЕНКО²

¹Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

²Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А. А. Бочвара

*e-mail: rsisayev@mephi.ru

ВЛИЯНИЕ ИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА АДГЕЗИЮ ЭЛЕКТРОЛИТИЧЕСКОГО ХРОМОВОГО ПОКРЫТИЯ НА СТАЛИ ЭП823-Ш

Изучено влияние облучения высокоэнергетическими ионами гелия на адгезию хромового покрытия на стали ферритно-мартенситного класса. Покрытие получено методом электролиза на внутренней поверхности оболочки твэла ЭП823-Ш. Адгезию хромового покрытия со сталью до и после облучения оценивали путем анализа изображений, полученных при помощи просвечивающей электронной микроскопии.

Для имитации нейтронного облучения, образцы с хромовым покрытием на стали ЭП823-Ш (16X12МВСБФРС-Ш) были облучены ионами He⁺ с энергией 2,4 МэВ до флюенса 1,5·10¹⁸ ионов/см² на электростатическом ускорителе ЭГ-5 [1] с непрерывным пучком ионов, как это рекомендовано в ASTM E521 [2]. Температура образца во время облучения не превышало 100 °С и специального нагрева не производилось. Расчет количества создаваемых вакансий в системе «налетающая частица-мишень» произведен в программе SRIM-2013 с использованием режима «*Quick Damage Kinchin-Peasemode*»[3]. Энергия смещения хрома установлена 40 эВ. Максимальный расчетный пробег ионов He⁺ с энергией 2,4 МэВ в системе покрытие-сталь составил 4,2 мкм, а пик Брэгга находится на глубине 3,93 мкм. Так как толщина облучаемого покрытия была 3,1±0,2 мкм, ионы гелия насквозь проходят покрытие, и это обстоятельство снижает влияние гелиевой пористости на границу раздела покрытие-сталь. Расчет количества вакансий показал, что на границе покрытие-сталь создается $vac = \sim 0,0045$ вакансий/Å*ион.

Доза радиационного повреждения (*сна*), которая будет соответствовать флюенсу ионного облучения вычислен по следующему уравнению:

$$сна = 10^8 \frac{vac \cdot D \cdot A}{N_A \cdot \rho} \left[\frac{v}{at} \right], \quad (1)$$

где *vac* – количество вакансий из SRIM-2013 (*Vacancy.txt*), создаваемых одним налетающим ионом, *D* – флюенс (количество ионов гелия), *N_A* – число Авогадро (6,022×10²³ ат/моль), *ρ* – плотность хрома, *A* – молярная масса хрома.

Таким образом, радиационное повреждение, рассчитанное с помощью уравнения (1), которое создается флюенсом ионов гелия $1,5 \cdot 10^{18}$ ионов/см² на границе раздела покрытие-сталь составило 8 сна.

Анализ ПЭМ-изображений образцов до облучения показал, что структура хромового покрытия плотная с равноосной ориентацией зерен. Покрытие без трещин и отслоений с хорошей адгезией с поверхностью стали. В покрытии наблюдаются субмикрометровые поры, а также наноразмерная пористость, которые появляются в процессе электроосаждения. Процесс восстановления хрома и водорода во время электролиза на поверхности катодаодновременный и конкурирующий и, предположительно, такая наноразмерная пористость обусловлена катодными процессами. Наноразмерная пористость наблюдается во всем объеме хромового покрытия.

Также было установлено, что электролитическое хромовое покрытие при указанных условиях облучения ионами гелия сохранило хорошую адгезию с поверхностью, стали, трещин и отслоений не было выявлено. На основе полученных результатов можно сделать вывод, что хромовые покрытия обладают хорошей адгезией с поверхностью стали и, следовательно, являются хорошим методом для обеспечения защиты от коррозии внутренней поверхности оболочек твэлов из стали ЭП-823-Ш для реакторов на быстрых нейтронах со свинцовым теплоносителем.

1. Ledo Pereda, L.M., Semenov, V.N., Rikhvitsky, V.S. et al. Ion Beam Scanning System for EG-5 Accelerator. Phys. Part. Nuclei Lett. 21, 938–945 (2024). <https://doi.org/10.1134/S1547477124701061>

2. ASTM E521-96(2009), Standard Practice for Neutron Radiation Damage Simulation by Charged-Particle Irradiation, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2009. Доступно на: www.astm.org

3. <http://www.srim.org/SRIM/SRIMLEGL.htm>

**В.О. КИРИЛЛОВА¹, Н.С. ПОПОВ¹, А.Н. СУЧКОВ¹,
М.Ю. ЖАРКОВ^{1,2}, А.В. ВЕРТКОВ^{1,2}, А.А. БАЖЕНОВ¹**

¹ Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,

*² Акционерное Общество "Ордена Ленина Научно-исследовательский и
конструкторский институт энерготехники имени Н.А. Доллежалея"*

(АО «НИКИЭТ»)

e-mail: vok11012002@gmail.com

КОМПОЗИТ ВОЛЬФРАМ-СТАЛЬ, ПОЛУЧЕННЫЙ МЕТОДОМ ИНФИЛЬТРАЦИИ РАСПЛАВОМ

Вольфрам является основой теплонагруженных элементов исследовательских термоядерных реакторов. Высокая теплопроводность и температура плавления, низкое накопление трития и способность выдерживать тепловые потоки до 20 МВт/м² сделали этот материал перспективным в качестве материала мишени дивертора и первой стенки [1,2]. В ИТЭР предполагается, что вольфрам заменит бериллий, что упростит обслуживание установки из-за меньшего распыления [3]. Основным недостатком вольфрама и его сплавов является технология и стоимость производства.

Полностью устранить проблему распыления и загрязнения плазмы распыленным материалом первой стенки и дивертора способен жидкометаллический подход [4,5]. Жидкий металл, например, литий, в контакте с плазмой создаёт барьер, уменьшающий тепловую нагрузку на конструкцию [5]. Контактующие с плазмой элементы в виде капиллярно-пористой вольфрамовой сетки (КПС), наполненной литием, способны выдерживать тепловые потоки выше, чем аналогичные существующие твёрдые материалы, что было показано в ряде работ [6,7]. Однако применение КПС затруднено отсутствием подходящего промежуточного материала, который мог бы отводить тепло к контуру с теплоносителем [8].

Наиболее простым вариантом является интеграция КПС и твёрдой подложки в один материал на основе вольфрамовой проволоки. Композитный материал из вольфрама с стальной матрицей будет иметь повышенную теплопроводность по сравнению с чистой сталью. При этом благодаря стали значительно снизится стоимость материала по сравнению с вольфрамовым блоком, а также такой материал можно будет сваривать с другими элементами конструкции.

Как показано в работе [9], литьё в форму приводит к активному взаимодействию расплава стали с проволокой. Сократить время взаимодействия возможно используя метод инфильтрации с быстрым охлаждением. Благодаря капиллярным силам, возникающим в КПС на основе вольфрамовой сетки, происходит заполнение литием. Аналогичным образом может быть затянута и расплавлена сталь. Сокращение времени в перспективе

может значительно снизить толщину интерметаллидного слоя между двумя материалами, что выгодно с точки зрения прочности и теплопроводности композита.

В данной работе исследована возможность получения композита на основе вольфрамовой сетки с стальной матрицей методом инфильтрации расплава, а также структура слоя взаимодействия двух материалов. Так как данный метод зависит от краевого угла смачивания между двумя материалами [10,11], были проведены исследования взаимодействия расплава стали и вольфрама.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда (проект № 075-15-2021-1352)

1. Gago M. et al. Synergistic effects of particle and transient heat loads on ITER-grade tungsten // Phys. Scr. IOP Publishing, 2020. Vol. 2020, № T171. P. 014007.
2. Du J. A Feasibility Study of Tungsten-Fiber-Reinforced Tungsten Composites with Engineered Interfaces.
3. Guseva M.I. et al. Sputtering of beryllium, tungsten, tungsten oxide and mixed W–C layers by deuterium ions in the near-threshold energy range // J. Nucl. Mater. 1999. Vol. 266–269. P. 222–227.
4. Yang Q. et al. Development of the flowing liquid lithium limiter for EAST tokamak // Fusion Eng. Des. 2017. Vol. 124. P. 179–182.
5. Andruczyk D. et al. Overview of lithium injection and flowing liquid lithium results from the US–China collaboration on EAST // Phys. Scr. 2020. Vol. T171. P. 014067.
6. Zuo G.Z. et al. First results of lithium experiments on EAST and HT-7 // J. Nucl. Mater. 2011. Vol. 415, № 1. P. S1062–S1066.
7. Evtikhin V.A. et al. Lithium divertor concept and results of supporting experiments // Plasma Phys. Control. Fusion. 2002. Vol. 44, № 6. P. 955–977.
8. Lyublinski I.E. et al. Selection of materials for tokamak plasma facing elements based on a liquid tin capillary pore system // J. Phys. Conf. Ser. 2016. Vol. 748. P. 012014.
9. Kumar P. STUDIES OF WIRE-MATRIX INTERACTION IN SOME TUNGSTEN WIRE REINFORCED STAINLESS STEELS. Canterbury: University of Canterbury, 2013.
10. Contreras Cuevas A. et al. Metal Matrix Composites: Wetting and Infiltration. Cham: Springer International Publishing, 2018.
11. Metal Matrix Composites: Custom-made Materials for Automotive and Aerospace Engineering. 1st ed. / ed. Kainer K.U. Wiley, 2006.

И.И. КЛЮШИН, И.В. ФЕДОТОВ, С.М. ТЕРЕХОВА,
А.А. ИВАННИКОВ, О.Н. СЕВРЮКОВ
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
e-mail: Fed_ivan@mail.ru

ПРИМЕНЕНИЕ БИОСОВМЕСТИМЫХ СПЛАВОВ-ПРИПОЕВ НА ОСНОВЕ Ti-Zr ДЛЯ СОЕДИНЕНИЯ КЕРАМИКИ ZTA С ТИТАНОМ С ЦЕЛЬЮ СОЗДАНИЯ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ ЭНДОПРОТЕЗОВ ПОВЫШЕННОЙ НАДЕЖНОСТИ

В настоящее время для изготовления имплантатов широко используются титановые сплавы и керамики на основе оксидов алюминия и циркония [1,2]. Однако, для производства протезов повышенной надежности требуется создание биосовместимых неразъемных соединений [3]. Решение этой задачи может быть реализовано при помощи активной пайки керамики. Это весьма распространённый и удобный способ получения неразъемных соединений типа «керамика/керамика» и «керамика/металл». Однако стоит учитывать, что полученное паяное соединение должно отвечать критерию биосовместимости. Поэтому целью данной работы было исследование микроструктуры и оценка биосовместимости паяного соединения керамика ZTA (Al_2O_3 - ZrO_2) – титан.

Паяные соединения плоского типа и с насечками ZTA-Ti получали методом высокотемпературной вакуумной пайки ($P \sim 10^{-5}$ торр) в печах с резистивным нагревом. Температура пайки составляла 900 °С. В качестве исходных материалов использовали спечённую керамику марки ZTA20 (80% Al_2O_3 и 20% ZrO_2) с чистотой >99.9 % и титан марки BT1-0. Использовались припой состава Zr-30Ti-20Co и Ti-24Cu-12Ni-12Zr (мас. %) Исследование микроструктуры проводили методом растровой электронной микроскопии с микрорентгеноспектральным анализом структурных составляющих. Коррозионные исследования паяных соединений проводили в растворе Рингера-Локка с использованием методики ASTM F 2129 на потенциостате IPC-Pro MF. Затем для припоя Zr-30Ti-20Co анализировали испытательный раствор на наличие перешедших в раствор ионов методом масс-спектрометрии (Agilent 7700x).

Микроструктуры паяного соединения ZTA/Zr-30Ti-20Co/Ti (мас. %) различны для разных конфигураций шва. В соединении с насечками присутствует больше инерметаллида $(Ti,Zr)_2Co$ из-за затрудненной диффузии кобальта вглубь титана. После коррозионных испытаний микроструктурные исследования показали наличие питтинговой коррозии отдельных

структурных составляющих паяного соединения. В испытательном растворе отмечено повышенное содержание ионов кобальта относительно исходного раствора, что свидетельствует о растворении кобальтосодержащих фаз. Установлено, что для плоского образца выход ионов кобальта оказался на порядок меньше – 0,22 мкг/л по сравнению с образцом керамики с насечками – 2,1 мкг/л. Выход ионов титана и циркония оказался менее 2 мкг/л. Полученные значения выходов ионов титана, циркония и кобальта в раствор значительно ниже допустимых значений предельно допустимых концентраций (ПДК), которые составляют 54 мкг/л, 11 мкг/л и 40 мкг/л, соответственно [4].

Микроструктура паяного соединения ZTA/Ti-24Cu-12Ni-12Zr/Ti (мас. %) содержит хрупкий реакционный слой оксида титана, образовавшийся на границе с керамикой из-за длительной выдержки в жидком состоянии при пайке. Сам же шов состоит из эвтектики инерметаллида и эвтектоида, образовавшегося из бетта-Ti. Установлено, что коррозионные повреждения соответствуют областям со структурой эвтектоида. Увеличение температуры пайки и/или времени выдержки для более интенсивной диффузии легирующих компонентов вглубь металла и уменьшения доли интерметаллида может привести к формированию толстого и хрупкого реакционного слоя, что может привести к падению прочности соединения. Таким образом, выбор режима пайки требует сбалансированного подхода для получения наиболее оптимальных свойств.

Исследование проводилось за счет гранта, полученного от Российского Научного Фонда № 24-29-00720, <https://rscf.ru/project/24-29-00720/>

1. M. Merola, S. Affatato, Materials for hip prostheses: A review of wear and loading considerations, *Materials* (Basel). 12 (2019).
2. C. Piconi, G. Maccauro, F. Muratori, E. Brach Del Prever, Alumina and zirconia ceramics in joint replacements., *J. Appl. Biomater. Biomech.* 1 (2016) 19–32.
3. V. Pakhaliuk, A. Poliakov, I. Fedotov, The ceramic modular head improvement in the design of a total hip replacement, *Facta Univ. Ser. Mech. Eng.* 19 (2021) 67–78.
4. Л.В. Морозова, Химические элементы в организме человека: справочные материалы, Поморский государственный университет им. Ломоносова, 2001 г.

**И.А. КОВАЛЕВ, Г.П. КОЧАНОВ, А.Н. РОГОВА,
Т.Ю. КОЛОМИЕЦ, А.С. ЧЕРНЯВСКИЙ, К.А. СОЛНЦЕВ**
*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова
Российской академии наук*
e-mail: vankovalskij@mail.ru

НИТРИДИЗАЦИЯ БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ СИСТЕМ НА ОСНОВЕ ПОДГРУПП Ti и V И ОЦЕНКА ТЕРМО-ЭДС СИНТЕЗИРОВАННЫХ КЕРАМИЧЕСКИХ ОБРАЗЦОВ

Керамика на основе нитридов подгруппы титана и ванадия отличается высокой температурой плавления, твердостью, стойкостью к химическим воздействиям и износу. Получение сложных изделий традиционными способами спеканием порошков сложно, а в ряде случаев невозможно получить изделия сложной формы. Используя подход окислительного конструирования [1], можно контролируемой нитридизацией биметаллических пар подгрупп титана и ванадия синтезировать керамические тепло-электрические преобразователи заданного состава и формы [2].

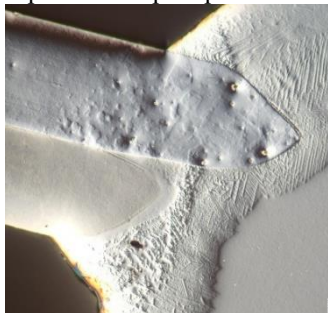


Рисунок 1 – Оптическое изображение поверхности шлифа металлического спая в дифференциально-интерференционном рельефном контрасте.

Высокие коэффициенты электропроводности керамики на основе нитридов подгруппы титана и ванадия позволяют использовать материалы на их основе в качестве термоэлектрических преобразователей в области рабочей температуры вольфрам-рениевых термопар, в вакуумной, азотной и инертной среде эксплуатации.

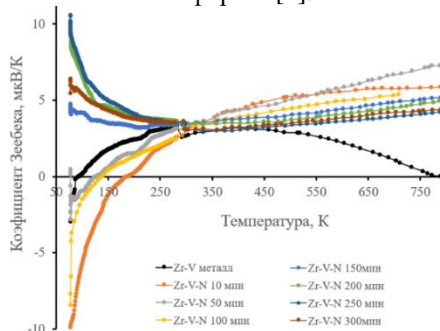


Рисунок 2 – Пример зависимости величины коэффициента Зеебека от температуры для металлокерамических и керамических пар Zr-V-N для разных значений времени нитридации.

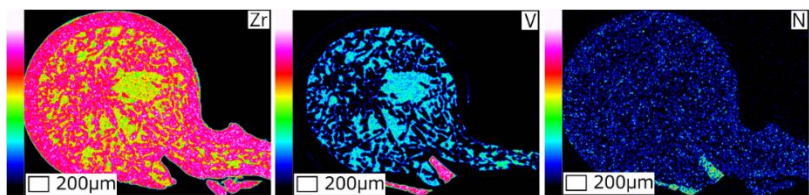


Рисунок 3 – Карта распределения концентраций элементов по поверхности поперечного шлифа частично азотированного спая

При этом разных частей исходной биметаллической пары процесс азотирования характеризуется разными механизмами. Для чистых металлов формирование керамики близкой к стехиометрическому составу происходит через образование трех и двухслойных градиентных структур. Нитридизация области спая, содержащего твердый раствор Me_1 - Me_2 , определяется химическим сродством двух металлов к азоту.

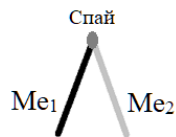


Рисунок 4 – Схема биметаллической пары

Проведена оценка величины термо-ЭДС систем Zr, Ti -V с разной степенью азотирования в интервале температур от $-195,7$ до $+550^{\circ}\text{C}$. Установлены зависимости термо-ЭДС для градиентных и керамических структур. Нитридизованные пары их подгрупп титан и ванадия, содержащие разное количество азота, можно использовать в качестве керамических термоэлектрических преобразователей. Установлено, что характер изменения коэффициента Зеебека изменяется на противоположный для нитридизованных керамических систем относительно металлической системы. Это связано с присутствием металлического остатка или твердого раствора азота в индивидуальном металле «ветки» пары.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект 23-13-00324).

1. Солнцев К. А., Шусторович Е. М., Буслаев Ю. А. Окислительное конструирование тонкостенной керамики // Доклады академии наук, 2001. Т. 378. № 4. С. 492–499.
2. Патент на изобретение RU № 2759827 С1 МПК G01K 7/02 (2006.01), C01B 21/076 (2006.01). Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН). Способ получения высокотемпературных керамических термоэлектрических преобразователей для высокотемпературной термометрии из нитридов элементов подгрупп титана и ванадия методом окислительного конструирования. Ковалев И.А., Кочанов Г.П., Рубцов И.Д., Шокодько А.В., Чернявский А.С., Солнцев К.А. Заявка № 2021103466 от 12.02.2021г., Бюл.№32 опубликовано 18.11.2021г.

И.М. АБДЮХАНОВ, М.В. АЛЕКСЕЕВ, А.Г. СИЛАЕВ;
М.В. КРЫЛОВА, М.М. ПОТАПЕНКО, М.В. КРАВЦОВА,
Д.В. СОКОЛОВСКИЙ, С.А. ШЕВЯКОВА, Д.С. НОВОСИЛОВА,
А.С. ЦАПЛЕВА

АО «ВНИИНМ» им. академика А.А. Бочвара

e-mail: MKrylova@bochvar.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗРАБОТКА ВЫСОКОЧИСТЫХ МАТЕРИАЛОВ НА ОСНОВЕ НИОБИЯ ДЛЯ УСКОРИТЕЛЬНОЙ И ВЫСОКОЧАСТОТНОЙ ТЕХНИКИ

АО «ВНИИНМ им. академика А.А. Бочвара» обладает компетенциями в области разработки технологии изготовления композиционных сверхпроводников на основе высокочистых материалов, таких как бескислородная медь, ниобий, ниобий-титан, тантал и др. В последние годы возрастает заинтересованность в разработке полуфабрикатов из высокочистых материалов для различных применений. Например, для сверхпроводящих СВЧ резонаторов в линейных ускорителях требуется высокочистый ниобий, для коаксиальных кабелей квантовых компьютеров – сверхпроводящий сплав ниобий-титан и т.д. В АО «ВНИИНМ» совместно с АО ЧМЗ была разработана технология выплавки слитков ниобия резонаторного класса, выпущена документация с присвоением литеры О1, а также в АО «ВНИИНМ» была разработана технология изготовления листов ниобия резонаторного класса для сверхпроводящих резонаторов. Отдельным направлением является разработка технологии изготовления полуфабрикатов на основе сверхпроводящего сплава ниобий-титан для коаксиальных кабелей квантовых компьютеров: в виде центральной жилы и внешней капиллярной трубки. Наряду с этим ниобий-титановые капиллярные трубки применяются для создания низкоомных контактов между сверхпроводящими катушками в вигглерах и ондуляторах синхротронов. В докладе приведены результаты работы по разработке режимов изготовления слитков и листов высокочистого ниобия для сверхпроводящих резонаторов, а также полуфабрикатов из сплава ниобий-титан для коаксиальных кабелей квантовых компьютеров и других применений.

С.А. КУНАВИН, В.Н. СКОРОБОГАТЫХ, М.С. НАХАБИНА, С.В.
ХАЙМИН, А.П. МЕЛЬНИКОВ

АО НПО «Центральный научно-исследовательский институт техноло-
гии машиностроения»

e-mail: kun-serg@mail.ru

ОСОБЕННОСТИ ПОВЕДЕНИЯ СТАЛИ ТИПА 15ХМ В РАЗЛИЧНОМ СТРУКТУРНОМ СОСТОЯНИИ ПРИ СТАТИЧЕСКОМ И ЦИКЛИЧЕСКОМ НАГРУЖЕНИИ

Теплоустойчивая хромомолибденовая сталь марки 15ХМ, используемая при производстве оборудования и трубопроводов изделий энергетического машиностроения, показала хорошую работоспособность в условии воздействия повышенных температур. Проведенные предварительные исследования показали, что исходная структура оказывает существенное влияние на сопротивление разрушению данных сталей, как при статическом, так и циклическом нагружении [1-3]. В настоящей работе проведены исследования двух партий стали 15ХМ, термообработанных по разным режимам и имеющих следующие структурные состояния: первая партия имела феррито-перлитную структуру, вторая - феррито-бейнитную. Испытания проводили на цилиндрических образцах, вырезанных (в осевом направлении) из обечайки трубы диаметром 219 мм и толщиной стенки 12 мм.

Механические испытания на статическое растяжение при комнатной температуре показали, что значения стандартных механических свойств у образцов второй партии выше, чем у первой. Характеристики прочности: временное сопротивление (σ_B) выше на ~20%, условный предел текучести ($\sigma_{0,2}$) – на ~50%. По характеристикам пластичности соотношение следующее: относительное удлинение (δ_5) у образцов второй партии выше на ~22-23%, относительное сужение (ψ) – на ~25%. Для всех образцов, испытанных при статическом нагружении до разрушения реализуется один и тот же макромеханизм разрушения (МР) по типу «чашка-конус», при этом участок, где реализуется сосредоточенная пластическая деформация наиболее ярко выражен для образцов второй партии. Микрофрактографический анализ изломов показал, что на поверхности разрушения образцов обеих партий отчетливо выявляется ямочный рельеф, свидетельствующий о вязком характере разрушения, при этом более равномерный ямочный рельеф с большей глубиной ямок выявляется на поверхности разрушения образцов второй партии.

Циклические испытания при комнатной температуре проводили в диапазоне значений числа циклов до разрушения (N_p) равным $10^2 - 10^5$ циклов, т.е. в области, так называемой, малоциклового усталости (МЦУ) при

отнулевым цикле изменения синусоидальной нагрузки в интервале частот ее изменения $f=0,5-3$ Гц. Поскольку в области МЦУ нагружение носит упругопластический характер возможна реализация двух типов МР: квазистатическое, когда вид разрушения такой же, как и при статическом нагружении, но происходит при меньших значениях удлинения рабочей части образца и смешанный, когда зарождению усталостной трещины предшествует накопление макро и микропластической деформации. Кривая выносливости (в координатах σ_a-N_p) для образцов второй партии лежит существенно выше, чем у образцов первой партии, при этом граница между реализацией двух типов МР располагается в диапазоне $N_p=(5-8) \cdot 10^3$ циклов, смещаясь в сторону больших значений для образцов партии 2.

Повышение температуры испытаний до $T = 400$ °С практически не повлияло на характеристики сопротивления усталостному разрушению. Кривые выносливости для образцов обеих партий располагаются на том же уровне как и для $T = 20$ °С. При этом сохраняется та же тенденция, что и при комнатной температуре: зависимость σ_a-N_p для образцов второй партии лежит выше, чем у образцов первой партии. Повышение температуры практически не оказало влияния на механизмы разрушения. Так же, как и при $T = 20$ °С преобладающим МР является квазистатический характер разрушения. Усталостный характер разрушения начинает реализовываться при $N_p > 2 \cdot 10^4$ циклов.

Сравнение с обобщенной расчетной кривой выносливости, приведенной в нормативных документах по оценке прочности и ресурса работы материалов атомной энергетики, показало, что все значения разрушающих напряжений при циклическом нагружении, где реализуется смешанный и усталостный характер разрушения располагаются выше значений расчетной кривой выносливости.

1. Hald, J. Microstructure and long-term creep properties of 9-12% Cr steels/ J. Hald // International Journal of Pressure Vessels and Piping. 2008, vol. 85, P. 3037.
2. Л.Б. Гецов. Материалы и прочность деталей газовых турбин. В двух книгах. Кн. 1/ Л.Б. Гецов. Рыбинск: ООО «Издательский дом «Газотурбинные технологии», 2010. - 611 с.
3. А.В. Крыленко Критериальная оценка деградации структуры теплоустойчивых хроммолибденовых сталей змеевиков трубчатых печей Промышленность. Прикладные науки. Материаловедение и металлургия, 2015, № 3, с. 75-79

В.В. МИХАЛЬЧИК, М.И. ПЕТРОВ, М.Г. ИСАЕНКОВА,
А.А. БАЖЕНОВ, А.В. ТЕНИШЕВ, Д.П. ШОРНИКОВ,
В.С. ЧЕРНЯКОВА

*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
г. Москва, Российская Федерация
e-mail: vladimir_mephi@mail.ru*

ОТРАБОТКА МЕТОДИКИ НАСЫЩЕНИЯ ВОДОРОДОМ ЦИРКОНИЕВЫХ ЯЧЕЕК ДИСТАНЦИОНИРУЮЩИХ РЕШЕТОК

Использование циркониевых сплавов в активной зоне водоохлаждаемых энергетических реакторов приводит к неизбежному накоплению в них водорода. При этом взаимодействие может происходить как с наружными, так и с внутренними стенками изделий. Водород появляется в теплоносителе в результате взаимодействия циркония с водой, радиолиза воды и других источников. Для изучения данной проблемы и моделирования поведения циркониевых изделий в реакторе проводят наводороживание с помощью различных методов. В открытой литературе в основном представлены исследования оболочек твэлов. Однако практически нигде не показано влияние водорода на дистанционирующие решетки, которые являются неотъемлемой частью нормальной работоспособности тепловыделяющей сборки.

В данной работе проведен поиск оптимального метода наводороживания дистанционирующей решетки для дальнейшего изучения влияния водорода на ее свойства. Наиболее простыми методами являются газофазный и электролитический. При этом в первом случае предъявляются достаточно жесткие требования к чистоте используемого водорода и глубине вакуума, достигаемого в испытательной установке. Электролитический же способ требует намного большего времени, но реализовать его проще. В работе проводился электролиз в водном растворе гидроксида калия. При электролизе в растворе КОН, непосредственно на поверхности катода выделяется атомарный водород, легко проникающий вглубь материала катода (дистанционирующей решетки). После достижения предела растворимости водорода в материале катода, происходит образование химических соединений – гидридов. Известно, что основные тепловые потоки сосредоточены в зоне реакции (на границе раздела электрод-электролит), при этом тепловые потоки направлены от электродов. Концентрация ионов H^+ в зоне реакции возрастает в связи с эффектом Сорэ: частицы с меньшим атомным весом стремятся в зоны с более высокой температурой, а частицы с большим атомным весом – в зоны с меньшей температурой.

Выбранная методика электролитического наводороживания позволила получить образцы с необходимой концентрацией водорода без окисления их поверхности, что крайне важно при дальнейших структурных и рентгеновских исследованиях.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (соглашение от 31.07.2024 №24-79-10289)

В.В. МИХАЛЬЧИК, М.И. ПЕТРОВ, М.Г. ИСАЕНКОВА,
О.А. КРЫМСКАЯ, В.А. ФЕСЕНКО, И.В. КОЗЛОВ
*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
г. Москва, Российская Федерация
e-mail: MGIsaenkova@mephi.ru*

ИЗМЕНЕНИЕ ТЕКСТУРЫ, СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ РАЗЛИЧНЫХ УЧАСТКОВ ЯЧЕЕК ДИСТАНЦИОНИРУЮЩИХ РЕШЕТОК ПРИ ШТАМПОВКЕ

Дистанционирующая решетка (ДР) является ответственным конструктивным элементом тепловыделяющей сборки (ТВС) и используется для повышения надежности дистанционирования тепловыделяющих элементов (ТВЭЛОВ) и обеспечения ламинарности потока теплоносителя в активной зоне ядерного реактора. Для обеспечения работоспособности тепловыделяющей сборки ДР должны отвечать сразу ряду требований: 1) совместимость с ТВЭлами по коррозионной стойкости, фрикционным и механическим свойствам; 2) низкое сечение захвата тепловых нейтронов; 3) достаточно упругими и в то же время жесткими, чтобы ТВЭлы не изменяли с течением времени своего первоначального положения под воздействием транспортно-технологических и эксплуатационных нагрузок. Установление пределов варьирования структуры и кристаллографической текстуры в различных участках ячейки ДР, определяющих поведение ДР в процессе их эксплуатации является актуальной задачей.

Методами рентгеновской дифракции разной мощности исследована структурная и текстурная неоднородность штампованных ячеек ДР. С помощью традиционных рентгеновских методов изучены процессы формирования структуры и кристаллографической текстуры в ячейках ДР из сплава Zr-1%Nb при штамповке из тонкостенных труб. Показано, что в результате пластической деформации трубы образуется существенная окружная и послонная текстурная неоднородность в различных участках ячейки, обусловленная особенностями распределения напряжений при штамповке. При этом интегральные текстурные параметры различных участков ячейки варьируются в широких пределах и изменяются более чем на 0,1. Наличие послонной неоднородности в стенке ячейки и присутствие растягивающих напряжений в процессе эксплуатации изделия могут способствовать неблагоприятной радиальной ориентации гидридов и развитию процесса замедленного гидридного растрескивания при знакопеременной нагрузке, реализующейся в активной зоне ядерного реактора.

Работа выполнена при финансовой поддержке РНФ (соглашение от 31.07.2024 №24-79-10289)

В.И. АНТИПОВ, А.Г. КОЛМАКОВ, Ю.Э. МУХИНА

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия

e-mail: mukhina.j.e.imet@yandex.ru

ИЗНОСОСТОЙКАЯ СТАЛЬ 220Х2ФЮ ДЛЯ РАБОТЫ ПРИ МИНУСОВЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ

Практическое использование оборудования в условиях минусовых температур и присутствие твердых минеральных частиц зависит от твердости и хладостойкости стальных изделий при высоких контактных нагрузках и абразивного износа. В настоящей работе исследованы структура и свойства высокопрочной стали 220Х2ФЮ и обсуждаются возможности ее применения при минусовых температурах.

Выплавку проводили в открытой индукционной печи с использованием чистых шихтовых материалов с добавкой 20 % металла стали ШХ15. Для снижения загрязненности металлическими включениями (оксиды, сульфиды) в процессе плавки проводили микролегирование алюминием и кальцием. Для определения порога хладноломкости проводили испытания на ударную вязкость. Образцы подвергали закалке от 880 °С с охлаждением по схеме «через воду в масло» с последующей многократной циклической обработкой по режиму: обработка холодом при -70 °С в течение одного часа, затем один час при 140 °С на воздухе (3 – 4 цикла). Охлаждающая среда – спирт, охлаждаемый жидким азотом до требуемой температуры от – 10 до -70 °С.

Количество первичных карбидов ледебуритной эвтектики в образцах металла составляет в среднем 16 %, а оксидов 0,012 % и сульфидов 0,032 %. Микролегирование алюминием и кальцием существенно снижает загрязненность металла неметаллическими включениями, что способствует повышению пластичности и вязкости изделий с высокой твердостью. Эвтектика состоит из отдельных фрагментов, что улучшает поверхность металла. Перековка приводит к дроблению карбидов эвтектики. Исследования показали, что для получения структуры типа естественного дисперсноупрочненного композита следует применять в конце технологии радиально-сдвиговую прокатку [1]. Эта прокатка в сталях ледебуритного класса приводит к измельчению карбидов эвтектики, приобретающих округлую форму. Это позволяет повысить твердость и шлифуемость металла при сохранении пластичности и вязкости. В работе [2] показано, что в таких сталях для работы в северных условиях получение тонкой карбидной фазы в структуре приводит к снижению порога хладноломкости до -40 °С.

Ударная вязкость образцов, определенная при температуре - 40 °С составляет 0,19 МДж/м², а при - 50 °С – 0,10 МДж/м².

Для использования исследуемой стали в условиях более низких температур рекомендуется изготавливать из нее изделия совместно с сердечником из дешевой конструкционной стали 12Х2Н4ВА, порог хладноломкости которой ниже – 70 °С. Ударная вязкость при этом равна 0,90 МДж/м². Конструкцию двухслойных изделий цилиндрической формы можно получать посредством бандажирования.

В структуре стали 220Х2ФЮ, нагретой под закалку, присутствует большое количество карбидной фазы в виде частиц первичных и вторичных карбидов. Распад аустенита по перлитному типу можно предотвратить путем резкого охлаждения в воде. Мартенситное превращение идет при последующем охлаждении в масле. Остаточный аустенит наблюдается в структуре металла после закалки. Последующая термическая обработка холодом позволяет получить мартенситную структуру [3].

Структура исследованной стали 220Х2ФЮ после технологической обработки содержит около 16 % мелких карбидов ледебуритной эвтектики, обеспечивая твердость 69 HRC, что позволяет использовать данную сталь для работы при минусовых температурах.

Сочетание полученных свойств исследованной стали целесообразно использовать в изделиях с сердцевиной из стали 12Х2Н4ВА, изготовленных методом бандажирования.

1. Доронин И.В., Лукина Ю.А., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Банных И.О., Алексеев П.Л., Лазарев Э.М., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Гордеев А.С., Колмаков А.Г. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на распределение, форму и дисперсность карбидов в быстрорежущей стали Р6М5. Перспективные материалы, 2014. №5. С. 72 – 76.
2. Орлов В.В., Малышевский В.А., Хлусова Е.И., Голосиенко С.А. Разработка технологии производства конструкционных сталей для морской техники и магистральных трубопроводов, предназначенных для эксплуатации в Арктике. Сталь, 2014. № 9. С. 79 – 88.
3. Патент 2349651 РФ. Способ повышения твердости более 68,0 HRC в изделиях из инструментальных сталей. О.А. Банных, В.М. Блинов, И.В. Доронин, В.И. Антипов, В.С. Юсупов и др. опубл. 20.03.2009

В.И. АНТИПОВ, А.Г. КОЛМАКОВ, Ю.Э. МУХИНА
*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт
металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН, Москва, Россия*
e-mail: mukhina.j.e.imet@yandex.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ СОСТАВА И СТРУКТУРЫ НА СВОЙСТВА БЫСТРОРЕЖУЩИХ СТАЛЕЙ ЭП682-Ш (130P12M3Ф3К10-Ш)

Механическая обработка изделий из никельхромистых сплавов и высокопрочных сталей традиционно производится инструментом из металлокерамических сплавов. Названные материалы обладают повышенной склонностью к хрупкому разрушению, что не позволяет изготавливать из них инструмент малого сечения. Хорошей износостойкостью и более высокой твердостью обладает быстрорежущая сталь ЭП682-Ш. Поэтому представляет интерес модифицировать ее химический состав и улучшить структурные параметры.

Исследованы указанные быстрорежущая сталь промышленной выплавки и ЭП682-Ш модифицированного состава. Прутки, полученные после многократнойковки, деформировали на стане радиально-сдвиговой прокатки. Термообработку после нагрева в соляных ваннах и камерных печах проводили по стандартным режимам: закалка в масле с температуры 1230 °С и шестикратный отпуск для стали ЭП682-Ш. Рентгеновский анализ выполняли на дифрактометре ДРОН-7.

Рентгеновские исследования показали, что степень тетрагональности мартенсита в стали ЭП682-Ш 1,05, что недостаточно для получения высокой твердости. Основной вклад в повышение твердости вносят выделяющиеся при отпуске карбиды, количество которых зависит от содержания углерода. Известно [1, 2], что ванадий образует стойкие нерастворимые карбиды и тем самым препятствует поступлению углерода в твердый раствор при нагреве под закалку. Поэтому необходимо было определить соотношение углерода и ванадия для достижения высокой твердости стали при сохранении высокой вязкости. Известно, что никель повышает вязкость мартенситной матрицы [2, 3] и устойчивость остаточного аустенита. Поэтому надо уменьшить содержание марганца, стабилизирующего аустенит. После проведенных исследований установили содержание никеля 0,4 – 0,6 %, а марганца 0,3 %. Введение алюминия 0,1 – 0,2 % и кальция 0,15 – 0,25 % позволило уменьшить содержание неметаллических включений. Стабилизация твердости 68 – 69 HRC достигнуто при соотношении углерода и ванадия 0,42. В результате был установлен состав стали ЭП682-Ш, обеспечивающий такую твердость.

Сталь ЭП682-Ш модифицированного состава после закалки содержит помимо карбидов ледебуритной эвтектики 25 – 30 % остаточного аустенита. Поэтому необходим многократный отпуск [3] при температуре 560 °С 1 час. Следует отметить, что с увеличением числа отпусков наблюдается стабильное повышение твердости. Еще более заметное повышение твердости после закалки с 1230 °С в масле и шестикратном отпуске 520 °С 1 час. Рост твердости при такой температуре отпуска связан сохранением высокой твердости первичного мартенсита закалки и более полном превращении остаточного аустенита в мартенсит отпуска и появлении мелкодисперсных карбидов отпуска. Карбидная неоднородность в быстрорежущих сталях определяется степенью обжата заготовки и зависит от степени дисперсности частиц первичных карбидов ледебуритной эвтектики [4]. Поэтому использование радиально-сдвиговой прокатки приводит к снижению карбидной неоднородности из-за дробления частиц первичных карбидов ледебуритной эвтектики и равномерному распределению карбидов. При этом округление карбидов повышает вязкость стали. Изготовление кернов из стали ЭП682-Ш после такой комплексной технологии обработки приводит к увеличению их стойкости.

1. Модификация состава стали ЭП682-Ш, изменение соотношения углерода и ванадия и усовершенствование технологии термообработки позволило получить твердость 70 – 71 HRC.

2. Использование радиально-сдвиговой прокатки приводит к измельчению частиц карбидов и их округлению, что повышает стойкость рабочего инструмента.

1. Папандопуло А.Н. Исследование, разработка и внедрение серии вольфрамомолибденовых и молибдено-кобальтовых высокопроизводительных быстрорежущих сталей и их термическая обработка. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1991. №6. С. 38 – 43.

2. Кремнев Л.С. Теория легирования быстрорежущих сталей. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 1991. №6. С.10 – 14.

3. Масленков С.Б. Высоколегированные быстрорежущие инструментальные стали и сплавы. Все материалы. *Энциклопедический справочник*, 2006. №6, С. 2 – 4.

4. Доронин И.В., Лукина Ю.А., Антипов В.И., Виноградов Л.В., Банных И.О., Алексеев П.Л., Лазарев Э.М., Мухина Ю.Э., Баранов Е.Е., Гордеев А.С., Колмаков А.Г. Влияние радиально-сдвиговой прокатки на распределение, форму и дисперсность карбидов в быстрорежущей стали Р6М5. *Перспективные материалы*, 2014. №5. С. 72 – 76.

М.И.ПЕТРОВ¹, М.Г.ИСАЕНКОВА¹, П.С.ДЖУМАЕВ¹,
А.А.ПЛЯСОВ², Н.С. САБУРОВ²

¹*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
г. Москва, Российская Федерация*

²*Акционерное общество «Высокотехнологический научно-
исследовательский институт неорганических материалов им. академика
А.А.Бочвара», г. Москва, Российская Федерация
e-mail: MIPetrov@mephi.ru*

РАЗРАБОТКА ИСКУССТВЕННОЙ НЕЙРОННОЙ СЕТИ ДЛЯ ДИАГНОСТИКИ ПОВЕРХНОСТИ ИЗЛОМОВ НАВОДОРОЖЕННЫХ ТРУБ ИЗ МОДЕЛЬНОГО СПЛАВА Zr-Nb-Sn-Fe

С увеличением глубины выгорания топлива в реакторах на тепловых нейтронах возникает задача изучения негативного влияния наводороживания в циркониевых сплавах применительно к эксплуатации, транспортировке и хранении отработавшего ядерного топлива [1]. Для количественной оценки влияния параметров наводороженных труб на характер их разрушения разработаны методики анализа макро- и микроструктурных параметров изломов. Показано, что наиболее информативным макропараметром является относительное изменение площади сечения.

Микропараметры оценивались с помощью фрактографического анализа. Идентифицированы и размечены хрупкие (фасетки скола, квазискола и трещины) и вязкие (ямки и вязкие перемычки) компоненты. Обучена сверточная нейронная сеть архитектуры VGG16 для вычисления доли хрупкой компоненты на фрактографических снимках (точность предсказаний 98 %). Для сегментации снимков изломов обучена нейросеть UNet, что повысило точность определения хрупких и вязких областей. Показано, что предложенный метод обработки фрактографических изображений позволил установить величину коэффициента радиальной ориентации гидридов, при которой наблюдается хрупко-вязкий переход после кратковременных механических испытаний наводороженных образцов.

Разработанные программы количественного и качественного анализа фрактографических изображений могут быть использованы для создания моделей разрушения наводороженных циркониевых сплавов и в ходе производственных испытаний трубных изделий.

1. A.A.Plyasov et al. Experiments on Reorientation of Hydrides in Unirradiated E635 Guide Tubes // Physics of Atomic Nuclei. 2023. – Vol. 86. №. 12. – p. 2604–2617.

Т.Ю. СОБОЛЕВА, А.С.ЦАПЛЕВА

АО "Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А.А. Бочвара, Москва, Россия.

TSoboleva@bochvar.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЕ ЛЕГИРОВАНИЯ НА ФАЗООБРАЗОВАНИЕ Nb₃Sn В СВЕРХПРОВОДНИКАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ «ПОРОШОК В ТРУБЕ».

Получение и использование сверхпроводящих материалов с высокими критическими параметрами является одной из важнейших задач, решение которой позволит добиться прогресса в передовых технологиях.

В настоящее время известно, что для реализации данных масштабных проектов потребуются Nb₃Sn сверхпроводники с плотностью тока более 1500 А/мм² в магнитном поле 16 Тл при 4,2 К. Одним из способов повышения токонесущей способности Nb₃Sn сверхпроводников является применение метода для их получения «порошок в трубе» или коротко – ПИТ [1-2].

Сверхпроводящее состояние ограничено тремя условиями: существование в определенном интервале критического магнитного поля, критической плотности тока и критической температуры. Повлиять на критическую температуру и критическое магнитное поле достаточно сложно. А вот критическая плотность тока зависит от структуры сверхпроводящей фазы и поддается изменениям с помощью разных методов обработки материалов. Известно, что для увеличения стабильности величины плотности критического тока при увеличении магнитного поля до 16 Тл и более необходимо введение легирующих элементов, которые способствуют росту верхнего критического поля (B_{c2}) и смещению пика силы пиннинга в сторону более сильных полей [1-3].

Добавление в ниобий Zr, Hf, Y, а также введение в состав сверхпроводника порошка SnO₂ способствует переносу кислорода из диоксида олова в ниобиевый сплав во время реакционной термообработки (РТО). Образование мельчайших частиц оксидов приводит к уменьшению размера зерна сверхпроводящего слоя, что способствует росту силы пиннинга [1] и увеличению J_c .

Метод получения Nb₃Sn сверхпроводников методом ПИТ основывается на процессе экструзии трубных заготовок в которых располагается смесь порошков на основе Cu и Sn [2].

В АО ВНИИНМ разработаны и изготовлены экспериментальные образцы сверхпроводников, отличающиеся использованием различных Nb сплавов для оболочки и смесей порошков для сердцевин. В образцах диаметром 0,5 и 0,3 мм после РТО по двухступенчатому режиму образовался равномерный слой Nb₃Sn толщиной от 30 до 60 мкм.

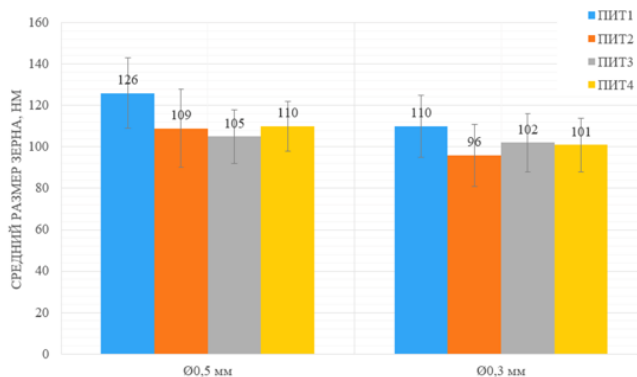


Рисунок 1 – Диаграмма распределения зерен по размеру на образцах после РТО

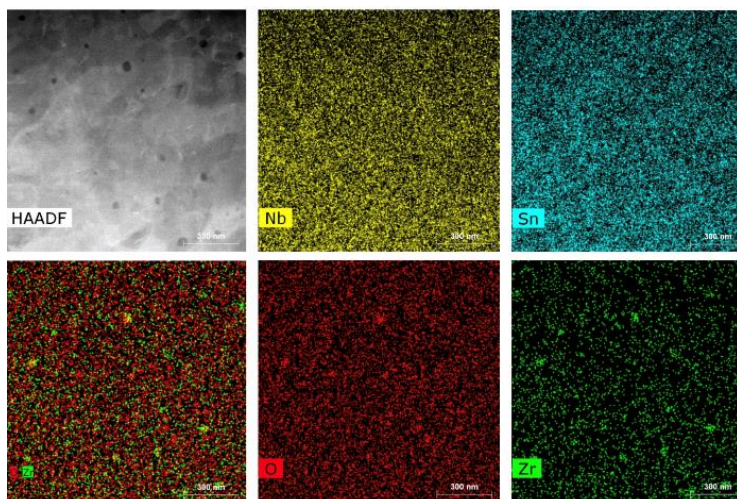


Рисунок 2 – ПЭМ изображения микроструктура с использованием картирования по элементам

Исследование микроструктуры сверхпроводящего слоя показало, что с увеличением содержания Zr с 0,5 до 1 мас. % средний размер зерна Nb_3Sn снижается от 110 до 96 нм. Наличие Zr и O привело к образованию частиц ZrO_2 в слое Nb_3Sn . Размер частиц варьируется от 10 до 50 нм.

Отмечено, что легирование как Nb оболочки, так и порошковой сердцевины приводит к измельчению зерна сверхпроводящего слоя, что благоприятно сказывается на повышении токонесущей способности готового проводника [1-2].

1. Xu X., Peng X., Wan F., Rochester J., Bradford G., Jaroszynski J., Sumption M., APC Nb₃Sn superconductors based on internal oxidation of Nb-Ta-Hf alloys // Supercond. Sci. Technol. 2023. № 36. P. 035012.
2. Xu X., Rochester J., Peng X., Sumption M., Tomsic M. Ternary Nb₃Sn superconductors with artificial pinning centers and high upper critical fields // Supercond. Sci. Technol. 2019. № 32. P. 02LT01.
3. Balachandran Sh., Tarantini Ch., Lee P.J., Kametani F., Su Yi-Feng, Walker B., Starch W.L., Larbalestier D.C. Beneficial influence of Hf and Zr additions to Nb 4 at. % Ta on the vortex pinning of Nb₃Sn with and without an O source // Supercond. Sci. Tech. 2019. V. 32. № 4. P. 044006.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ТЕРМОСТОЙКОСТИ МЕТАЛЛОКЕРАМИЧЕСКИХ СОЕДИНЕНИЙ 29НК/ВК94-1, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ВАКУУМНОЙ ПАЙКИ

Металлокерамические соединения привлекательны благодаря их уникальным свойствам. Керамика отличается высоким уровнем коррозионной стойкости и износостойкости при высоких температурах, а также является изолятором. В то же время металлы обладают высоким уровнем пластичности, ударной вязкости и прочности. Такая комбинация свойств позволяет применять металлокерамические соединения в различных отраслях промышленности [1,2].

Термостойкость характеризуется устойчивостью к воздействию повышенной температуры и определяется сравнительной визуальной оценкой внешнего вида, структуры или изменением физико-механических показателей до и после термического воздействия. Учитывая, что коэффициенты теплового расширения между керамикой и металлом различны, деформация керамики и металла различается в процессе охлаждения, что приводит к накоплению остаточных напряжений в паяном соединении. Если остаточные напряжения превышают прочность соединения, происходит разрушение соединения [3].

В силу физических законов откачки и дегазации металлокерамические конструкции должны нагреваться до значительных температур при использовании в оборудовании или приспособлениях, где необходимо достичь высокого вакуума. Температура откачки и дегазации часто достигает 450–500 °С, а в некоторых случаях 600–800 °С. В процессе такой термообработки происходит нагрев металлокерамического узла, который является частью вакуумной оболочки. Циклы нагрева и охлаждения могут повторяться многократно в процессе работы приборов, в связи с чем необходимо обеспечивать устойчивость паяного соединения на всём цикле работы.

В работе проведена вакуумная пайка керамики ВК94-1 со сплавом 29НК с помощью припоя Ag-28 % Cu (мас. %). Для обеспечения смачивания керамики припоем использованы 2 типа проставок. Первая из сплава ВТ1-0 толщиной 50 мкм. Вторая из аморфной фольги СТЕМЕТ 1203 (Ti-50Cu, мас.%) толщиной 100 мкм.

Термоциклические испытания проводили в климатической камере СПЕС МС–811Р. Для определения термостойкости паяных соединений

образцы нагревали до температур 450°C, 600°C и 750°C в вакуумной печи сопротивления СШВЭ -1.2,5 с выдержкой в течение 1 часа и медленным охлаждением со скоростью, не превышающей 5 °C/мин. Целостность соединений была оценена с помощью гелиевого течеискателя Pfeiffer SmartTest с чувствительностью 10^{-13} Па·м³/с.

С применением растровой электронной микроскопии изучена микроструктура паяных соединений. Показано, что использование титановой фольги и эвтектического припоя Ag-28 % Cu обеспечивает получение соединений, способных выдерживать повышенные температуры в интервале 450-750°C без потери герметичности.

1. Вакуумно-плотная керамика и ее спай с металлами / В. Н. Батыгин., И. И. Метелкин., А. М. Решетников., Н. Д. Девятков. – М.: Энергия, 1973. – 409 с.
2. José Lemus-Ruiz., Leonel Ceja-Cárdenas., Egberto Bedolla-Becerril., Víctor H. López-Morelos. Production, Characterization, and Mechanical Evaluation of Dissimilar Metal/Ceramic Joints // Intech. – 2016. – №. 11. – P. 215–224
3. Sun R., Zhu Y., Guo W. et al. Microstructural evolution and thermal stress relaxation of Al₂O₃/1Cr18Ni9Ti brazed joints with nickel foam // Vacuum. Elsevier Ltd. – 2018. – Vol. 148. – P. 18–26.

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА НАНОСТРУКТУРУ ДИСПЕРСНО-УПРОЧНЕННЫХ ОКСИДАМИ СТАЛЕЙ

Дисперсно-упрочнённые оксидами (ДУО) стали, являются перспективными материалами для использования в активной зоне реакторов деления и синтеза нового поколения. К таким материалам предъявляется ряд требований, такие как высокая радиационная стойкость и стабильность механических свойств при температурах в пределах 700°C. Высокая жаропрочность в ДУО сталях обеспечивается за счет тугоплавких оксидных частиц, равномерно распределённых в матрице [1–2]. Особый интерес представляет изучение изменений данных частиц, происходящих при длительных высокотемпературных воздействиях.

В настоящей работе методом атомно-зондовой томографии [4] производилось исследование влияния термического старения на наноструктуру ДУО сталей Eurofer ODS, 10Cr ODS и KP-3 ODS. Концентрация хрома в материалах варьируется от 9 до 14 ат.%, а также содержатся в различных соотношениях такие легирующие элементы как Al, V, Ti. Исследуемые образцы были состарены при температуре 650°C в течение 500 и 1000 часов.

Исследования методом АЗТ показали значительные изменения в подсистеме кластеров после термического старения. После старения в течение 500 ч обнаружено: Cr-Y-O кластеры со средним размером (4 ± 1) нм и объёмной плотностью $(48 \pm 3) \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ в Eurofer ODS, кластеры Cr-Y-O-Ti со средним размером (4 ± 1) нм и объёмной плотностью $(21 \pm 2) \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ в стали 10Cr ODS, и кластеры Cr-Y-O-Ti размерами (4 ± 1) нм и объёмной плотностью $(60 \pm 3) \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ в стали KP-3 ODS. После старения в течение 1000 ч тип кластеров не изменился, а их характеристики составили: средний размер (4 ± 1) нм и объёмная плотность $(37 \pm 5) \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ в Eurofer ODS, размер (4 ± 1) нм и объёмная плотность $(15 \pm 2) \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ в стали 10Cr ODS, и размер (3 ± 1) нм и объёмная плотность $(62 \pm 5) \times 10^{22} \text{ м}^{-3}$ в стали KP-3 ODS.

Анализ полученных данных показывает: рост объёмной плотности кластеров (при сохранении или росте среднего размера) при старении в течение 500 ч; уменьшение объёмной плотности после старения в течение 1000 ч. Данные структурные изменения, предположительно, связаны с образованием новых кластеров и последующими процессами коалесценции.

Работа выполнена на оборудовании ЦКП КАМИКС (http://kamiks.itep.ru) НИИЦ “Курчатовский институт”.

1. Xu S., Zhou Z., Jia H., Yao Z. // Steel research int. 2018. V. 90. P. 1800594.
Doi:10.1002/srin.201800594.
2. Rogozhkin S. V., Klauz A. V., Bogachev A. A., Khomich A. A., Fedin P. A., Raznitsyn O. A. // Physics of Atomic Nuclei. 2022. V.85, No. 12.P. 1998.
Doi: 10.1134/S1063778822120018
3. Michael K. Miller. Oak Ridge National Laboratory, P.O. Box 2008, Building 4500S, Mississippi 6136, Oak Ridge, Tennessee 37831-6136 "Atom probe tomography", Review of Scientific Instruments 78, 031101 (2007),
Doi: 10.1063/1.2709758.

Д.В. ЧИРКОВА¹, И.В.ЛИСНЕВСКАЯ²

¹ *Федеральный исследовательский центр Южный научный центр РАН, Ростов-на-Дону, Россия,*

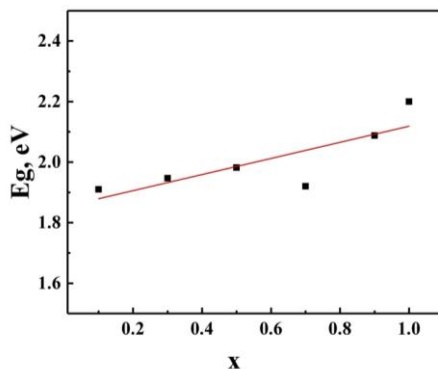
² *Южный федеральный университет, химический факультет, Ростов-на-Дону, Россия.*

e-mail: sdanamail@list.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ПОЛУПРОВОДНИКОВЫХ СВОЙСТВ ТВЕРДЫХ РАСТВОРОВ НА ОСНОВЕ СУЛЬФОИОДИДА СУРЬМЫ

Соединения семейства $A^5B^6C^7$ (A-Sb, B-S, Se, C-Br, I) являются объектами внимания исследователей так как обладают большим количеством интересных физических свойств. Это полупроводниковые, сегнетоэлектрические, пьезоэлектрические, электрооптические и фотоэлектрические свойства. В частности, сульфоидид и сульфобромид сурьмы (SbSI и SbSBr) рассматриваются в качестве материалов, преобразующих солнечную энергию, так как обладают небольшой шириной запрещенной зоны, высокой диэлектрической проницаемостью, достаточной химической стабильностью, присутствием ns^2 катиона Sb^{3+} , который повышает устойчивость к дефектам, и т.д.[1] Также достоинством этих материалов является меньшая токсичность по сравнению со свинецсодержащими соединениями и относительная дешевизна производства. К настоящему моменту вопрос изменения ширины запрещенной зоны сульфоидида сурьмы при легировании и образовании им твердых растворов с другими веществами остаётся недостаточно освещенным. Возможность регулировать этот параметр при помощи легирования является весьма интересной как с точки зрения фундаментальных исследований, так и для практического применения.

Нами был синтезирован ряд твердых растворов сульфоидида-сульфобромид сурьмы $SbSI_{1-x}Br_x$, где x изменялся в пределах от 10 до 90 мол %. Данные материалы были исследованы методами рентгенофазового анализа и спектрофотометрии в области видимого и ультрафиолетового излучения. Порошковые рентгенограммы образцов показали, что с увели-



чением x форма спектров постепенно перестраивается от вида, характерного для сульфоидида сурьмы, к виду, присущему сульфобромиду сурьмы. Спектры диффузного отражения образцов были преобразованы в функцию Кубелки - Мунка, и по точке пересечения касательной к линейной части функции с осью энергий определены значения ширины запрещенной зоны материалов. Обнаружено, что с увеличением содержания бромидного компонента происходит рост ширины запрещенной зоны (E_g) от 1,91 до 2,2 эВ. При этом значения E_g для твердых растворов $SbSI_{1-x}Br_x$ не превышают величины запрещенной зоны для сульфобромид сурьмы (рис.1). Таким образом, материалы состава $SbSI_{1-x}Br_x$ могут быть использованы в солнечных батареях наряду с нелегированным сульфоидидом сурьмы. Возможность их применения в качестве материала, улавливающего солнечную энергию, заслуживает дальнейшего исследования.

Рис.1. Изменение ширины запрещенной зоны для твердых растворов $SbSI_{1-x}Br_x$ в зависимости от состава.

Публикация подготовлена в рамках реализации ГЗ ЮНЦ РАН, № гр. проекта 122020100294-9.

1. Y. C. Choi, E. Hwang, D.-H. Kim. Controlled growth of SbSI thin films from amorphous Sb2S3 for low-temperature solution processed chalcohalide solar cells, APL Mater. 6 (2018) 121108, DOI:10.1063/1.5058166.

Е.О. ШИШУЛИН, Н.В. САХАРОВ, А.А. БОБРОВ,
В.И. КОПЫЛОВ
ННГУ им. Н.И.Лобачевского
e-mail: egor.shishulin@unn.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ЛЕГИРОВАНИЯ НА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИЮ И КИНЕТИКУ РАЗУПРОЧНЕНИЯ СПЛАВОВ СИСТЕМ Cu-Sn, Cu-Cr и Cu-Ni

В работе выполнено исследование влияния легирования на кинетику разупрочнения и рекристаллизации медных сплавов, полученных методом равноканального углового прессования (РКУП).

Были исследованы образцы меди чистотой 99,99% и медных сплавов, легированных оловом (Cu – 1%Sn, Cu – 2%Sn, Cu – 3%Sn), хромом (Cu – 0,025%Cr, Cu – 0,05%Cr, Cu – 0,075%Cr, Cu – 0,4%Cr) и никелем (Cu – 0,1%Ni, Cu – 0,25%Ni, Cu – 0,5%Ni). Концентрации легирующих элементов приведены в массовых процентах. Деформацию исходных прутков осуществляли методом РКУП по режиму 4В. Послековки образцы были отожжены в температурном диапазоне от 200°C до 500°C с шагом 50°C, время отжига составляло от 10 до 90 минут.

Исследования образцов были проведены с использованием следующих методик: оптическая и растровая электронная микроскопия, методика измерения микротвёрдости и рентгеновский микроанализ.

По результатам исследований были найдены значения температуры начала и окончания первичной рекристаллизации (T_{P1} и T_{P2}), а также температуры начала и окончания разупрочнения (T_{HV1} и T_{HV2}). Найденные значения приведены в таблице 1.

Во всех материалах, кроме чистой меди и сплава Cu – 0,4%Cr, температуры рекристаллизации и разупрочнения совпадали. В сплаве Cu – 0,4%Cr рекристаллизация не начиналась вплоть до 500°C; разупрочнения не наблюдалось. В чистой меди первичная рекристаллизация начиналась при температуре ниже 200°C, значения T_{P2} , T_{HV1} и T_{HV2} составили 300°C, 200°C и 300°C соответственно.

Результаты исследования показали, что кинетика первичной рекристаллизации и разупрочнения материалов зависит от типа легирующего элемента и его концентрации.

В сплавах с никелем, который образует с медью непрерывный ряд твёрдых растворов, температура начала и окончания рекристаллизации (разупрочнения) незначительно превышает аналогичные значения, относящиеся к чистой меди. Значения T_{HV1} , T_{HV2} , T_{P1} и T_{P2} не зависят от концентрации никеля.

Таблица 1 – значения температуры начала и окончания первичной рекристаллизации и температуры начала и окончания разупрочнения.

| Состав материала | $T_{Hv1}/$ $T_{Hv2}, ^\circ\text{C}$ | $T_{P1}/$ $T_{P2}, ^\circ\text{C}$ | Состав материала | $T_{Hv1}/$ $T_{Hv2}, ^\circ\text{C}$ | $T_{P1}/$ $T_{P2}, ^\circ\text{C}$ |
|------------------|---|---------------------------------------|------------------|---|---------------------------------------|
| Чистая медь | 200/300 | <200/300 | Cu–0,25%Ni | 200/350 | 200/350 |
| Cu–1%Sn | 350/450 | 350/450 | Cu–0,5%Ni | 200/350 | 200/350 |
| Cu–2%Sn | 350/450 | 350/450 | Cu–0,025%Cr | 200/300 | 200/300 |
| Cu–3%Sn | 350/450 | 350/450 | Cu–0,05%Cr | 200/350 | 200/350 |
| Cu–0,1%Ni | 200/350 | 200/350 | Cu–0,075%Cr | 350/450 | 300/500 |

Олово характеризуется ограниченной растворимостью в меди. Его концентрации во всех исследуемых сплавах ниже предельной растворимости. В исследованных системах медь-олово значения температуры начала и окончания рекристаллизации выше на 150°C , чем в чистой меди. Значения T_{Hv1} , T_{Hv2} , T_{P1} и T_{P2} не зависят от концентрации олова.

Концентрация хрома во всех исследованных сплавах выше его предельной растворимости. Температуры начала и конца рекристаллизации для сплава Cu–0,025%Cr равны T_{P1} и T_{P2} чистой меди. Для остальных сплавов системы медь-хром температуры начала и конца рекристаллизации выше чем для чистой меди. При этом наблюдается рост T_{P1} и T_{P2} с увеличением концентрации хрома.

Выявленные закономерности изменения T_{P1} и T_{P2} коррелируют с качественным описанием рекристаллизации, предложенным в [1]. В подходе, описанном в [1], предполагается что кинетика эволюции микроструктуры в легированных сплавах определяется типом растворимости легирующего элемента, коэффициентом распределения, соотношением размеров атома основного и легирующего элемента и соотношением между концентрацией легирующего элемента и его максимальной растворимостью в сплаве.

Работа выполнена при поддержке Минобрнауки России (проект 075-03-2023-096 ((FSWR-2023-0037)))

1. В.Н. Чувильдеев, А.В.Нохрин, О.Э.Пирожникова, Е.С.Смирнова, М.Ю.Грязнов, И.М. Макаров, Ю.Г.Лопатин, А.В.Щавлева, В.И.Копылов. Стабильность структуры нано и микрокристаллических металлов, полученных методом интенсивной пластической деформирования. Издательство Нижегородского государственного университета. 2006. 188 с.

ЛАМИНИРОВАННЫЕ МЕТАЛЛ-КЕРАМИЧЕСКИЕ Ti₃Al(Si)C₂/TA КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ

MAX-фазы – это наноламинатные структуры с формулой $M_{n+1}AX_n$, где $n = 1-3$, M – переходный металл, A – элемент группы А, а X – углерод, азот или бор. MAX-фазы обладают теплопроводностью, способностью к обработке, низкой плотностью, жаропрочностью и жаростойкостью. Композиционные материалы на основе MAX-фаз обладают большей пластичностью нежели материалы на основе традиционной керамики, но остаются хрупкими при комнатной температуре. Улучшить их механические свойства возможно путем введения металлической фазы. Одним из перспективных подходов является создание слоистых структур из высоконаполненных прекерамических бумаг и металлических фольг [1]. Настоящая работа посвящена получению металл-керамических композитов на основе MAX-фазы $Ti_3Al(Si)C_2$ и Та.

В работе были получены ламинированные металл-керамические композиты на основе MAX-фазы $Ti_3Al(Si)C_2$ путем искрового плазменного спекания (ИПС) прекерамических бумаг с долей наполнителя 90 масс. % и фольг из Та. Спекание осуществлялось при 1150 °С, давлении 50 МПа в течении 5 мин. Были подготовлены три архитектуры с различным соотношением толщины керамического и металлического слоев.

Керамические слои характеризуются высоким содержанием $Ti_3Al(Si)C_2$ (83 об.%) и вторичными фазами TiC (12 об.%) и Al_2O_3 (5 об.%). В процессе ИПС при взаимной диффузии образуются такие фазы как Ta_2Al , FeTa, $FeAl_2$, Fe_2Ta , Ta_5Si_3 . Полученные композиты демонстрируют предел прочности на изгиб от 560 до 650 МПа, имеют квазипластичный характер деформации и могут обладать вязкостью разрушения более $11 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$.

Используемый в работе подход позволяет получать высокоплотные металл-керамические материалы на основе MAX-фазы $Ti_3Al(Si)C_2$ и Та с повышенной стойкостью к растрескиванию при комнатной температуре.

Исследование выполнено при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект № 23-19-00109)

1. Kashkarov E. B. et al. Spark plasma sintering of Nb/Ti₃Al(Si)C₂-TiC laminated composites // Materialia. – 2023. – Vol. 27. – P. 101673.

Д.И. АБЗАЛОВ, Т.Г. АКОПДЖАНИЯ

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мерджанова, г. Черногловка, Россия
e-mail: abzalovdani199@yandex.ru*

СИНТЕЗ MgAlON В РЕЖИМЕ САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩЕГОСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО СИНТЕЗА

В настоящее время актуальной задачей является разработка оптически прозрачных материалов, устойчивых к таким окружающим факторам, как высокая температура или давление. Оптически прозрачная керамика MgAlON является одним из перспективных материалов для использования в упомянутых условиях. MgAlON представляет собой твердый раствор тройной системы Al_2O_3 -AlN-MgO. Оптически прозрачная керамика MgAlON обладает сочетанием высокой прозрачности с отличными механическими свойствами. Однако для создания такого материала необходимо, чтобы синтезированный порошок имел однофазную мелкозернистую структуру. Актуальной задачей является поиск подходящей методики синтеза.

Из литературных данных в большинстве случаев используют такие методы синтеза, как твердофазная реакция MgAlON из системы Al_2O_3 -AlN-MgO [1], карботермическое восстановление и азотирование [2], а также алюмотермическое восстановление [3]. Перечисленные методики имеют такие недостатки, как большие времена выдержки с высокими температурами, приводящие к большим энергозатратам, сложное и дорогостоящее оборудование.

В нашей работе представлены результаты по исследованиям синтеза MgAlON методом СВС. Самораспространяющийся высокотемпературный синтез является перспективным методом для получения материала, так как в данном случае достигается высокая чистота продукта, полученный порошок получается мелкозернистым. Кроме того, энергия затрачивается только на процесс инициирования реакции, после чего реакция идет самопроизвольно путем теплопередачи от нагретых частиц к не нагретым. Также для проведения синтеза таким методом используется малогабаритное и простое в эксплуатации оборудование.

В докладе представлены результаты по горению смесей Al, Al_2O_3 , $Mg(ClO_4)_2$ и MgO. Изучены зависимости исходного состава смесей от полученного продукта горения. Определены зависимости начального давления азота от состава продукта горения. Было изучено влияние реакций окисления и азотирования на кинетику процесса. Изучены зависимости количества алюминия, участвовавшего в реакции азотирования и окисле-

ния, от скорости горения и температуры горения смеси. Были построены графики фазового состава продуктов горения. Получены результаты морфологии, микроструктуры и гранулометрического состава продуктов горения. Также изучены влияния легирующих добавок на процесс горения и фазовый состав продукта.

Установлены оптимальные составы продуктов горения, проведены эксперименты по спеканию и консолидации керамических материалов при получении плотных керамик.

Автор выражает благодарность Акопджаняну Тиграну Гагиковичу за научное руководство, помощь в проведении исследования и подготовке текста тезисов.

Работа выполнена при финансовой поддержке РФФ в рамках научно-го проекта № 24-79-00289.

1. Bowen Chen, Bin Wang, Zhengyang Jing, Pan Gao, Hao Wang, Bingtan Tu Weimin Wang, Zhengyi Fu. Cooperative-luminescence-assisted single band upconverted red emission in Er^{3+} and Yb^{3+} co-doped MgAlON transparent ceramic // Journal of the European Ceramic Society. – 2024. - №44. – p. 1143-1152.
2. Qingyun Chen, Yuezhong Wang, Jianqi Qi, Haomin Wang. A contrast of carbothermal reduction synthesis of MgAlON and AlON powders for transparent ceramics. // Journal of Alloys and Compounds. – 2019. - № 791. – p. 856-863.
3. Ma, B.; Zhang, W.; Wang, Y.; Song, H.; Xie, X.; Zhang, Z.; Yao, C.; Luo, H.; Niu, R. Fabrication and nanoindentation characterization of MgAlON transparent ceramics. // Opt. Mater. – 2018. – № 84. – С. 714–721.

Д.С. ВАСИЛЬЕВ, Б.С. СЕПЛЯРСКИЙ, Р.А. КОЧЕТКОВ,
В.В. ЗАКОРЖЕВСКИЙ

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мерджанова РАН, Россия, Черноголовка
e-mail: d.s.vasilyev@mail.ru*

МАКРОКИНЕТИЧЕСКИЕ ЗАКОНОМЕРНОСТИ ГОРЕНИЯ КАРБОНИТРИДОВ ЦИРКОНИЯ ИЗ ГРАНУЛИРОВАННОЙ ШИХТЫ В СПУТНОМ ПОТОКЕ АЗОТА

Горение порошков переходных металлов IV и V групп в самораспространяющемся режиме является перспективным методом для получения нитридов и карбонитридов переходных металлов с точки зрения энергоэффективности, простоты и производительности процесса. Большая часть исследований, направленных на изучение процессов горения в среде активного газа, была проведена на прессованных образцах или образцах насыпной плотности в реакторе постоянного давления. Чтобы обеспечить необходимую степень азотирования синтез часто проводят при высоком давлении газа в реакторе (более 70 атм), при этом исходную шихту разбавляют продуктом синтеза, что позволяет снизить температуру горения и давление примесного газа в порах. Более технологически совершенным приемом получения нитридов и карбонитридов методом СВС является использование реактора проточного типа с пористой (гранулированной) шихтой насыпной плотности. Такое сочетание дает возможность управлять синтезом путем изменения величины потока активного газа, более того, такая реализация процесса обеспечивает свободный отвод примесного газа из системы, что способствует повышению чистоты конечного продукта.

В работе проведено исследование макрокинетических закономерностей горения гранулированной смеси $Zr+0.5C$ в условиях спутного потока азота. Установлено, что с увеличением объемного расхода газа в интервале от 300 до 1700 л/ч скорость горения нелинейно возрастает с 23 до 54 мм/с. Полученные экспериментальные данные проанализированы в рамках моделей кондуктивного и конвективного механизмов горения. Показано, что горение в потоке азота при расходе газа $Q > 500$ л/ч проходит по конвективному механизму. Согласно данным рентгенофазового анализа продукты синтеза представляют собой смесь карбонитридов циркония ZrC_xN_y переменного состава. Химический анализ продуктов показал, что содержание азота в гранулированных смесях при расходе газа 1000 л/ч составляет 4.5%, а в порошковых 3.9%, что указывает на преимущества использования гранулированных смесей для получения карбонитридов циркония.

С.А. ВИНОКУРОВ, Н.В. КЛАССЕН, И.С.ЦЕБРУК, А.Д. ОРЛОВ,
В.В. КЕЛРОВ, А.П.КИСЕЛЕВ

ФГБУН Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипяна *Рос-*
сийской академии наук
e-mail: sergvin@issp.ac.ru

УПРАВЛЕНИЕ КРИСТАЛЛИЗАЦИЕЙ СЦИНТИЛЛЯТОРОВ ИЗ ВОДНЫХ РАСТВОРОВ ЭЛЕКТРИЧЕСКИМ ПОЛЕМ

В экспериментах по влиянию электрического поля на поведение водных растворов сцинтилляционных кристаллов (иодида цезия, бромида лантана, сульфата цезия) мы обнаружили перспективные возможности по управлению структурой, формой и свойствами кристаллизующихся из раствора сцинтилляторов. Процесс выращивания ионных кристаллов из водных растворов в электрическом поле может быть разделен на следующие стадии: разрушение гидратных оболочек, окружающих растворенные в воде ионные компоненты, коагуляция освобожденных ионов в кластеры, миграция этих кластеров в области пониженного электрического поля и последующая кристаллизация. Модельные предположения о формировании кластеров ионных компонентов на начальной стадии формирования кристаллов подтверждаются в экспериментах по поляризационно – оптической микроскопии процессов кристаллизации иодида цезия в электрическом поле, когда при наблюдении в скрещенных поляризаторах в зоне максимального поля возникло просветление, Это объясняется образованием кластеров коллоидных (субмикронных) размеров из освобожденных электрическим полем от гидратных оболочек ионов цезия и йода. Эти кластеры рассеивают свет, вызывая его деполяризацию. Далее на расстоянии в несколько десятков микрон от зоны просветления начали образовываться микрокристаллы игольчатой формы. Судя по геометрии электродов кристаллизация происходила в зоне минимального поля. Это обусловлено тем, что частицы йодида цезия (как и других диэлектриков) имеют на порядок меньшую диэлектрическую проницаемость по сравнению с водой и поэтому выталкиваются в область минимума поля. Регулируя с помощью формы электродов пространственное распределение поля мы варьировали геометрии вырастающих кристаллов от игольчатых до пластинчатых. Вероятно, усложнение формы электродов позволит получать кристаллы с широким разнообразием геометрий, что, например, представляет интерес для создания матричных радиационных детекторов с высоким пространственным разрешением. Обычно такого рода матрицы формируются сборкой из отдельных элементов малых сечений, вырезаемых из объемных кристаллических буль. Выращивание сразу сложных

профилей требуемых геометрий способно радикально повысить производительность и, соответственно, улучшить экономические параметры этих изделий. Особенно если механическая обработка объемных заготовок представляет определенные трудности – например, из-за их твердости или хрупкости, а большое количество отходов обработки заметно повышает себестоимость по причине дорогого сырья. А так как сама по себе средняя скорость кристаллизации может варьироваться в сотни раз изменениями величины электрического поля, имеются обширные возможности оптимизации динамики формирования кристаллов для сочетания требуемых геометрий, качества и затрат времени.

В большинстве случаев эксплуатационные характеристики сцинтилляционных кристаллов для радиационных детекторов в значительной степени определяются составом и пространственным распределением вводимых в них легирующих инородных атомов. Так, в сцинтилляторах йодида цезия таким легирующим элементом является таллий. Мы установили, что средняя концентрация и пространственное распределение таллия в йодиде цезия может регулироваться в широких пределах величиной электрического поля. Поэтому регулирование распределения поля во времени и пространстве позволяет управлять и средней концентрацией, и пространственным распределением легирующих компонентов. Это - еще один фактор для регулирования характеристик радиационных детекторов. Например, с целью формирования наиболее выгодного направления высвечивания сцинтилляционных сигналов в сторону фотоприемника.

ПОКРЫТИЕ НА ОСНОВЕ СИНТЕТИЧЕСКОГО АЛЮМОСИЛИКАТА НА ПОВЕРХНОСТИ КРЕМНИЯ

Пористый кремний находит широкое применение при производстве композиционных материалов в качестве матрицы или подложки [1-2]. Интерес представляет получение на поверхности пористого кремния наноструктур на основе алюмосиликатов, что связано с их перспективой использования в качестве катализаторов или элементов сенсорных систем. Перспективно выглядит способ электрохимического травления кремния и одновременного осаждения на его поверхности пленок и частиц алюмосиликата [3].

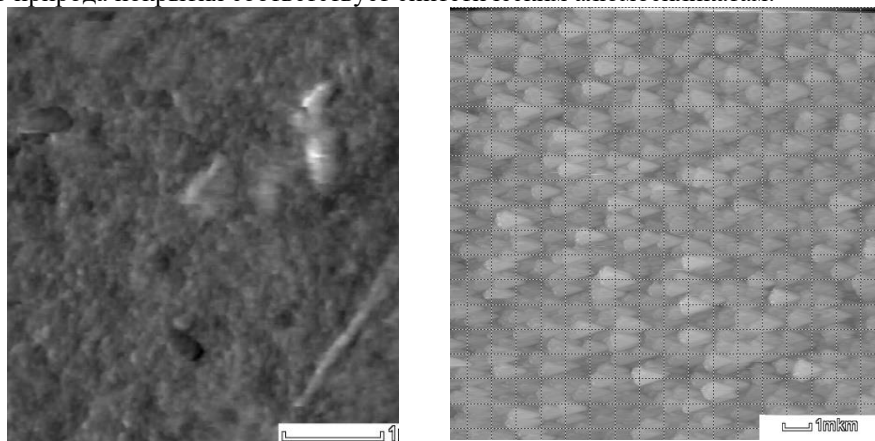
Целью настоящей работы явилось изучение электрохимического способа получения тонких пленок алюмосиликата, интегрированных в пористую матрицу кремния.

В качестве электролитов выступали растворы гидроксида натрия (NaOH) и метасиликата натрия (Na_2SiO_3) различной концентрации. Травление проводили в амперостатическом режиме в электрохимической ячейки без разделения анодного и катодного пространств. Анодом выступал монокристаллический кремний (ЭКЭС) с кристаллографической ориентацией (111), в качестве катода – алюминиевый (А99) электрод. Продолжительность электролиза (2-3 минуты) контролировали по резкому скачкообразному изменению напряжения, который, по всей видимости, связан с резким возрастанием сопротивления анода вследствие осаждения на его поверхности тонкой пленки алюмосиликата. Полученные образцы исследованы методом атомно-силовой микроскопии и ИК-спектроскопии.

По данным атомно-силовой микроскопии установлено, что морфология поверхности кремниевых пластин (рис. 1-а) до электрохимического травления представляет из себя типичную аморфную поверхность, шероховатость которой составляет $R_a \sim 16,7$ нм. Анализ АСМ-изображений полученных образцов после электрохимического травления и одновременного осаждения алюмосиликата (рис. 1-б) показал, что поверхность равномерно покрыта слоем структурными элементами которого являются образования треугольной формы с длиной основания ~ 600 нм и длиной каждой из двух оставшихся сторон ~ 1 мкм, шероховатость поверхности R_a составляет $\sim 35,8$ нм. Геометрическую форму структур, образующихся в матрице кремния, можно связать с кристаллографической ориентацией исходных пластин монокристаллического кремния.

Обнаружено, что при повышении плотности тока при электролизе и возрастании концентрации метасиликата натрия в системе упорядоченность поверхности возрастает, но при превышении критических значений поверхность образующегося покрытия становится аморфной.

Систематический анализ ИК-спектров полученных образцов показал, что природа покрытия соответствует синтетическим алюмосиликатам.



а

б

Рис.1. Типичное АСМ-изображение: а) исходного кремния, б) кремния после электрохимического травления

Так на спектрах наблюдается полоса поглощения в области частот 900 см^{-1} - 1250 см^{-1} и 400 см^{-1} - 600 см^{-1} , характерные для синтетических алюмосиликатов.

Таким образом, в работе показан способ электрохимического получения пленок алюмосиликата на поверхности кремния. Природа полученных структур подтверждена методом ИК-спектроскопии, а морфология поверхности изучена атомно-силовой микроскопией.

1. Леньшин, А. С. Особенности формирования и управления функциональными характеристиками пористого кремния и нанокompозитов металл/пористый кремний / А. С. Леньшин. – Saarbrücken : LAP LAMBERT, 2013. – 218 с. – ISBN 978-3-659-41683-5.
2. Formation of nanostructured tin oxide film on porous silicon / K. B. Kim, A. S. Lenshin, F. M. Chyragov, S. I. Niftaliev // Azerbaijan Chemical Journal. – 2023. – No. 3. – P. 83-89. – DOI 10.32737/0005-2531-2023-3-83-89.
3. Особенности электрохимического осаждения никеля в мезопористый кремний / А. Л. Долгий, С. Л. Прищепа, В. А. Петрович, В. П. Бондаренко // Доклады Белорусского государственного университета информатики и радиоэлектроники. – 2012. – № 1(63). – С. 76-82.

А.М. ГУРЬЯНОВ^{1,2}, А.В. КАСИМЦЕВ^{1,2}, С.С. ВОЛОДЬКО²,
С.Н. ЮДИН²

¹ Тульский государственный университет (ТулГУ), г. Тула, Россия

² ООО «Метсинтез», г. Тула, Россия

e-mail: alex19021861@gmail.com

НЕКОТОРЫЕ СВОЙСТВА КОМПАКТНЫХ ОБРАЗЦОВ ПОРОШКОВОГО ИНТЕРМЕТАЛЛИДА Cr₂Ta, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ

На сегодняшний день интерметаллид Cr₂Ta рассматривается как перспективная основа для создания тугоплавких композиционных материалов (твёрдый раствор + интерметаллид), отличающихся повышенной жаропрочностью и жаростойкостью. В данный момент очень мало данных о различных свойствах этого соединения, что затрудняет разработку материалов на его основе.

В данной работе были проведены исследования таких свойств, как жаростойкость, твердость, микротвердость и трещиностойкость порошкового компактного интерметаллида Cr₂Ta. Для изготовления компактных образцов использовался гидридно-кальциевый порошок со следующим составом: ~ 100 % масс. Cr₂Ta с ОЦК решёткой и небольшим количеством карбидов тантала (Ta₂C, TaC).

Консолидацию порошка Cr₂Ta проводили по технологии искрового плазменного спекания (ИПС) в графитовой матрице по следующему режиму: $T_{сп} = 1420$ °С, $\tau_{сп} = 10$ мин, усилие прессования – 50 МПа. Образцы имели пористость не более 1-2 %.

При проведении испытаний на жаростойкость было показано, что окисление идет сначала по линейному закону, где образуется окисел черного цвета CrO, а затем закон окисления сменяется на параболический, при этом образец покрывается окислом зеленого цвета состава Cr₂O₃. Параболическая константа окисления при температуре испытаний 1200 °С составляет $7,2 \cdot 10^{-2}$ мг²·см⁴·мин⁻¹, а интегральный удельный прирост за 3 часа изотермической выдержки составил 3,5 мг/см². По скорости высокотемпературного окисления при 1200 °С нелегированный Cr₂Ta соответствует одним из лучших жаростойких сталей и немного уступает известному жаростойкому материалу – нихрому Х20Н80.

При помощи дюрOMETрических исследований на образцах после ИПС было показано, что твердость Cr₂Ta составляет 12 ГПа, микротвердость 850 ± 45 HV, а величина трещиностойкости $K_{Ic} = 2,16 \pm 0,13$ МПа·√м. Эти данные коррелируют со свойствами образцов литого Cr₂Ta.

Работы выполнены при поддержке проекта РНФ № 24-23-20104 и гранта Комитета Тульской области по науке и инноватике № 10 от 10.04.2024.

М. Э. БУЗОВЕРЯ^{1,2}, А. М. ЛЕОНТЬЕВА¹, А. П. ДМИТРИЕВА¹

¹Саровский физико-технический институт - филиал НИЯУ МИФИ

²РФЯЦ ВНИИЭФ

e-mail: dmiiitr4@yandex.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ МЕТОДОМ АТОМНО-СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ ОБРАЗЦОВ СТАЛИ 2Х18Н10Т, ПОЛУЧЕННОЙ ПО ТЕХНОЛОГИИ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Разработка новых и совершенствование существующих жаропрочных и жаростойких сплавов является одной из актуальных задач металловедения. Одним из перспективных путей создания сложнопрофильных деталей из жаропрочных сплавов является применение аддитивных технологий.

Известно, что структура влияет на комплекс эксплуатационных свойств. Возникающие на наноуровне и даже атомном уровне структурные изменения, приводят к изменению макросвойств. Кроме того, при разработке материалов нового поколения особое внимание уделяется формированию различных наноразмерных особенностей структуры, так как этим может быть обеспечено повышение механических, радиационной стойкости и других эксплуатационных свойств. Одним из эффективных методов исследования таких материалов является АСМ [1].

В настоящей работе исследовались образцы аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т, изготовленной по технологии СЛП [2], и образцы стали 12Х18Н10Т, полученной по традиционной технологии горячей прокатки после динамического нагружения. Изготовление исходных образцов по технологии СЛП и подготовка шлифов для микроструктурных исследований выполнены в РФЯЦ-ВНИИЭФ.

Поверхность образцов исследовалась с помощью сканирующего зондового микроскопа СЗМ «SolverNext» производства ОАО «НТ-МДТ» г. Зеленоград. Сканирование поверхности проводилось в нескольких модах: в полуконтактной моде (tapping-mode) в режиме топографии, фазы; в емкостном режиме на воздухе при нормальных условиях. Электрические характеристики снимались в контактной моде методом электростатической силовой микроскопии. В данных измерениях использовались кремневые кантилеверы серии NSG10/TiN. Магнитные характеристики были сняты в полуконтактной моде методом магнитно-силовой микроскопии. В данной работе использовался кантилевер серии FMG01. Цифровая параметризация структуры поверхности разрушения образцов позволила провести статистические исследования, в результате которых убедительно показана

разница в структуре и в поведении материалов при нагружении традиционной (образец 1) и СЛП (образец 2) стали (рис. 1)

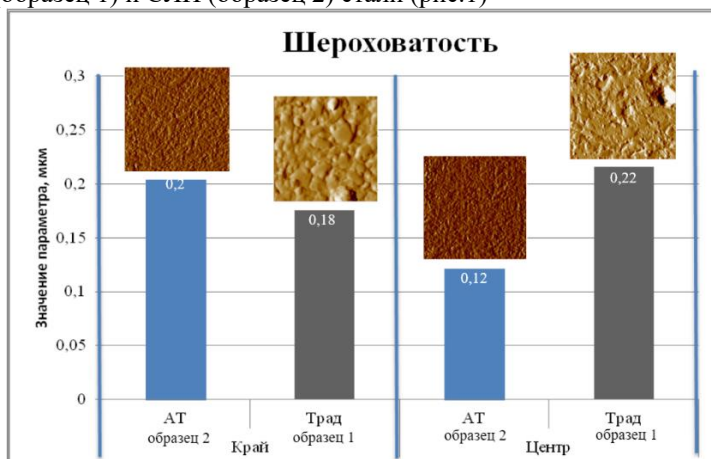


Рис. 1 Гистограмма зависимости шероховатости микрорельефа образцов 1 и 2 от удаленности от поверхности разрушения.

На примере исследования стали 12Х18Н10Т показаны широкие возможности АСМ, что может быть полезно также для исследований сплавов и материалов иной природы, полученных как по традиционным, так и новым технологиям.

В ходе выполнения работы были продемонстрированы большие потенциальные возможности метода АСМ в применении к исследованию поверхности разрушения стали 12Х18Н10Т:

- отработан алгоритм структурной характеристики стали с использованием многопараметрической АСМ после ударно-волнового нагружения, определены основные структурно-фазовые составляющие образцов;
- выявлена разница в состоянии поверхности стали после ударно-волнового нагружения изготовленной по разной технологии.

1. Методика сканирующей зондовой микроскопии поверхности диффузионных боридных покрытий Гурьев А.М., Старостенков М.Д., Иванов С.Г., Черных Е.В. *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2013. Т. 10. № 4. С. 535-539.

2. Мельникова М. А., Колчанов Д. С., Мельников Д. М. Селективное лазерное плавление: применение и особенности формирования трехмерных конструктивных технологических элементов // *Фотоника*. – 2017. – №. 2. – С. 42-49.

М.А. КЕРУЧЕНКО

*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
г. Москва, Российская Федерация
e-mail: margosha040605@gmail.com*

ИССЛЕДОВАНИЕ ФИЗИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ПЬЕЗОЭЛЕКТРИЧЕСКОГО КОМПОЗИТА ПОЛИВИНИЛИДЕНФТОРИД - ЦИРКОНАТ-ТИТАНАТ СВИНЦА

В настоящее время цирконат-титанат свинца (ЦТС), несмотря на свою токсичность, активно используется во многих областях промышленности (электроника, сенсоры и т.д.) и на сегодняшний день обладает одним из самых высоких пьезооткликов среди пьезокерамики [1]. В то время как поливинилиденфторид (ПВДФ), являющийся нетоксичным, биосовместимым и гибким пьезоэлектрическим материалом, также широко используется в промышленности (сенсоры, доставка лекарств), однако обладает достаточно низким пьезооткликом [2]. Целью данной работы является создание композитного материала с оптимальным соотношением ПВДФ и ЦТС, что позволит получить менее токсичный гибкий материал с достаточно высоким пьезооткликом.

В данном исследовании методом формования пленки из раствора была изготовлена серия тонких пленок с различным процентным содержанием частиц ЦТС в полимерной матрице ПВДФ от 0% до 30% с шагом 5%.

Проведена дифференциальная сканирующая калориметрия, сканирующая электронная микроскопия и рентгеновская дифрактометрия образцов. Также было измерено значение константы d_{33} и определена степень кристалличности полимера композита. Механические свойства полученных пленок ПВДФ/ЦТС были оценены путем измерения кривых зависимости поперечного напряжения в композите от относительного удлинения на измерительной установке Deben Microtest TM200.

В результате данного исследования было подобрано оптимальное соотношение между ЦТС и ПВДФ для получения композита с высокой чувствительностью и стабильностью принимаемого сигнала.

1 G. Smith et al. Pzt-based piezoelectric mems technology. J. Am. Ceram. Soc. 2012, 95, 1777–1792.

2 Jian-Xun Chen et al. Piezoelectric Property Enhancement of PZT/Poly(vinylidene fluoride-co-trifluoroethylene) Hybrid Films for Flexible Piezoelectric Energy Harvesters, ACS Omega 2022, 7, 1, 793–803.

Н. В. КЛАССЕН, А. А. ТОПОРКОВА

ФГБУН Институт физики твердого тела им. Ю. А. Осипяна РАН,
e-mail: klassen@issp.ac.ru

ПРОЧНАЯ ВОДОРОДНАЯ ПЕНА ОТ ЭЛЕКТРОЛИЗА РАСТИТЕЛЬНЫХ ОТХОДОВ КАК НОВЫЙ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ И ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ МАТЕРИАЛ

В развитии альтернативной энергетики одно из главных направлений – производство электроэнергии путем окисления водорода, которое по экологичности находится на первом месте [1]. Но с точки зрения технологичности развитие водородной энергетики требует решения двух проблем. Первая – экономичное производство водорода. Широко применяемое сейчас получение водорода электролизом воды требует энергозатрат больше, чем получаемая потом соединением водорода с кислородом электроэнергия. Вторая проблема – аккумулялирование и сохранение водорода. Использование для этого баллонов высокого давления и сложно технически, и взрывоопасно. В наших экспериментах по обработке умеренными электрическими полями водных суспензий растительных материалов типа древесных опилок или зеленых масс из растертых листьев обнаружено, что энергозатраты на получение водорода в несколько раз меньше по сравнению с обычным электролизом воды. Это объясняется двумя факторами: активным участием пьезоэлектричества растительных компонентов (прежде всего – целлюлозы) в усилении эффективного электрического поля и стимулированным полем разложением лигнина с выделением растительного водорода. Генерируемый водород, как и обычно, образует пену у отрицательного электрода. Но если пузырьки водородной пены при обычном электролизе быстро лопаются, в отличие от этого пузырьки растительного водорода механически значительно прочнее и сохраняются десятки минут. Более того, при нажатии на такой пузырек острия иглы он не лопается, а упруго деформируется и после отделения иглы восстанавливает свою форму. Многократное увеличение прочности водородных пузырьков объясняется тем, что в формировании их оболочек активно участвуют компоненты ионообменных клеточных мембран, которые в жизнедеятельности растений работают в фотосинтезе и переносе питательных веществ. Например, мембраны одного из основных компонентов фотосинтеза – тилакоидов – при возбуждении светом захватывают протоны из наружных зон и переносят его во внутреннюю полость, где с преодолением электростатического отталкивания возникает избыток водорода. Так как и листья, и древесные компоненты растений подвергаются в процессе существования серьезным деформациям, мембраны их клеток имеют высокую прочность. Благодаря прочности растительной водород-

ной пены ее можно перемещать из электролизера в другие устройства. Например, в камеру сгорания. Наши эксперименты по взрывоподобному поджиганию такой пены электрической искрой показали, что производимая при этом механическая работа в несколько раз больше электроэнергии, потраченной на ее электролизное получение. То есть имеется перспектива создания нового типа экологичных энергогенераторов на основе электролиза возобновляемых растительных отходов. овании оболочек этих пузырьков структуре растений активную роль играют ионообменные клеточные мембраны, участвующие в процессах фотосинтеза и переноса питательных веществ

вновь восстанавливают прежнюю форму. При накоплении же большого количества таких пузырьков из них выстраиваются регулярные структуры, напоминающие периодические распределения атомов в кристаллах. Таковую пену удастся, подцепив некоторое ее количество на что-то типа лопаточки, перенести в другое место для дальнейшего использования.

Ускорение генерации водородных пузырьков объясняется двумя факторами: локальным усилением эффективного электрического поля за счет взаимной активности молекул воды и растительных компонентов (например, пьезоэлектричества целлюлозы) и электрическим разложением лигнина и других водородосодержащих органелл. Образование многократно упрочненных водородных пузырьков объясняется активным участием клеточных мембран. Например, главной функцией мембран тилакоидов из зеленых листьев является асимметричное разделение протонов и электронов при фотосинтезе, приводящее к накоплению ионов водорода в их внутренних полостях. Мембраны микрокапилляров древесных частей также обладают способностью асимметричного переноса заряженных компонентов. То есть и те, и другие мембраны проявляют ионообменную активность, пропуская водород в определенном направлении для накопления внутри оболочек, образованных из компонентов клеточных мембран и не выпуская его обратно. Таким образом, использование растительных материалов для получения и хранения водорода представляет определенный интерес для дальнейшего изучения с точки зрения применения в водородной энергетике.

- 1 .А.Алхасов. «Возобновляемая энергетика». М.: ФИЗМАТЛИТ, 2012. — 256 с
- 2 С.С. Медведев, «Физиология растений», С-Петербург, Изд-во С-Петербург.Унив., 2012, 337 с.

В.С. КЛИМИН
ООО «Маннер»
e-mail: kliminv.s@mail.ru

ФОРМИРОВАНИЕ 3D СТРУКТУР НА ПОВЕРХНОСТИ КАРБИДА КРЕМНИЯ МЕТОДОМ ПЛАЗМЕННОГО АТОМНО СЛОЕВОГО ТРАВЛЕНИЯ

В настоящее время активно ведутся исследования в области формирования метаповерхностей на диэлектрических поверхностях. Одним из материалов на поверхности которого формируют метаструктуры является карбид кремния. Метаструктуры сформированные на поверхности карбида кремния используются в качестве усиления, сбора или поглощения оптического излучения [1]. Таким образом исследование технологии формирования высоко аспектных структур на поверхности карбида кремния является перспективной задачей.

На поверхности очищенного карбида кремния методом фотолитографии была сформирована маска из алюминия. Формирование структур на поверхности проводилось методом плазменного атомно слоевого травления в два этапа. На первом этапе из карбида кремния удалялась кремниевая составляющая, для этого в реактор подавалась фторидная плазма по режимам для стандартного кремния [2]. На втором этапе удалялась углеродная составляющая в кислородной плазме. Данный цикл из двух стадий позволяет удалять 2-3 атомных слоя за цикл. Данная технология позволяет контролировать высоту вертикальных структур, а также вертикальность стен при плазменном травлении. Низкая скорость процесса и точность изготовления структур, полученных методом плазменного атомно слоевого травления структур, позволяет формировать метаповерхности для применения в оптоэлектронике.

Результаты исследования получены с использованием оборудования ООО «Маннер».

1. K.P. Leerungnawarat, P. Lee, S.J. Pearton, F. Ren, S.N.G. Chu, Comparison of F2 plasma chemistries for deep etching of SiC, J. Electron. Mater. 30 (2001) 202-206, DOI: /10.1007/s11664-001-0016-0.
2. J. Hong, R.J. Shul, L. Zhang, L. F. Lester, H. Choi, Y. B. Cho, Y. B. Hahn, D. C.
3. Klimin V.S., Kessler I.O., Morozova Yu.V., Saenko A.V., Vakulov Z.E., Ageev O.A. Application of fluoride plasma for the formation of nanoscale structures on the surface of silicon, Applied physics, 6 (2022) 23–28, DOI: 10.51368/1996-0948-2022-6-23-28.

В.С. КЛИМИН
ООО «Маннер»
e-mail: kliminv.s@mail.ru

ФОРМИРОВАНИЕ МЕТАПОВЕРХНОСТЕЙ КОМБИНАЦИЕЙ МЕТОДОВ ФОКУСИРОВАННЫХ ИОННЫХ ПУЧКОВ И ПЛАЗМЕННОГО ТРАВЛЕНИЯ

Исследования, Высокая эффективность, технологичность и совместимость со стандартными процессами микроэлектроники делает метаповерхности на кремнии перспективной технологией для большой номенклатуры оптических устройств. А задачи по минимализации оптических элементов в видимом и ИК диапазонах частот являются весьма перспективными [1]. Данное исследование посвящено технологии, позволяющей получить наноразмерные метаструктуры на поверхности кремния без использования «жидких» операций фотолитографии [2].

В данном исследовании формирование метаструктур проводилось в две стадии, изначально методом фокусированных ионных пучков на поверхности кремниевой подложки локально модифицировались поверхности, образующие рисунок будущей метаповерхности. Ионы галлия, имплантируемые в поверхность кремния, служат в качестве химической маски при последующем травлении. На следующей стадии проходило травление не модифицированных областей кремния фторидной плазмой. При достижении необходимой высоты поверхности в плазме со смесью рабочих хлорсодержащих и фторсодержащих газов удаляется дефектная поверхность с внедренными ионами галлия. При данной технологии необходимо учитывать слой, модифицированный ионами галлия. Отсутствие жидкостных операций позволяет сократить количество дефектов и привносимых артефактов, а формируемую метаповерхность, что позволяет повысить качество структур.

Результаты исследования получены с использованием оборудования ООО «Маннер».

1. Gusmão Cacho, M.G., Benotmane, K., Pimenta-Barros, P., Tiron, R., Possémé, N. Selective plasma etching of silicon-containing high chi block copolymer for directed self-assembly (DSA) application, Journal of Vacuum Science and Technology B: Nanotechnology and Microelectronics, 39 (2021) 042801, DOI:10.1116/6.0001102.
2. V. S. Klimin, I. O. Kessler, Y. V. Morozova, A. V. Saenko, Z. E. Vakulov & O. A. Ageev Study of Silicon Etching Modes in Combined Plasma Discharge for the Formation of Optoelectronic Structures, Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics, 86 (2022) S96–S99, DOI: 10.3103/S1062873822700460.

А.Д. КОНДРАТЬЕВ, Ф.А. БАСКОВ, А.А. ЗАЙЦЕВ
ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС», г. Москва, Российская Федерация.
e-mail: temaok2014@gmail.com

ОПТИМИЗАЦИЯ РЕЖИМОВ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО СПЛАВЛЕНИЯ СПЛАВА ВТ20

Аддитивные технологии (АТ) находят широкое применение в промышленности за счёт возможности создания изделий, которые невозможно получить другими методами либо их использование нерационально по экономическим или технологическим причинам. Наиболее распространённой технологией АТ является селективное лазерное сплавление (СЛС). Оптимизация режимов выращивания для тех или иных сплавов, в частности, для титановых сплавов, является важной и актуальной задачей и требует индивидуального подхода. Одним из наиболее перспективных сплавов в авиационной промышленности является ВТ20, который за счёт своей высокой прочности плохо поддаётся механической обработке традиционными субтрактивными методами, поэтому технологии аддитивного производства являются достойной альтернативой классическим способам [1].

Для получения порошка ВТ20 с фракционным составом (-20+63) мкм высокой сферичности использовали метод плазменного центробежного распыления (ПЦР) вращающейся заготовки. Полученный порошок использовали для создания образцов с помощью технологии селективного лазерного сплавления (СЛС) с варьруемыми режимами мощности (Р) и скорости сканирования (V) лазера. Исследования фракционного состава порошков осуществлялись методом лазерной дифракции. Оптическая и сканирующая электронная микроскопия применялась для структурных исследований. Для определения фазового состава использовали метод рентгеновской дифракции.

Полученный порошок отвечает требованиям гранулометрического состава (-20+63) мкм и сферичности (отношение округлых частиц к сферическим 1:1,36). Структура частиц игольчатая с α' - и α - ГПУ фазами.

По результатам исследования структуры и фазового состава выращенных СЛС образцов сплава ВТ20 установлено, что они совпадают с фазовым составом и структурой порошка (α' - и α - ГПУ фазы, игольчатая структура). Формирование термодинамически нестабильной структуры свидетельствует о том, что скорость кристаллизации расплава при СЛС сравнима со скоростью охлаждения капель расплава при ПЦР, что приводит к подавлению диффузионных процессов.

Проведены параметрические исследования зависимости средней удельной площади пор ($\bar{S}_{уд}$) и среднего удельного количества пор (\bar{n}) в зависимости от режимов СЛС. В структуре отсутствуют микротрещины и непроплавления. Максимальный размер пор составляет 90 мкм. Наибольшие значения $\bar{S}_{уд}$ и \bar{n} наблюдаются при минимальных значениях мощности (P) и скорости сканирования лазера (V), что может быть обусловлено либо недостаточным подводом тепла к порошку и, как следствие непроплавлению, либо слишком длинным промежутком времени контакта лазера с порошком, что может приводить к испарению материала и кипению. Варьирование параметра P позволяет получать более дисперсную структуру сплава ВТ20, чем варьирование параметра V, поскольку рост мощности лазера обеспечивает больший перегрев материала, тем самым повышая скорость охлаждения при прочих равных условиях за счёт интенсификации теплоотдачи в соответствии с законом Ньютона-Рихмана [2].

Оптимальным решением для минимизации пористости является одновременное увеличение P и V на 40 Дж/с и 200 мм/с относительно начальных режимов СЛС. Это привело к уменьшению $\bar{S}_{уд}$ на 89 % и \bar{n} на 67 % по сравнению с начальными значениями. Однако при дальнейшем увеличении P и V наблюдается обратная ситуация: увеличение $\bar{S}_{уд}$ на 80 % и \bar{n} на 38 % по сравнению с оптимальными значениями. В ходе работы были отобраны оптимальные режимы СЛС (Н23, Н28 и Н29) для создания изделий с минимальной пористостью.

Дальнейшая работа будет посвящена исследованиям влияния горячего изостатического прессования и термической обработки на микроструктуру и свойства СЛС-образцов из сплава ВТ20.

1. Ian Polmear, David StJohn, Jian-Feng Nie, Ma Qian. 7 - Titanium Alloys (Light Alloys (Fifth Edition), Metallurgy of the Light Metals, стр. 369-460, 2017). <https://doi.org/10.1016/B978-0-08-099431-4.00007-5>
2. Michael I, Davidzon. Newton's law of cooling and its interpretation (Elsevier, International Journal of Heat and Mass Transfer, Том 55, Выпуск 21-22, стр. 5397-5402, Октябрь 2012). <https://doi.org/10.116/j.ijheatmasstransfer.2012.03.035>

Г.П. КОЧАНОВ, И.А. КОВАЛЕВ, А.С. ЧЕРНЯВСКИЙ,
К.А. СОЛНЦЕВ

*Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук, Россия, 119991 Москва, Ленинский пр., 49
e-mail: guerman-v@yandex.ru*

СИНТЕЗ ПОКРЫТИЯ ИЗ КАРБОНИТРИДА ТИТАНА НА КЕРАМИЧЕСКОМ МАТЕРИАЛЕ

Керамика на основе карбида титана и нитрида титана отличается высокой температурой плавления, твердостью, стойкостью к химическим воздействиям и износу. Такую керамику получают спеканием порошков, что усложняет процесс ее производства и возможность получения изделий сложной формы. Альтернативным методом является подход окислительного конструирования [1], основанный на одностадийном процессе окисления металлов в атмосфере контролируемого состава. Используя подход окислительного конструирования ранее были получены керамические материалы полностью из карбида, нитрида подгруппы титана и ванадия. Карбонитрид титана на керамическом материале может быть использован в качестве защитного покрытия для работы в условиях повышенных нагрузок и температур [2,3], так как имеет высокую твердость 3000-4000 кг/мм², высокая стойкость к истиранию и высокие прочность при изгибе и растяжении.

Целью данной работы было создание керамического материала прямым способом нитридизации и карбидизации металлического титана с получением материала с высокоэксплуатационными свойствами.

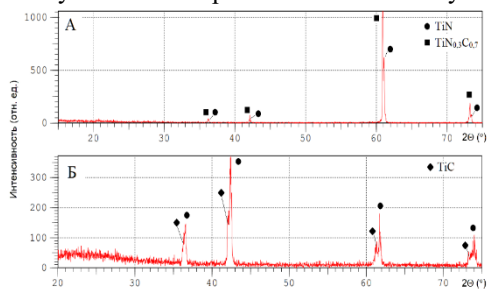


Рисунок 1 – Рентгеновские дифрактограммы поверхности (А) и объема (Б) керамики

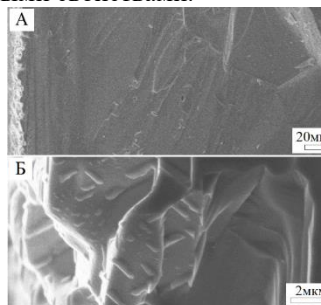


Рисунок 2 – РЭМ изображение микроструктуры поперечного среза образца керамики (А) и приповерхностного слоя (Б)

Синтез карбонитрида титана проводили резистивным нагревом металлической ленты титана в реакторе в две стадии. На первой стадии образец был частично нитридизирован в атмосфере смеси высококчистого азота и аргона «марки 6,0», а на второй стадии продолжили обрабатывать полученный материал в атмосфере смеси углеводородов и аргона. Первая стадия процесса проходила в изотермическом режиме при температуре 1800°C в течение 2 часов, а вторую стадию процесса проводили в поли-термическом режиме в диапазоне температур 1400-2000°C в течение 3 часов. Температуру процесса в реакторе контролировали с помощью оптического пирометра.

Исследование приповерхностного слоя и порошковой пробы (рис.1) полученной керамики показало присутствие на поверхности основной фазы карбонитрида титана $TiN_{0,3}C_{0,7}$ (карт. 42-1489) вторая фаза в меньшем количестве принадлежит нитриду титана TiN (карт. 65-0965). При этом в объеме образца фиксируется смесь нитрида титана и карбида титана TiC (карт. 32-1383). На рисунке 2 представлены РЭМ изображения свежего поперечного скола керамики. Образец керамизован на всю глубину, металлическая фаза отсутствует. Поверхность материала развита и представлена поликристаллической структурой с зернами различных генераций.

Исследование выполнено в рамках государственного задания на 2024 год (№075-00320-24-00 Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт металлургии и материаловедения им. А. А. Байкова Российской академии наук).

1. Солнцев К. А., Шусторович Е. М., Буслаев Ю. А. Окислительное конструирование тонкостенной керамики // Доклады академии наук, – 2001. Т. 378. № 4. С. 492-499.
2. Mamaeva A.A., Kenzhegulov A.K., Panichkin A.V., Alibekov Zh.Zh., Kshibekova B.B., Wieleba W., Leśniewski T., Bakhytuly N. The study of the tribological properties under high contact pressure conditions of TiN , TiC and $TiCN$ coatings deposited by the magnetron sputtering method on the AISI 304 stainless steel substrate Science-Poland. 2023. V41. P1-14.
3. Mamaeva A.A., Kenzhegulov A.K., Panichkin A.V., Kshibekova B.B., Bakhytuly N. Deposition of carbonitride titanium coatings by magnetron sputtering and its effect on tribo-mechanical properties // Complex Use of Mineral Resources. 2022. V. 321. №. 2. P. 65-78.

А.В.КРАШТАНЁНОК¹, В.А.ФЕСЕНКО², М.Г.ИСАЕНКОВА²,
О.А.КРЫМСКАЯ²

¹ ООО «КБ «Привод»,

Московская область, г. Химки, Российская Федерация

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,

г. Москва, Российская Федерация

e-mail: MGIsaenkova@mephi.ru

СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ВЫСОКОПРОЧНЫХ МНОГОКОМПОНЕНТНЫХ СПЛАВОВ Cu-Zn, ИСПОЛЬЗУЕМЫХ В ПАРАХ ТРЕНИЯ

Высокопрочные многокомпонентные латуни (ВМЛ) широко востребованы отечественной промышленностью для использования в парах трения, в том числе: в автомобильном производстве; в машиностроении; как ключевые компоненты оборудования, применяемого для управления потоком на ядерных электростанциях и других объектах инфраструктуры; а также в других областях. В настоящий момент поставки из-за рубежа подобных материалов высокого качества – значительно затруднены. На фоне расширяющегося спроса по импортозамещению зарубежных образцов техники – значительно вырос спрос на производство отечественных аналогов зарубежных многокомпонентных латуней. Повторять и совершенствовать технологию изготовления ВМЛ на имеющихся мощностях цветных металлургических производств возможно на основе системного исследования состава, структуры и свойств отечественных и зарубежных образцов изделий из подобных материалов.

В данной работе представлены результаты сопоставления шестерён, отработавших на стендовых испытаниях оборудования в ООО «КБ «Привод». При этом зарубежная шестерня из многокомпонентной латуни отработала испытания устойчиво и без каких-либо изменений, а отечественная из бронзы БрАЖ9 при тех же нагрузках вызвала перегрев в паре трения и появилась выработка, исключающая дальнейшую эксплуатацию данной шестерни. Анализ микроструктуры, фазового состава и измерение микротвердости показали принципиальные различия исследованных материалов. Шестерни отечественного производства характеризуются более низким уровнем твердости, по сравнению с зарубежным аналогом, что обусловлено различиями в структурах материалов. Бронза имеет в сечении однородную зернистую структуру, дендритные вытянутые зёрна, а шестерня из латуни характеризуется существенной послойной неоднородностью, более мелкими по сравнению с бронзой правильными зёрнами, дополнительно упрочненными вытянутыми вдоль оси вращения включениями силицидов. К тому же, матрица бронзы представляет ГЦК-фазу, а латунь – ОЦК-фазу.

Е.А. ЛАНЦЕВ, А.В. НОХРИН, П.В. АНДРЕЕВ,
К.Е. СМЕТАНИНА, А.А. МУРАШОВ
НИФТИ ННГУ им. Лобачевского, г. Нижний Новгород
e-mail: elancev@nifti.unn.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ЗАВИСИМОСТИ КОЛИЧЕСТВА АДСОРБИРОВАННОГО КИСЛОРОДА НА КИНЕТИКУ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ И ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ КЕРАМИК И ТВЕРДЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КАРБИДА ВОЛЬФРАМА

Цель настоящей работы заключается в исследовании влияния количества адсорбированного плазмохимическими нанопорошками WC и WC-Co на фазовый состав, физико-механические свойства образцов, а также на кинетику высокоскоростного уплотнения порошковых композиций в процессе электроимпульсного плазменного спекания.

В качестве объектов исследования в данной работе выступали нанопорошки монокарбида вольфрама α -WC, полученные плазмохимическим методом с последующим восстановительным отжигом в водороде при температуре 1050°C (3 ч). Полученный нанопорошок делился на три равные части. Во вторую и третью часть α -WC методом соосаждения из солей добавлялись 1 масс.%Co и 1%масс.Co + 0.6масс.%VC соответственно, путем интенсивного перемешивания при 120°C. Далее порошки восстанавливались в среде водорода при 750°C в течение 3 часов. После восстановления порошки перемешивались в мономельнице Retsch в течение 2 часов и проходили дальнейший процесс выпаривания спирта при 550°C в течение 1 часа.

Далее порошки спекались на установке «DR. SINTER model SPS-625» (SPS SYNTEX INC. Ltd.). Скорость спекания составляла 50 °C/мин. до температуры спекания T_s с последующим охлаждением в свободном режиме. Выдержка при температуре T_s отсутствовала. Спекание проводилось в условиях одноосного давления 70 МПа, которое прикладывалось к образцу одновременно с началом нагрева.

Обобщение результатов химических исследований показало, что в процессе выдержки нанопорошков в стандартной атмосфере наблюдается увеличение количества адсорбированного частицами порошков кислорода. Установлено, что нанопорошок чистого карбида вольфрама «окисляется» заметно меньше по сравнению с нанопорошками твердых сплавов.

Обобщение результатов РФА и электронно-микроскопических исследований показывает, что заметного влияния количества адсорбированного кислорода на зеренную структуру и фазовый состав всех спеченных образцов не наблюдается. Однако существует различие в характеристиках микроструктуры и фазового состава для поверхностных и центральных слоев керамик. Поверхностные слои образцов из чистого карбида вольфрама содержат в своей структуре небольшую долю аномально крупных зерен и состоят на 100% из фазы α -WC. В центральных слоях аномальные зерна практически полностью исчезают, а также появляется фаза полукарбида вольфрама W_2C .

Анализ кинетики спекания порошков показал, что процесс уплотнения нанопорошков чистого карбида вольфрама слабо зависит от количества адсорбированного кислорода и его можно разделить на три основных стадии: I стадия – перераспределение/перегруппировка частиц WC под действием приложенного давления и температуры, II стадия – интенсивная усадка, контролируемая зернограничной диффузией углерода по границам зерен, III стадия – заключительная стадия уплотнения, при которой происходит диффузионное растворение пор, находящихся вблизи границ зерен, которое контролируется зернограничной диффузией атомов углерода.

Процесс уплотнения порошков твердых сплавов при ЭИПС можно разделить на две последовательные стадии: I стадия – перегруппировка частиц за счет пластической деформации кобальта, которая контролируется зернограничной диффузией углерода в кобальте (или просто зернограничной диффузией углерода), II стадия – заключительное уплотнение частиц карбида вольфрама за счет диффузионного растворения пор, находящихся вблизи границ зерен, которое ускоряется за счет аномально быстрого роста зерен и быстрой скорости миграции самих границ зерен.

Работа выполнена при поддержке РФФ №22-73-10175.

Е.Н. ЛЫСЕНКО¹, Е.В. НИКОЛАЕВ¹, В.А. ВЛАСОВ¹, А.С. СВИРКОВ¹, А.П. СУРЖИКОВ¹, С.А. АРТИЩЕВ²

¹ ФГАОУ ВО «Национальный исследовательский Томский политехнический университет»,

² ФГАОУ ВО «Томский государственный университет систем управления и радиоэлектроники»,
e-mail: lysenkoen@tpu.ru

СТРУКТУРА И ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫЕ СВОЙСТВА ФЕРРИТОВОЙ КЕРАМИКИ, ИЗГОТОВЛЕННОЙ АДДИТИВНЫМ МЕТОДОМ

Магнитные керамические материалы на основе ферритов широко используются в различных областях, включая энергетическую и электронную промышленность. В настоящее время происходит быстрое развитие новых технологий, направленных на миниатюризацию и интеграцию электронных компонентов, включая сверхвысокочастотные приложения ферритов [1-2]. Для таких целей перспективными являются аддитивные технологии, позволяющие получать изделия как с более сложной формой, так и с различными по свойствам функциональными слоями.

Цель настоящей работы заключается в исследовании структуры и свойств литиевых ферритов состава $\text{Li}_{0.5}\text{Fe}_{2.5}\text{O}_4$ и $\text{Li}_{0.4}\text{Fe}_{2.4}\text{Zn}_{0.2}\text{O}_4$, изготовленных аддитивным методом, основанном на экструзионном нанесении ферритовых образцов со связующим веществом и последующего их нагрева высокоэнергетическим электронным пучком. Выбор электронного пучка в качестве источника нагрева обусловлен ранее полученными результатами, которые показали эффективность уплотнения ферритов при спекании в таких условиях [3].

Схема получения образцов ферритовой керамики включает следующие технологические цепочки: синтез ферритов твердофазным методом с использованием реагентов Li_2CO_3 и Fe_2O_3 , смешение синтезированного феррита со связующим веществом в виде раствора этилцеллюлозы в терпинеоле; гомогенизация ферритовой пасты с применением ультразвука и центрифугирования; экструзионное нанесение ферритовой пасты на подложку на принтере Voltera V-one и формирование образцов в виде таблеток определенной толщины; спекание образцов в электронном пучке.

Для обеспечения полной ферритизации при синтезе порошковой смеси в работе использовалась предварительная механическая активация исходных реагентов в планетарной мельнице при определенных режимах обработки. В синтезированные порошки был добавлен V_2O_5 в количестве до 2 вес.%, затем порошки подвергались механическому измельчению для получения ферритов определенной дисперсности.

Экспериментальные исследования по спеканию напечатанных ферритовых образцов электронно-пучковым нагревом проводились на базе Института ядерной физики СО РАН (г. Новосибирск) с применением ускорительной техники ЭЛВ-6 (непрерывный пучок электронов). Энергия электронов на ускорителе составляла 1.4 МэВ. Плотность тока пучка электронов изменялась в пределах (25-30) мкА/см², что обеспечивало нагрев образцов до температур 1100-1200 °С.

Рентгенофазовый анализ показал, что все ферритовые образцы после спекания представляют собой монофазный продукт со структурой шпинели и соответствуют химической формуле ферритов исследуемых составов. Микроструктура образцов зависит от толщины образцов, температуры и времени спекания.

Значения температуры Кюри, удельной намагниченности насыщения, удельного объемного электрического сопротивления близки к литературным данным, ранее полученным для ферритов с аналогичными составами. Полученные результаты показали перспективность дальнейшего развития аддитивного метода получения ферритовой керамики различного состава, основанного на экструзионном нанесении ферритовых заготовок с последующим нагревом высокоэнергетическим электронным пучком.

Работа выполнена при финансовой поддержке Российского научного фонда (проект №22-19-00183). Авторы выражают благодарность руководству ИЯФ СО РАН и Голковскому М.Г. за предоставленную возможность и помощь в проведении исследований на ускорителе ЭЛВ-6.

1. Li N., Huang S., Zhang G., et al. Progress in additive manufacturing on new materials: A review, *Journal of Materials Science & Technology*, 35 (2019) 242-269, DOI: 10.1016/j.jmst.2018.09.002.
2. Goll D., Schuller D., Martinek G., et al. Additive manufacturing of soft magnetic materials and components, *Additive Manufacturing*, 27 (2019) 428-439, DOI: 10.1016/j.addma.2019.02.021.
3. Lysenko E., Vlasov V., Nikolaev E., Surzhikov A., Ghyngazov S. Technological aspects of lithium-titanium ferrite synthesis by electron-beam heating, *Materials*, 16 (2023) 604, DOI: 10.3390/ma16020604.

Е.К. МАМОНТОВ^{1,2}, А.В. ГУСАРОВ¹, М.В. КРЫЛОВА²

¹*ФГБОУ ВО “Московский государственный технологический университет “СТАНКИН”,*

²*АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А. А. Бочвара»,*

e-mail: jenia.mamontow@yandex.ru

ПРИМЕНЕНИЕ ПОСТОБРАБОТКИ ИЗДЕЛИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ, ДЛЯ ПОВЫШЕНИЯ ИХ МЕХАНИЧЕСКИХ И ФУНКЦИОНАЛЬНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК

Аддитивные технологии, в том числе и селективное лазерное плавление (СЛП) все еще не может гарантировать изготовление полностью бездефектных компонентов. После изготовления, как правило, в изделиях может присутствовать остаточная микропористость, микротрещины и другие дефекты, которые необходимо устранять для дальнейшей эксплуатации. Для улучшения механических свойств изделий, изготовленных аддитивными методами, в последнее время все чаще рассматривают метод горячего изостатического прессования (ГИП), который широко применяется в качестве дополнительной обработки для увеличения относительной плотности изготовленных деталей. Изменение механических свойств обработанных изделий происходит, но не всегда в положительную сторону, так как зависит это от многих факторов, главные из которых обрабатываемый сплав и режимы обработки ГИП. В некоторых случаях допускается дополнительная термообработка в виде отжига или старения чтобы повысить усталостные свойства. Кроме обработки ГИП для устранения поверхностных дефектов СЛП изделий дополнительно были рассмотрены на практике методы модифицирования поверхностей, такие как плазменное напыление, газопламенное напыление и микродуговое оксидирование (МДО).

В качестве материалов для получения экспериментальных образцов, изготовленных СЛП методом для проведения ГИП и для газопламенного и плазменного напыления были выбраны порошок нержавеющей стали марки РН1 и алюминиевого сплава AlSi10Mg. Образцы из нержавеющей стали были спроектированы и изготовлены по типу кубической ячеистой конструкции [1], а образцы алюминиевого сплава AlSi10Mg были изготовлены в виде тонкостенной ячеистой конструкции. Образцы РН1 были подвергнуты ГИП обработке [2], а на образцах AlSi10Mg провели газопламенное и плазменное напыление с целью выявления особых свойств материалов и получения экспериментальных данных методов обработки, которые помогут улучшить качество поверхностного слоя.

Описаны основные этапы циклов ГИП (давление и температура), подобран режим, который рекомендован для сталей, но время выдержки было увеличено. Установлено влияние длительного режима постобработки ГИП ($T=975^{\circ}\text{C}$, давление =1500бар, время выдержки - 28 часов) на структуру ячеистых конструкций из нержавеющей стали марки РН1, изготовленных по методу СЛП: с одной стороны, уменьшается пористость, с другой стороны, растет зерно.

Использование технологии газопламенного напыления [3] для ячеистых тонкостенных конструкций СЛП из сплава AlSi10Mg толщиной 1 мм приводит к увеличению относительного удлинения $\delta\%$ с 3,2% до 3,4 %, следовательно, происходит увеличение пластичности. Покрытие после газопламенного напыления фехральной проволокой легло плотно на ячеистую пластину из сплава AlSi10Mg, и можно рекомендовать данный метод для повышения износостойкости и защиты от коррозии. Покрытия после плазменного напыления цирконием на алюминиевый сплав AlSi10Mg наносилось с целью изучения изменения микроструктуры в условиях воздействия высоких температур (плазменной струи), данный метод нашел успешное применение, например, для теплозащитных покрытий.

Выявлены особенности влияния электрохимической постобработки (МДО)[4] при анодно-катодном режиме с плотностью тока $15\text{A}/\text{дм}^2$ в алюминатном электролите на структуру и свойства титановых и ниобий-титановых сплавов, изготовленных вакуумно-дуговой плавкой и Al сплавов, изготовленных СЛП методом. Установлено, что электрохимическая обработка (МДО) может использоваться для улучшения механических свойств и структуры сверхпроводящего сплава НТ-47, изготовленного методом вакуумно-дуговой плавки.

1. T. Nakano, T. Ishimoto, Powder-based additive manufacturing for development of tailor-made implants for orthopedic applications. KONA Powder Particle J. 32, 75–84 (2015)
2. Dr Anke Kaletsch (RWTH- Aachen IWM, Germany), Effect of Hot Isostatic Pressing on Cellular Lattice Structures Obtained by Selective Laser Melting, URL: <https://www.researchgate.net/publication/326226242>
3. Tillmann, W., Hagen, L., Schaak, C., Liß, J., Schaper, M., Hoyer, K.-P., ... Garthe, K.-U. (2020). Adhesion of HVOF-Sprayed WC-Co Coatings on 316L Substrates Processed by SLM. Journal of Thermal Spray Technology, 29(6), 1396–1409. doi:10.1007/s11666-020-01081-y
4. Микродуговое оксидирование / А. В. Эпельфельд, П. Н. Белкин, А. М. Борисов, В. А. Васин, Б. Л. Крит, В. Б. Людин, О. В. Сомов, В. А. Сорокин, И. В. Суминов, В. П. Францкевич. — 648 с. -31 с.

Я.Ю. МАТЯШ, Д.В. СТРЮКОВ, Н.В. МАКИНЯН,
А.В. НАЗАРЕНКО, А.В. ПАВЛЕНКО
ФГБУН «Федеральный исследовательский центр Южный научный центр
Российской академии наук»
e-mail: matyash.ya.yu@gmail.com

ФОРМИРОВАНИЕ КРИСТАЛЛИЧЕСКОЙ СТРУКТУРЫ И НАНОСТРУКТУРЫ ТОНКИХ ПЛЕНОК НИОБАТА БАРИЯ- СТРОНЦИЯ НА КРЕМНИЕВЫХ ПОДЛОЖКАХ РАЗЛИЧНЫХ ОРИЕНТАЦИЙ

В настоящее время значительное внимание исследователей направлено на изучение однослойных и многослойных тонких пленок функциональных материалов, таких как сегнетоэлектрики, которые обладают высокими пьезо- и пироэлектрическим откликами, большими значениями спонтанной поляризации и линейных электрооптических коэффициентов [1, 2]. Однако, для широкого практического применения данных материалов в микроэлектронике и оптоэлектронике необходимо интегрировать сегнетоэлектрики в кремниевую технологию [3]. Получение тонких пленок сегнетоэлектриков эпитаксиально на кремниевых пластинах до сих пор остается достаточно сложной и актуальной задачей. Одним из наиболее интересных с точки зрения физического материаловедения представителей сегнетоэлектриков являются материалы со структурой тетрагональной вольфрамовой бронзы (ТВБ), в частности $\text{Sr}_{0.4}\text{Ba}_{0.6}\text{Nb}_2\text{O}_6$ (SBN60). Тонкие пленки ниобата бария-стронция ранее уже получали на монокристаллических подложках Si, MgO, Al_2O_3 и SrTiO_3 исключительно (001) среза. Использование кремниевых подложек других срезов, таких как (110) и (111), может изменить несоответствие параметров элементарных ячеек и, как следствие, повлиять на характеристики получаемых материалов.

В настоящей работе тонкие SBN60, полученные на подложках кремния срезов (001), (110) и (111) методом ВЧ-катодного распыления, были исследованы методом дифракции рентгеновских лучей, сканирующей электронной микроскопии и атомно-силовой микроскопии.

По данным дифракции рентгеновских лучей все тонкие пленки SBN60/Si(001), SBN60/Si(110) и SBN60/Si(111) получены беспримесными: на θ - 2θ рентгенограммах всех пленок присутствовали только рефлексы от семейства плоскостей (001) пленки SBN и соответствующие ориентации отражения от подложки Si. Пленки являются поликристаллическими текстурированными с преимущественной ориентацией оси [001] SBN в направлении нормали к поверхности подложки. Параметры элементарных ячеек тонких пленок были близки друг к другу, несмотря на различную ориентацию подложек, а деформация элементарной ячейки была мала во всех тонких пленках по сравнению с объемным материалом.

Исследования пленок с помощью СЭМ показали, что во всех случаях пленки выглядят однородными, без каких-либо включений примесных фаз, каверн, пор и иных дефектов, тенденция роста всех пленок полностью идентична. Согласно энергодисперсионным спектрам химических состав пленок находится в соответствии с используемой мишенью.

Из АСМ-изображений (рис. 1) видно, что рельеф поверхности всех объектов представлен четко различимыми ростовыми блоками двух видов. Ориентация подложки Si лишь незначительно влияет как на шероховатость полученных пленок, так и на латеральный размер ростовых блоков.

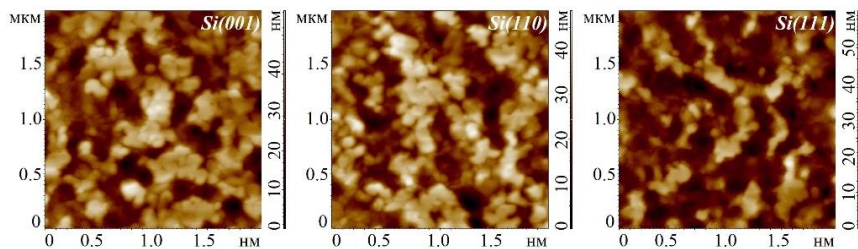


Рисунок 1. АСМ-изображения фрагментов поверхности гетероструктур: SBN60/STO/Si(001), SBN60/STO/Si(110) и SBN60/STO/Si(111).

Исходя из полученных данных, можно заключить, что на формирование как кристаллической структуры, так топографии поверхности полученных методом ВЧ-катодного распыления пленок ориентация подложки Si влияния практически не оказывала.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 23-22-00389, <https://rscf.ru/project/23-22-00389/>.

1. J.F. Scott. Applications of Modern Ferroelectrics, Science. 315 (2007) 954, DOI: 10.1126/science.1129564.

2. S. Li, Y. Wang, M. Yang, J. Miao, K. Lin, Q. Li, X. Chen, J. Deng, X. Xing. Ferroelectric thin films: performance modulation and application, Materials Advances. 3 (2022) 5735, DOI: 10.1039/d2ma00381c.

3. M. Spreitzer, D. Klement, T.P. Potocnik, U. Trstenjak, Z. Jovanovic, M.D. Nguyen, H. Yuan, J.E. Elshof, E. Houwman, G. Koster, G. Rijnders, J. Fompeyrine, L. Kornblum, D.P. Fenning, Y. Liang, W.-Y. Tong, P. Ghosez. Epitaxial ferroelectric oxides on silicon with perspectives for future device applications, APL Materials. 9 (2021) 040701, DOI: 10.1063/5.0039161.

ОТКОЛЬНОЕ РАЗРУШЕНИЕ ОБРАЗЦОВ ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ИЗГОТОВЛЕННЫХ МЕТОДОМ СЕЛЕКТИВНОГО ЛАЗЕРНОГО ПЛАВЛЕНИЯ

Технология селективного лазерного плавления (СЛП) является методом аддитивного производства (выборочное послойное наращивание материала) сложных изделий посредством лазерного плавления металлического порошка по математическим САД моделям [1]. В настоящее время интенсивно ведется отработка технологического процесса построения трехмерных деталей методом СЛП. При этом детали, изготовленные таким способом, должны не только точно соответствовать геометрическим размерам, но и выполнять требования по механическим статическим и динамическим свойствам, предъявляемым к деталям в эксплуатационном диапазоне нагрузок.

Представлены результаты начатого цикла исследований по определению динамических прочностных характеристик образцов на основе порошка из стали 12Х18Н10Т, изготовленных по технологии селективного лазерного плавления [2] и традиционной технологии стали, полученной по традиционной технологии горячекатаного проката, при ударно-волновом нагружении в диапазоне давлений сжатия от 3 до 9 ГПа.

Нагружение образцов осуществляли ударом высокоскоростного ударника-пластины, разогнанным в стволе легкогазовой пушки со скоростями до 350 м/с. В экспериментах с помощью методики PDV проводилась регистрация скорости движения свободной поверхности образца-мишени. После опытов, сохраненные образцы разрезали и определяли степень их разрушения.

Отметим, что в области ударно-волновых нагрузок результаты по определению прочностных характеристик СЛП-материалов ограничены единичными экспериментами на небольшом количестве СЛП-материалов [2-4]. Результаты, представленные в данной работе, кроме использования их при конструировании деталей из СЛП стали 12Х18Н10Т, пополняют базу данных по свойствам материалов, а также будут использованы для построения численных моделей поведения веществ, применение которых в расчетах прогнозирует работу изделий, работающих в условиях высокоскоростных нагрузок.

1. V.A. Valetov Additive technologies (state and prospects). Tutorial. St. Petersburg, ITMO University. 2015. 63 p.
2. T.O. Sklyadneva, I.R. Trunin, I.V. Pikulin, V.G. Simakov et al. Spall fracture of samples made of steel 12X18H10T made by selective laser melting // XXIII Kharitonov Scientific Readings. Sarov, 2022.
3. S.V. Razorenov, G.V. Garkushin, A.S. Savinykh et al. Dynamic strength of titanium alloy VT6 obtained by direct laser growth // Physical mesomechanics. - 2021. - Vol. 24, No. 3. - pp. 17-25.
4. S.V. Razorenov, G.V. Garkushin, A.S. Savinykh et al. Spall strength of steel 09XH2MD, obtained by hot rolling and direct laser growth, in the submicrosecond range of load duration // Physical mesomechanics - 2022. - Vol. 25, No. 5. - pp. 57-65.

К.И. ПЕРЕСКОКОВА¹, М.Е. МЕЖЕНОВ^{1,2}, П.Е. ПАНФИЛОВ²,
Д.В. ЗАЙЦЕВ^{1,2}

¹ Уральский государственный горный университет, г. Екатеринбург,

² Уральский федеральный университет, г. Екатеринбург,

e-mail: kseniya_pereskokova@mail.ru

СКОРЛУПА КУРИНЫХ ЯИЦ, КАК ОСНОВА РЕСТОРАТИВНОГО МАТЕРИАЛА ДЛЯ СТОМАТОЛОГИИ

При использовании ресторативных материалов в стоматологии необходимо, (1) чтобы они обладали высокой биосовместимостью с тканями организма человека; (2) их прочностные свойства были немного ниже, чем у твердых тканей организма человека; (3) должны поддаваться механической обработке и (4) были доступными для массового производства. Минерал биологического генезиса скорлупа куриных яиц, состоящий более чем на 90% из карбоната кальция и содержащая около 5% биорганических соединений, отвечает этим требованиям. В докладе обсуждаются прочностные свойства образцов, компактированных из измельченной скорлупы с разными клеями в виде связующих.

Было проведено прессование порошка куриной скорлупы в форме дисков с применением связующего материала: клея БФ-6, ПВА и силикатного. Образцы деформировались на воздухе по схемам одноосного сжатия и диаметрального сжатия. Боковые поверхности образцов были документированы на оптическом микроскопе до и после испытаний.

При всех схемах нагружений было обнаружено, что деформационные кривые близки к прямой линии. При одноосном сжатии, когда уровень растягивающих напряжений минимален, образцы демонстрировали вязкое поведение, поскольку деформация до начала разрушения была порядка 5-10%. При приложении растягивающих напряжений, тип деформационного поведения образцов менялся на хрупкий, поскольку деформация до разрушения была около 1%. Увеличение содержания вязкого связующего в материале более, чем на порядок, привело к изменению деформационного поведения образцов, свойственных горным породам, на поведение близкое к эластомерам. Опираясь на анализ роста трещин в образцах, было описано поведение компактированного порошка на микроскопическом масштабе. Независимо от схемы нагружения трещины в этих образцах по своей морфологии были близки к трещинам, развивающимся в шейке пластичного металла.

На основании полученных результатов можно сделать выводы: (1) на макроскопическом уровне, тип поведения образцов, компактированных из порошка скорлупы куриных яиц, определяется долей растягивающих напряжений в схеме деформирования и меняется от хрупкого при диамет-

ральном сжатии до вязкого при одноосном сжатии; (2) на микроскопическом масштабе, поведение модельных материалов аттестовано как вязкое при всех схемах нагружения; (3) при изменении содержания связующего вещества в компактированном материале, можно менять тип его деформационного поведения от поведения, свойственного эмали зубов человека, до поведения, близкого к дентину зубов человека.

Работа выполнена при поддержке РФФ (грант № 23-29-00253).

1. Kinney J.H, Marshall S.J, Marshall G.W. The mechanical properties of human dentin: a critical review and re-evaluation of the dental literature, *Critical Reviews in Oral Biology & Medicine*, 2003, 14, 1, 13-29. doi: 10.1177/154411130301400103.
2. Зайцев Д.В., Григорьев С.С., Панфилов П.Е. Природа прочности дентина и эмали зубов человека, Новосибирск: Изд-во СО РАН, 2017, 173 с.
3. Meyers M.A., *Structural Biological Materials: Critical Mechanics-Materials Connections*, Science, 2013, 339, 773-779. DOI:10.1126/science.1220854.

ЭЛИНВАРНОСТЬ В ПОРОШКОВОМ СПЛАВЕ Ti-18Zr-15Nb

Элинварным эффектом называется эффект, наблюдаемый в некоторых материалах, когда температурный коэффициент модуля упругости (ТКМУ), например, модуля Юнга E , в определенном температурном диапазоне демонстрирует постоянные и низкие или близкие к нулю значения. Элинварное поведение характеризуется упругостью, которая выражается в изменении модуля на градус Цельсия. Ранее было принято считать, что элинварное поведение встречается в основном в сплавах на основе систем Fe–Ni, легированных Cr, Co, Mn, Mo, W, Ti, Al.

Известно несколько причин возникновения элинварности в сплавах: ферромагнетизм, фазовые превращения, предмартенситное размягчение решетки, высокая концентрация дефектов решетки, анизотропия температурной зависимости упругих модулей в низкосимметричной решетке.

Активное исследование сплавов с памятью формы (СПФ) системы Ti–Nb–Zr, являющихся перспективными материалами для медицины благодаря их высоким показателям биохимической и биомеханической совместимости, позволило обнаружить в них элинварное поведение, что дает возможность к расширению области их применения.

В данной работе материалом исследования является порошковый гидридно-кальциевый сплав Ti-18Zr-15Nb, спеченный при температурах 900°C ($\tau_{\text{выд}} = 200$ минут) и 1000°C ($\tau_{\text{выд}} = 20$ минут), 1200°C ($\tau_{\text{выд}} = 15$ минут) и 1400°C ($\tau_{\text{выд}} = 180$ минут). Фазовый состав сплава представляет собой твердый раствор β -Ti.

Модуль сдвига (G) и, соответственно, модуль Юнга при растяжении (E) пропорциональны квадрату резонансной частоты крутильных колебаний (f^2). Поэтому элинварное поведение может быть изучено путем измерения резонансной частоты. Исследования проводили в режиме свободно затухающих колебаний крутильного маятника на установке РКМ-ТПИ в диапазоне температур -150...+600°C. Средняя скорость нагрева-охлаждения составляла 4 °C/мин. Для каждого исследованного образца проводили не менее двух циклов нагрев-охлаждение.

На температурных зависимостях квадрата резонансной частоты ($T3f^2$) на всех исследованных образцах наблюдается элинварное поведение материала в температурном интервале -150 – 200°C. Предположительно, данное поведение сплава может быть связано с предмартенситным размягчением решетки.

А.С. ПУСТОГАЧЕВ*, П.С. ДЖУМАЕВ

*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
e-mail: aidar20033@gmail.com*

ПОЛУЧЕНИЕ ПОРИСТЫХ ТИТАНОВЫХ ПОКРЫТИЙ МЕТОДОМ МАГНЕТРОННОГО НАПЫЛЕНИЯ

Неиспаряемые геттеры в виде тонких покрытий являются одним из наиболее перспективных решений создания и поддержания сверхвысокого вакуума благодаря сочетанию компактности, универсальности, большой скорости откачки на единицу поверхности и высокой способности к сорбции водорода, являющегося главным остаточным газом в вакуумных системах [1]. Титан обладает высокой растворимостью кислорода, высокой температурой плавления и относительной дешевизной, что позволяет его использовать как один из основных элементов для создания геттеров.

Магнетронное напыление является одним из наиболее перспективных методов нанесения покрытий, благодаря управляемости и воспроизводимости режимов, низкому уровню загрязнений, высокой адгезии к подложке и повышенной, в сравнении с другими методами, скорости осаждения. Помимо состава, геттерные свойства зависят от морфологии покрытия. Пористые покрытия имеют большую площадь активной поверхности по сравнению с плотными, что не изменяет температуру активации, но увеличивает емкость геттера (количество газа, которое способно поглотить покрытие до его насыщения), вероятность захвата молекул газа (за счет большего числа возможных столкновений) и скорость откачки газов [1,2]. Целью работы являлось изучение влияния режима напыления на структуру получаемого титанового покрытия, а также выбор и отработка оптимального режима, позволяющего получить покрытие, сочетающее высокую пористость и чистоту по химическому составу.

Основными параметрами, определяющими структуру покрытия, получаемого методом магнетронного напыления, являются рабочее давление, состав газовой смеси, температура подложки и морфология поверхности подложки. Известно, что повышение температуры подложки усиливает поверхностную диффузию осаждаемых атомов, что приводит к увеличению плотности покрытия [2]. Поэтому, нагрев подложки и подача напряжения смещения в работе не проводились. Повысить шероховатость покрытия можно также за счёт изначальной шероховатости поверхности подложки. Неровность поверхности, границы зёрен, адсорбированные атомы, являются приоритетными местами осаждения атомов. На первом этапе было исследовано влияние шлифовки поверхности подложки на структуру напыляемого титанового покрытия. Повышение рабочего давления также способствует увеличению пористости получаемого покрытия

за счёт снижения энергии налетающих атомов [2]. Более того, добавление Не к традиционно используемому при распылении Ag усиливает процесс рассеяния распыленных атомов [3].

Анализ РЭМ-изображений полученных покрытий показал, что покрытия наследуют структуру подложки. Тем не менее, число неровностей поверхности, полученных шлифовкой, оказалось недостаточным, чтобы оказать заметное влияние на получаемую структуру. Также было подтверждено наличие зависимости пористости получаемого покрытия от рабочего давления. Напыление при рабочем давлении аргона 0,5 Па и больше позволяет получить мелкозернистое пористое покрытие, однородное по толщине, без видимых дефектов на границе покрытие-подложка и нарушения адгезии, при этом скорость напыления составляет ≈ 7 мкм/ч. Использование гелия совместно с аргоном положительно влияет на пористость и чистоту получаемого покрытия.

Измерение сорбционной ёмкости по водороду проводились экспресс-методом, применяемом в серийном производстве геттеров. Для активации покрытия образцы нагревались до 800 °С. При нагреве было отмечено сильное газовыделение из образца, в результате чего давление падало до величины ~ 10 Па. Кроме того, произошло отслоение напыленного покрытия от подложки, в результате чего произошло значительное увеличение сорбирующей поверхности. Полученные значения ёмкости сопоставимы с серийно выпускаемыми геттерами.

1. Prodromides A. Non-evaporable getter thin film coatings for vacuum applications. Ph.D. Thesis. Caen, Ecole Nat. Sup. Ing., 2002. – 168 p.

2. Xu Y. et al. Influence of deposition pressure, substrate temperature and substrate outgassing on sorption properties of Zr–Co–Ce getter films // J Alloys Compd. – 2016. – Vol. 661. – P. 396–401.

3. 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. – No 6. – P. 2452–2459.

А.А. РЖЕУЦКИЙ, С.А. МЕЛЬНИКОВ, М.В ЖИВОТВОРЕВ,
В.В. САНИН

АО «Государственный научно-исследовательский и проектный институт редкометаллической промышленности «Гиредмет» имени Н.П. Сажина, АО «Гиредмет»

Москва, Россия,

e-mail: AlARzheutsky@rosatom.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ОПТИМАЛЬНЫХ РЕЖИМОВ ПОЛУЧЕНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ РЗМ: Pr и Dy В АО «ГИРЕДМЕТ»

В настоящее время редкоземельные металлы (РЗМ) приобрели важное значение в различных отраслях получения материалов с заданными параметрами. Развитие перспективных направлений связанных с использованием РЗМ относятся к приоритетным направлениям технологического развития и лидерства РФ.

Одной из основных отраслей применения металлического Pr и Dy является отрасль магнитных материалов, в частности для производства перспективных кольцевых магнитов с радиальной текстурой (КМРТ) и используемых для изготовления гироскопов и акселерометров.

Таким образом ставятся задача по разработке технологий и создание малотоннажных линий производства РЗМ. В частности, в данной работе описаны основные аспекты отработки технологической цепочки получения металлического Dy и Pr.

В качестве исходного сырья выступает оксид празеодима (Pr_6O_{11}) и оксид диспрозия соответственно (Dy_2O_3). Технологическая схема получения металлического Pr и Dy заключается в твердофазном спекании оксида с NH_4HF_2 и получением PrF_3 или DyF_3 и последующем кальциетермическом восстановлении до чистых металлов Pr или Dy в защитной атмосфере. После проведения восстановительного процесса Me имеет остаточное загрязнение Ca до 0,2 вес.% (таблица 1). Дополнительный рафинирующий ВД-переплав слитков позволяет достигать чистоты не менее 99,5 вес.%. Химический анализ РЗМ представленный в таблице 1.

Анализ микроструктуры шлифов полученного металла, на примере металлического Dy представлен на рисунке 1а. Характерно отметить наличие остаточного Ca и оксидную фазу Dy_2O_3 , образующуюся при подготовке шлифов ввиду высокой активности чистого РЗМ. Анализ шлифов образцов поверхности РЗМ после ВД-переплава (рисунке 1б) демонстрирует однофазный состав металлического Dy. На рисунке 2 представлен внешний вид получаемых слитков. Характерно отметить видимый невооруженным глазом хрупкий излом слитка после Ca-термии.

Таблица 1 – Химический анализ Pr и Dy

| № | Образец | Содержание, вес. % | | | | | | |
|---|---------|--------------------|------|------|-----|-------|------|---------|
| | | Pr | Dy | Ca | Nd | Tb | W | Σ прим. |
| 2 | Pr-1 | осн. | - | 0.16 | 0.3 | - | 0.16 | 1,04 |
| 3 | Pr-2 | осн. | - | 0.07 | 0.3 | - | 0.08 | <0.5 |
| 5 | Dy-1 | - | осн. | 0.23 | - | <0.02 | 0.08 | 0,84 |
| 6 | Dy-2 | - | осн. | 0.04 | - | <0.02 | 0.08 | <0.2 |

Pr-1 - после процесса восстановления Ca-термии;

Pr-2 - после рафинирующего вакуумно-дугового переплава образца Pr-1

Dy-1 - после процесса восстановления Ca-термии;

Dy-2 - после рафинирующего вакуумно-дугового переплава образца Dy-2.

ВД-переплав усредняет ликвационные неоднородности и рафинирует от остаточных примесей. Итоговый слиток Dy имеет металлический излом и характерный цвет.

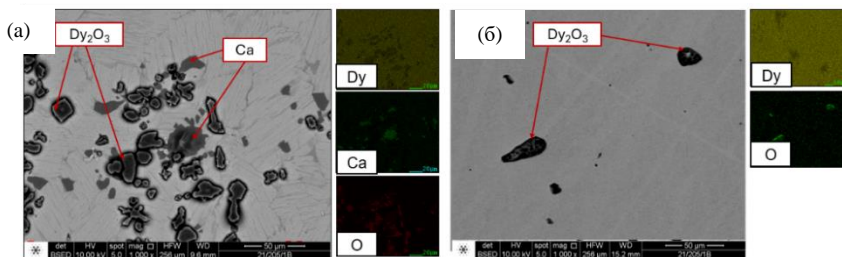


Рисунок 1 – анализ микроструктуры образцов Dy (а) - после процесса восстановления Ca-термии и (б) - после рафинирующего вакуумно-дугового переплава.

Данная технологическая цепочка получения металлических РЗМ (Pr, Dy) разработана, внедрена и в настоящий АО «Гиредмет» начал реализацию РЗМ-продукции с перспективой масштабирования технологии.



Рисунок 2 – внешний вид образцов Dy (а) - после процесса восстановления Ca-термии и (б) - после рафинирующего вакуумно-дугового переплава.

А.О. СИВАКОВА, И.Е. СЕМЕНЧУК, А.В. КАРПОВ, А.Е. СЫЧЕВ
Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мержанова РАН, Черноголовка, 142432 Россия
e-mail: sivakovaalina@yandex.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОЭЛЕКТРИЧЕСКИХ СВОЙСТВ СПЛАВА НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Al-Mn-Si ПОЛУЧЕННОГО МЕТОДОМ СВС-ПРЕССОВАНИЯ

Сплавы Mn-Al относятся к хорошо известным материальным системам, которые интенсивно изучались с конца 60-х годов как перспективные кандидаты для использования в качестве постоянных магнитов. Высокая стоимость редкоземельных элементов [1] требует поиска новых материалов и разработке новых технологий их изготовления, включая новые методы порошковой металлургии [2], горячей деформации [3] и самораспространяющийся высокотемпературный синтез (СВС) [4].

Среди многочисленных интерметаллидных соединений специального назначения особое место занимают соединения, обладающие термоэлектрическими свойствами. Подобные материалы на основе Al преимущественно изготавливаются с использованием Si и Mn [5]. Кремний в алюминиевых сплавах является очень важной легирующей добавкой, так как предотвращает образование горячих трещин и улучшает прочностные характеристики материала. Добавление в состав сплава 5÷15 ат. % Si способствует уменьшению коэффициента термического расширения, а в сочетании с другими элементами, например, с марганцем, повышает износостойкость материала и делает его термически упрочняемым.

В данной работе впервые методом СВС-прессования синтезирован сплав, содержащий тройную фазу $Mn_5(Si_{2,5}Al_{0,5})$ представляющую собой твёрдый раствор замещения. Структура сплава представлена зернами темно серого цвета размером до 10 мкм с содержанием пор в межзеренном пространстве размером до 3 мкм. Согласно РФА синтезированный образец содержит фазы: $Mn_5(Si_{2,5}Al_{0,5})$, TiC и SiO_2 .

Измерены термоэлектрические характеристики сплава. Коэффициент Зеебека синтезированного сплава измерялся в диапазоне температур 300÷800 К в среде аргона по методике, описанной в [6]. Значение коэффициента Зеебека (S) при комнатной температуре составляет около 8 мкВ/К и достигает широкого максимума 9÷10 мкВ/К при $T=360$ К, далее равномерно снижается до 4 мкВ/К. Величина удельного электросопротивления в исследованном диапазоне температур 300÷1050 К меняется от $1,5 \cdot 10^{-2}$ Ом·см до $1,1 \cdot 10^{-2}$ Ом·см.

Работа выполнена при поддержке Министерства науки и высшего образования в рамках Государственного задания ИСМАН РАН, номер государственной регистрации FFSZ-2022-0010(122032900080-3).

1. Skokov K.P., Gutfleisch O. Heavy rare earth free, free rare earth and rare earth free magnets – Vision and reality. *Scr. Mater.*, 2018, vol. 154, p. 289–294. <https://doi.org/10.1016/j.scriptamat.2018.01.032>
2. Berkowitz A.E., Livingston J.D., Walter J.L., Properties of Mn-Al-C magnets prepared by spark erosion and other rapid solidification techniques, *J. Appl. Phys.*, 1984, vol. 55, p. 2106–2108. <https://doi.org/10.1063/1.333579>
3. Bittner F., Freudenberger J., Schultz L., Woodcock T.G., The impact of dislocations on coercivity in L10-MnAl, *J. Alloys Compd.*, 2017, vol. 704, p. 528–536. <https://doi.org/10.1063/1.5130064>
4. Levashov E.A., Bogatov Y.V., Rogachev A.S., Pityulin A. N., Borovinskaya I. P., Merzhanov A. G., Specific features of structure formation of synthetic hard tool materials in the SHS compacting process, *J. Eng. Phys. and Thermophys.*, 1992, vol. 63, p. 1091–1105. <https://doi.org/10.1007/BF00853505>
5. Suzana G. Friesa, Tatjana Jantzen. Compilation of 'CALPHAD' formation enthalpy data. Binary intermetallic compounds in the COST 507 Gibbsian database. *Thermochimica Acta* 1998, vol. 314, p. 23-33. [https://doi.org/10.1016/S0040-6031\(97\)00478-4](https://doi.org/10.1016/S0040-6031(97)00478-4)
6. Карпов А.В., Сычев А.Е., Сивакова А.О. Устройство для измерения коэффициента Зеебека термоэлектрических материалов в диапазоне температур 300–800 К. // *Измерительная техника*. 2023. № 8. С. 67–72. <https://doi.org/10.32446/0368-1025it.2023-8-67-72>

Ю.С. УШЕРЕНКО^{1,2}, А.И. БЕЛОУС², В.А. ГЛУЩЕНКОВ³,
С.А. ЛЕНКЕВИЧ¹

¹ *Белорусский национальный технический университет,*

² *Национальная академия наук Беларуси,*

³ *Самарский университет,*

e-mail: osher_yu@mail.ru _

ДИНАМИЧЕСКОЕ ЛЕГИРОВАНИЕ МАТЕРИАЛОВ МЕТОДОМ СВЕРХГЛУБОКОГО ПРОНИКАНИЯ

Техника ударных волн играет ключевую роль в изучении свойств материалов при экстремальных условиях. Эта методика позволяет достигать чрезвычайно высоких давлений и температур, а также исследовать процессы, протекающие с огромной скоростью изменения этих параметров. Благодаря таким уникальным возможностям, ударно-волновые эксперименты открывают новые горизонты в различных областях физики. Дополнительным фактором при ударном воздействии является сочетание воздействия ударных волн с высокоскоростными частицами (динамическое легирование в режиме сверхглубокого проникания). Динамическое легирование характеризуется одновременным воздействием на материал различных физических факторов (высокое давление, значительные градиенты давления внутри твердого металлического тела, зоны интенсивного растяжения и сжатия, температура, излучение и т.д.) [1].

Твердые частицы с поперечными размерами менее 1 мм (космическая пыль) можно рассматривать как фактор постоянного воздействия на космические аппараты, характеризующийся плотностью их потока. Предыдущие исследования показали, что при таких скоростях столкновения происходит интенсивное выделение энергии в ограниченном объеме вещества, сопровождающееся образованием ударных волн с последующими механическими повреждениями, плавлением, испарением и образованием плазмы, появлением электромагнитного излучения, способного отключить близлежащее электрооборудование [2,3].

Динамическая обработка проводилась ускорителями в следующих условиях: средняя скорость частиц $900\text{--}3000\text{ мс}^{-1}$, время экспозиции – 400 мкс, материал образцов: литейный технический алюминий А7, сталь 45, алифатический полиуретан, сталь 10, алифатический полиуретан, Cestilene HD1000 (УНМWPE), Teflon (PTFE), материал порошковых частиц (ударников) – порошок SiC (карбид кремния) (основной), 63-70 мкм, порошок Sn 10-70 мкм. Техника пробоподготовки включает резку, полировку и травление в 4% растворе азотной кислоты. Твердость образцов измерялась методом Бринелля. Электрическое сопротивление, измеренное на обработанном образце двухзондовым методом, сравнивали с измерени-

ями на исходном материале. Кроме того, было изучено распределение функции работы электронов по поверхности пластин в продольном и поперечном направлениях. Топология работы выхода электрона пластины регистрировалась методом сканирующего зонда Кельвина.

Образцы стали 45 обрабатывали на глубину до 100 мкм с использованием порошковой смеси SiC -70%, Sn – 30%. Состав обработанной стали показывает появление частиц Sn в структуре элементов. За счет динамического воздействия достигнуто изменение состава, структуры образцов и увеличение твердости образцов на 10% (до закалки) и на 2% после.

Воздействие высокоскоростного потока частиц приводит к изменению твердости как алюминия, так и его сплава, особенно в верхней части образцов. Показано, что влияние динамического легирования на повышение твердости для технического алюминия Al 99,7 % заметно до 100 мкм, а для сплава Al – 12 % Si до глубин до 180 мкм. Измерения также показали, что электрическое сопротивление в продольном направлении после обработки снизилось на 16%, а в поперечном на 41 %. Измерения работы выхода электрона коррелируют с изменением твердости и электросопротивления по глубине образца.

В результате исследований полимерных материалов показана возможность проникания в режиме сверхглубокого проникания высокоскоростных микрочастиц как в металлические, так и в полимерные преграды, однако характер легирования, т.е. распространения микрообъектов по преграде для них различен. При динамическом легировании в режиме сверхглубокого проникновения, по сравнению с металлическими барьерами, защитная оболочка из полимеров более успешно препятствует проникновению потоков порошковых частиц.

1. Y.Usherenko, V.Mironovs, S. Usherenko, V. Lapkovskis, A. Shishkin. Dynamic Alloying of Steels in the Super-Deep Penetration Mode. *Materials* 2022, 15, 2280. DOI:10.3390/ma15062280
- 2, Y.M. Hew, A. Goel, S. Close, N. Lee, Hypervelocity impact flash and plasma on electrically biased spacecraft surfaces, *Int. J. Impact Eng.* 121 (2018) 1-11. DOI:/10.1016/j.ijimpeng.2018.05.008
3. A. Belous, V. Saladukha, S. Shvedau. *High Velocity Microparticles in Space: Influence Mechanisms and Mitigating Effects of Electromagnetic Irradiation*, Springer, 2019. ISBN: 978-3-030-04158-8

А.М. РЫЖАКОВ, Н.В. ФИЛАТОВА, Н.Ф. КОСЕНКО
Ивановский государственный химико-технологический университет,
г. Иваново, Россия
e-mail: zyanata@mail.ru

СВОЙСТВА ФЕРРИТА КАЛЬЦИЯ ТИПА БРАУНМИЛЛЕРИТА ИЗ ПРОДУКТОВ ГОРЕНИЯ ЦИТРАТНОГО И СУКЦИНАТНОГО КСЕРОГЕЛЕЙ

$\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$, или $2\text{CaO}\cdot\text{Fe}_2\text{O}_3$ (C_2F), относится соединениям браунмиллеритового ряда с общей формулой $\text{A}_2\text{B}_2\text{O}_5$ ($\text{A} = \text{Ca}, \text{Sr}, \text{Mn}$; $\text{B} = \text{Fe}, \text{Al}, \text{Co}$ и некоторые другие), которые используют в области катализа, твердооксидных топливных элементов, мембран и др. Основным направлением применения $\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$ является катализ: для сжигания летучих органических соединений, в том числе пропилена, прямого разложения оксидов азота в выхлопных газах и т.п. В связи с этим для синтеза $\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$ предложен механохимический синтез, позволяющий получить высокодисперсное и реакционноспособное вещество. Вместе с тем, соединения в таком состоянии можно получить и методом горения ксерогелей (горения в растворах, solution combustion synthesis) [1]. Применительно к получению $\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$ данный способ применяется очень редко [2].

Исследовали получение феррита кальция C_2F методом горения ксерогелей, приготовленных из нитратов кальция, железа и восстановителя. В качестве топлива (восстановителя) использовали лимонную $\text{HOOCCH}_2\text{C}(\text{OH})(\text{COOH})\text{CH}_2\text{COOH}$ ($\text{C}_6\text{H}_8\text{O}_7$) и янтарную $\text{HOOC}(\text{CH}_2)_2\text{COOH}$ ($\text{C}_4\text{H}_6\text{O}_4$) кислоты, способные к комплексообразованию с катионами металлов. Компоненты брали в соотношениях, обусловленных уравнениями (кристаллогидратная вода не учитывается):



Ксерогели при нагревании возгорались с образованием открытого пламени (рис. 1),



Рис. 1. Горение ксерогеля с янтарной кислотой

По окончании процесса горения образовывались слабо агломерированные продукты коричневого цвета, состоящие из зерен неправильной формы, которые легко растирались в порошок в ступке.

На рис. 2 представлены кривые термического анализа для продукта горения ксерогеля из нитратов кальция и железа с янтарной кислотой. Наблюдалось плавное снижение массы, которое соответствовало удалению влаги, остаточных нитратов и органического компонента, что подтверждено также ИК-спектральным анализом. Экзотермический эффект в области 640-760 °С может отвечать образованию феррита кальция.

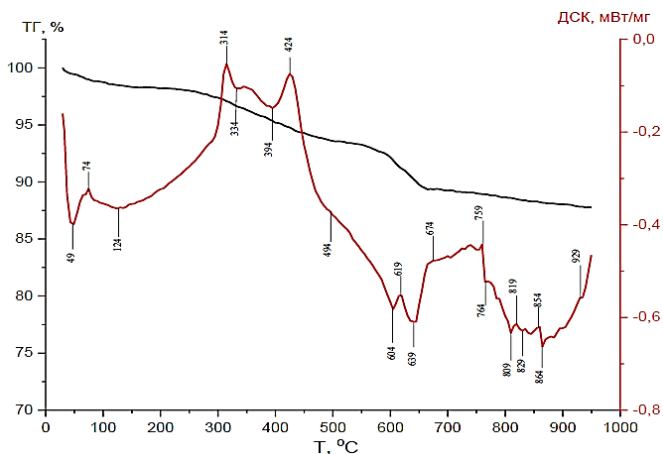


Рис. 2. Термический анализ продуктов горения ксерогеля из нитратов кальция и железа с янтарной кислотой

Дифрактограммы продуктов горения показали их рентгеноаморфность; лишь после отжига обнаружены отчетливые рефлексы, которые строго соответствовали ферриту $\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$.

Удельная поверхность порошков (по БЭТ), $\text{м}^2/\text{г}$, составили: $14,5 \pm 0,6$ и $14,4 \pm 0,4$ при использовании в качестве топлива лимонной и янтарной кислоты соответственно.

Выполнена оценка фотокаталитической активности $\text{Ca}_2\text{Fe}_2\text{O}_5$ в ходе разложения красителя при различном соотношении реагентов.

Работа выполнена в рамках государственного задания на выполнение НИР (Тема № FZZW-2024-0004)

1. Рогачев А.С., Мукасян А.С. Горение для синтеза материалов: введение в структурную макрокинетикку. – М.: ФИЗМАТЛИТ, 2013. – 400 с.
2. Dhankhar S., et al. // AIP Conference Proceedings. 2016. Vol. 1731. 140032.

И.С. ЦЕБРУК, Н.В. КЛАССЕН, В.В. КЕДРОВ, А.П.КИСЕЛЕВ,
А.Д. ОРЛОВ,
*ФГБУН Институт физики твердого тела им. Ю.А. Осипьяна
Российской академии наук*
e-mail: cebruk@issp.ac.ru

НОВЫЕ СЦИНТИЛЛЯТОРЫ ИЗ НАНОКОМПОЗИЦИЙ ОРГАНИКА – НЕОРГАНИКА

В ряде наших публикаций по формированию композиционных сцинтилляторов из органических люминофоров и наночастиц неорганических сцинтилляторов были продемонстрированы возможности выгодного сочетания высокого световыхода и наносекундного быстродействия органики с большой плотностью и хорошей радиационной прочностью неорганики [1]. Улучшение эксплуатационных характеристик таких композитов обусловлено тем, что облучающие их гамма – кванты эффективно поглощаются тяжелыми атомами неорганики, а выбрасываемые ими электроны в конечном итоге возбуждают яркие сцинтилляционные вспышки органических молекул. В наших экспериментах по дальнейшему измельчению органической и неорганической фаз полистирола и бромида лантана до молекулярно – кластерного уровня [2], когда электронные и колебательные состояния перекрываются уже по всему их объему, обнаружено значительное повышение чувствительности сцинтилляционного детектирования по сравнению с суммой сигналов от исходных компонентов. Это объясняется дополнительным процессом возбуждения молекулярных излучателей. Неорганические атомы лантана или брома при выбросе из них быстрого электрона, индуцированном поглощением гамма – кванта, получают сильный импульс отдачи. Этот импульс передается связанным с этими атомами молекулам органики. Из-за большой величины импульса отдачи возбуждаются сильные вибрации этих молекул, переводящие их электроны по сетке вибронных уровней в возбужденные состояния. В композитах из субмикронных зерен органики и неорганики такое возбуждение не происходило, т.к. вся энергия отдачи рассеивалась в зерне неорганики, из которого произошел выброс электрона. Из-за того, что атомы органики гораздо легче атомов неорганики, передача им импульса выброшенного электрона способна сгенерировать большие амплитуды колебаний атомов. Они, в свою очередь, создадут высокую плотность молекулярных электронных возбуждений по сетке вибронных уровней, Прямолинейная геометрия полистирола в данном случае способна создать дополнительный фактор усиления сцинтилляционных вспышек, т.к. фотон, излученный при рекомбинации одного из таких возбуждений параллельно молекуле, вызовет высвечивание других возбуждений, расположенными

вдоль этой молекулы, по механизму стимулированного излучения [3]. Таким образом формирование молекулярно – кластерных композиций органика- неорганика с линейными полимерами способно усилить чувствительность сцинтилляционных детекторов радиации за счет образования дополнительного механизма прямой передачи возбуждений от неоргаников к органике и стимулированного излучения скоррелированно сгруппированных электронных возбуждений. Это может привести к усилению и ускорению сцинтилляционных вспышек в заданном направлении, т.е. непосредственно к фотодетектору.

Для получения таких композиций используются несколько вариантов формирования ориентированных молекулярно – кластерных композиций органика – неорганика, предназначенных для описанных выше сцинтилляционных детекторов нового типа: образование микроволокон из жидких смесей раствора активированного полистирола с нанопорошками неорганических сцинтилляторов (бромид лантана, иодид цезия и др.) вытягиванием механическим и электрическим (электроспиннингом), отверждение тонких пленок из растворов тех же составов с приложением ориентирующих деформаций, электрических и магнитных полей, лазерное испарение смесей требуемых составов с образованием направленных потоков паров. Дополнительным фактором усиления световых сигналов является управляемая самоорганизация сверхструктур в указанных композициях, приводящая к эффектам резонансного усиления светового излучения [3]

1. Н.В. Классен, В.В. Кедров, С.З. Шмурак, И.М. Шмытько, О.А. Шахрай, В.Н. Курлов, А.Е. Ершов, «Новые радиационно – прочные устройства для контроля ионизирующих излучений и прямого преобразования радиации в электроэнергию на основе наноструктурированных материалов», Ядерные измерительно – информационные технологии, 2011, т. 38, № 4, с. 36 - 41
2. Цебрук И.С., Провоторов П.В., Классен Н.В. «Particularities of photon and structural transformations in the polystyrene film during pulsed infrared laser irradiation», Journal of Physics C, – 2021. – Vol. 2056, Iss. 1. – P. 12036.
3. Цебрук И.С., Покидов А.П., Кедров В.В., Классен Н.В. “Self-concentrated mass – transfer during deformation treatments of organic – inorganic compositions”, Journal of Physics C, 2021. – Vol. 2056, Iss. 1. – P. 12039,

А.П. ЧИЖИКОВ, А.С. КОНСТАНТИНОВ, М.С. АНТИПОВ,
П.М. БАЖИН

*Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук,
e-mail: chij@ism.ac.ru*

САМОРАСПРОСТРАНЯЮЩИЙСЯ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫЙ СИНТЕЗ КОМПОЗИЦИОННОГО МАТЕРИАЛА ZrO_2 - ZrB_2 - ZrC

Современная промышленность нуждается в разработке и внедрении новых материалов с улучшенными эксплуатационными свойствами. Особенно актуально на сегодняшний день стоит задача разработки материалов, которые могут быть применены для изготовления изделий, работающих в условиях высоких температур и агрессивных сред [1]. Перспективным классом материалов для решения таких задач является ультравысокотемпературная керамика, которая представляет собой соединения бора, углерода или азота с переходными металлами, такими как титан, цирконий, тантал, гафний и др. Перспективным видом такой керамики является диборид циркония благодаря своей коррозионной стойкости, высокой температуре плавления, твердости, теплопроводности [2]. Однако, ZrB_2 имеет и некоторые недостатки, такие как, например, хрупкость и низкая трещиностойкость, которые ограничивают его высокотемпературное применение. Среди недостатков высокотемпературной керамики на основе боридов и карбидов циркония стоит также отметить низкую стойкость в окислительной среде. Диборид циркония взаимодействует с кислородом с образованием оксидов циркония и бора. Оксид бора быстро испаряется при температуре 1100 °С и выше, способствуя ускорению процесса окисления ZrB_2 . Введение дополнительных фаз, например, ZrC , способно привести к улучшению механических свойств диборида циркония. Кроме того, улучшить прочностные и высокотемпературные характеристики циркониевой керамики возможно за счет создания композиционных материалов. Например, перспективным видом композиционной циркониевой керамики являются материалы с матрицей на основе диоксида циркония. Благодаря своим выдающимся свойствам керамика на основе ZrO_2 нашла широкое применение в различных областях промышленности. Оксид циркония обладает высокой температурой плавления, высокой твердостью, химической инертностью и термостабильностью. Все это делает такую керамику перспективной для высокотемпературного применения, в том числе в качестве огнеупорного материала. Диоксид циркония имеет сложный полиморфизм. Наиболее распространенными при атмосферной дав-

ления являются моноклинная, тетрагональная и кубическая модификации. При комнатной температуре стабильной является моноклинная модификация. При температуре 1170 °С происходит переход в тетрагональную форму, при дальнейшем увеличении температуры тетрагональная модификация переходит в кубическую при 2370 °С. При охлаждении происходит обратный переход вплоть до моноклинной модификации. Для высокотемпературного применения, в том числе в качестве огнеупорного материала наиболее перспективной является тетрагональная модификация, она обладает высокой прочностью, трещиностойкостью, коррозионной стойкостью, жаростойкостью и износостойкостью. Обеспечить стабильность высокотемпературных фаз ZrO_2 возможно за счет введения стабилизирующих добавок, таких как CaO , MgO , CeO_2 и др. Одной из наиболее распространенных стабилизирующих добавок является Y_2O_3 .

В настоящей работе методом самораспространяющегося высокотемпературного синтеза были получены керамические композиционные материалы в системе $(1-x)ZrO_2-xY_2O_3-ZrC-ZrB_2$, где $x \in [0; 9]$ % моль. На основе результатов термодинамических расчетов и экспериментального изучения температуры горения было показано, что введение в исходную систему 0,8 % масс. Y_2O_3 увеличивает температуру горения исходной смеси с 2314 К до 2806 К. Согласно результатам РФА, полученные материалы состояли из четырех фаз: моноклинной и тетрагональной модификаций оксида циркония, диборида и карбида циркония. При этом было установлено, что в результате СВС материала без добавки Y_2O_3 доля моноклинного ZrO_2 составила 21 % масс. С увеличением содержания Y_2O_3 до 7,1 % масс. доля моноклинного ZrO_2 монотонно снижалась до 4 % масс. Также было установлено, что полученные материалы имеют равномерное распределение элементов по всему объему, а также композиционную структуру, представленную матрицей на основе ZrO_2 с распределенными в ней частицами ZrB_2 и ZrC .

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-79-10182, <https://rscf.ru/project/22-79-10182/>.

1. Guria J.F., Bansal A., Kumar V. Effect of additives on the thermal conductivity of zirconium diboride based composites – A review, Journal of the European Ceramic Society, 41 (2021) 1-23, DOI: 10.1016/j.jeurceramsoc.2020.08.051.
2. Hu D., Fu Q., Zhou L., Li X., Bing Liu. Effects of air plasma flame on the ZrB_2 -based UHTC coatings: Microstructure, phase evolution and ablation resistance, Journal of Materials Science & Technology, 158 (2023) 194-206, DOI: 10.1016/j.jmst.2023.01.013

В.А. ШУЛЯК

МГУ имени М.В.Ломоносова,

e-mail: Shulyak.V@unichimtek.ru

ЗАВИСИМОСТЬ ПРОЧНОСТИ ГРАФИТОВОЙ ФОЛГИ ОТ ТОЛЩИНЫ И ПЛОТНОСТИ

Гибкая графитовая фольга обладает уникальными свойствами, что позволило применить её в качестве уплотнительного материала во многих отраслях промышленности [1]. Долговечность эксплуатации, высокие химическая, термическая и радиационная стойкость предали ГФ и изделиям на её основе особую ценность в области ядерной энергетики [2]. При монтаже уплотнительных изделий в уплотняемом фланце материал претерпевает сжатие с соответствующим увеличением плотности. Для лучшего прогнозирования поведения материала необходимо установить зависимость между прочностью ГФ от её толщины и от её плотности чему и посвящена данная работа.

Для этого было получены три графитовые фольги с толщинами 0,75; 0,5; 0,28 мм все плотностью 0,70 г/см³. Каждая из данных фольг методом прокатки доводилась до плотностей 1,00; 1,30; 1,60 и 1,75 г/см³ с пропорциональным уменьшением толщины. Таким образом было получено три серии образцов единого происхождения со сравнимыми плотностями и различными толщинами. Каждый из образцов был испытан на предел прочности на растяжение по ASTM F152 вдоль направления прокатки и поперёк. Результаты представлены на Рисунке 1.

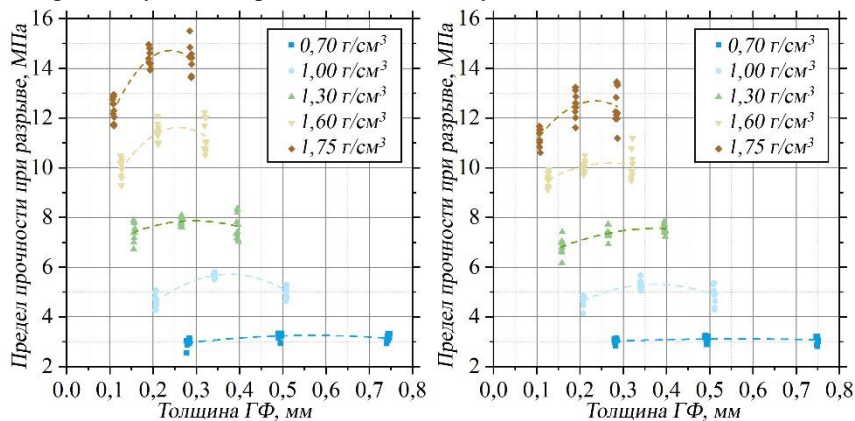


Рисунок 1. Предел прочности ГФ при направлении вдоль прокатки (слева) и поперёк направлению прокатки (справа).

Независимо от толщины ГФ и направления измерения с ростом плотности предел прочности существенно увеличивается, при том все образцы с плотностью $0,70 \text{ г/см}^3$ характеризуются примерно одинаковыми значениями предела прочности, которые составили порядка 3,1 МПа. Так же с ростом плотности наблюдается возникновение анизотропии свойства достигая 12% для всех образцов при максимальной плотности $1,75 \text{ г/см}^3$. Фиксируется незначительное снижение прочности для тонких фольг при плотности $1,60 \text{ г/см}^3$, которое увеличивается при дальнейшей прокатке. Такое поведение материала может быть связано с наличием зольных примесей, как фаз непременно присутствующих в материале из минерального сырья. Содержание золы во всех образцах составило 0,24 % от её массы (по ГОСТ 17818.4), притом 80% частиц золы имели эквивалентный диаметр менее 40 мкм, для 99% частиц характерен диаметр менее 100 мкм (определено методом лазерной дифракции). Как видно фольги наименьшей толщины становятся соизмеримыми с наибольшими частицами золы, следовательно при разрыве такие частицы создают для таких образцов наибольший вклад в концентрацию напряжений.

Результаты исследования показывают, что плотность ГФ оказывает существенное влияние на её предел прочности, при этом повышение плотности методом прокатки создаёт анизотропию свойства, достигшую в крайнем случае 12%. Толщина материала не влияет на её прочность в диапазоне толщин от 200 мкм до 750 мкм, тогда как при дальнейшем уменьшении толщины возможен отрицательный вклад в предел прочности зольных примесей.

1. Shulyak, V.A., Morozov, N.S., Ivanov, A.V., Gracheva, A.V.; Chebotarev, S.N., Avdeev, V.V. The Influence of Machining Conditions on the Orientation of Nanocrystallites and Anisotropy of Physical and Mechanical Properties of Flexible Graphite Foils, *Nanomaterials*, 14 (2024) 540. DOI: 10.3390/nano14060540
2. S.G. Ionov, V.V. Avdeev, S.V. Kucshinnikov, E.P. Pavlova. Physical and Chemical Properties of Flexible Graphite Foils, *Molecular Crystals and Liquid Crystals Science and Technology Section A Molecular Crystals and Liquid Crystals*. 340 (2000) 349-354. DOI: 10.1080/10587250008025491.

Н.А. ШУРЫГИНА^{1,2}, Д.Л. ДЬЯКОНОВ¹, Е.Н. БЛИНОВА¹,
Р.В. СУНДЕЕВ^{1,2}, А.В.ШАЛИМОВА¹

¹ Федеральное государственное унитарное предприятие
«Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им. И.П. Бардина»,

² Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования «МИРЭА-Российский технологический
университет»,
e-mail: shnadya@yandex.ru

ВЛИЯНИЕ ОТЖИГА ПОСЛЕ МЕГАПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА ТИТАНА

В настоящее время для повышения физико-механических характеристик сплавов широко используются различные способы больших пластических (мегапластических) деформаций, обеспечивающие получение необходимого комплекса свойств за счет существенного измельчения структуры, изменения плотности. Данная работа посвящена анализу влияния отжига после деформации кручением при высоком квазигидростатическом давлении (КВД) в камере Бриджмена на структуру и механические характеристики технически чистого титана. Он обладает более высокой пластичностью и коррозионной стойкостью по сравнению с титановыми сплавами, однако уступает по прочностным характеристикам.

В качестве материала для исследования был выбран технически чистый титан ВТ1-0 (α -фаза). В исходном состоянии образцы представляли собой пластины толщиной 200 мкм, которые были отожжены при 800 °С в течение 3 часов для получения равноосной структуры зерен со средним размером \approx 150 мкм. Образцы были продеформированы КВД ($P = 6$ ГПа) в камере Бриджмена при комнатной температуре со скоростью вращения и при числе полных оборотов подвижного бойка 1 об/мин и $N = 1/4; 1/2; 1; 2; 3$ и 4. После КВД был проведен отжиг в вакуумной печи при температурах 100 – 500 °С в течение 30 минут.

По результатам рентгеноструктурного анализа было установлено, что в исходном состоянии материал имеет однофазную структуру α -Ti. После КВД обнаружено появление пиков, соответствующих линиям гексагональной ω -фазы титана: ω -фаза появляется уже при $N = 1/4$ в количестве $V_\omega = 0.08$ и ее относительный объем плавно увеличивается с увеличением N до $V_\omega = 0.23$ ($N = 4$). Исследована термическая стабильность ω -фазы высокого давления, образующейся при КВД в технически чистом титане. При отжиге ω -фаза сохраняется в материале при температурах отжига 100 и 200 °С, при температурах выше 250 °С ω -фазы в материале не наблюдается. Таким образом, установлено, что обратный фазовый переход $\omega \rightarrow \alpha$ реализуется при отжиге выше 250 °С.

С использованием просвечивающей электронной микроскопии показано, что при температурах отжига 100 и 200 °С структура представляет собой смесь двух фаз α и ω . Начиная с температуры примерно 250 °С, заметен рост старых и образование новых зёрен. При температурах 300 и 350 °С наблюдается фрагментированная структура, содержащая большое количество динамически рекристаллизованных зерен. При отжиге при температуре 400 °С в исходной фрагментированной структуре видны крупные совершенные рекристаллизованные зерна равноосной формы. При отжиге при температуре 500 °С структура полностью однофазная α -Ti с размером зерна ≈ 2 мкм, внутри зерен наблюдаются выделения карбидов. Таким образом, с помощью просвечивающей электронной микроскопии установлено, что значительные изменения в структуре происходят после отжига при 350 – 500 °С: наблюдается резкое возрастание доли рекристаллизованных зерен и снижение доли деформационных фрагментов, что соответствует протеканию первичной рекристаллизации. При этом резко возрастает значение среднего размера рекристаллизованных зерен D_{P3} от ≈ 120 нм до 380 нм. Это свидетельствует о том, что в процессе отжига растут те зерна, которые возникли в результате динамической рекристаллизации в процессе КВД. Изменений в размерах деформационных фрагментов в процессе отжига практически не наблюдается. Это свидетельствует о низкой подвижности границ деформационных фрагментов по сравнению с границами рекристаллизованных зерен. В соответствии с современными подходами к природе фрагментации при больших пластических деформациях [1] в границах зерен ДФ существует высокая плотность частичных дисклиний, подвижность которых действительно невелика.

Показано, что с увеличением температуры отжига микротвердость плавно уменьшается для всех режимов деформации. Значительное снижение микротвердости при низких температурах отжига 100 – 300 °С обусловлено, скорее всего, процессами релаксации упругих искажений, возникших при больших пластических деформациях. При отжиге выше 300 °С значения микротвердости после всех режимов деформации практически совпадают и продолжают снижаться. За это, вероятнее всего, ответственны процессы первичной рекристаллизации, которые приводят к увеличению размера и доли рекристаллизованных зерен.

Л.Е. АГУРЕЕВ¹, С.В. САВУШКИНА^{1,2}, Е.А. ДАНИЛИНА¹,
А.В. ИВАНОВ¹, С.Д. ИВАНОВА¹

¹ *АО Государственный научный центр Российской Федерации «Исследовательский центр имени М.В. Келдыша»,*

² *Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)»*

e-mail: trynano@gmail.com

НОВЫЕ МНОГОСЛОЙНЫЕ КОМПОЗИТЫ ДЛЯ ПЕРСПЕКТИВНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

Высокая потребность в новых материалах наблюдается в различных отраслях тяжёлой промышленности, включая атомную и альтернативную энергетику. Это связано с увеличением мощности перспективных энергетических установок, улучшением существующих и повышением срока их службы. Материалы должны обладать повышенной прочностью, жаростойкостью, коррозионной стойкостью и износостойкостью для работы в сложных условиях, подверженных комплексным негативным воздействиям, таким как механические нагрузки, вибрации, трение, коррозия, высокие температуры и ионизирующее излучение.

Разработка новых композиционных материалов сложного состава, способных выдерживать разнообразные негативные воздействия, становится актуальной задачей. Последние исследования в области конструкционных сплавов выявили преимущества многокомпонентных и высокоэнтропийных эвтектических материалов, сочетающих высокую прочность, жаростойкость, коррозионную стойкость и износостойкость.

Существуют также материалы, устойчивые к радиации, основанные на соединениях $Du_2O_3-TiO_2$, хотя они имеют ограниченные прочностные характеристики и используются только в качестве замедлителей в ядерных реакторах. Модификация этих материалов с использованием дополнительных оксидных компонентов и нанодобавок может улучшить их конструктивные свойства и расширить область применения в подвижных деталях машин, таких как рабочие колёса и подшипники.

В рамках текущего исследования методом искрового плазменного спекания были получены слоистые композиционные материалы. Основа материала состоит из эвтектической матрицы системы NiAl-Cr,Mo,Co,V с концентрацией компонентов, соответствующей эквиатомной или неэвтектической системе 63,2NiAl-32Cr-4,2Ti-0,1Zr-0,5Re. Затем на основу наносится слой никеля (чистый или с модифицирующими добавками легирующих компонентов или тугоплавких наночастиц). После этого формируется слой из эвтектического материала на основе системы Re-Mo-NiAl-Zr

Ti-Co-Cr с преобладанием Re и Mo. Последний слой состоит из материала, содержащего титанат диспрозия, который может быть модифицирован добавками оксида алюминия и наночастицами алюмомагниевого шпинели.

С помощью искрового плазменного спекания были изготовлены образцы этих материалов. Слои формировались путём засыпки различных смесей с последующим выравниванием и виброутряской. Образцы имели диаметр 30 мм и высоту 3 мм. Толщина основы составляла примерно 2,5–2,8 мм. Средняя толщина слоя Re-Mo составила 170 мкм, а Ni – 120 мкм и Dy₂O₃-TiO₂ – 200 мкм. Были проведены исследования микроструктуры, состава и механических свойств полученных образцов материалов.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда 23-23-00034, <https://rscf.ru/project/23-23-00034/>

1. Agureev, L.; Savushkina, S.; Laptev, I.; Vysotina, E.; Lyakhovetsky, M. Development of Materials Based on the NiAlCrMoCo System Reinforced with ZrO₂ Nanoparticles. *Metals* 2022, 12, 2014. DOI: 10.3390/met12122014 .
 2. Ж.В. Еремеева, В.С. Панов, Л.В. Мякишева, А.В. Лизунов, А.А. Непапушев, Д.А. Сидоренко, А.В. Павлик, Е.В. Апостолова. Структура и свойства порошка титаната диспрозия, полученного механохимическим способом, *Известия вузов. Порошковая металлургия и функциональные покрытия*, № 1, 2017, с. 11-19. DOI: 10.17073/1997-308X-2017-1-11-19 .
-

Л.Е. АГУРЕЕВ¹, С.В. САВУШКИНА^{1,2}, Г.В. БЕЛОВ³

¹ *АО Государственный научный центр Российской Федерации «Исследовательский центр имени М.В. Келдыша»,*

² *Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Московский авиационный институт (национальный исследовательский университет)»*

³ *Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Объединенный институт высоких температур Российской академии наук*
e-mail: trynano@gmail.com

ТЕРМОДИНАМИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ СИСТЕМЫ NiAl-CrMoCoV С ПОМОЩЬЮ СОВРЕМЕННЫХ ПРОГРАММНЫХ СРЕДСТВ

Используя программный пакет J-MatPro (версия 7.0 с базой данных Ni-Fe), провели термодинамический анализ состава фаз для исследуемой системы [1]. Важно помнить, что реальные результаты при создании новых сплавов могут отличаться от результатов термодинамического моделирования, так как процессы механолегирования и искрового плазменного спекания характеризуются неравновесностью. Тем не менее, термодинамическое моделирование позволяет определить физико-химические пределы, к которым стремится система.

По результатам расчётов установлено, что топологически плотноупакованные (ТПУ) фазы присутствуют во всём диапазоне температур от комнатной вплоть до точки плавления сплава (около 1220 °С). Основные фазы материала включают ОЦК, NiAl, μ и σ фазы.

С повышением температуры увеличивается количество ОЦК-фазы в системе, а количество ТПУ-фаз уменьшается. Результаты расчётного анализа состава сплава в зависимости от температуры показывают, что алюминий преимущественно входит в NiAl и оксид при наличии примесей кислорода, а также попадает в ОЦК-фазу при повышении температуры. Хром присутствует в ОЦК-фазе, ТПУ-фазах и в меньшей степени в NiAl. Кобальт образует μ -фазу, σ -фазу, а также входит в NiAl и ОЦК-раствор. Молибден входит в ТПУ-фазы, ОЦК-раствор и карбидные соединения, при наличии примесного углерода. Никель преимущественно находится в NiAl, при низких температурах — в σ -фазе, в меньшей степени — в μ -фазе и ОЦК-фазе. Ванадий представлен в карбиде, ОЦК-фазе, σ -фазе и в меньшей степени в NiAl.

С помощью программы МААТ (версия 1.3) [2] провели расчёты термодинамических параметров тройных систем, состоящих из представленных элементов, чтобы определить возможность образования твёрдых растворов. Расчёты проводили для систем Cr-Mo-V, Cr-Mo-Co, V-Mo-Co и

Cr-V-Co. Энергию Гиббса смешения в зависимости от концентрации компонентов и температуры рассчитывали по модели Тупа [3].

Было установлено, что активность ванадия значительно возрастает с увеличением его концентрации в системе CrMoV, но в эквимольной смеси она ниже, чем активности Cr и Mo при температуре спекания. В системе CrMoCo чрезвычайно высокую активность проявляет молибден, а активности кобальта и хрома схожи. В системе VMoCo молибден также имеет более высокую активность при температуре спекания, чем ванадий и кобальт. В системе CrVCo компоненты имеют низкую активность, которая для каждого компонента повышается с увеличением его концентрации и уменьшением концентрации других.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда 23-23-00034, <https://rscf.ru/project/23-23-00034/>

1. Saunders N., Guo U.K.Z., Li X., Miodownik A.P., Schillé J.-S. Using JMatPro to model materials properties and behavior., JOM, 2003, vol. 55, pp. 60–65.
2. Aguilar C., Martin P., Pio E., Salvo C., Neves G.O. Materials analysis applying thermodynamic (MAAT) software: A friendly and free tool to analyze the formation of solid solutions, amorphous phases, and intermetallic compounds, Computer Physics Communications, 2020, 107573.
3. Toop G. Predicting ternary activities using binary data, Materials Science, 1965, 233. pp. 850-854. _____

М.С. АНТИПОВ, П.М. БАЖИН

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мерджанова Российской академии наук
e-mail: m_antipov@ism.ac.ru*

СЛОИСТЫЕ КОМПОЗИЦИОННЫЕ МАТЕРИАЛЫ НА ОСНОВЕ TNM СПЛАВОВ ДЛЯ МАШИНОСТРОЕНИЯ

В настоящее время повышение эффективности двигателей в авиакосмической отрасли становится невозможным без использования принципиально новых конструкционных материалов. Широкую известность получили интерметаллиды. В качестве интерметаллидов широко используются материалы на основе алюминидов титана, которые имеют высокую температуру плавления, низкую плотность, высокие модули упругости, возрастание предела текучести (для TiAl) с повышением температуры, стойкость к окислению и возгоранию, высокое соотношение прочность/плотность, жаропрочность. Эти характеристики создают благоприятные условия для применения указанных материалов для авиакосмических двигателей нового поколения. Однако, их практическое применение серьезно ограничивается из-за их низкой формуемости, вязкости разрушения и низкого относительного удлинения при разрушении ниже 700 °С. Для повышения физико-механических характеристик алюминидов титана, таких как формуемость, пластичность, сопротивление ползучести, вязкость разрушения, прочность, износо- и трещиностойкость, проводится их легирование переходными металлами (Nb, Mo) и бором. Эти сплавы называются TNM сплавы 3-го поколения. Однако и эти сплавы нуждаются в модификации структуры и улучшении их физико-механических свойств для работы в области высоких температур. Подойти к решению проблемы повышения физико-механических характеристик TNM сплавов предлагается путем создания принципиально новых слоистых композиционных материалов на основе интерметаллид/керамика с улучшенными физико-механическими характеристиками по сравнению с мировыми аналогами.

Для получения слоистых композитов был применен метод свободного СВС-сжатия. В этом методе сочетаются процессы горения в режиме самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС) и высокотемпературное сдвиговое деформирование. Сущность данного метода заключается в уплотнении и формовании синтезированного материала под действием постоянного невысокого давления (10-50 МПа) без использования специальных пресс-форм, либо с использованием пресс-форм с подвижной боковой границей. Главные особенности разрабатываемого слоистого композиционного материала заключаются в его специальном дизайне, состоящем из чередующихся слоев керамики на основе TiB и мно-

гокомпонентных интерметаллидов на основе $\text{TiAl}(\text{Nb},\text{Mo})\text{V}$, их стехиометрического состава и условий проведения высокотемпературного сдвигового деформирования. Керамика на основе TiV выбрана из соображения, что она обладает хорошей химической и термической совместимостью с алюминидом титана и имеет с ними сравнимый коэффициент теплового расширения ($7.2 \cdot 10^{-6} \text{ K}^{-1}$). Полученные слои имеют ламинарное строение, направление которых совпадает с направлением сдвигового деформирования и перпендикулярно прикладываемой нагрузке. Показано, что керамический слой состоит из вискероидов TiV , расположенных в $\alpha\text{-Ti}$, а их размер регулируется до 10 раз содержанием доли свободного титана в слое. Интерметаллидный слой TNM представляет собой матрицу из двух интерметаллидных фаз тетрагональную $\gamma\text{-TiAl}$ и гексагональную $\alpha\text{-Ti}_3\text{Al}$, имеющих выраженную ламельную структуру. По всему объему интерметаллидного слоя наблюдаются зерна ниобия размерами до 20-30 мкм и фаза Ti_2AlMo . Граница раздела между двумя слоями имеет волнообразную форму и состоит преимущественно из фазы TiAl_3 . При приближении к керамическому и интерметаллидному слою за счет повышения доли свободного титана были сформированы фазы Ti_3Al и TiAl . Показано, что высоту диффузионной зоны можно регулировать от 40 до 150 мкм в зависимости от технологических режимов и состава слоев.

Исследование выполнено за счет гранта Российского научного фонда № 22-19-00040, <https://rscf.ru/project/22-19-00040>.

П.А. БАБАЕВ^{1,2}, Р.А. ВОРОНКОВ^{1,2}, А.Е. ВОЛКОВ^{1,2}

¹*ФИАН имени П.Н. Лебедева РАН, Москва, Россия*

²*НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия*

e-mail: babaevpa@lebedev.ru

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПОВРЕЖДЕНИЯ ПОЛИЭТИЛЕНА ВДОЛЬ ТРЕКОВ БЫСТРЫХ ТЯЖЕЛЫХ ИОНОВ

Быстрые тяжёлые ионы (БТИ) с энергией более 1 МэВ/нуклон и массой более 20 масс протона теряют основную часть энергии на возбуждение электронной подсистемы облучаемой мишени. Релаксация экстремально возбуждённого материала приводит к образованию вдоль траектории иона структурно и химически изменённого трека с экстремальным соотношением ширины к длине (порядка ~ 20 нм/1 мкм) [1].

Способность создавать протяженные и равномерно распределённые наноразмерные треки делает БТИ уникальным инструментом изменения свойств материалов. Технологии облучения БТИ используются для создания пористых мембран, детекторов частиц и модификации свойств материалов [2,3].

Высокие плотности выделяемой энергии (до ~ 50 кэВ/нм) экстремально малые пространственные (~ 20 нм в диаметре) и временные (~ 50-200 пикосекунд до полного остывания) масштабы делают макроскопические модели непригодными для описания и стимулирует поиск новых, более детализированных подходов [1]. Это, совместно с ограниченностью экспериментальных ресурсов, требует развития теоретических подходов к описанию образования треков БТИ в различных материалах.

Полимеры являются перспективными материалами БТИ-технологий, в частности, для создания полимерных фильтрующих мембран и детекторов частиц [4].

В рамках нашей работы теоретически на атомарном уровне смоделировано образование повреждений вдоль траекторий БТИ в аморфном полиэтилене. Модель сочетает в себе Монте-Карло код TREKIS-3 [6], описывающий возбуждение электронных и атомных систем вокруг траектории иона, с молекулярно-динамическим моделированием реакции атомной системы на возбуждение в коде LAMMPS [7]. Результаты моделирования были использованы для реконструкции структуры повреждения, формы и размера повреждённой области.

Моделирование показало, что точки максимальной потери энергии и максимального повреждения на траектории иона не совпадают и находятся на расстоянии более 10 микрометров друг от друга. Была обнаружена разница между пороговыми значениями для повреждения ионами с энергиями, реализующими противоположные плечи брэгговской кривой элек-

тронного торможения. Также было проанализировано пространственное распределение фрагментов химически активных полиэтиленовых цепей, образующихся вокруг траектории иона, в зависимости от энергии БТИ.

1. N. Medvedev, A.E. Volkov, R. Rymzhanov, F. Akhmetov, S. Gorbunov, R. Voronkov, P. Babaev, Frontiers, challenges, and solutions in modeling of swift heavy ion effects in materials, *J Appl Phys* 133 (2023).
2. F.F. Komarov, Nano- and microstructuring of solids by swift heavy ions, *Uspekhi Fizicheskikh Nauk* 187 (2017) 465–504. 10.3367/UFNe.2016.10.038012.
3. T. Apostolova et al., Tools for investigating electronic excitation: experiment and multi-scale modelling, 2021. <https://doi.org/10.20868/UPM.book.69109>.
4. X. Wang, Investigation of the detailed structure of ion tracks in polymer foils, Thesis Xue Wang (2022).
5. P. Babaev, F. Akhmetov, S. Gorbunov, N. Medvedev, R. Rymzhanov, R. Voronkov, A.E. Volkov, Atomic-scale insights into damage produced by swift heavy ions in polyethylene, *J Mater Sci* (2023) 1–17.
6. N.A. Medvedev, R.A. Rymzhanov, A.E. Volkov, Time-resolved electron kinetics in swift heavy ion irradiated solids, *J Phys D Appl Phys* 48 (2015) 355303. <https://doi.org/10.1088/0022-3727/48/35/355303>.
7. S. Plimpton, Fast Parallel Algorithms for Short-Range Molecular Dynamics, *Soft Matter* 14 (2018) 2152–2162. <https://doi.org/10.1039/c7sm02429k>.

Н.С. БЕЗРУК, М.А. АГУЛЬНИК, А.В. ГРОЛЬ, А.С. ИВАНОВ

НИИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия

e-mail: Bezruk_NS@nrcki.ru

РАЗРАБОТКА МЕТОДА ОПРЕДЕЛЕНИЯ КОЭФФИЦИЕНТА ДИФфуЗИИ КСЕНОНА В UO_2 КЕРНЕ ПО ДАННЫМ ИЗМЕРЕНИЙ ОТНОСИТЕЛЬНОЙ УТЕЧКИ ГПД

В высокотемпературных газоохлаждаемых реакторах в качестве топлива используются микротвэлы (МТ), которые состоят из сердечника из двуокиси урана, покрытого защитными слоями, выполняющими функцию барьера для удержания продуктов деления. Газообразные продукты деления (ГПД), такие как ксенон, выходя из топливного ядра, создают внутреннее давление, влияющее на целостность защитных оболочек МТ. Определение времени выхода ксенона из топливного ядра играет важную роль при решении задачи оценки работоспособности защитных покрытий микротвэлов во время эксплуатации реактора ВТГР.

Целью настоящей работы является оценка коэффициента диффузии ксенона в ядре из двуокиси урана по данным, полученным в НИИЦ «Курчатовский институт» на стенде «ОСА» [1] при температуре 1100 °С в процессе исследования экспериментальных образцов, изготовленных в рамках работ по созданию топлива для атомной энерготехнологической станции с реактором ВТГР и химико-технологической частью для производства водорода (АЭТС с РУ ВТГР и ХТЧ) [2].

Методика проводимого эксперимента основана на определении относительной утечки ГПД при отжиге предварительно облученных образцов. Относительная утечка ^{135}Xe определяется по результатам γ -спектрометрических измерений с использованием специального программного обеспечения.

В качестве результатов эксперимента приведены значения активности ксенона, вышедшего из ядер в разные моменты времени. По результатам испытаний можно построить график зависимости накопленной активности ксенона от времени $A(t)$.

Теоретическое распределение концентрации ксенона в ядре можно описать с помощью дифференциального уравнения, учитывающего диффузионный перенос и распад ксенона, решение которого позволяет аналитически рассчитать изменение накопленной активности ксенона от времени.

Сравнивая теоретическую кривую с экспериментально полученными точками, при помощи метода наименьших квадратов можно подобрать искомый коэффициент диффузии (см. рисунок 1).

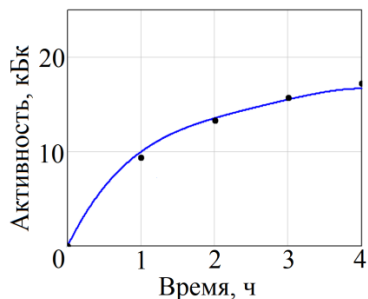


Рисунок 1 – Зависимость активности вышедшего ксенона от времени при температуре 1100 °С: кривая – теоретическое распределение; точки – результаты измерений

По итогу обработки результатов эксперимента был получен коэффициент диффузии ксенона в ядре из диоксида урана при температуре 1100 °С, который оказался равен $2,21 \cdot 10^{-20} \text{ м}^2/\text{с}$. Полученный коэффициент диффузии характерен для топлива с выгоранием, близким к нулевому, т.е. для начала топливной кампании.

Проведено сравнение полученного результата с результатами других экспериментальных и расчетных работ по исследованию диффузионных процессов в двуокиси урана [3-6]. В результате сравнения было выяснено, что полученный результат находится примерно посередине значений, приведенных в работах [3-6].

1. Фомиченко П.А. и др. Развитие физико-технических основ технологии высокотемпературных газоохлаждаемых реакторных систем. – ВАНТ. Сер. Физика ядерных реакторов, 2023, вып. 1, с. 72 – 88
2. Пономарев-Степной Н.Н. и др. Атомный энерготехнологический комплекс с высокотемпературными газоохлаждаемыми реакторами для масштабного экологически чистого производства водорода из воды и природного газа // Газовая промышленность. 2018. №11 (777)
3. D. Davies, G. Long. The emission of xenon-133 from lightly irradiated uranium dioxide spheroids and powders, Technical Report AERE Rep. No. 4347, Atomic Energy Research Establishment, Harwell, 1963
4. Govers K, Lemehov S, Verwerft M. In-pile Xe diffusion coefficient in UO₂ determined from the modeling of intragranular bubble growth and destruction under irradiation. J Nucl Mater, 2008
5. R.M. Cornell, The growth of Fission Gas Bubbles in Irradiated Uranium Dioxide, Philosophical Magazine, Vol. 19 No. 159, p. 539, March 1969.
6. К. А. Некрасов, Н. В. Кичигина, А. Я. Купряжкин. Выход радиогенного ксенона из оксидного топлива ядерных реакторов: моделирование методом молекулярной динамики. - Физико-технический институт УрФУ, г. Екатеринбург: 2013

М.А. БОБОКАМБАРОВА¹, А.В. НАЗАРОВ^{1,2}

Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ",

² НИЦ "Курчатовский институт",

e-mail: boboqambarovam@gmail.com

ИЗУЧЕНИЕ ТЕМПЕРАТУРНОЙ ЗАВИСИМОСТИ ЭНЕРГИИ И ОБЪЕМА ОБРАЗОВАНИЯ ВАКАНСИЙ В ОЦК ЖЕЛЕЗЕ МЕТОДАМИ КОМПЬЮТЕРНОГО МОДЕЛИРОВАНИЯ

Дефекты атомного масштаба отвечают за формирование структуры материалов, и обуславливают изменение их свойств. Поэтому, для прогнозирования кинетики важно знать характеристики таких дефектов. Работа посвящена моделированию изменения атомной структуры около вакансии в ОЦК железе при повышении температуры и расчетам зависимости энергии и объема образования такого дефекта от температуры.

При этом применялись модель естественного термостата [1], основанная на комбинации модифицированного метода молекулярной статистики (ММС) [2], и молекулярной динамики, а также многочастичный межатомный потенциал Эккланда.

В первой части работы изучалось тепловое расширение идеального кристалла и получено значение коэффициента теплового расширения.

Для изучения структуры вокруг вакансии, и ее изменения при повышении температуры, использовали вариант модели, описанной в [3].

При моделировании, после достижения равновесия системы, находили средние значения координат атомов и радиусов первых десяти координационных сфер за интервалы времени порядка тысячи средних периодов колебаний атомов решетки для каждой температуры. В итоге получали температурные зависимости этих радиусов. Результаты показали, что радиусы первых десяти координационных сфер изменяются при повышении температуры практически линейно, однако коэффициенты, определяющие эту зависимость - β_i , не равны коэффициенту теплового расширения идеального кристалла, хотя приближаются к его величине с повышением номера координационной сферы.

Отметим, что расстояния до атомов, находящихся за пределами десятой координационной сферы, изменяются при повышении температуры пропорционально изменению параметра решетки. То есть сохраняется геометрическое подобие в расположении этих атомов. Такой результат важен, поскольку позволяет упростить вычисление температурных зависимостей характеристик дефектов.

Энергия и объем образования вакансий. Для получения исходной структуры около вакансии, используется МММС [2], т.е. определяются положения атомов при $T = 0 \text{ K}$. Зная коэффициенты β_i для первых десяти координационных сфер, получили координаты атомов для каждой определенной температуры. Используя уравнения для расчета энергии и объема образования вакансии на основе координат атомов, нашли температурную зависимость этих величин в ОЦК железе (рис. 1 и 2).

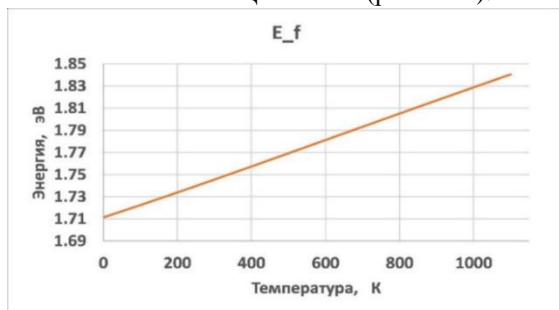


Рисунок 1. Энергия образования вакансий как функция температуры.

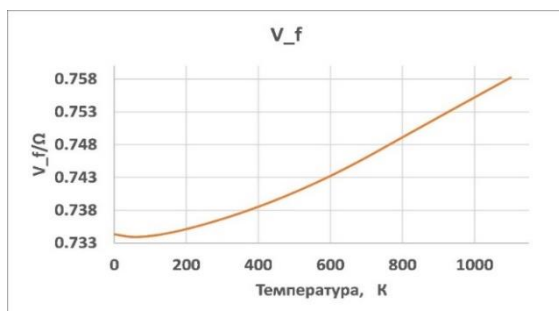


Рисунок 2. Объем образования вакансий как функция температуры.

Как можно видеть энергия образования вакансии (рис. 1) увеличивается практически линейно с повышением температуры, в отличие от температурной зависимости объема образования вакансии (рис. 2), где есть минимум при температуре несколько выше 0 К.

1. Boboqambarova M.A., Nazarov A.V.. MRS Advances 7, 2022. – Pp. 689-694.
2. Valikova I.V, Nazarov A.V., Phys. Met. Metallography 109, 2010.-pp.220-226.
3. М.А. Бобокамбарова. А.В. Назаров, Температурная зависимость энергии образования вакансии в ОЦК железе, Сборник трудов Третьей Всероссийской школы-конференции Государственного университета «Дубна»: «Фундаментальная физика и прикладные технологии».

Д.С. БУРАНОВ, Е.А.СМИРНОВ, И.Н. ВОЛКОВА
*Дмитровградский инженерно-технологический институт –
Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
г. Дмитровград*
e-mail: soolneshko909@gmail.com; av5012@yandex.ru

МЕТОДОЛОГИЯ ОБРАБОТКИ ИЗОБРАЖЕНИЙ СТРУКТУРЫ ЗЕРЕН В ТОПЛИВЕ

В реакторном материаловедении важной задачей является анализ изображений зеренной структуры топлива. Этот процесс осложняется из-за наличия различных дефектов на изображениях (включения второй фазы, поры, различные артефакты). Данная работа направлена на разбор вспомогательных инструментов, которые могут улучшить «читаемость» изображений.

В цифровой обработке изображений матрица свертки – матрица для размытия, выделения границ изображения и других эффектов. Данные эффекты достигаются путем свёртки матрицы и изображения [1]. В зависимости от ядра, операция может создавать различные графические эффекты.

Каждый пиксель состоит из трех каналов R, G, B. RGB-изображение – массив размерности $(M, N, 3)$ (где M, N – количество пикселей по оси ординат, абсцисс). С данным форматом свертка не осуществима. На практике чаще всего применяются операцию перевода изображения из цветного в монохромное [2].

Оператор Гаусса применяется для размытия, что может быть полезно для размытия точечных дефектов на снимке, которые сливаются в один, а также для использования дальнейших фильтров [3].

Оператор Собеля представляет собой более неточное приближение градиента изображения, но он достаточно качественен для практического применения во многих задачах, его использование позволяет вычислять границы объектов, что улучшает читаемость изображения [4].

Ядро резкости увеличивает микроконтраст изображения. Практическое использование данного оператора заключается в увеличении четкости между соседними участками изображения, что позволяет находить баланс между четкостью и эффектом размытия от оператора Гаусса [5].

Для обработки изображений применяют не только матрицы свертки, но и различные алгоритмы. Например, алгоритм Кэнни, он включает в себя несколько этапов постепенной обработки исходного изображения: сглаживание или размытие по Гауссу и поиск градиентов с помощью оператора Собеля [6].

Для обработки изображений также можно использовать двумерное преобразование Фурье. Взяв его, можно, например, модифицировать частотный спектр. Высокочастотный и низкочастотный фильтр – один из вариантов обработки изображений. Низкочастотный фильтр может применяться для получения размытого изображения, высокочастотный – для увеличения микроконтраста изображения.

Дискретное Фурье преобразование в цифровой обработке изображений позволяет очищать снимки от шумов, также можно фильтровать амплитудный спектр, отсекая значения, которые лежат выше или ниже порогового значения.

Вышеперечисленные методы позволяют подготовить изображения к дальнейшему анализу существующими алгоритмами, а также улучшить читаемость не только для программного обеспечения, но и для человека.

1. Напалков В. В. Уравнения свертки в многомерных пространствах. – М., Наука, 1982. – 240 с.
2. ITU-R Recommendation BT.709, Basic Parameter Values for the HDTV Standard for the Studio and for International Programme Exchange (1990), [formerly CCIR Rec. 709], ITU, 1211 Geneva 20, Switzerland.
3. Mark S. Nixon and Alberto S. Aguado. Feature Extraction and Image Processing. Academic Press, 2008, p. 88.
4. Sobel I., Feldman G. «A 3x3 Isotropic Gradient Operator for Image Processing», 1968
5. Беззубик В.В., Белашенков Н.Р., Никифоров В.О. Метод количественной оценки контраста цифрового изображения // Научно-технический вестник СПбГУ ИТМО. 2010. № 6 (70). – 86–88 с.
6. Heath, M., Sarkar, S., Sanocki, T., Bowyer, K.: Comparison of Edge Detectors. Computer Vision and Image Understanding, vol. 69, no 1, pp. 38–54 (1998).

А.И. ГАБОВ, С.Ж. КАРАЖАНОВ

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,

Москва, Россия

e-mail: aigabov@mephi.ru

ПОВЫШЕНИЕ СИММЕТРИИ И ИССЛЕДОВАНИЕ ФАЗОВЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СИСТЕМЕ $\text{Vi}_2(\text{La}_{1-x}\text{Vi}_x)\text{O}_4\text{Cl}$

В области устойчивой и чистой энергетики одним из востребованных направлений остаётся использование солнечного света для производства чистого водорода. Развитие коммерческого применения данного подхода, зависит от развития новых фотокатализаторов, способных эффективно расщеплять молекулы воды. Такие материалы должны отвечать ряду ключевых требований, включая оптимальное положение и ширину запрещённой зоны для обеспечения условий реакций образования водорода и кислорода, способность к эффективной генерации зарядов под воздействием света, минимизация их рекомбинации, а также устойчивость к окислению в водных растворах. Одной из групп фотокатализаторов, обеспечивающих поглощение видимого света, являются материалы со смешанными анионами, такие как оксигалогены. Среди них, соединения с двойными и тройными флюоритными слоями, например, $\text{Vi}_4\text{NbO}_8\text{Cl}$ и $\text{Vi}_2\text{YO}_4\text{Cl}$, также обладают высокой устойчивостью к фотоокислению.

Данная работа показывает, что система оксигалогенов $\text{Vi}_2\text{Vi}_{1+x}\text{La}_{1-x}\text{O}_4\text{Cl}$ ($x = 0-1$) испытывает комплексные фазовые превращения, происходящие с разрывом/формированием связей Vi-O. Наиболее интересным результатом является образование тетрагональной фазы при $x = 0,15-0,35$, в то время как оба граничных соединения имеют моноклинную симметрию. Здесь также достигается более узкая запрещённая зона (2,2 эВ), чем в $\text{Vi}_2\text{YO}_4\text{Cl}$ (2,5 эВ), благодаря присутствию катионов Vi в центре тройного флюоритного слоя. Особый интерес представляют структурные превращения обнаруженной тетрагональной фазы, которая при нагреве сначала претерпевает фазовый переход с разрывом Vi-O связей и формированием моноклинной симметрии. Такой фазовый переход противоречит тому, что полиморфные модификации высокой симметрии, как правило, соответствуют более высокой температуре. Исследование структурных превращений в данной системе указывает на новые подходы к контролю свойств соединений с тройными флюоритными слоями, и их развитию в качестве фотокаталитических и функциональных материалов.

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ПРЕДЕЛЬНОГО СОСТОЯНИЯ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ИЗДЕЛИЯ ПРИ ПОМОЩИ СТРУКТУРНОЙ ЭНТРОПИИ

При эксплуатации крупногабаритного оборудования все большее значение приобретают контроль их текущего технического состояния и определения остаточного ресурса. За остаточный ресурс принимают наработку объекта от момента контроля его технического состояния до перехода в неработоспособное или предельное состояние.

Энтропия является функцией состояния, оценивающей степень неупорядоченности системы, имеет представление в теории термодинамики и теории информации. Энтропийный подход подразумевает оценку физических, механических или технологических параметров материалов по измерению энтропии системы, т.е. степени упорядоченности [1]. Этот подход отличается: универсальностью – по измерению и изменению значения энтропии системы можно оценивать большой спектр механических и физических свойств и гибкостью [1-3]. Так как исследования в области оценки и прогнозирования остаточного ресурса изделий в ходе эксплуатации активно развиваются и по сей день [4-5], то возможность применения энтропийного подхода для решения данной задачи является перспективным и актуальным направлением исследований.

Появление дефектов вызывает нарушение термодинамического равновесия системы, т.е. повышается энтропия системы. Таким образом, имеется связь потенциального изменения энтропии системы с наработкой изделия при эксплуатации, значит есть возможность применения энтропийного подхода.

Цель данной работы - показать перспективы и возможности использования энтропийного подхода для определения предельного состояния металлического изделия.

Объектом исследования явились образцы, вырезанные из трубы парогенераторов из стали 20. Исследовали образцы в исходном состоянии (без эксплуатации) и после наработки $1,9 \cdot 10^5$ часов.

Структурную энтропию изделия рассчитывали по формуле:

$$\Delta S_{\text{стр}} = -R \int_0^{\infty} f(x_i) \ln f(x_i) dx_i,$$

где x_i – величина i -го измерения локального свойства; $f(x_i)$ – функция распределения плотности вероятности; R – универсальная газовая постоянная, 8,314 Дж/моль.

Изменение структурной энтропии изделия при наработке рассчитывается по формуле:

$$\Delta S^* = \frac{\Delta S_{\text{стр}j} - \Delta S_{\text{стр}0}}{\Delta S_{\text{стр}0}},$$

где $\Delta S_{\text{стр}j}$ – величина структурной энтропии изделия при текущем наблюдении; $\Delta S_{\text{стр}0}$ – величина структурной энтропии изделия в исходном состоянии;

Для измерения энтропии в качестве локального свойства материала была выбрана твердость. Измерение твердости проводили по методу Виккерса (ГОСТ 2999-75) на твердомере HV-1000 (нагрузка 0,1 кг, время выдержки 10 с). На каждом образце было произведено не менее 200 измерений.

Результаты серийных измерений твердости показали, что среднее значение твердости образцов до и после наработки изменяется в пределах погрешности, а статистические характеристики рассеяния отличаются значительно. Энтропия по твердости рассчитывается путем разбиения диапазона полученных значений твердости на равное количество интервалов и подсчета по среднеинтервальному значению твердости.

Получено, что структурная энтропия образцов повысилась на ~39% после наработки в $1,9 \cdot 10^5$ часов относительно исходного состояния. Повышение относительной структурной энтропии более чем на 50% означает, что изделие достигло предельного состояния. В данном случае изделие не достигло своего предельного состояния, однако, выработало свой ресурс на ~80%.

Таким образом, при схожих условиях работы, в отсутствие нерегламентированных нагрузок, трубы после наработки в $1,9 \cdot 10^5$ часов могут проработать еще около $3,5 \cdot 10^4$ часов.

1. Роль структурных несовершенств при сверхпластичности гетерофазных систем / А.Е. Гвоздев, Д.М. Левин, С.А. Головин; Тул. гос. ун-т. –Тула, 1997. – 82с.
2. Петрова М.К. Структурная энтропия как мера неоднородности металла // XI Международная научно-техническая уральская школа-семинар молодых ученых-металловедов. – Екатеринбург, 2010. С.111-113.
3. Носова Е.А., Амосов А.П. Применение энтропийного подхода для оценки доли влияния структурных особенностей на штампуемость алюминиевых сплавов // *Фундаментальные проблемы современного материаловедения*. 2022. Т.19. №1. С. 93-105. DOI: <https://doi.org/10.25712/ASTU.1811-1416.2022.01.011>
4. Yang Zhou, Changfu Liu, Xinli Yu, Bo Liu, Yu Quan. Tool wear mechanism, monitoring and remaining useful life (RUL) technology based on big data: a review // *SN Appl. Sci.* – 2022. Vol. 4. №.232. DOI:<https://doi.org/10.1007/s42452-022-05114-9>.
5. Anthony D. Cho, Rodrigo A. Carrasco, Gonzalo A. Ruz. A RUL Estimation System from Clustered Run-to-Failure Degradation Signals // *Sensors*. – 2022. Vol. 22. Iss. 14. – 29 pp. DOI: <https://doi.org/10.3390/s22145323>.

Е.С. ЖАРИКОВ, В.А. БОРОДИН

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,

Москва, Россия

e-mail: ESZharikov@mephi.ru

ПРИМЕНЕНИЕ МЕТОДОВ МАШИННОГО ОБУЧЕНИЯ ДЛЯ РАЗРАБОТКИ ПОТЕНЦИАЛОВ МЕЖАТОМНОГО ВЗАИМОДЕЙСТВИЯ НА ПРИМЕРЕ UO_2

Моделирование методом классической молекулярной динамики (МД) является мощным инструментом для изучения механических и термических свойств материалов. Однако отсутствие подходящих межатомных потенциалов для многих сложных материалов в значительной степени препятствует эффективному использованию моделирования МД для исследования свойств объемных материалов и наноструктур. В то же время очень точным методом являются расчеты *из первых принципов*, где взаимодействия атомов полностью рассчитываются квантово-механически, например, методом теории функционала плотности (DFT) [1]. Однако его применимость ограничивается небольшими ячейками моделирования и временем моделирования.

В настоящей работе была сделана попытка разработки потенциалов межатомного взаимодействия на основе предварительно рассчитанных состояний с применением машинного обучения на примере системы UO_2 . В общем виде примененный подход (рис. 1) включает в себя подготовку и расчет различных состояний изучаемой системы методом DFT в качестве обучающей выборки, тренировку силового поля посредством машинного обучения, и затем валидация полученного силового поля (machine-learned force field – MLFF) на других DFT-состояниях, не использовавшихся в обучающей выборке [2].

В примененном алгоритме машинного обучения основная идея состоит в поиске способа параметризации потенциальной энергии U системы, представляемой как сумма локальных энергий U_i , определяемых локальным окружением атома i , т.е. $U_i = F[\rho_i(\mathbf{r})]$, где ρ_i – плотность вероятности распределения атомов вокруг атома i внутри сферы некоторого радиуса r_{cut} (рис. 2a) и F – заданный функционал.

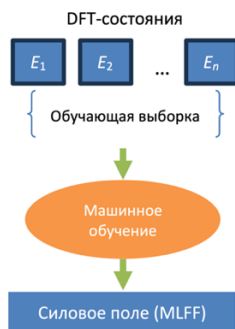


Рис. 1. Общая схема применения машинного обучения при разработке потенциалов

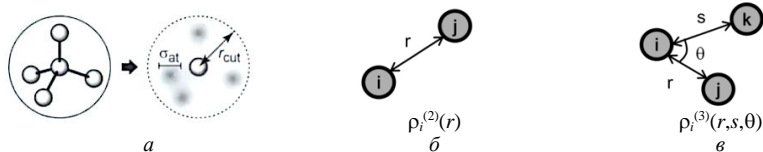


Рис. 2. Локальное окружение атомов [2]: *a* – распределение атомов-соседей; *б* – парный дескриптор; *в* – угловой дескриптор

Можно ввести дополнительные функции (дескрипторы), которые будут инвариантны относительно трансляций и поворотов (в отличие от функции $\rho_i(\mathbf{r})$) – парный дескриптор (радиальная функция распределения) (рис. 2б) и угловой дескриптор (рис. 2в) соответственно:

$$\rho_i^{(2)}(r) = \frac{1}{4\pi} \int \rho_i(r\hat{\mathbf{r}}) d\hat{\mathbf{r}}, \quad (1)$$

$$\rho_i^{(3)}(r, s, \theta) = \iint \delta(\hat{\mathbf{r}} \cdot \hat{\mathbf{s}} - \cos \theta) \rho_i(r\hat{\mathbf{r}}) \rho_i^*(s\hat{\mathbf{s}}) d\hat{\mathbf{r}} d\hat{\mathbf{s}}, \quad (2)$$

и использовать распределения $\rho_i^{(2)}(r)$ и $\rho_i^{(3)}(r, s, \theta)$ для параметризации потенциальной энергии системы U , т.е. $U_i = F[\rho_i^{(2)}(r), \rho_i^{(3)}(r, s, \theta)]$.

В рамках описанного выше подхода было получено MLFF для идеального кристалла UO_2 и была проведена валидация – рассчитаны упругие модули (как и их температурные зависимости), коэффициент теплового расширения, параметр Грюнрайzena.

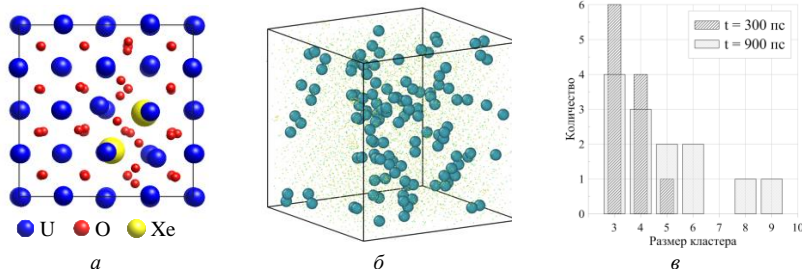


Рис. 3. Моделирование UO_2 с внедренными атомами Хе: *a* – исходная расчетная ячейка для машинного обучения; *б* – визуализация процесса образования кластеров в большой расчетной ячейке; *в* – гистограммы распределения кластеров из атомов Хе по размерам для времен моделирования $t = 300$ пс и 900 пс

На втором этапе было получено MLFF для кристалла UO_2 с внедренными атомами Хе (рис. 3а) и затем на расчетной ячейке большего размера было проведено моделирование образования кластеров из межузельных атомов Хе в UO_2 в процессе отжига при температуре 2300 К (рис. 3б). Пример эволюции функции распределения кластеров атомов Хе по размерам показан на рис. 3в.

1. R.M. Dreizler and E.K.U. Gross, Density Functional Theory: An Approach to the Quantum Many-Body Problem (Springer, Berlin, 1990).
2. Ryosuke Jinnouchi, Ferenc Karsai, and Georg Kresse. On-the-fly machine learning force field generation: Application to melting points // Physical Review B. – 2019. – Vol. 100. – p. 014105.

А.А. КАРАБУТОВ, М.А. ОРЛОВ, И.Д. ШОНИЧЕВ,
М.Г. ФЕДИН
ИОФ им.А.М.Прохорова РАН
МГТУ им. Н.Э.Баумана, Москва, Россия
e-mail: aak@optoacoustic.ru

РАЗРАБОТКА ЦИФРОВЫХ ДВОЙНИКОВ ИЗДЕЛИЙ ИЗ ПКМ НА ОСНОВЕ ЛАЗЕРНО-УЛЬТРАЗВУКОВОЙ СТРУКТУРОСКОПИИ

Актуальность разработки технологии создания цифровых двойников изделий из ПКМ определяется все более широким использованием элементов конструкций из ПКМ в самых различных областях промышленности и объектах критической инфраструктуры. Как при изготовлении конструкции из композиционного материала, так и в процессе эксплуатации требуются надежные и достоверные методы неразрушающего контроля как изделия целиком, так и его составных частей. Дополнить арсенал имеющихся средств неразрушающего контроля изделий из композиционных материалов может лазерно-ультразвуковая структуроскопия.

В работе использовался лазерно-ультразвуковой структуроскоп ЛУС-01 (ООО «Кинетик», Москва [1]). Типичная форма УЗ импульса ЛУС-01 и его спектр приведены на рис.1. Широкий спектральный диапазон, гладкая форма и малая длительность зондирующего УЗ импульса обеспечивают высокую эффективность диагностики структуры композита [2].

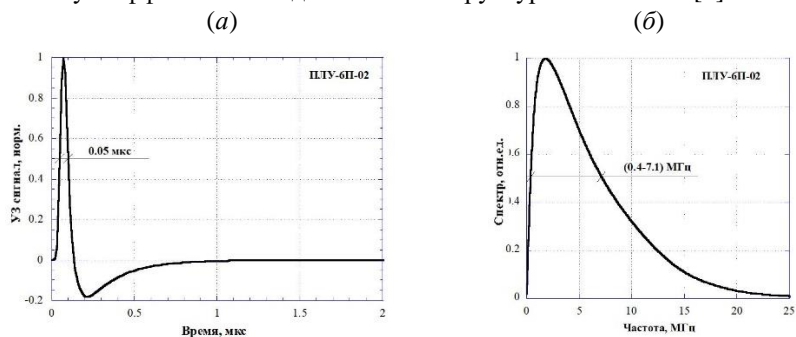


Рис.1. Временная форма УЗ импульса ЛУС-01 (а) и его спектр (б).

Исследовались образцы из слоистого углепластика (композиция ЭД 20+ПЭПА / Углеткань 200 г/м²). Образцы были изготовлены по инфузионной технологии. Совместно с образцами были изготовлены отливки из матричного материала, для определения скорости звука в чистой матрице. Была разработана кинематическая модель, позволяющая определить

скорость звука в наполненных монослоях структуры композита при условии известных скоростей ультразвука в матричных ненаполненных монослоях, временной протяженности зоны образца на исходном сигнале, интегральной скорости звука в каждой точке пакета. По этим данным была рассчитана скорость УЗ в армированных и ненаполненных монослоях структуры слоистого углепластика, а также толщины этих слоев. Разброс скоростей УЗ относительно средних значений не превышал 1-2%, а толщин – 20-30%, что говорит о достаточно высоком качестве структуры композита.

Результаты структуроскопии образца 8.1 были визуализированы в виде трехмерной модели границ раздела фаз (рис.2а). Одно из сечений полученной модели приведено на рис.2б. (а)

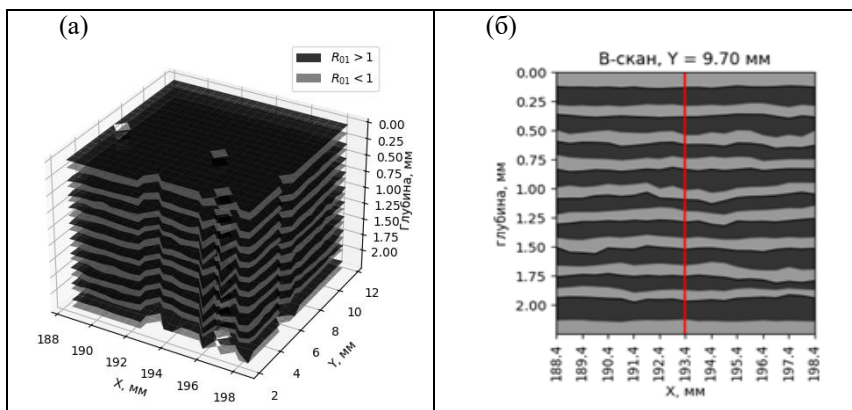


Рис.2. Визуализация 3-D структуры области сканирования

Результаты статистического анализа позволяют судить о корректности построенной модели. Уровень погрешностей позволяет применять модель в структуроскопии композитов с толщинами монослоев от 100 мкм.

1. Карабутов А.А., Лазерно-ультразвуковой дефектоскоп. Патент РФ № 2381496. 2008.
2. Карабутов А.А., Пеливанов И.М., Подымова Н.Б., Резников А.В. Применение Nd:YAG лазера с диодной накачкой в ультразвуковом неразрушающем контроле графитоэпоксидных композитов. *Контроль. Диагностика.*, издательство *Спектр (М.)*, № 11, с. 24-28. 2002

И.М. КЛЕЩЕВ, В.А. БОРОДИН

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

e-mail: btankivan@gmail.com

ОПРЕДЕЛЕНИЕ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ПАРАМЕТРОВ КЛАСТЕРОВ Xe И Kr В ДИОКСИДЕ УРАНА

В результате распада ядер урана-235 в ядерном топливе образуются изотопы ксенона и криптона, которые при миграции к дислокациям или границам зерен в матрице UO_2 в определенных условиях могут вызывать образование газовых пузырьков, приводящее к распуханию топливных таблеток и деформации оболочек твэлов. Для борьбы с этими нежелательными эффектами важно представлять себе как механизмы кластеризации газовых атомов, так и условия, способствующие их активации.

Цель работы заключалась в определении энергетических параметров малых кластеров атомов ксенона и криптона в UO_2 и выяснение закономерностей их образования, диффузии и распада методом молекулярной динамики. Расчеты проводились с использованием кода LAMMPS. Потенциал межатомного взаимодействия, использованный в исследованиях, взят из работы [1].

Ранее нами уже было показано, что образование пар атомов Xe, расположенных в соседних структурных вакансиях UO_2 энергетически выгодно, но само по себе не приводит к образованию газовых пузырьков. В данной работе была изучена динамика кластеров из трех соседних газовых атомов (Xe и/или Kr в различных комбинациях) при линейном нагреве расчетной ячейки UO_2 со скоростью 10 К/пс от абсолютного нуля и почти до температуры плавления. Найдено, что характерная температура начала существенной трансформации тройки газовых атомов при использованной скорости нагрева составляет 2000-2100 К. При этом комплекс из 3-х межузельных атомов перестраивается, выдавливая общего соседа на катионной подрешетке в межузельное положение и образуя кластер из трех газовых атомов вокруг вакантного узла, который уже можно рассматривать как зародыш газового пузырька. При дальнейшем повышении температуры выдавленный межузельный атом урана может уходить в объем, тогда как комплекс «3 атома газа + вакансия» не распадается и сам может диффундировать путем образования рядом с комплексом еще одной катионной Френкелевской пары и перемещению газовых атомов на вновь образованную вакансию. Если при этом межузельный атом исходной Френкелевской пары еще не диффундировал в объем, он рекомбинирует с освободившейся вакансией. В противном случае кластер продолжает совершать диффузионные шаги с образованием новых вакансий.

Следует отметить, что при нагреве ячеек с 2-х атомными газовыми кластерами эффект выдавливания атома U с катионной подрешетки и образования кластера «2 атома газа + вакансия» не наблюдался. Однако в случае искусственного помещения пары атомов Xe в вакансию уже существующей катионной пары Френкеля обратного эффекта уничтожения пары Френкеля в результате спонтанной рекомбинации также не происходило, а смешанный комплекс вел себя при нагреве качественно аналогично кластеру из 3-х газовых атомов. В частности, при 2200 К начинается перемещение комплекса за счет создания новой пары Френкеля и рекомбинации освободившейся. Для пары атомов Xe, как и для тройки, возможна ситуация когда межузельный атом урана мигрирует прочь от кластера в объем материала.

1. Cooper, M. W. D., Kuganathan, N., Burr, P. A., et al. Development of Xe and Kr empirical potentials for CeO₂, ThO₂, UO₂ and PuO₂, combining DFT with high temperature MD. *J. Phys.: Cond. Matter* 28, 405401 (2016). DOI: 10.1088/0953-8984/28/40/405401.

И.В. КОЗЛОВ^{1,2}, Г.Н. ЕЛМАНОВ³, С.А. ГУДОШНИКОВ^{1,2},
Р.Д. СВЕТОГОРОВ⁴, Е.С. КУЛИКОВА⁴

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

² *Институт земного магнетизма, ионосферы и распространения радиоволн им. Н.В. Пушкова (ИЗМИРАН), г. Троицк, Россия*

³ *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»*

⁴ *НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия*

E-mail: ilya_mephist@mail.ru

СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ АМОРФНОГО СПЛАВА $\text{Co}_{69}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$

С использованием современных прецизионных методик исследованы процессы, протекающие при кристаллизации магнитомягкого аморфного сплава в $\text{Co}_{69}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$, полученного в виде микропровода в стеклянной оболочке. Для этого в режиме реального времени в процессе резистивного нагрева микропровода со скоростью $2,5\text{ }^\circ\text{C} / \text{мин}$ до $550\text{ }^\circ\text{C}$ проводилась запись рентгеновского дифракционного спектра с применением синхротронного излучения с длиной волны $\lambda = 0,74\text{ \AA}$ (рисунок 1). Для идентификации фаз использовалась база данных ICDD PDF-4+.

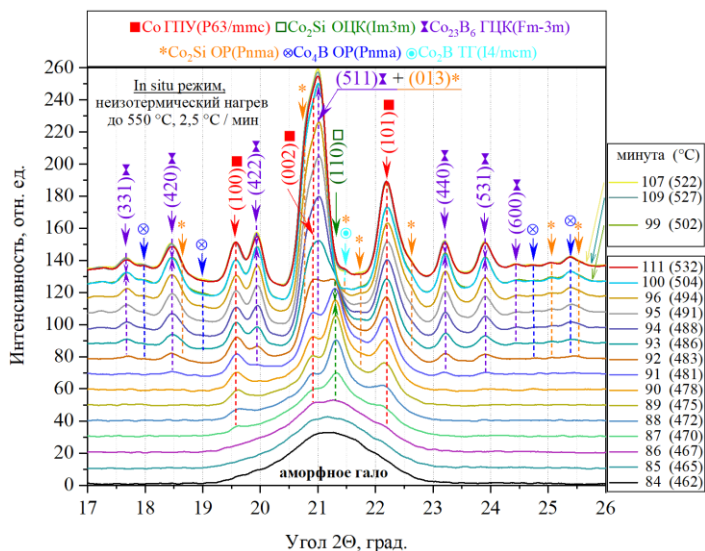


Рисунок 1 – Изменение рентгеновского дифракционного спектра и фазового состава микропровода состава $\text{Co}_{69}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$ в процессе нагрева.

Изначально, отлитый микропровод имеет только аморфное гало. При температуре около 467 °С совместно формируются две фазы: ГПУ α -Co и ОЦК Co_2Si . При 478 °С происходит окончание роста кубического силицида Co_2Si (Im-3m) и начинается его превращение в орторомбический силицид Co_2Si (Pnma). При 481 °С из аморфной фазы образуется метастабильная ГЦК τ -фаза Co_{23}V_6 , а затем и орторомбический борид Co_4V . Выделение этих кристаллических фаз продолжается вплоть до 502 °С, после их чего рост останавливается до достижения температуры 516 °С. Затем начинает происходить распад метастабильной τ -фазы с выделением α -Co и тетрагонального борида Co_2V (I4/mcm).

Состав фаз, образующихся на начальной стадии кристаллизации (при 480 °С, 30 минут), а также характер перераспределения компонентов сплава исследовались методом атомно-зондовой томографии (АЗТ). Анализ данных АЗТ позволил заключить, что на начальной стадии кристаллизации в результате фазового расслоения образуются не содержащие бора сростки кристаллов твердого раствора α -Co и силицида Co_2Si . При этом Cr и Si вытесняются из растущих кристаллов α -Co в аморфную матрицу, а Fe концентрируется в них. Cr вытесняется и из силицида Co_2Si [1]. Следует отметить, что именно диффузия хрома лимитирует рост кристаллов в аморфной матрице и повышает энергию активации этого процесса, создавая на границе раздела фаз барьерный слой [2]. Полученные методом АЗТ данные полностью подтвердили результаты рентгеновского исследования.

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

1. Kozlov I.V., Elmanov G.N., Lukyanchuk A.A., Shutov A.S., Raznitsyn O.A., Prikhodko K.E., Saltykov M.A., Svetogorov R.D., Gudoshnikov S.A. Advanced structure research methods of amorphous $\text{Co}_{69}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$ microwires with giant magnetoimpedance effect: Part 3 – Cluster growth and crystal nucleation. Journal of Alloys and Compounds. – 2024. – Vol. 997, № 174953.
2. Elmanov G.N., Kozlov I.V., Irmagambetova S.M., Prikhodko K.E., Svetogorov R.D., Chernavskii P.A., Lukyanchuk A.A., Shutov A.M., Raznitsyn O.A., Tarasov V.P., Gudoshnikov S.A. Advanced structure research methods of amorphous $\text{Co}_{69}\text{Fe}_4\text{Cr}_4\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$ microwires with giant magnetoimpedance effect: Part 1 – Crystallization kinetics and crystal growth. Journal of Alloys and Compounds. – 2021. – Vol. 872, № 159710.

И.В. КОЗЛОВ^{1,2}, С.А. ГУДОШНИКОВ^{1,2}, Г.Н. ЕЛМАНОВ³,
А.Е. САРАКУЕВА¹

¹ Национальный исследовательский технологический университет
«МИСЦУ», г. Москва, Россия

² Институт земного магнетизма, ионосферы и распространения радиоволн им. Н.В. Пушкова (ИЗМИРАН), г. Троицк, Россия

³ Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
E-mail: ilya_mephist@mail.ru

ИСПОЛЬЗОВАНИЯ МЕТОДА ЭЛЕКТРОСОПРОТИВЛЕНИЯ ДЛЯ ИЗУЧЕНИЯ ПРОЦЕССОВ СТРУКТУРНОЙ РЕЛАКСАЦИИ И КРИСТАЛЛИЗАЦИИ МИКРОПРОВОДОВ ИЗ АМОРФНЫХ СПЛАВОВ НА ОСНОВЕ КОБАЛЬТА

Проведено исследование изменения электросопротивления литых микропроводов из аморфных сплавов $\text{Co}_{73-x}\text{Fe}_x\text{Cr}_y\text{Si}_{12}\text{B}_{11}$ ($x = 0, 2, 4, 6$ ат.%) в процессах термоциклирования и отжига с различными скоростями нагрева. Нагрев осуществлялся прямым пропуском электрического тока через микропровод. Результаты измерения электросопротивления микропроводов с различным содержанием хрома непосредственно в процессе термоциклирования с увеличивающимся диапазоном изменения температуры приведены на рисунке 1.

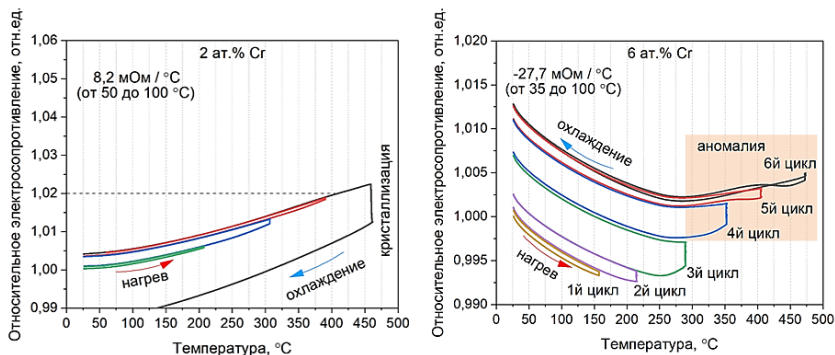


Рисунок 1 – Изменение электросопротивления сплавов с 2 и 6 ат.% Cr в процессе термоциклирования. Длительности нагрева, выдержки и охлаждения образцов – 20 мин. Для образца с 6 ат.% Cr – выделена область кроссовер-эффекта.

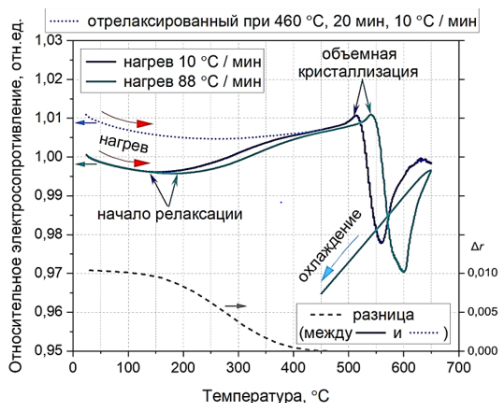
Оказалось, что сплавы, содержащие более 2 ат. % Cr, обладают рядом специфических свойств. В частности, если структурная релаксация, протекающая при отжиге, практически не влияет на температурную зависимость электросопротивления $r(T)$ аморфных сплавов на основе Fe [1], то при структурной релаксации сплавов на основе Co легированных Cr происходит ее существенное изменение. При этом экстремально увеличиваются остаточное электросопротивление (до ~ 1.25 %) и температура минимума T_{min} зависимости $r(T)$. Значения обеих этих характеристик увели-

чиваются с повышением концентрации Cr до 6 ат.%. При этом величина T_{min} в полностью релаксированном сплаве с 6 ат.% Cr имеет максимальное значение среди сплавов переходных металлов с металлоидами ($T_{min} = 282$ °C). Замечено, что в процессе термоциклирования при высокой температуре Cr-содержащих сплавов наблюдается кроссовер-эффекта изменения электросопротивления.

Ранее было показано, что такой аномальный характер изменения температурной зависимости $r(T)$ связан с частично обратимой композиционной структурной релаксацией, при которой происходит образование кластеров, обогащенных хромом [2]. Это процесс вызывает аномально сильное электрон-электронное взаимодействие вследствие квантовых интерференционных эффектов рассеяния электронов на случайно распределенных атомах хрома [1].

Рисунок 2 – Изменение r микропровода с 4 ат.% Cr в процессе нагрева со скоростями 10 и 88 °C /мин.

Пунктирная линия – разница между r в полностью релаксированном состоянии (после отжига при 460 °C в течение 20 мин) и быстро нагреваемого со скоростью 88 °C /мин образца.



Показано, что методом электросопротивления возможно определение энергий активаций процессов химической (композиционной) релаксации и последующей кристаллизации аморфных сплавов. По сдвигу кривых $r(T)$ при изменении скорости нагрева литых микропроводов (рисунок 2) определены энергии активации первой стадии релаксации (при $T \approx 160$ °C) и начальной стадии кристаллизации (при $T \approx 500$ °C) сплава с 4 ат.% Cr: $E_p = 167$ кДж / моль, $E_k = 380 - 460$ кДж / моль соответственно.

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

1. S. Srinivas, S.N. Kaul, S.N. Kane. Enhanced electron-electron interaction, weak localization and electron-magnon scattering contributions to electrical resistivity in Fe- and Co-based metallic glass wires. *Journal of Non-Crystalline Solids*, 248 (1999), 211-223
2. Elmanov G.N., Kozlov I.V., Kutuzov L.V., Mashera V.S., Sarakueva A.E., Churyukanova M.N., Odintsov V.I., Gudoshnikov S.A. Nature of anomalous electrical resistance in $Co_{73-x}Fe_4Cr_xSi_{12}B_{11}$ amorphous microwires. *Intermetallics*. – 2024. – Vol. 165, № 108151

Е.В. КОЗЛОВА, М.С. ШЕВЕРДЯЕВ, В.В. ГОРЛЕВСКИЙ, А.А.
СЕМЕНОВ

АО "ВНИИИМ", Москва, Россия

e-mail: keleva@mail.ru

МАТЕМАТИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА ТЕРМИЧЕСКОГО РАЗЛОЖЕНИЯ БЕРИЛЛИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ

Спекл-суппрессоры — устройства, позволяющие повысить информативность рентгеновских исследований за счет снижения степени когерентности излучения, которое происходит в процессе малоуглового рассеяния на структурных неоднородностях материала. Их создание — новое и перспективное направление в рентгеновской оптике. В силу определенных требований к материалу и структуре таких устройств существенно ограничен поиск новых путей для их создания. Основные требования к таким устройствам можно сформулировать следующим образом: 1) высокая пропускная способность и минимальное поглощение рентгеновского излучения, 2) высокая рассеивающая способность рентгеновского излучения, 3) термостойкость не ниже 600°C, 4) отсутствие газовыделения. Структура такого вещества должна иметь большое количество структурных неоднородностей, равномерно распределенных по всему объему материала. Ранее была показана перспективность применения для этой цели композиционных материалов на основе пористого бериллия с наноалмазным наполнителем [1]. Для формирования оптимальной однородной структуры в композиционных материалах такого типа необходим точный подбор режима их термообработки, поскольку именно на этой стадии происходит термическое разложение исходного компонента гидрида бериллия и формирование пористого каркаса из бериллия с микроячейной структурой, в которой фиксируются частицы наноалмазного наполнителя. Образование такой структуры происходит благодаря резкому уменьшению вязкости гидрида бериллия при температуре стеклования и малому коэффициенту диффузии водорода в материале [2]. На начальной стадии процесса термолитического разложения происходит «вспенивание» материала за счет выделяющегося водорода и образование пористой структуры. Далее по мере увеличения степени пиролиза, в системе $\text{BeH}_2\text{-Be}$ увеличивается содержание металлического бериллия, вязкость ее резко возрастает, и образовавшаяся микроячейная структура фиксируется (затвердевает) в пространстве. Для выявления закономерностей формирования структуры в зависимости от параметров термообработки композиционных материалов проведена ра-

бота по математическому моделированию процесса термолитиза гидрида бериллия и построения композита. Предложены и сопоставлены математические модели, позволяющие описать этот процесс. Установлено, что процесс разложения гидрида бериллия имеет индукционную фазу, длительность которой зависит от температуры, способа его получения и химической чистоты [3]. Зависимости давления водорода над гидридом бериллия от продолжительности нагрева на стадии термообработки имеют характерную S-образную форму (рис. 1).

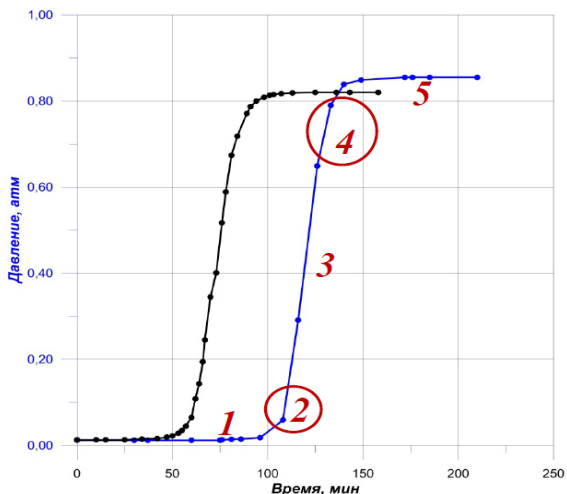


Рис.1. Зависимости давления водорода над образцами гидрида бериллия при их термическом разложении и характерные пять стадий этого процесса: 1 -индукционная фаза, 2 – фаза нарастания, 3 – активная фаза, 4 – фаза затухания, 5 – фаза насыщения

На рис. 1 указаны характерные стадии процессов. Индукционная фаза 1 представляет собой горизонтальный участок, на котором давление водорода не превышает фоновых значений. Участок номер 2 отражает нарастание давления и переход процесса термолитиза в активную фазу. Активная фаза 3 выражается линейным наклонным участком зависимости давления от температуры, который переходит в следующую, криволинейную стадию затухания 4. Последняя, стационарная стадия процесса или фаза насыщения 5 отражается горизонтальным линейным участком и характеризуется постоянством давления в системе.

Для эмпирической аппроксимации данных по термическому разложению гидрида бериллия рассмотрены различные математические модели.

Предложена универсальная модель позволяющая описать несимметричные зависимости с различными положениями точки перегиба и разной кривизной криволинейных участков S-образной зависимости.

1. Козлова Е.В., Шевердяев М.С., Горлевский В.В., Семенов А.А., Волков В.В. Разработка наноструктурированных композиционных материалов на основе бериллия // Успехи в химии и химической технологии. 2019. Т. 33. № 1 (211). С. 83-84.
2. Горлевский В.В., Воронцов А.С., Забродин А.В., Маркушкин Ю.Е., Старшина В.Г., Шиков А.К. Структура и свойства высокопористого (вспененного) нанобериллия // Избранные труды ВНИИНМ: Юбилейный сборник, посвященный 100-летию крупнейшего ученого-металловеда России, академика Андрея Анатольевича Бочвара. Т. 2, -М.: Изд-во ВНИИНМ, 2002, с. 89-99
3. Семенов А.А., Козлова Е.В., Горлевский В.В., Шевердяев М.С. Выбор функциональной математической зависимости для эмпирического описания процесса термического разложения гидрида бериллия // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы. 2023. № 3 (119). С. 42-64.

Е.В. КРОПОЧЕВ, В.Н. БРЕНДАКОВ

*Национальный исследовательский Томский государственный университет,
e-mail: messive@yandex.ru*

СОЗДАНИЕ МАТЕМАТИЧЕСКОЙ МОДЕЛИ ПРОЦЕССА ЭЛЕКТРОЛИЗА ФТОРА

В настоящее время математическое моделирование широко применяется в различных областях науки и техники, где помогает решать сложные задачи, анализировать данные, устанавливая в явлении, объекте или процессе основные закономерности, которые им присущи, и пренебречь второстепенными, вспомогательными признаками [1].

Таким образом, модель нужна для того, чтобы:

- 1) понять, как устроен объект, его структуру, свойства, законы взаимодействия с окружающим миром;
- 2) определить наилучшие способы управления процессом;
- 3) прогнозировать последствия воздействий на объект.

Электролиз фтора в среднетемпературном электролизере представляет собой сложный химико-технологический процесс. В производственных условиях фтор получают среднетемпературным электролизом расплава $KF \cdot 2HF$, который представляет собой сложную электро-гидро-тепло-химическую реакцию, обусловленную совместным взаимным участием многих факторов, что затрудняет проведение объемных экспериментальных исследований.

При этом фтор остается одним из важных агентов и широко применяется в современной химической и ядерной технологии. В связи с этим, работы, направленные на исследование и отработку технологии получения фтора, являются актуальными и позволяют решать многие задачи при проектировании оборудования, управлении технологическим процессом, прогнозировании оптимальных режимов работы каскада среднетемпературных электролизеров.

В процессе электролиза фтора в среднетемпературном электролизе через расплав, состоящий из $KF \cdot 2HF$, расположенный между анодом и катодом, пропускается электрический ток, в результате химической реакции на аноде образуются пузырьки фтора, а на катодном жалюзи появляются пузырьки водорода. Под действием подъемной силы пузырьки газов поднимаются вверх, где собираются в патрубки.

Для математического моделирования двухфазного течения расплава трифторида калия с выделяющимися в процессе электролиза пузырьками фтора и водорода использовали так называемую алгебраическую модель проскальзывания, называемую также моделью смеси [2].

Решение задачи в работе выполнялось в физических переменных «скорость-давление» с помощью метода физического расщепления по времени полей скорости и давления. Как известно из литературы, метод физического расщепления по времени полей скорости и давления наиболее эффективно работает на разнесённой разностной сетке [3].

В данной работе математическая модель процесса получения фтора в среднетемпературном электролизере описывается системой дифференциальных уравнений второго порядка в частных производных, содержащих конвективные и диффузионные слагаемые переноса некоторой скалярной субстанции. В работе использованы экономичные пространственные и наиболее эффективные методы решения линейного нестационарного безразмерного уравнения переноса скалярной субстанции.

Проведенные численные исследования показали, что при производстве фтора наибольшее влияние на эффективность процесса оказывает плотность тока на аноде. На рост количества производимого фтора с одной стороны влияет повышение плотности тока, с другой стороны, это ведет к повышению температуры электролита и сопровождается разогревом и прогаром элементов конструкции электролизера.

Установлено, что с увеличением плотности тока на аноде от $0,10 \text{ А/см}^2$ до $0,20 \text{ А/см}^2$ увеличивается влияние кислотности электролита на изменение производства фтора. Так же становятся более четкими точки экстремума при значении температуры электролита, равной $94 \text{ }^\circ\text{C}$ и $98 \text{ }^\circ\text{C}$.

Температура электролита существенного влияния на эффективность рассматриваемого процесса не оказывает, при этом следует иметь в виду, что при $T = 95 \text{ }^\circ\text{C}$ может наблюдаться некоторый спад в объеме производства фтора.

На основе имеющихся экспериментальных данных по работе промышленного электролизера выполнена попытка верификации модели при нормальных условиях. Исходя из закона сохранения массы, известны верхняя и нижняя граница плотности фтора, после пересчета в новые переменные ($\text{м}^3/\text{ч}$) получили зависимость производства фтора от плотности тока на аноде. Полученные результаты показали высокую степень адекватности созданной модели реальному процессу.

1. Холоднов В.А., Дьяконов В.П. Математическое моделирование и оптимизация химико-технологических процессов. Практическое руководство – СПб.: АНО НПО «Профессионал», 2003. – 480 с
2. Manninen M., Tavassalo V. On the mixture models for multiphase flow. VTT Publications 288. – Finland, 1996.
3. Патанкар С. Численные методы решения задач теплообмена и динамики жидкости. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 152 с.

Э.Б. ЗАВОЙЧИНСКАЯ, Г.Е. ЛАВРИКОВ

Московский Государственный Университет имени М.В. Ломоносова,
Москва, Россия

e-mail: elen@velesgroup.com, george.lavrikov@yandex.ru

КРИВЫЕ УСТАЛОСТИ РАЗНЫХ МАСШТАБНО-СТРУКТУРНЫХ УРОВНЕЙ ПРИ МНОГОЦИКЛОВОМ НАГРУЖЕНИИ ТИТАНОВЫХ СПЛАВОВ ВО ВСЕМ ДИАПАЗОНЕ АСИММЕТРИИ ЦИКЛА ОСЕВОГО НАГРУЖЕНИЯ

Процесс развития усталостного разрушения является многоуровневым и многостадийным процессом эволюции дефектов [1]. На каждом масштабном уровне реализуются различные физические механизмы развития этого процесса. Большинство элементов конструкций испытывает действие циклического нагружения при ассиметричном приложении осевой нагрузки следующего вида:

$$\sigma = \sigma_a(\alpha + \sin[\omega\tau]), \quad \alpha = \frac{\sigma_m}{\sigma_a}, \quad \tau \in [0, t] \quad (1)$$

где σ - напряжение, σ_m - среднее напряжение цикла, σ_a - амплитуда цикла, ν - частота нагружения, ω - круговая частота нагружения, $\omega = 2\pi\nu$, N - число циклов, $N = \nu t$, R - коэффициент асимметрии цикла, $R = \frac{\alpha-1}{\alpha+1}$.

По модели хрупкого разрушения [1] строятся области развития микро-, мезо- и макродефектов и кривые усталости по уровням дефектности для титановых сплавов ВТ1-0, ВТ3-1, ВТ6, ВТ22, ПТ-3В, ТС17 при симметричных дозвуковых и ультразвуковых колебаниях. Предлагается рассматривать кривые усталости по макроразрушению в виде суммы независимых событий: разрушений по дефектам мезо- и макроуровня.

Для учета влияния параметра асимметрии цикла α в модели базовые функции $\sigma_j = \sigma_j(\alpha, \omega, N_j)$ предложено рассматривать в виде:

$$\sigma_j = \sigma_j(\alpha, \omega, N_j) = \sigma_j(\omega, N_j) \cdot \hat{\sigma}(\alpha, \eta_j), \quad j = 1, \dots, 6 \quad (2)$$

Функции $\hat{\sigma}(\alpha, \eta_j)$ в формуле (2) определяются следующим образом:

$$\hat{\sigma}(\alpha, \eta_j) = \alpha^c(\eta_j - 1) + 1, \quad j = 1, \dots, 6, R < 0.5 \quad (3)$$

$$\hat{\sigma}(\alpha, \eta_j) = \alpha^c(1 - \eta_j) + 1, \quad j = 1, \dots, 6, R > 1 \quad (4)$$

На основе анализа закономерностей развития разрушения предлагаются следующие значения для материальных констант c и η_j в формулах (3)-(4):

$$c = 1, \eta_j = \frac{\sigma_j^0(\omega, N_j)}{\sigma_j(\omega, N_j)}, \quad j = 1, \dots, 6, R \leq 0 \quad (5)$$

$$c = 5/19, \eta_j = \frac{\sigma_j^0(\omega, N_j)}{\sigma_j(\omega, N_j)}, j = 1, \dots, 6, R \in [0, 0.5] \quad (6)$$

$$c = 1, \eta_j = \frac{\sigma_j^\infty(\omega, N_j)}{\sigma_j(\omega, N_j)}, j = 1, \dots, 6, R > 1 \quad (7)$$

где $\sigma_j = \sigma_j(\omega, N_j)$, $\sigma_j^0 = \sigma_j^0(\omega, N_j)$, $\sigma_j^\infty = \sigma_j^\infty(\omega, N_j)$ - базовые константы для симметричного нагружения, пульсирующего растяжения ($R = 0$) и пульсирующего сжатия ($R = \infty$) соответственно.

Построенные с помощью формул (2)-(7) расчетные кривые усталости по макроразрушению для сплавов ПТ-3В при $R = -2, -5$, ВТ6 при $R = 0.3$ и ВТ1-0 при $R = 3$ удовлетворительно соответствуют опытным данным. Для сплава ВТ6 при $R = 0.3$ наблюдается увеличение σ_{max} , в среднем, на 15% по сравнению с симметричным циклом при одинаковом N_f . Для сплава ПТ-3В наблюдается уменьшение σ_{max} при $R = -5$, примерно в 3.8 раза, по сравнению с симметричным циклом при одинаковом N_f . Для сплава ВТ3-1 при циклическом сжатии, $R = 3$, пределы усталости увеличиваются, в среднем, в два раза по сравнению с симметричным циклом при одинаковом N_f . В диапазоне коэффициентов: $R \in [0.5, 0.8)$, наблюдается циклическая ползучесть [2] и определяющим становится развитие вязкого разрушения. Для сплава ПТ-3В построены поверхности мезо- и макроразрушения в координатах: σ_{max}, N_f, R , которые удовлетворительно описывают опытные данные [3], их линии уровня при числе $N_f = 10^6$ циклов изображены в виде диаграммы Хей-Смита.

1. E.B. Zavoychinskaya. A Stochastic Theory of Scale-Structure Fatigue and Structure at Operational Loading // Understanding complex systems. Springer Complexity. 2021. p. 71-89. DOI: 10.1007/978-3-030-50302-4
2. J.O. Peters, B.L. Boyce, X. Chen, J.M. McNaney, J.W. Hutchinson, R.O. Ritchie On the application of the Kitagawa–Takahashi diagram to foreign-object damage and high-cycle fatigue // Engineering Fracture Mechanics, 69. 2002. p. 1425–1446.
3. В.П. Багмутов, В.И. Водопьянов, О.В. Кондратьев, К.А. Бадиков. Усталостная прочность при отрицательных значениях коэффициента асимметрии стали 45 и титанового сплава ПТ-3В // Известия ВолгГТУ. 2015. с. 69-73.

М. Э. БУЗОВЕРЯ^{1,2}, А. М. ЛЕОНТЬЕВА¹

1 – Саровский физико-технический институт - филиал НИЯУ МИФИ

2 – РФЯЦ ВНИИЭФ

e-mail: leontjewa2003@gmail.com

ВОЗМОЖНОСТИ ПРЫЖКОВОЙ АТОМНО – СИЛОВОЙ МИКРОСКОПИИ/HYBRIDMODE В ИССЛЕДОВАНИИ РЕНТГЕНОЗАЩИТНЫХ САМОКЛЕЮЩИХСЯ ПОКРЫТИИ

Разработка рентгенозащитных материалов в настоящее время является актуальной проблемой. Ранее нами были исследованы образцы инновационного радиационно-защитного материала методом АСМ в режиме "tapping mode" сканирующем зондовом микроскопе (СЗМ) Solver Next про-ва ОАО "НТ-МДТ", г. Зеленоград и показаны его возможности в диагностике изменений структуры и свойств после ионизирующего излучения (ИИ) [2]. В настоящей работе были исследованы защитные покрытия на СЗМ NTEGRA PRIMA методом прыжковой атомно-силовой микроскопии (П-АСМ) в режиме **HybriDMode**. Преимуществом этого режима является более высокое разрешение при исследовании мягких материалов и возможности получения карт набора микромеханических свойств, что более полно характеризует сложные композиты на полимерной основе [1]. Как правило, для полимерных материалов и композитов на их основе характерны низкая механическая жесткость, слабая контрастность структуры, что ставит определенные трудности на пути визуализации поверхности этих материалов оптическими методами, а также современными методами сканирующей зондовой микроскопии. В случае с самоклеющимися покрытиями, ситуация ещё более сложная из-за их характерной «клейкости». Поэтому задачами исследований являлось получение качественных АСМ-изображений композитов в режиме **HybriDMode**. Интерпретация полученных АСМ-изображений, полученных в разных откликах, и выявление изменений структуры и свойств после воздействия ИИ.

На рис 1 представлен характерный вид поверхности композита до и после воздействия.

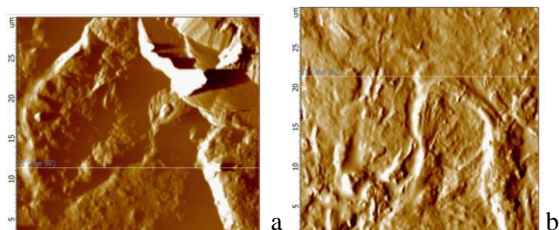


Рисунок 1– Поверхность композита: а –исходная; б- после воздействия ИИ

После облучения в течение 4500секунд/18204 Грей проявляется структура бесструктурной матрицы (рис.1), что, согласно данным работы [3], может указывать на процесс травления полимеров заряженными частицами. Измерение микромеханических свойств в **HybridMode** показало, что после облучения параметры средних значений микромеханических свойств (адгезии и модуля Юнга) поверхности образцов меняются: адгезия падает; модуль Юнга повышается, а максимальное значение модуля не меняется. Это дополнительно подтверждает вывод структурных исследований о том, что после облучения, в первую очередь, меняется материал матрицы.

Таким образом, опробован алгоритм характеристики морфологии и микромеханических свойств поверхности, позволяющий диагностировать изменение состояния материала при радиационном воздействии, в том числе на начальной стадии методом П-АСМ **HybridMode** /.

1. Методы атомно-силовой микроскопии для неразрушающего анализа электромеханических свойств наноструктур А.С. Калинин – Москва 2017 г. - 104 с.
2. Метод АСМ в исследовании влияния ионизирующего излучения на структуру новых рентгено-защитных самоклеющихся покрытий, Леонтьева А. М. , Юткина Е. Г. , Бузовера М. Э.//Сборник тезисов Всероссийской научно-практической молодежной конференции, Волгодонск, 25-29 марта 2024 г. – М.: НИЯУ МИФИ; Волгодонск: ВИТИ НИЯУ МИФИ, 2024. – 78 с.
3. Карякина М.И. Физико-химические основы процессов формирования и старения покрытий. М.: Химия, 1980.- 216 с.

А.В. МОЛЧАНОВА, Е.И. АНКИПОВИЧ, О.А. ОЖЕРЕЛЬЕВ
Северский технологический институт НИЯУ «МИФИ»,
e-mail: alya.molchanova.01@mail.ru

МИНЕРАЛОГИЧЕСКИЙ АНАЛИЗ КОЛЛЕКТИВНОГО КОНЦЕНТРАТА В ЦЗЛ ТГОК ИЛЬМЕНИТ

Титан является важным элементом для Российской промышленности. В связи с последними событиями появилась нужда в импортозамещении и развитии своего производства по получению титана. В этом большую роль может сыграть Туганский ГОК Ильменит, как крупнейший обладатель титаномагнетитовых руд в России [1].

Титаномагнетитовые руды являются наиболее распространенным промышленным источником титана и железа. [2].

АО Ильменит производит концентраты руд тяжелых минералов (цирконовый, ильменитовый) и нерудные продукты (кварцевые пески, щебень). В настоящее время произведена реконструкция опытной фабрики с увеличением производственной мощности до 575 тыс. тонн в год (I этап). А на 2029-2030 годы намечено проектирование II этапа с увеличением мощности переработки на 6,9 млн тонн в год.

Обзор и анализ производственного потенциала титановой промышленности в России, выполненный в рамках настоящей работы, подтверждает актуальность дальнейших исследований по поиску путей модернизации технологии и повышения экономической эффективности производства.

В докладе будет рассмотрен действующий минералогический анализ коллективного концентрата, проводящийся в ЦЗЛ ТГОК Ильменит. Главной задачей минералогического анализа является определение минералов в исходной руде и готовых рудных концентратах. В ходе минералогического анализа определяют массовую долю влаги, после чего отделяют фракции в воде за счет разной скорости падения частиц. Определяют количество глиняных частиц и разделяют пробу на две части, одна из которых идет на гранулометрический анализ, а другая – на определение тяжелых минералов. Кроме того, в докладе будут представлены результаты стажировки авторов на ТГОК Ильменит.

1. Борисенко Л. Ф., Делицын Л. М., Полубабкин В. А., Усков Е. Д. Комплексное использование титаномагнетитовых руд. – М., 1997. – 65 с.:ил.
2. Каталог продукции // ТГОК ИЛЬМЕНИТ URL: <https://www.ilmenite.ru/> (дата обращения: 15.09.2024);

К.С. НЕЧАЕВ

*Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Национальный исследовательский
технологический университет «МИСИС»,
e-mail: kosta.neshaev@gmail.com*

ИССЛЕДОВАНИЕ ТЕРМОДИНАМИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ, СТРУКТУРЫ И МАГНИТНЫХ СВОЙСТВ ФЕРРОМАГНИТНОЙ ФАЗЫ СПЛАВА ТРОЙНОЙ СИСТЕМЫ Mn-Al-Ga ПРИ ФОРМИРОВАНИИ ВЫСОКОКОЭРЦИТИВНОГО СОСТОЯНИЯ

Электрификация транспорта идет значительными темпами, поэтому требует нахождения замены дорогостоящих редкоземельных магнитов на более дешевые и экологичные магнитные материалы. Проведенные исследования выявили, что одними из наиболее перспективных магнитотвердых материалов для производства электродвигателей электро-механических машин являются магниты на основе ферромагнитной τ -фазы $L1_0$ (P4/mm) системы Mn-Al, которые обладают высоким значением поля анизотропии ($\sim 5,7$ Тл), определяющего возможное значение коэрцитивной силы. Данный аспект, а также низкая стоимость компонентов и высокая распространенность месторождений данных элементов в мире делает применение постоянных магнитов Mn-Al интересным с экономической точки зрения.

Использование магнитотвердых материалов на основе системы Mn-Al осложняется метастабильной природой τ -фазы при комнатной температуре. Одним из возможных путей стабилизации τ -фазы MnAl является допирование сплава углеродом. Углерод, образуя твердый раствор внедрения, снижает диффузионную подвижность атомов Mn и Al, в результате чего распад τ -фазы, а следственно и рост равновесных фаз замедляется. Однако легирование C приводит к снижению значений температуры Кюри T_c и H_a .

Исследования показали, что легирование сплавов MnAl небольшим количеством Ga повышает термодинамическую стабильность ферромагнитной фазы при сохранении высокого уровня магнитных свойств, таких как намагниченность насыщения I_s , H_a , T_c . Причем повышение температуры Кюри является существенным преимуществом по сравнению с легированием углеродом, что позволяет использовать постоянные магниты на основе τ -фазы Mn-Al-Ga в большем диапазоне рабочих температур. Несмотря на огромный потенциал, в настоящее время нет работ, посвященных исследованиям структуры и магнитных свойств тройных сплавов Mn-Al-Ga полученных различными методами формирования высококоэрци-

тивного состояния, в том числе при измельчении сплава в планетарной шаровой мельнице. Поэтому, целью данной работы является исследование термодинамической стабильности и магнитных свойств ферромагнитной τ -фазы в условиях механического воздействия в планетарной шаровой мельнице и последующих отжигов.

По данным, полученным после каждой стадии измельчения и отжига установлены закономерности изменения магнитных свойств, фазового состава образца, размера и формы частиц, а также параметров решетки и степени тетрагональности τ -фазы. Было установлено, что в процессе «сухого» низкоэнергетического помола количество τ -фазы не претерпело значимых изменений, что говорит о ее стабильности при выбранном режиме измельчения. Порошок после 6 часового помола был отожжен при температуре 700 °С в течение 10 и 20 минут для проверки термодинамической стабильности сплава в напряженном состоянии. В результате этого фазовый состав образца изменился, а объемная доля τ -фазы уменьшилась ~ на 20 % и составила 68,4 %.

В результате анализа изменения периодов решетки τ -фазы было установлено, что механическое измельчение продолжительностью более 3 часов приводит к изменению параметров решетки и отношения c/a за счет химического перераспределения компонентов в τ -фазе и фазе β -Mn, что также наблюдается при последующих отжигках.

Анализ изображений, полученных методом СЭМ, от порошка на разных стадиях помола показал, что размер частиц уменьшился с 50-300 мкм до 50-100 мкм. Измельченные без использования поверхностно активных веществ частицы приобрели анизотропную чешуйчатую форму, чего ранее не наблюдалось. Количество чешуйчатых частиц росло с ростом продолжительности механического измельчения.

Анализ частных петель гистерезиса показал, что значение H_c возросло ~ в 2 раза с 125 до 213 кА/м. В свою очередь значения максимальной I_{max} и остаточной I_r намагниченности уменьшились ~ на 25 % с 373 кА/м и 173 кА/м до 285 кА/м и 137 кА/м соответственно. Данная тенденция связана с увеличением плотности дислокаций в теле зерна, приводящей к локальному изменению параметров решетки τ -фазы и, как следствие, механическому разупорядочению τ -фазы за счет изменения расстояния между атомами Mn в позициях $[[000]]$ и $[[\frac{1}{2}\frac{1}{2}\frac{1}{2}]]$, ответственного за рост антиферромагнитного взаимодействия атомов марганца. Однако отжиг, снимающий внутренние напряжения, уменьшает вклад антиферромагнитного взаимодействия атомов Mn, что в совокупности с операцией ориентирования порошка приводит к повышению значений I_{max} и I_r при слабом падении значения H_c , в результате чего достигается многообещающий комплекс магнитных свойств.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФ 23-13-00161.

Г.С. САВИН, В.А. БОРОДИН

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,

Москва, Россия

e-mail: savin.gleb@mephi@yandex.ru

ПОТЕНЦИАЛЬНЫЕ БАРЬЕРЫ ОСНОВНЫХ ПЕРЕХОДОВ КИСЛОРОДА НА ПОВЕРХНОСТИ МАГНЕТИТА

Формирование и поддержание на поверхности ферритно-мартенситных сталей тонкого защитного слоя оксида является одним из способов предотвращения их коррозии в агрессивной химической среде. Для прогнозирования поведения такого слоя важно знать энергетические параметры переходов кислорода на поверхности образующегося оксида (магнетита) при его взаимодействии с различными окружающими средами. На данный момент объём известных данных по этой теме ограничен. Важную информацию об атомистических деталях и энергетических параметрах, характеризующих взаимодействие различных соединений кислорода с внешней поверхностью оксида, позволяет получить атомистическое моделирование.

В работе применялись методы молекулярной динамики и NEB (Nudged Elastic Band), реализованные с помощью программного кода LAMMPS. Для описания межатомного взаимодействия использовался многочастичный потенциал ReaxFF [1], который был модифицирован путём шивки с потенциалом ZBL и оптимизирован.

Установлено, что из четырёх рассмотренных переходов на поверхности типа А, содержащей преимущественно атомы железа в тетраэдрической позиции, в интервале температур 500–900 К наиболее часто реализуемыми являются только два (короткие прыжки вдоль и поперёк ряда железа). Диффузия по такой поверхности является сильно анизотропной.

Продемонстрировано, что свободное перемещение одиночного адатома кислорода по поверхности типа В, состоящей в основном из атомов железа в октаэдрических узлах, практически невозможно в интервале температур 500–900 К, так как величины потенциальных барьеров переходов больше 1,5 эВ.

Также установлено, что при массовом осаждении кислорода из газовой фазы на поверхности магнетита образуются гантельные конфигурации кислорода, которые затем проникают вглубь оксида. Барьер такого перехода – 2 эВ.

1. Michael C. Pitman, Adri C. T. van Duin. Dynamics of Confined Reactive Water in Smectite Clay–Zeolite Composites // J. Am. Chem. Soc. – 2012. – V. 134. – P. 3042 – 3053.

Г.В. СЕРГЕЕВ¹, А.В. НАЗАРОВ^{1,2}

¹Национальный Исследовательский Ядерный Университет, МИФИ,
Москва, Россия

²НИЦ "Курчатовский институт", Москва, Россия
e-mail: sergeevgv99@mail.ru

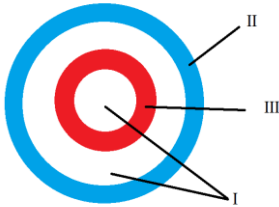
МОДЕЛИРОВАНИЕ ХАРАКТЕРИСТИК, ОПРЕДЕЛЯЮЩИХ КОНЦЕНТРАЦИЮ ВАКАНСИЙ В СИСТЕМАХ Fe-Ni, Fe-Cr И Ni-Cr

В работе изучалась зависимость диффузионных характеристик, определяющих концентрацию вакансий, от состава в сплавах с ГЦК структурной с помощью модифицированного метода молекулярной статистики [1].

В МММС основная расчётная ячейка (РЯ), показанная на рисунке 1, окружена атомами, которые погружены в упругую среду, смещения этих атомов определяется следующим образом

$$\vec{u} = \frac{C\vec{r}}{r^3}$$

где \vec{u} – вектор смещений атомов второй зоны, \vec{r} – расстояние до вакансии.



I – основная расчётная ячейка
II – область, в которой атомы погружены в упругую среду
III – сферический слой атомов, с помощью координат которых определяется константа

C

Рисунок 1 – Схема расчётной ячейки в МММС [1]

Положения атомов, окружающих вакансию, вычисляются на каждом шаге итерации с помощью стандартной вариационной процедуры [1]. Главная особенность этой модели заключается в том, что координаты атомов РЯ и константа C определяются самосогласованным образом в ходе итерационной процедуры. В работе использовался многочастичный потенциал типа ЕАМ [2], в котором коэффициенты в функциях зависят от концентрации.

Энергия образования вакансии рассчитывалась по общепринятым формулам [1]. Используя эту модель и потенциал были получены концентрационные зависимости энергий в широком интервале концентрации в исследуемых системах. На рисунке 2 показаны зависимости для энергий образования вакансии. Черными точками приведены результаты для метастабильных состояний.

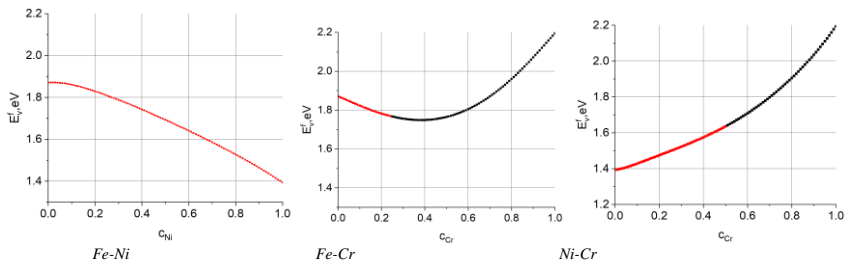


Рисунок 2 – Зависимости энергий образования вакансии от состава

Энергия образования вакансии для системы Fe-Ni монотонно убывает с ростом концентрации никеля, аналогично в системе Fe-Cr с увеличением концентрации хрома в ГЦК стабильной области, с учётом метастабильных состояний зависимость становится качественно иной. Добавление хрома к никелю приводит увеличению энергии образования.

Кроме того, по формулам приведенных в работе [3] и с использованием МММС определялись концентрационные зависимости вкладов в объём образования вакансии – V^f .

$$V^f = \frac{\partial[(E^v - E^0) + p(V^v - V^0) - S_v T]}{\partial p}$$

где E_v , V_v – энергия и объём системы, содержащей вакансию, E_0 , V_0 – в идеальной системе, S_v – конфигурационная часть энтропии

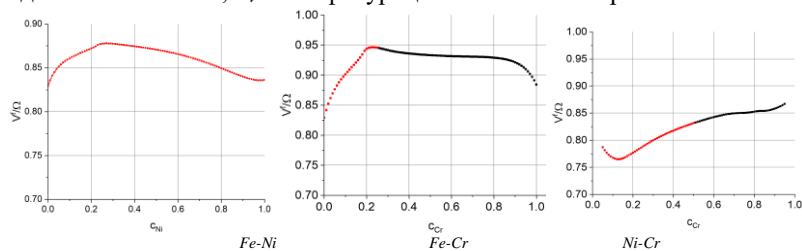


Рисунок 3 – Зависимости энергий образования вакансии от состава

Зависимости объёмов образования нелинейны и имеют максимумы. Наименьший объём образования характерен для системы Ni-Cr, наибольший для Fe-Cr.

1. Valikova I. V., Nazarov A. V. Simulation of characteristics determining pressure effects on the concentration and diffusivity of vacancies in BCC metals: A new approach //The Physics of Metals and Metallography. – 2008. – Vol. 105. – P. 544-552.
2. Bonny G., Castin N., Terentyev D. Interatomic potential for studying ageing under irradiation in stainless steels: the FeNiCr model alloy //Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering. – 2013. – Vol. 21. – №. 8. – P. 085004.
3. Valikova I. V., Nazarov A. V. Simulation of characteristics determining pressure effects on self-diffusion in BCC and FCC metals //The Physics of Metals and Metallography. – 2010. – Vol. 109. – P. 220-226

О.Б. СКВОРЦОВ, В.И. СТАШЕНКО

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

e-mail: oleg.b.skvorcov@gmail.com

АППАРАТУРНОЕ ОБЕСПЕЧЕНИЕ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧЕСКОГО ЭФФЕКТА

Большое количество публикаций в отечественных и зарубежных изданиях посвящено электропластическому эффекту. На процессы обработки металлов давлением (ОМД) с применением электропластического эффекта (ЭПЭ) оказывает влияние большое количество факторов. Поэтому в исследованиях ЭПЭ необходимо конкретизировать набор условий эксперимента [1]. Основным экспериментальным методом изучения ЭПЭ является исследование диаграмм деформации металлических образцов на испытательных машинах, как показано на рис. 1.

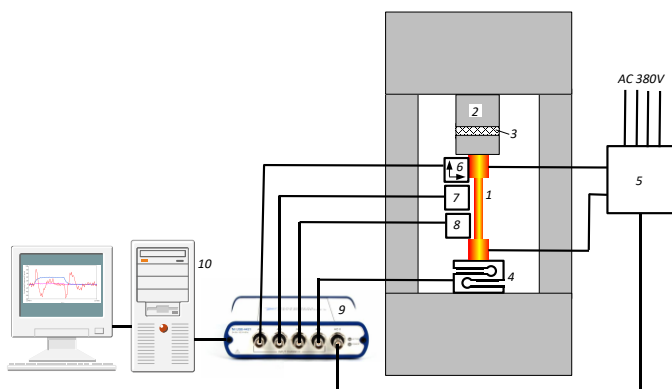


Рисунок 1. Исследование ЭПЭ в образце 1 на испытательной машине 2 через изолятор 3. Датчики деформации 4, ускорения 6, магнитной индукции 7, ИК пирометр 8 подключены через DAQ 9 к компьютеру 10, который управляет генератором электрических импульсов 3.

Одной из основных причин ограничивающей применение ЭПЭ в технологических процессах является отсутствие непротиворечивой теории ЭПЭ [2]. Авторы [3, 4], рассматривают в качестве механических сил, действующих на проводник, тепловые негомогенные эффекты от прохождения тока. Такие эффекты действуют, по мнению авторов публикаций, вблизи областей дефектов и дислокаций, что вызывает их перемещение и деформацию материала.

Эти предположения плохо согласуются с экспериментальными данными по исследованию динамического виброакустического отклика [5] на действие короткого электрического импульса в исследованиях ЭПЭ. Тепловое действие такого импульса мало и не может вызвать заметного нагрева. Области вблизи дефектов и дислокаций обладают повышенным удельным сопротивлением, и плотность тока в них меньше. Динамический деформационный процесс отклика развивается как ударный отклик на момент начала фронта электрического импульса, когда ток и его тепловое действие незначительны. Механический отклик на действие электрического импульса носит полярный характер, т.е. его полярность зависит от направления приложенного электрического напряжения. Тепловое действие тока и пинч-эффект являются неполярными процессами.

Непротиворечивого описания процессов действия электрического импульса на проводник состоит в генерации осевого силового воздействия. В сечении проводника радиусом r толщиной Δl внешнее электрическое поле $E_A(t)$ направлено вдоль оси проводника и создает в скин - слое δ электрический ток с плотностью $J_A(t)$. Этот ток создает у поверхности проводника кольцевое магнитное поле с магнитной индукцией B_C . На образующие ток электроны действует сила Лоренца F_L в радиальном направлении, которая вызывает радиальное сжатие, а также поляризацию поверхности поля Холла. Кратковременный импульс радиального тока поляризации вызывает в каждом из сечений появление осевой силы Ампера. Сила Ампера создает направленный ударный импульс в осевом направлении по всей длине проводника.

1. О.А. Троицкий Электропластический эффект в металлах // Изд-во «Ким Л.А.» 2021. – 467 с.
- 2.. М Pakhomov., О. Korolkov, М. Pigato, С. Gennari, V. Stolyarov Electroplastic Effect during Tension and Bending in Duplex Stainless Steel // Materials, 2023, 16, 4119. 13 p. <https://doi.org/10.3390/ma16114119>
2. Д.В. Минько Анализ перспектив применения электропластического эффекта в процессах обработки металлов давлением // Литье и металлургия, 4, 2020. – 125–130.
3. X. Li, J. Turner, K. Bustillo, A.M. Minor. In situ transmission electron microscopy investigation of electroplasticity in single crystal nickel // Acta Materialia. 2022. V. 223. Art. 117461.
4. В.А. Брызгалов, С.В. Дмитриев, Е.А. Корзникова Моделирование дислокационного электропластического эффекта // Нелинейные волны – 2022. Нижний Новгород. Тезисы докладов. Нижний Новгород, ИПФ РАН, 2022. – С.48–49.
5. Скворцов О.Б., Сташенко В.И., Троицкий О.А. Упругие деформации проводников при действии импульсов тока // Машиностроение и инженерное образование. № 1 (54). 2018. – С. 26–35.

О СИНЕРГИЗМЕ И СХОДСТВЕ В ФИЗИЧЕСКИХ МЕХАНИЗМАХ ЭФФЕКТОВ ЭЛЕКТРОПЛАСТИЧНОСТИ И АКУСТИЧЕСКОГО СМЯГЧЕНИЯ

Действие электрических импульсов на металл при его деформировании позволяет снизить сопротивляемость деформации и увеличить его пластичность. Такое действие также сопровождается влиянием на поверхностный слой металла вызывая релаксацию остаточных напряжений, активацию дислокаций, изменение размера зерна и т.д. [1]. Такое действие электрических импульсов на локальную область деформирования получило наименование электропластического эффекта (ЭПЭ). Проявление ЭПЭ заметно при пропускании импульсов тока высокой плотности (10-1000 А/мм²) и малой длительности (50-200 мкс), когда тепловое действие тока не успевает заметно себя проявить. Основным методом исследования ЭПЭ во время его действия является изучение его влияния на ход диаграмм деформирования образцов. Пример такой диаграммы приведен на рис. 1.

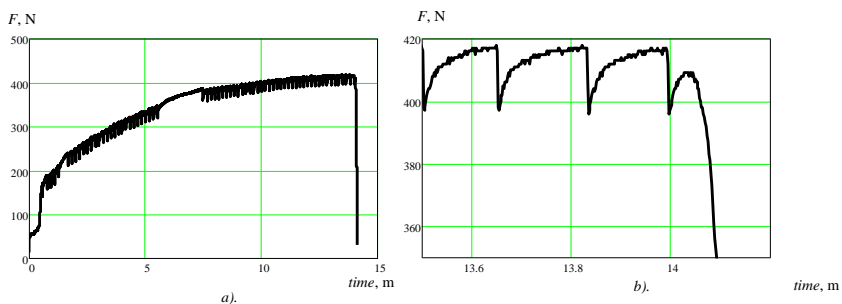


Рис. 1. Диаграмма деформации – зависимость механического напряжения от величины деформирования, пропорционального времени. Общий вид (a) и детально в моменты действия электрических импульсов (b)

Такие диаграммы не позволяют оценить быстропротекающие динамические процессы, протекающие в металле во время действия электрического импульса. Для анализа таких процессов был использован контроль за вибрацией поверхностного слоя металла с помощью акселерометра. Синхронно с сигналами вибрации выполнялась запись и анализ величины

магнитного поля около поверхности металла [1]. Пример зависимостей таких величин представлен на рис. 2. Каждый фронт электрического импульса формирует вибрационный отклик в металле.

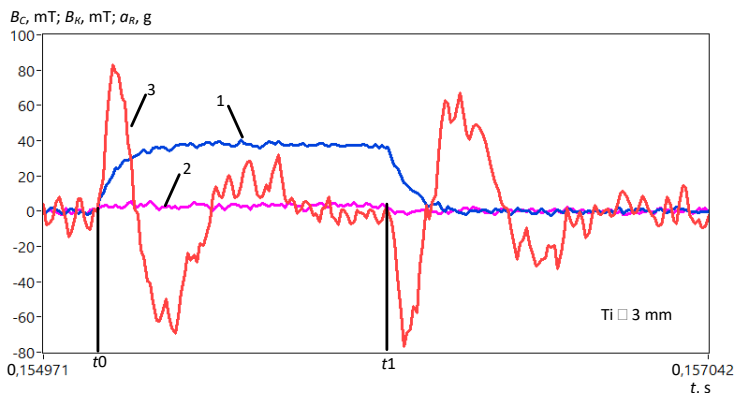


Рис. 2. Изменение виброперегрузки 1 и касательной B_C и радиальной B_R составляющих магнитной индукции на поверхности металлического проводника

Формирование виброакустического отклика в металле при воздействии электрического импульса было описано в [2]. В [3] представлена теория ЭПЭ на основе возбуждения колебаний в металле за счет сил электрической индукции. Действие механических колебаний металла при ЭПЭ и результаты динамического воздействия механических ударов (ковка) или импульсного ультразвукового облучения поверхности деформируемого металла как в виде динамических изменений, влияния на диаграммы деформации и изменения микроструктуры очень похожи. Это позволяет использовать общую для них модель влияния на процесс деформирования.

1. О.Б. Сковрцов, В.И. Сташенко, О механизме влияния процессов электропластического эффекта на свойства металла // Новые материалы: Перспективные технологии получения материалов и методы их исследования: Сборник тезисов докладов 21-й Международной школы-конференции имени Б.А. Калина. Москва, 17 – 19 октября 2023 г. М.: НИЯУ МИФИ, 2023. – С.173-174.
2. А.И. Васильев, Ю.И. Гайдуков. Электромагнитное возбуждение звука в металлах // Успехи физически х наук, 1983 г. Ноябрь Том 141, вып. 3 С.431-467
3. A.P. Sutton, T.N. Todorov. Theory of electroplasticity based on electromagnetic induction // *Physical review materials*, 2021, Vol: 5, № 11, 113605-1-113605-19, DOI: <https://doi.org/10.1103/PhysRevMaterials.5.113605>.

Д.С. БУРАНОВ, Е.А. СМИРНОВ

Димитровградский инженерно-технологический институт –
филиал Национального исследовательского ядерного университета
«МИФИ», г. Димитровград
e-mail: soolneshko909@gmail.com; avs012@yandex.ru,

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЕРЕНОСА АЭРОЗОЛЕЙ

В нашей модели мы будем рассматривать модель переноса аэрозолей, основанную на решении уравнения турбулентной диффузии при помощи численных методов.

Различные «грязные» предприятия создают условия, при которых в атмосферу происходит выброс различных веществ зачастую они являются смесью твердой, жидкой и газообразной дисперсионной сред, называемую аэрозолями. Присутствие аэрозольных частиц определяет многие свойства газовых сред, в том числе важнейшие для существования человека свойства атмосферного воздуха как среды обитания [1].

Пусть $\varphi(x, y, t)$ – плотность аэрозольной субстанции. Зададим поле скоростей для среды, в которой будет распространяться аэрозоль:

$$\vec{U} = u\vec{i} + v\vec{j} + w\vec{k}. \quad (1)$$

Из условия сохранения интенсивности аэрозоля и закона сохранения массы, задача сводится к решению уравнения вида [2]:

$$\frac{\partial \varphi}{\partial t} + \text{div}(\vec{U}\varphi) = 0. \quad (2)$$

Добавив компоненту взаимодействия со средой или распад аэрозоля, учитывая при этом источник самой примеси f , получим итоговое уравнение [3]:

$$\frac{\partial \varphi}{\partial t} + \text{div}(\vec{U}\varphi) + \sigma\varphi = f, \quad (3)$$

где $\sigma = \frac{1}{\tau}$.

Уравнение дополняется граничными условиями:

$$\varphi|_{t=0} \quad (4)$$

$$\varphi|_s = \varphi_s, U_n < 0. \quad (5)$$

В дальнейшем задаем константы (коэффициент диффузии), функцию источника и ветра, а также область, в которой будет проходить симуляция, затем задаем изначальную функцию распределения аэрозоли в пространстве, к примеру, двумерную функцию Гаусса

$$f_0(x, y) = \frac{1}{2\pi\sigma_x\sigma_y} e^{-\frac{(x-m_x)^2}{2\sigma_x^2} - \frac{(y-m_y)^2}{2\sigma_y^2}}, \quad (6)$$

Далее аппроксимируем первые производные и лапласиан:

$$\frac{\partial f(x,y)}{\partial x} = \frac{f(x+h,y)-f(x,y)}{2h}, \quad (7)$$

$$\frac{\partial f(x,y)}{\partial y} = \frac{f(x,y+h)-f(x,y)}{2h}, \quad (8)$$

$$\nabla^2 f(x,y) \approx \frac{f(x-h,y)+f(x+h,y)+f(x,y-h)+f(x,y+h)-4f(x,y)}{h^2}. \quad (9)$$

С поправкой на источник поля и поле скоростей, решаем уравнение и получаем графическое его представление (рис. 1).

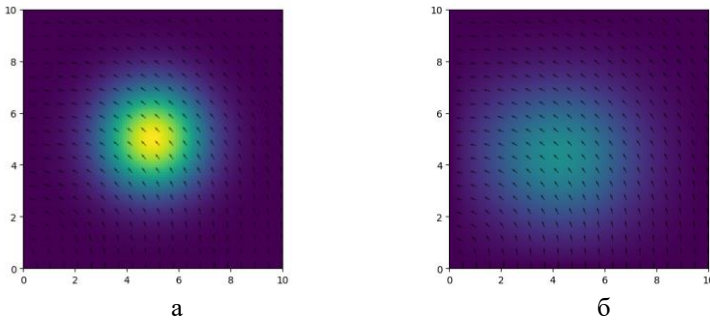


Рисунок 1. а – Распределение аэрозоля в момент времени $t = 0$ сек, б – распределение аэрозоля в момент времени $t = 1$ сек. (стрелки обозначают направление скорости ветра.)

1. Рубцов Д.Е. Аэрозольное загрязнение атмосферы // Успехи современного естествознания. – 2010. – № 7. – С. 14;
2. Физика атмосферных аэрозолей: Курс лекций. – Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2008.
3. Елохин А.П. Методы и средства систем радиационного контроля окружающей среды: Монография. М.: НИЯУ МИФИ, 2014. – 520 с.

В.И. СТАШЕНКО, О.Б. СКВОРЦОВ

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

e-mail: vis20-11@rambler.ru

ВОПРОСЫ ДИАГНОСТИКИ СИЛОВОГО ЭЛЕКТРОМЕХАНИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ ПРИ ИСПОЛЬЗОВАНИИ ШИРОТНО - И ЧАСТОТНО- ИМПУЛЬСНОЙ МОДУЛЯЦИИ

Действие электрического импульса на металлический проводник сопровождается формированием в нем виброакустического отклика [1]. Такой отклик определяется взаимодействием импульсного тока, протекающего в скин - слое с собственным магнитным полем проводника с током. Такие вибрации в силовых электропроводящих элементах могут оказывать заметное влияние на процессы вибрационной усталости. Много цикловая и сверх много цикловая усталость может проявляться при эксплуатации оборудования, где применяется импульсная, частотная или широтную модуляции. Амплитуды виброперегрузки в этих случаях могут существенно превышать допуски по нормам ускорения для такого оборудования, а частоты превышать верхнюю граничную частоту, заданную в системах непрерывного вибрационного мониторинга такого оборудования.

Примерами такого оборудования являются мощные электрогенераторы, электрические двигатели и трансформаторы. Вибрационный отклик в шинах такого оборудования не только влияет на эксплуатационную надежность, но с успехом может быть использован при оценке качества сборки при производстве и его ремонте. Это связано с тем, что формируемый импульсом тока ударный механический импульс характеризуется широкой частотной полосой и хорошей повторяемостью. Такое действие позволяет диагностировать по изменениям частоты и декременту затухания качество крепления шин и их изоляции без использования сложных, громоздких и дорогих вибровибудителей или нестабильных по параметрам ударного воздействия измерительных молотков.

Оценить виброакустический отклик, представленный на рис.1, можно по сигналам от трехкомпонентного высокочастотного миниатюрного акселерометра, установленным на исследуемой металлической шине, по которой пропускают импульс тока. Период колебаний и изменение амплитуды оценивают, для заданного числа периодов начиная с момента t_1 до момента t_2 . Управление режимом диагностического воздействия при этом легко реализуется настройкой параметров одиночных электрических импульсов пропускаемых через металл.

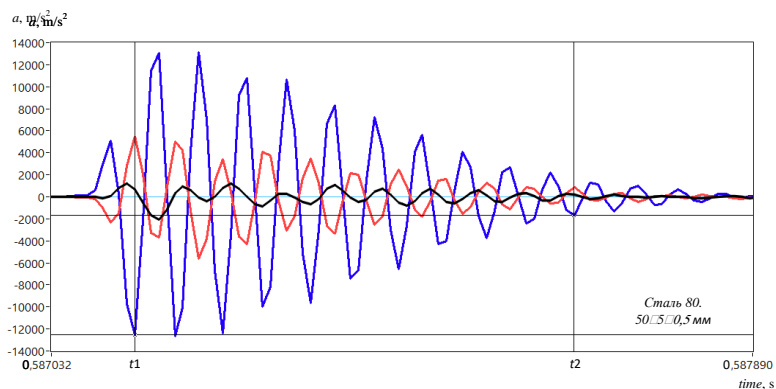


Рис. 1. Виброакустический отклик проводника на пропускание одиночного импульса электрического тока

В технологиях, с использованием электропластического эффекта [1] ударно-волновое механическое воздействие электрического импульса может приводить как к процессам упрочнения, так и разупрочнения металла на глубину до 200-400 мкм. Для контроля технологического процесса такой метод мониторинга вибраций оказывается наиболее удобным и для непрерывного управления технологическим процессом как упрочнение, либо разупрочнения, релаксации механических напряжений или изменения фазового состава и микроструктуры.

Особенностями мониторинга виброакустического процесса является синхронный анализ вибрации как в направлении нормальном к поверхности металла, так и в направлении касательном к этой поверхности. Метод позволяет контролировать параметры вибрации по ускорению, определяющему динамические силы, а также по перемещениям, что особенно важно при диагностировании процессов фреттинг износа для малоподвижных контактных соединений электропроводящих шин [2].

1. О.Б. Скворцов, В.И. Сташенко. Процессы в металлах при электроимпульсном воздействии // *Материаловедение*. – 2024. – № 4. – С. 3–8. – DOI 10.31044/1684-579X-2024-0-4-3-8.
2. А.Ю. Албагачиев, О.Б. Скворцов. Виброакустический мониторинг процессов фреттинг-коррозии // *Молодежный вестник Новороссийского филиала Белгородского государственного технологического университета им. В. Г. Шухова*, Том 3 № 2, - 2023. – С. 29–36.

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУСНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ ПРИ ИЗГОТОВЛЕНИИ И СБОРКЕ МЕТАЛЛОИЗДЕЛИЙ

Применение электропластического эффекта при обработке материалов давлением позволяет снизить сопротивление деформации, повысить пластичность, сократить энергозатраты и увеличить скорость обработки [1]. Даже при отсутствии пластической деформации применение ЭПЭ позволяет улучшить свойства поверхностного слоя обрабатываемого металла. Для реализации режима ЭПЭ через локальную область металла пропускают короткие (50-200 мкс) электрические импульсы, создающие плотность тока от 10 до нескольких тысяч А/мм². Пример такого использования представлен на рис. 1(а). Обрабатываемая заготовка 1 подвергается давлению со стороны инструмента 2. К заготовке 1 через контакты 3 подведен электрический ток от генератора 3 импульсов. В локальной области деформирования формируются ударные механические воздействия в моменты поступления фронтов электрического импульса, и активируются процессы перемещения дислокаций, залечивания микротрещин, релаксации остаточных механических напряжений, происходят структурные в металлах или сплавах.

Кроме обработки металлов давлением действие электрических импульсов находит применение при обработке металлов с удалением частиц металла (проточка, сверление, фрезерование и т.п.) рис. 1(б). Сходный технический эффект наблюдается при таких видах обработки при воздействии на область обработки вибрации и облучения ультразвуком.

Динамическое действие электрических импульсов может повысить качество соединения однородных и разнотипных материалов при выполнении операций сборки неразборных соединений. Примером таких соединений является сварка в электроимпульсном режиме. Механические вибрации в этом случае повышают взаимную диффузию и снижают остаточные напряжения в области сварного шва. Увеличение деформируемости металла при ЭПЭ позволяет повысить эффективность технологии соединения заклепок, рис. 1 (с). Аналогичная технология с успехом применяется и при других видах соединения металлических заготовок [2].

Известен технологический прием повышения надежности разъемного соединения с использованием резьбовых элементов за счет воздействия на завертываемый элемент вибрации высокой частоты [3]. Чтобы исключить необходимость использования тяжелых и ненадежных и дорогостоящих вибровозбудителей, устанавливаемых на электроинструменте на затягива-

емый элемент с резьбой можно подать электрические импульсы, создающие ударные и вибрационные колебания, повышающие качество затягивания резьбового соединения, как показано на рис. 1(d).

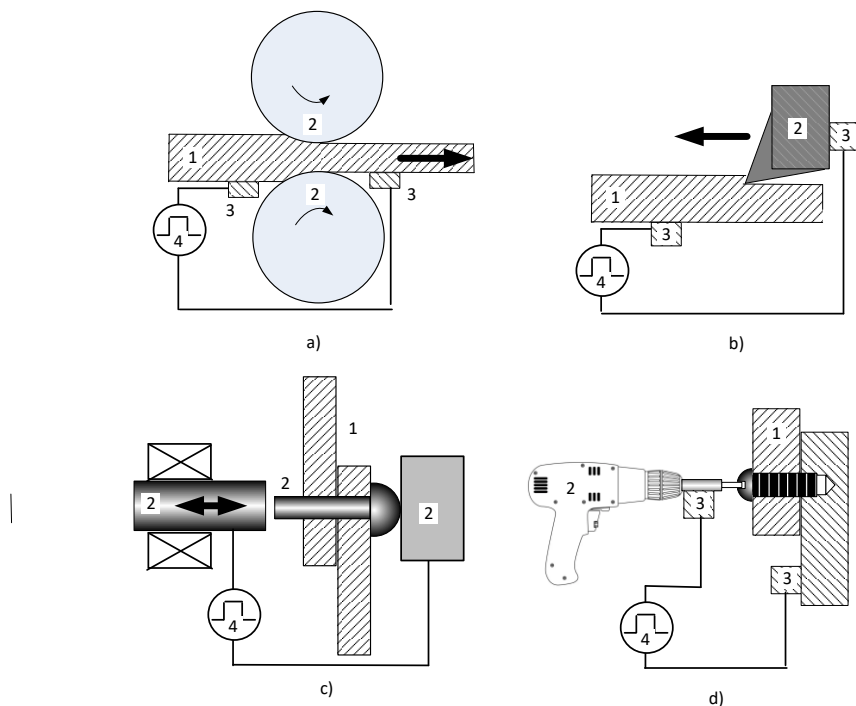


Рис. 1. Применение ЭПЭ при обработке металлов давлением (прокатка – а, резка металла (проточка) – б, формировании неразборного соединения (клепка) – с, разборного соединения с использованием резьбового соединения – д.

1. О.А. Троицкий. Электропластический эффект в металлах // Изд-во «Ким Л.А.», 2021. – 467 с.

2. A. Barimani-Varandi, A.J. Aghchai, F. Lambiase. Failure behavior in electrically-assisted mechanical clinching joints // Journal of Manufacturing Processes Volume 68, Part A, August 2021, P. - 1683-1693.

3. Обучающая брошюра по технологиям затяжки резьбовых соединений // АО «Атлас Копко», Химки, 28 с.

МОДЕЛИРОВАНИЕ КИНЕТИКИ ЗАХВАТА МАГНЕТИТОМ КИСЛОРОДА ИЗ ГАЗОВОЙ СРЕДЫ

Основным методом предотвращения коррозии ферритно-мартенситных сталей в агрессивных условиях, например, в быстром реакторе с жидкометаллическим теплоносителем, является формирование защитной оксидной пленки на поверхности стали. Как правило, внешний слой пленки состоит из магнетита, что подразумевает активный перенос кислорода из окружающей среды через его структуру. Однако, современные представления о механизмах переноса кислорода через магнетит ограничены, а аномально малое значение коэффициента диффузии кислорода в магнетите [1] в рассматриваемом диапазоне температур представляется сомнительным в связи с расхождением с экспериментальными данными по росту плёнки [2].

В работе предложена новая интерпретация результатов эксперимента [1] с учетом возможности переноса кислорода через магнетит посредством гантельных межузлий, предсказываемой первопринципными расчётами. В результате моделирования удалось разделить вклады в кинетику захвата магнетитом изотопа O^{18} от концентрации изотопа в газовой среде и собственно коэффициента диффузии кислорода в магнетите, который оказался значительно больше, чем предполагалось ранее, тогда как энергия миграции кислорода оказалось вдвое ниже, чем оцененная авторами работы [1] энергия активации самодиффузии, что совпадает с предсказаниями первопринципных расчётов.

Более высокое значение коэффициента диффузии кислорода в магнетите, в свою очередь, требует актуализации моделей роста оксидных плёнок на ферритно-мартенситных сталях, лимитированных исключительно переносом атомов железа. Также вызывает интерес проведение эксперимента аналогичного [1] для большего диапазона температур, что позволило бы понять причины расхождения в скоростях диффузии кислорода при высоких температурах [3] и при температурах эксплуатации реакторов на быстрых нейтронах.

1. J. E. Castle, P. L. Surman // *The Journal of Physical Chemistry*. 1967. V. 71. No. 13. pp. 4255-4259, DOI: 10.1021/j100872a015.
2. L. Martinelli et al. // *Corrosion Science*. 2008. V. 50. No. 9. pp. 2537-2548, DOI: 10.1016/j.corsci.2008.06.051.
3. J. Van Orman, K. Crispin // *Reviews in Mineralogy and Geochemistry*. 2010. V. 72. No. 1. pp. 757-825, DOI: 10.2138/rmg.2010.72.17.

Д.С. СУХОРОУКОВ, В.П. ТЮТИН, М.Г. ИСАЕНКОВА,
О.А. КРЫМСКАЯ.

*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
г. Москва, Российская Федерация
e-mail: VPTyutin@mephi.ru*

МОДЕЛИРОВАНИЕ ТЕКСТУРООБРАЗОВАНИЯ В КОМПОЗИТАХ СИСТЕМЫ CU-Nb ПРИ ХОЛОДНОЙ ДЕФОРМАЦИИ

Анизотропия физико-механических свойств поликристаллических материалов определяется кристаллографической текстурой, которая является неотъемлемой характеристикой любого материала, подвергнутого термомеханической обработке. Эффективность прогноза механических свойств по результатам анализа преимущественной ориентации зерен с помощью моделирования методом конечных элементов (КЭ) пластической деформации при использовании свободно распространяемого программного обеспечения DAMASK показана в работах [1, 2]. Моделирование процесса пластической деформации двухфазных сплавов позволяет оценить взаимодействие зерен и рассмотреть факторы, влияющие на процесс формирования текстуры, чувствительной к изменению напряженного состояния в зернах при деформации и к активным системам скольжения и двойникования.

В работе представлен анализ эволюции текстуры в процессе деформации двухфазного (двухкомпонентного) медь-ниобиевого композита, выбор которого обусловлен отсутствием промежуточных фаз и растворимости указанных металлов друг в друге. Разработана модель процесса деформации двухфазных композитов системы Cu-Nb с различным объемным соотношением компонентов: Cu-10%Nb, Cu-18%Nb и Cu-25%Nb, описывающая эволюцию их текстуры в процессе холодной прокатки, и установлены основные закономерности формирования в них текстуры прокатки. Построены зависимости остроты текстуры и соотношения основных текстурных компонент от степени деформации для композитов разного состава.

1 Rubanov A.E., Isaenkova M.G., Krymskaya O.A., Yudin A.V. Structure, crystallographic texture and anisotropy of properties of VZh159 alloy and how they are influenced by regimes of selective laser melting and final heat treatment // Tsvetnye Metally, 2022, 10, 50-57.

2 Isaenkova M.G., Yudin A.V., Rubanov A.E., Osintsev A.V., Degadnikova L.A. Deformation behavior modelling of lattice structures manufactured by a selective laser melting of 316L steel powder // Journal of materials research and technology 2020; 9(6): 15177 – 15184.

В.П. ФИЛИПОВА¹, Е.Н. БЛИНОВА¹, Н.А. ШУРЫГИНА^{1,2}

¹ Федеральное государственное унитарное предприятие
«Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии
им. И.П. Бардина»,

² Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования «МИРЭА-Российский технологический
университет»,

e-mail: varia.filippova@yandex.ru

ПРИНЦИПЫ ПОСТРОЕНИЯ КОМПЬЮТЕРНЫХ МОДЕЛЕЙ БЕСКОНЕЧНЫХ КРИСТАЛЛИЧЕСКИХ ОБЪЕКТОВ МЕТОДОМ МОЛЕКУЛЯРНОЙ ДИНАМИКИ НА ОГРАНИЧЕННОМ КОЛИЧЕСТВЕ АТОМОВ

Рассчитали значения параметров потенциала (энергии) межатомного взаимодействия в форме Леннарда-Джонса для одноименных и разноименных пар атомов металлов, имеющих ОЦК и ГЦК структуру, исходя из структурных и термодинамических характеристик чистых веществ и твердых растворов на основе Fe, с радиусом обрезания потенциала, r_c , между первой и второй координационной сферой ($r_c/a=1,3$ для ОЦК, и $r_c/a=0,85$ для ГЦК), [1, 2].

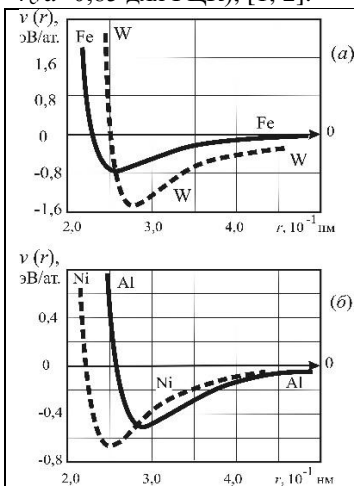


Рисунок 1. – Потенциал межатомного взаимодействия в форме Леннарда-Джонса, для одноименных пар атомов металлов с ОЦК (а) и ГЦК (б) структурой.

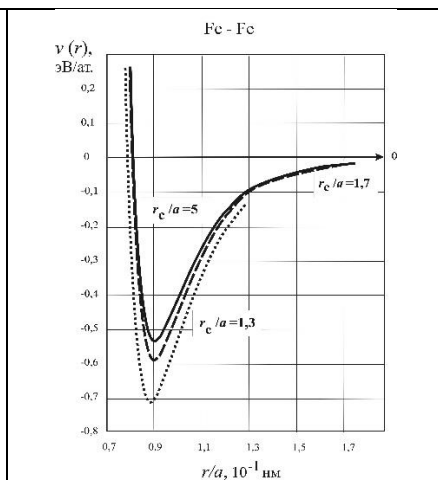


Рисунок 2. – Изменение формы потенциала Леннарда-Джонса для пары атомов Fe-Fe в зависимости от ограниченного радиуса взаимодействия r_c

Для разноименных пар атомов Fe-неметалл применен релаксационный метод расчета параметров потенциала межатомного взаимодействия, описанный в [3].

Показано, что форма потенциала Леннарда-Джонса зависит от радиуса обрезания (r_c/a). В частности: при уменьшении (r_c/a) – увеличивается «глубина потенциальной ямы». А также, заметно, что формы потенциала для больших r_c/a отличаются между собой в меньшей степени, чем для малых значений r_c/a (смотри рис.2). Таким образом, r_c вводится как дополнительный (третий) параметр потенциала Леннарда-Джонса. Радиус обрезания потенциала взаимодействия можно подобрать таким образом, чтобы он попадал в пространство между координационными сферами расположения атомов в кристаллической решетке.

Такой подход дает возможность ограничить и точно установить количество соседей, с которыми взаимодействует каждый атом. Фактически, компьютерная модель строится так, что в дефектной или бездефектной области каждый подвижный атом находится в центре виртуального кристалла (с периодом решетки a) из N атомов, взаимодействуя с теми, которые находятся в пределах радиуса действия потенциала межатомного парного взаимодействия ($r_c=N \cdot a$).

Если, в отличие от бесконечного кристалла с периодически расположенными атомами, представить кристалл состоящим из отдельных кристаллических ячеек (или модулей), то для моделирования бесконечной бездефектной области кристалла достаточно рассмотреть кристалл размером несколько радиусов действия потенциала парного взаимодействия, поскольку в бездефектной области все атомы кристалла одинаковы.

Предложенная схема ограничения радиуса действия межатомного парного взаимодействия позволяет значительно сэкономить вычислительные ресурсы и время при компьютерном моделировании структурных перестроений и равновесных дефектов в кристаллических материалах, поскольку для моделирования бесконечной бездефектной области кристалла нет необходимости увеличивать количество атомов.

1. V.P.Filippova, S.A.Kunavin, M.S.Pugachev. Calculation of the Parameters of the Lennard-Jones Potential for Pairs of Identical Atoms Based on the Properties of Solid Substances. *Inorganic Materials: Applied Research*, Vol.6, No1, 2015, pp.1-4. DOI:10.1134/S2075113315010062
2. V.P. Filippova, E.N.Blinova, N.A. Shurygina. - Constructing the Pair Interaction Potentials of Iron Atoms with Other Metals. - *Inorganic Materials: Applied Research*, 2015, Vol.6, No.4, pp.402-406. DOI)10.1134/S2075113315040097
3. V.P.Filippova, Yu.A.Perlovich, O.A. Krymskaya. Relaxation method for constructing the interaction potentials of metal–nonmetal atomic pairs. // *Bulletin of the Russian Academy of Sciences: Physics*, 2016, 80(10), pp. 1279-1286; DOI:10.3103/S1062873816100117

И.А. ЧУЛКОВ, В.А. БОРОДИН

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

e-mail: chulkov.ilya96@gmail.com

ОСОБЕННОСТИ ПРИСОЕДИНЕНИЯ МЕЖУЗЕЛЬНЫХ АТОМОВ К СОВЕРШЕННОЙ ДИСЛОКАЦИОННОЙ ПЕТЛЕ В НИКЕЛЕ

Характерной особенностью совершенных дислокационных петель в ГЦК металлах с относительно низкими энергиями дефекта упаковки является сильная диссоциация дислокационных ядер. Механизмы захвата точечных дефектов и образования ступенек на диссоциированных краях дислокационных петель изучены значительно хуже, чем в случае дислокационных петель с четко выраженной экстра-плоскостью, и остаются до конца не ясными.

Целью данной работы было изучение особенностей захвата собственных межузельных атомов (СМА) совершенными дислокационными петлями в никеле методом молекулярной динамики. Для расчётов использовались программа LAMMPS [1] и потенциал межатомного взаимодействия из работы [2]. Моделируемые дислокационные петли с вектором Бюргерса вдоль оси $\langle 110 \rangle$ имели форму ромба со сторонами вдоль направлений типа $\langle 112 \rangle$.

В результате расчетов было выявлено, что одиночные СМА, перемещающиеся из окружающего петлю объема к сторонам петли не слишком близко к углам, захватываются на частичных дислокациях, ограничивающих дефекты упаковки, принимая форму краудионов, направленных под углом к линии частичной дислокации. При последовательном присоединении нескольких СМА к частичной дислокации на одной стороне петли сначала образуется совокупность нескольких параллельных краудионов. Только при достижении определённого количества присоединённых СМА, совокупность параллельных краудионов спонтанно трансформируется таким образом, что межузельные атомы встраиваются в петлю, надстраивая дефект упаковки с образованием пары диссоциированных на всю ширину дефекта упаковки ступенек. Последующие СМА, захватываемые на частичных дислокациях, быстро ловятся на одной из образовавшихся ступенек, причем захват на ступеньке может быть как спонтанным, так и термически активируемым.

[1] Plimpton S., J. Comp. Phys, 117, 1 (1995).

[2] Foiles, S. M., Baskes, M. I., & Daw, M. S., Phys. Rev. B 33, 7983 (1986).

А.В. ЩЕРБАКОВ

*Институт структурной макрокинетики и проблем материаловедения
им. А.Г. Мерджанова (ИСМАН), Черноголовка, Россия*

e-mail: – ismandrew@ism.ac.ru

МОДЕЛИРОВАНИЕ РЕЖИМОВ ЭЛЕКТРОТЕПЛОГО ВЗРЫВА ПРИ ВАРЬИРОВАНИИ ТЕПЛО- И ЭЛЕКТРОПРОВОДНОСТИ РЕАГЕНТОВ

Электротепловой взрыв (ЭТВ) является вариантом проведения самораспространяющегося высокотемпературного синтеза (СВС). Суть метода заключается в нагревании порошковой смеси прямым пропусканием электрического тока до воспламенения. В ходе экзотермического взаимодействия происходит быстрое превращение исходных реагентов в продукт реакции. Сочетание электрического и химического тепловыделения позволяет синтезировать металлокерамику и композиционные материалы высокого качества [1, 2].

Установлено, что электрическое сопротивление реакционного образца при нагревании существенно уменьшается, что объясняется увеличением площади контактов между реагентами [3]. Экспериментальное определение температурных и концентрационных профилей представляет трудности. Поэтому для установления связи режимов ЭТВ с изменениями технологических параметров процесса проводили математическое моделирование.

В работе представлена одномерная математическая модель электротеплового взрыва цилиндрического образца в диэлектрической оболочке, учитывающая динамическое увеличение тепло- и электропроводности. Для качественного рассмотрения закономерностей процесса использована линейная зависимость проводимости реакционной среды от конверсии. Численные расчеты проводили на основе параметров системы Ti–C, а для физических характеристик сред использовали эффективные значения. Варьируемыми параметрами были электрическая мощность и соотношение тепло- и электропроводностей исходной среды и конечного продукта.

Рассчитаны профили температуры и конверсии, временные изменения общего содержания продукта и относительного электрического сопротивления реакционной среды. Показано, что в зависимости от электрической мощности реализуются околоскритический или надкритический режимы. Разделение режимов определяется мощностью, при которой общее содержание продукта при воспламенении является минимальным. С уменьшением теплопроводности исходной среды ширина области воспламенения в надкритическом режиме расширяется, а в околоскритическом режиме практически не изменяется.

Для определения режима ЭТВ была построена параметрическая кривая в координатах электрического сопротивления и температуры на оси цилиндра в адиабатических и не адиабатических условиях. На оси реализуются минимальные теплотери и наилучшие условия для воспламенения. Воспламенение в адиабатических условиях всегда является объемным. В этом случае расчетная кривая не имеет особых точек, но отклонение от нее указывает на локализацию воспламенения. Не адиабатическая кривая имеет излом, который разделяет два участка. Первый характеризует воспламенение, а второй – распространение фронта реакции.

В надкритическом режиме из-за локальности воспламенения значение электрического сопротивления всегда больше, чем в адиабатическом при одинаковых температурах. В околоскритическом режиме параметрическая кривая на участке распространения реакции пересекается с адиабатической. Электрическое сопротивление становится меньше при одинаковых температурах. Это связано со значительным выгоранием реагентов и уменьшением температуры воспламенения. Таким образом, режим ЭТВ определяется расположением параметрических кривых электрическое сопротивление-температура на оси цилиндрического образца. В околоскритическом режиме кривая пересекается с адиабатической, в надкритическом – не пересекается.

1. Щербаков А.В., Щербаков В.А., Баринов В.Ю., Вадченко С.Г., Линде А.В. Влияние механического активирования реакционной смеси на формирование микроструктуры композитов ZrB_2-CrB , полученных электротепловым взрывом под давлением // Новые огнеупоры, 2019, № 4, с. 61-64. DOI:10.17073/1683-4518-2019-4-61-64
2. Щербаков А.В., Сычев А.Е. Синтез композита $Ni-Al-C$ с многослойными углеродными компонентами методом электротеплового взрыва под давлением // Физика горения и взрыва, 2021, Т. 57, № 2, с. 75-81. DOI:10.15372/FGV20210208
3. Щербаков В.А., Щербаков А.В., Бостанджиян С.А. Электротепловой взрыв смеси титан-сажа в условиях квазизостатического сжатия. Часть 1. Тепловые и электрические параметры // Физика горения и взрыва, 2019, Т. 55, № 1, с. 83-91. DOI:10.15372/FGV20190108

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ: ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ МАТЕРИАЛОВ

Сборник тезисов докладов 22-й Международной школы-конференции
имени Б.А. Калина для молодых ученых и специалистов.
15 – 17 октября 2024 г.

Подписано в печать 09.10.2024. Формат 60x84 1/16.

Печ. л. 15,5 Тираж 50 экз.

Изд № 022-2. Заказ № 107.

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
Типография НИЯУ МИФИ
115409, Москва, Каширское ш. 31