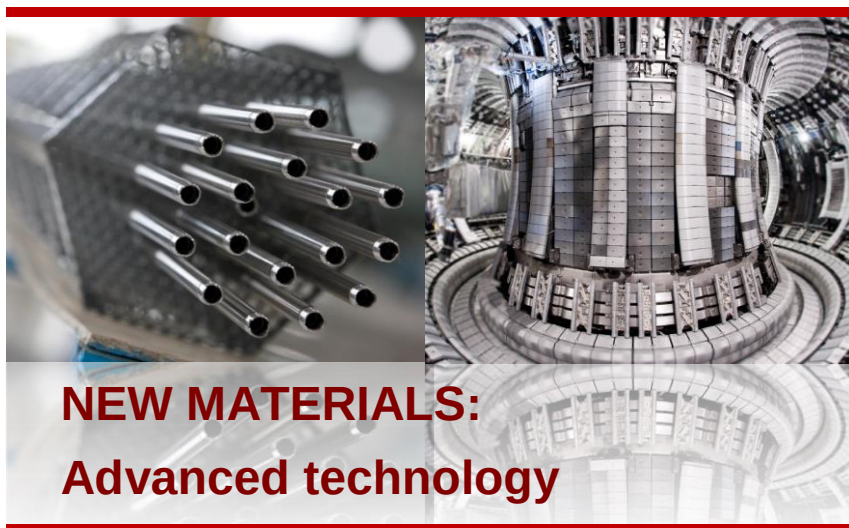


НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ЯДЕРНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ «МИФИ»
ИНСТИТУТ ЯДЕРНОЙ ФИЗИКИ И ТЕХНОЛОГИЙ



Сборник тезисов докладов
17-й Международной школы-конференции
для молодых ученых
и специалистов

Москва, 5 – 8 ноября 2019 года



Abstracts of 17th International school-conference
for young scientists and specialists

Moscow, Russia, 5 – 8 November 2019

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ЯДЕРНЫЙ УНИВЕРСИТЕТ «МИФИ»
ИНСТИТУТ ЯДЕРНОЙ ФИЗИКИ И ТЕХНОЛОГИЙ

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ: Перспективные технологии

Сборник тезисов докладов
17-й Международной школы-конференции
для молодых ученых и специалистов

Москва, 5 – 8 ноября 2019 г.

Москва 2019

УДК 621.039.531 (06)

ББК 31.46в6

М43

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ: ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ: Сборник тезисов докладов 17-й Международной школы-конференции для молодых ученых и специалистов. Москва, 5 – 8 ноября 2019 г. М.: НИЯУ МИФИ, 2019. – 220 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 экспериментальные результаты по облучению материалов, а также вопросы разработки и использования ионно-пучковых, импульсных порошковых и 3-D технологий, нанотехнологии, технологий сверхбыстрой закалки расплавов и создания неразъемных соединений применительно к ядерно-энергетическим установкам.

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

Подготовлено в рамках Программы повышения конкурентоспособности НИЯУ МИФИ.

Ответственные за выпуск:

Б.А. Калинин, Г.Н. Елманов

Тезисы лекций и докладов получены до 20.10.2019, одобрены программным комитетом и издаются в авторской редакции.

ISBN 978-5-7262-2614-9

© Национальный исследовательский ядерный университет
«МИФИ», 2019

ОРГАНИЗАТОРЫ ШКОЛЫ-КОНФЕРЕНЦИИ

- ГК «РОСАТОМ»
- Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ» (НИЯУ МИФИ)

Институт ядерной физики и технологий НИЯУ МИФИ

Кафедра Физических проблем материаловедения НИЯУ МИФИ

Лаборатория современных технологий производства новых материалов с применением импульсных электромагнитных полей НИЯУ МИФИ

- Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС» (НИТУ МИСиС)

Кафедра материаловедения и физики прочности НИТУ МИСиС

- Межрегиональное научно-техническое общество материаловедов (МОМ)
- Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт» (НИЦ КИ)
- Высокотехнологичный научно-исследовательский институт неорганических материалов (ВНИИНМ)
- Научно-исследовательский институт Научно-производственного объединения «ЛУЧ» (НИИ НПО «ЛУЧ»)

ОРГАНИЗАЦИОННЫЙ КОМИТЕТ

Председатель:

Каргин Н.И. НИЯУ МИФИ

Заместитель:

Калин Б.А. НИЯУ МИФИ

Секретарь:

Джумаев П.С. НИЯУ МИФИ

Члены комитета

Гарнер Френк РЕС (США)
Гурович Б.А. НИЦ КИ
Зайцев П.А. ГК Росатом
Карпюк Л.А. ТК ТВЭЛ
Крицкий В.Г. АО «НИАЭП»-«АСЭ»
Марков Д.В. ГНЦ РФ ТРИНИТИ
Никулин С.А. НИТУ МИСиС
Новиков В.В. АО ВНИИНМ
Скупов М.В. АО ВНИИНМ
Таубин М.Л. НИИ НПО «ЛУЧ»
Тихомиров Г.В. НИЯУ МИФИ
Троянов В.М. АО Росэнергоатом
Тузov А.А. ГНЦ РФ НИИАР
Угрюмов А.В. ТК ТВЭЛ
Шорт Майкл MIT (США)
Цепелев А.Б. ИМЕТ РАН

ИСПОЛНИТЕЛЬНАЯ ГРУППА

Джумаев П.С. – руководитель, НИЯУ МИФИ
Елманов Г.Н. – зам. руководителя, НИЯУ МИФИ
Бачурина Д.М. НИЯУ МИФИ
Емельянова О.В. НИЯУ МИФИ
Козлов И.В. НИЦ КИ
Михайлова Т.В. НИЯУ МИФИ
Науменко И.А. АО ВНИИНМ
Пенязь М.А. НИЯУ МИФИ
Потапова Л.В. НИЯУ МИФИ
Симдянова С.Д. НИЯУ МИФИ
Стальцов М.С. НИЯУ МИФИ
Шорников Д.П. НИЯУ МИФИ

СОДЕРЖАНИЕ

ПРОГРАММА	6
ТЕЗИСЫ ЛЕКЦИЙ	21
ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ	55
СЕКЦИЯ 1	55
СЕКЦИЯ 2	133

CONTENTS

SCHOOL PROGRAM	13
ABSTRACTS OF LECTURES	21
ABSTRACTS OF REPORTS	55
SECTION 1	55
SECTION 2	133

ПРОГРАММА

5 ноября

8⁰⁰ – 10⁰⁰ Регистрация участников.

10⁰⁰ – 10²⁰ Открытие.

10²⁰ – 11⁴⁰ Мокрушин А.А., Ястребков А.А., Колесников Е.Г., Степанов В.А., Солдатенков С.И. (НИИ НПО «ЛУЧ», г. Подольск). Технологии создания жаропрочных конструкционных материалов энергетических установок.

11⁴⁰ – 12⁰⁰ Новиков В.В. (ВНИИНМ). Технологии топливных композиций водо-водяных реакторов.

Перерыв 12⁰⁰ – 12²⁰

12²⁰ – 13¹⁰ Леонтьева-Смирнова М.В. (ВНИИНМ). Перспективные технологии конструкционных материалов.

13¹⁰ – 14⁰⁰ Шишкин А.А., Угрюмов А.В., (АО ТВЭЛ). НИОКР по совершенствованию технологий производства ядерного топлива.

Обед 14⁰⁰ – 15⁰⁰

15⁰⁰ – 15⁴⁰ Иванов А.В. (МСЗ, г. Электросталь). Совершенствование технологий производства ядерного топлива ПАО МСЗ.

15⁴⁰ – 16²⁰ Неустроев В.С., Гринь П.И, Макаров Е.И., Маркелов Д.Е., Соколовский Д.А. (НИИАР, г. Димитровград). Методы и методики исследований распухания и ползучести облученных материалов ядерных энергетических реакторов.

16²⁰ – 17⁰⁰ Френк Гарнер (Radiation Effects Consulting, США). Использование облучения заряженными частицами для оценки и оптимизации новых сплавов для применения в ядерной энергетике.

17⁰⁰ – 20⁰⁰ *Стендовая сессия (секция I). Обсуждение докладов.*

6 ноября

8⁰⁰ – 10⁰⁰ Регистрация участников.

10⁰⁰ – 10⁵⁰ Мазуль И.В. (НИИЭФА, г. Санкт-Петербург). Технологии создания внутрикамерных конструктивных элементов ИТЭРа.

10⁵⁰ – 11⁴⁰ Френк Гарнер (Radiation Effects Consulting, США). Радиационные изменения состава, размеров и механических свойств конструктивных элементов реактора.

Перерыв 11⁴⁰ – 12⁰⁰

12⁰⁰ – 12⁴⁰ Гурович Б.А. (НИЦ «Курчатовский институт»). Структурные изменения в облученном сплаве 42ХНМ под воздействием ускоренных нагревов в интервале температур возможных максимальных проектных аварий.

12⁴⁰ – 13²⁰ Приходько К.Е. (НИЦ «Курчатовский институт»). Применение современных методов просвечивающей электронной микроскопии для исследования микроструктуры облученных материалов.

13²⁰ – 14⁰⁰ Миловзоров Н.Г. (ООО«Тескан»). Оборудование TESCAN при исследовании конструкционных и функциональных материалов.

Обед 14⁰⁰ – 15⁰⁰

15⁰⁰ – 15⁴⁰ Кислицын С., Иванов И., Кудряшев В., Диков А., Ларионов А., Акаев С. (ИЯФ РК, Казахстан). Сравнительные исследования радиационного повреждения стали 12Х18Н10Т, облученной низкоэнергетическими ионами криптона и железа до высоких повреждающих доз.

15⁴⁰ – 16²⁰ Владимир Крсжак (Словацкий технологический университет, Словакия). Экспериментальное моделирование радиационных эффектов в ядерных материалах.

16²⁰ – 17⁰⁰ Майкл Шорт (Массачусетский технологический институт, США). Изготовление и испытание многослойных металлических композитов для современных и перспективных ядерных реакторов.

17⁰⁰ – 20⁰⁰ *Стендовая сессия (секция 2). Обсуждение докладов.*

7 ноября

8⁰⁰ – 10⁰⁰ Регистрация участников.

10⁰⁰ – 10⁴⁰ Янин С.Н. (ТПУ, г. Томск). Применение плазмы магнетронного разряда для обработки поверхности твёрдого тела.

10⁴⁰ – 11²⁰ Углов В.В., Черенда Н.Н., Шиманский В.И. (Белорусский ГУ, г. Минск, Беларусь). Модификация материалов, работающих в экстремальных условиях, с помощью компрессионных плазменных потоков.

11²⁰ – 12⁰⁰ Патрикеев Л.Н. (НИЯУ МИФИ). Нанотехнологии и наноматериалы в атомной технике.

12⁰⁰ – 12³⁰ Севрюков О.Н. (НИЯУ МИФИ). Технологии создания неразъемных соединений в атомной технике.

Обед 12³⁰ – 13³⁰

13⁰⁰ – 20⁰⁰ *Ознакомительная практика.*

8 ноября

8⁰⁰ – 10⁰⁰ Регистрация участников.

10⁰⁰ – 10⁴⁰ Петровский В.Н. (НИЯУ МИФИ). Аддитивные технологии: современное состояние и перспектива.

10⁴⁰ – 11²⁰ Богачев И.А. (ВИАМ). Особенности формирования структуры сплавов на различной основе, полученных аддитивными технологиями.

11²⁰ – 12⁰⁰ Самохин А.В. (ИМЕТ РАН). Плазменные технологии получения и обработки порошковых материалов.

Перерыв 12⁰⁰ – 12²⁰

12²⁰ – 13⁰⁰ Миронов В.А. (Рижский ТУ, г. Рига, Латвия). Перемещение и консолидация порошков и пустотелых сфер в импульсном электромагнитном поле.

13⁰⁰ – 13²⁰ Столяров В.В., Суджанская И.В. (ИМАШ РАН, Белгородский ГТУ). Диэлектрические свойства нанокompозитной керамики Al_2O_3 / графен.

Обед 13²⁰ – 14²⁰

14²⁰ – 15⁰⁰ Воскобойников Р.Е. (НИЦ «Курчатовский институт»). Микроструктура по расчёту – математическое и компьютерное моделирование в производстве материалов.

15⁰⁰ – 15³⁰ Бородин В.А., Ганченкова М.Г., Джумаев П.С., Емельянова О.В., Ковальский С.Е. (НИЦ «Курчатовский институт»). Физические механизмы роста дуплексной оксидной пленки на феррито-мартенситных сталях с содержанием хрома 8-10 вес.% при высокотемпературном окислении.

15³⁰ – 16³⁰ Круглый стол с участием российских и зарубежных лекторов. Подведение итогов.

16³⁰ – 17⁰⁰ Закрытие и награждение.

СТЕНДОВАЯ СЕССИЯ (Секция 1)

1. К.К. ПОЛУНИН, А.А. МОКРУШИН. Технологии изготовления замедлителя для облучательных устройств реакторов типа БН и его испытания.

2. А.С. ЛАРИОНОВ, Е.Е. СУСЛОВ, А.Н. КРАПИКОВ, А.С. ДИКОВ. Влияние стехиометрического состава катодной мишени на структуру перспективного нейтронно-поглощающего покрытия из борида титана при магнетронном напылении.

3. Т. АЛДАБЕРГЕНОВА, С. КИСЛИЦИН, В. УГЛОВ, И. ИВАНОВ, А. ЛАРИОНОВ, А. РЫСКУЛОВ. Радиационные эффекты в покрытиях ZrTiN, вызванные воздействием высокоэнергетических ионов криптона.

4. Д.А. МЕРЕЖКО, М.С. МЕРЕЖКО, Л.А. ДИКОВА, О.П. МАКСИМКИН, М. N. GUSSEV, F.A. GARNER. Образование радиационно-индуцированного феррита в реакторных материалах.

5. М.Д. САВЕЛЬЕВ, Б.А. ТАРАСОВ, Д.П. ШОРНИКОВ. Свариваемость хромистых сталей типа Fe-Cr-Si-Al.

6. М.Д. САВЕЛЬЕВ, Б.А. ТАРАСОВ, М.А. ЛУТКОВ, Д.П. ШОРНИКОВ. Коррозионная стойкость хромистых сталей с низким содержанием хрома в воде высоких параметров.

7. Н.Ю. ШУЛЬГА, Ф.О. МИЛОВИЧ, А.В. КУЛЕБЯКИН, И.Е. КУРИЦИНА, Н.В. СИДОРОВА. Механические характеристики и особенности трансформационного механизма упрочнения в твердых растворах на основе диоксида циркония, солегированных оксидами иттрия, церия, неодима и иттербия.

8. И.Е. КУРИЦИНА, Ф.О. МИЛОВИЧ, А.В. КУЛЕБЯКИН, Н.Ю. ШУЛЬГА, Н.В. СИДОРОВА. Анизотропия механических свойств тетрагонально моноклиного перехода в кристаллах частично стабилизированного ZrO_2 .

9. М.Г. ИСАЕНКОВА, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ, В.А. ФЕСЕНКО, К.Е. КЛЮКОВА, С.Д. СТОЛБОВ, Е.В. БЕРЛИН. Влияние структуры хромового покрытия на оболочечных трубах из сплава Zr-1%Nb-(O, Fe) на его защитные свойства.

10. А.В. СУМАРОКОВА, В.М. АНАНИН, Б.А. КАЛИН. Измерение внутреннего трения сплава Э110 после окисления и азотирования.

11. Ю.А. ГУРОВА, А.Н. СУЧКОВ, Д.М. БАЧУРИНА, О.Н. СЕВРЮКОВ. Исследование структурно-фазового состояния паяного соединения ЭК-181/V/W, полученного с использованием быстрозакаленного припоя Cu-28Ti применительно к термоядерному реактору ДЕМО.

12. Н.А. ИСКАНДАРОВ, С.В. РОГОЖКИН, А.Г. ЗАЛУЖНЫЙ, А.А. НИКИТИН, А.А. ХОМИЧ, В.В. ХОРОШИЛОВ, А.А. БОГАЧЕВ, А.А. ЛУКЬЯНЧУК, О.А. РАЗНИЦЫН, А.С. ШУТОВ, П.А. ФЕДИН, Т.В. КУЛЕВОЙ, А.А. ПОТЕХИН. Исследование микроскопических причин радиационного упрочнения сталей ЭК-181 и ЧС-139 с помощью имитационного облучения ионами.

13. А.Н. КРАПИКОВ, А.С. ЛАРИОНОВ, А.С. ДИКОВ, И.И. ЧЕРНОВ, М.С. СТАЛЬЦОВ, С. Б. КИСЛИЦИН, В.В. ФИРСОВА. Исследование процессов распыления и ионной имплантации при облучении тонких бор - титановых и бор - углеродных плёнок ионами гелия и водорода.

14. Е.Е. СУСЛОВ, А.С. ЛАРИОНОВ, А.С. ДИКОВ, И.И. ЧЕРНОВ, М.С. СТАЛЬЦОВ, С. Б. КИСЛИЦИН, С.О. АКАЕВ. Окисление бор-титанового тонкоплёночного покрытия при циклических испытаниях на термоудар.

15. Е.Л. КОРЕНЕВСКИЙ, Д.А. САФОНОВ, А.С. ЯШИН, Р.Ш. ИСАЕВ, А.А. ПОПОВ. Изучение влияния барьерного слоя из Nb на коррозионную стойкость сплавов Zr с покрытием на основе Cr.

16. С.Н. НИКИТИН, Б.А. ТАРАСОВ, Д.П. ШОРНИКОВ, А.С. ЮРЛОВА. Взаимодействие металлического ядерного топлива с перспективными материалами оболочек твэлов.

17. М.Г. ИСАЕНКОВА, А.В. ТЕНИШЕВ, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ, С.Д. СТОЛБОВ, В.В. МИХАЛЬЧИК, В.А. ФЕСЕНКО, П.В. ФЕДОТОВ, В.В. НОВИКОВ, В.И. КУЗНЕЦОВ. Закономерности термического расширения оболочечных труб и прутков из сплава Э110 опт в интервале температур 20-1200 °С.

18. С.О. АКАЕВ, А.С. ДИКОВ, Л.А. ДИКОВА, С.Б. КИСЛИЦИН, В.В. ФИРСОВА, И.И. ЧЕРНОВ М.С. СТАЛЬЦОВ. Влияние нейтронного облучения в атмосфере гелия на механические свойства аустенитной стали 12Х18Н10Т.

19. М.Г. ИСАЕНКОВА, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ, О.А. КРЫМСКАЯ, Д.И. ЖУК. Моделирование процессов двойникования при прокатке α -циркония.

20. Б.А. КАЛИН, Е.М. МОРОЗОВ, П.В. ФЕДОТОВ, А.В. КОСТЮХИНА. Влияние микроструктуры и ее эволюции под действием облучения на деформационное поведение сплава Э110.

21. А.А. ЕРОШЕНКО, А.А. ИВАННИКОВ, И.В. ФЕДОТОВ, А.Н. СУЧКОВ, О.Н. СЕВРЮКОВ. Разработка сплавов-припоев на основе Ti–Zr–Nb для соединения карбида кремния.

22. Е.А. КРАСНОВА, А.А. ИВАННИКОВ, М.А. ПЕНЯЗЬ, О.Н. СЕВРЮКОВ, Б.А. КАЛИН. Исследование влияния режима высокотемпературной пайки никелевым сплавом-припоем СТЭМЕТ 1301А на термостабильность соединений из стали 12Х18Н10Т.

23. А.И. ГАБОВ, А.А. ИВАННИКОВ, О. Н. СЕВРЮКОВ. Получение высокоэнтропийного сплава в системе Ni-Nb-Co-Fe-Cr методом быстрого затвердевания расплава для пайки оксидной керамики.

24. Р.А. МИНУШКИН, М.Г. ИСАЕНКОВА, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ, А.П. ЯКОВЛЕВА. Изменение структуры поверхностных слоев цилиндрических изделий с помощью комбинированной обработки.

25. Е.В. КОЗЛОВА, М.С. ШЕВЕРДЯЕВ, В.В. ГОРЛЕВСКИЙ, А.А. СЕМЕНОВ, А.В. ЛАУШКИН, А.В. ЧЕБОТАРЕВ, А.С. АНИКИН. Исследование структуры бериллиевых композитов содержащих наноалмазы.

26. А.В. КРАВЧЕНКО, М.Ю. ВАСИЛЬЕВ, Ю.В. СОРОКИН, В.С. ПОПОВ, А.М. УРСКОВ, В.П. СМЕРНОВ. Неразрушающий контроль сварных соединений титана и его сплавов с визуализацией сигналов при контроле методом вихревых токов.

27. М.С. ТАРАСОВА, Б.А. ТАРАСОВ, С.С. БАШЛЫКОВ. Установка для высоковольтной электроимпульсной консолидации ядерного топлива.

СТЕНДОВАЯ СЕССИЯ (Секция 2)

28. Л.Е. АГУРЕЕВ, И.Н. ЛАПТЕВ, А.И. КАНУШКИН, А.В. ИВАНОВ. Керметы на основе системы Ni-Al-O, упрочнённые наночастицами шпинели, для жидкосолевых энергетических установок.

29. А.В. СИНЧУК, Ю.О. АДАМЧУК, С.В. ЧУЩАК. Образование наноструктурных карбидных покрытий из порошковых продуктов электровзрыва проводников.

30. Ш.Ш. ШАБАНОВ, Г.Д. КАРДАШОВА. Температуропроводность керамики карбида кремния с добавками карбида ниобия.

31. Ш.Ш. ШАБАНОВ, Г.Д. КАРДАШОВА. Механическая прочность керамических материалов SiC-BeO.

32. Г.Д. КАРДАШОВА, К.Л. АШУРБЕГОВ. Установление режимов искрового плазменного спекания для получения высокоплотной карбид-кремниевой керамики.

33. Г.Д. КАРДАШОВА, Г.К. САФРАЛИЕВ. Влияние условий спекания на структуру и свойства керамики на основе карбида кремния.

34. А.С. ХАПОВ, С.В. ЧЕКАНОВ, А.В. ВОЕННОВ, А.С. ПЕКЛИЧ. Особенности применения пайки для создания неразборных металлостеклянных соединений.

35. О.Н. СЕВРЮКОВ, А.А. ИВАННИКОВ, И.В. ФЕДОТОВ, А.С. ПЕКЛИЧ. Получение вакуум-плотного соединения стекла с молибденом для электровакуумных приборов методом активной пайки.

36. В.Ю. ГОЛЫЦЕВ, А.В. ОСИНЦЕВ, А.С. ПЛОТНИКОВ, А.С. СЕДЕГОВ. Изгиб тонких малоразмерных дисков на кольцевой опоре.

37. М.М. ЗАРИПОВА, М.Г. ИСАЕНКОВА, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ, В.А. ФЕСЕНКО, А.В. ОСИНЦЕВ, Л.А. ДЕГАДНИКОВА. Исследование обратимых мартенситных превращений в сверхупругих сплавах на основе Ti-Zr-Nb.

38. В.А. ГЛУЩЕНКОВ, Ю.С. УШЕРЕНКО, И.А. БЕЛЯЕВА, В.А. МИРОНОВ, В.И. ПЕСОЦКИЙ. Метод одновременного уплотнения и плакирования порошковой композиции расплавом под воздействием импульсного магнитного поля.

39. В.А. МИРОНОВ, В.А. ГЛУЩЕНКОВ, И.А. БЕЛЯЕВА. Анализ эффективности технологических схем уплотнения порошковых композиций с использованием магнитно-импульсного нагружения.

40. Б.П. МИХАЙЛОВ, В.Я. НИКУЛИН, А.Б. МИХАЙЛОВА, П.В. СИЛИН, И.В. БОРОВИЦКАЯ. Современное состояние исследований плазмо-фокусного воздействия на структуру и свойства сверхпроводников.

41. Е.Л. СТРИЖАКОВ, С.В. НЕСКОРОМНЫЙ, В.Г. ВИНОГРАДОВ. Особенности процессов электроимпульсного воздействия при соединении разнородных материалов с использованием порошковых композиций в качестве связующего элемента.

42. С.О. АГЕЕВ, С.В. НЕСКОРОМНЫЙ, Е.Л. СТРИЖАКОВ. Получение неразъемных соединений электромагнитным методом.

43. В.И.СТАШЕНКО, О.Б.СКВОРЦОВ, О.А.ТРОИЦКИЙ. Управление механическими свойствами конструкционных материалов мощного энергетического оборудования.

44. О.Б.СКВОРЦОВ. Вибрационная прочность.

45. Н.С. ПОПОВ, М.А. ПЕНЯЗЬ, А.А. ИВАННИКОВ, О.Н. СЕВРЮКОВ, Б.А. КАЛИН. Определение коррозионной стойкости паяных соединений из стали 12Х18Н10Т, полученных с помощью никелевых припоев.

46. Ю.А. ПЕРЛОВИЧ, М.Г. ИСАЕНКОВА, Я.А. БАБИЧ. Особенности протекания процесса рекристаллизации в ГЦК металлах на примере меди.

47. К.Х. АШИККАЛИЕВА, Т. В. КОНОНЕНКО, Е.Е. АШКИНАЗИ, Е.А. ОБРАЗЦОВА, В.М. ГОЛОЛОБОВ. Особенности спонтанного роста лазерно-индуцированных графитизированных микроструктур в объеме алмаза и их внутренней структуры.

48. Х.М.ГАДЖИЕВ, Т.А.ЧЕЛУШКИНА. Применение 3D технологий для создания электронных компонентов СВЧ диапазона.

49. В.А. КОШЛАКОВА, Д.С. МУРАТОВ. Получение нанослоев Co_3O_4 методом слот-матричной печати.

50. А.Г.ЖОЛНИН, Р.С.ХАФИЗОВ. Перспективы применения нанокompозита корунд-графен.

51. У.М. ЗАВОРОТНАЯ, М.Г. ИСАЕНКОВА, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ, С.Д. СТОЛБОВ, А.Е. РУБАНОВ. Моделирование пластической деформации многослойных композиций.

52. А.П. МЕЛЬНИКОВ, А.В. НАЗАРОВ. Моделирование анизотропии скорости роста нанопор в $\alpha\text{-Fe}$ и W.

53. Н.С. МОРОЗОВ, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ, М.Г. ИСАЕНКОВА, О.А. КРЫМСКАЯ, Р.А. МИНУШКИН. Влияние структурных и текстурных особенностей стальных труб магистральных газопроводов на их стойкость к коррозионному растрескиванию под напряжение.

54. Е.А. ПРАВОТОРОВА, О.А.ТРОИЦКИЙ, О.Б.СКВОРЦОВ, В.И.СТАШЕНКО. Виброакустические эффекты и управление электроимпульсной сваркой..

55.Б.А. ГУРОВИЧ, Б.В. ГОНЧАРОВ, Л.В. КУТУЗОВ, К.Е. ПРИХОДЬКО, А.Г. ДОМАНТОВСКИЙ, М.М. ДЕМЕНТЬЕВА, В.Л. СТОЛЯРОВ, Е.Д. ОЛЬШАНСКИЙ, А.А. ЧЕРЕПАНОВ, Е.М. МАЛИЕВА. Создание ультратонких пленок нитрида ниобия при температурах менее 100 °С.

56.Е.В. ГАЛКИН, М.В. ЖАРОВ. Перспективная технология получения гранул металлических материалов со сверхвысокими скоростями кристаллизации.

SCHOOL PROGRAM

November 5

- 8⁰⁰ – 10⁰⁰** Registration.
- 10⁰⁰ – 10²⁰** Opening ceremony
- 10²⁰ – 11¹⁰** Mokrushin A.A. (SRI SIA «LUCH»). Processes for development of high-temperature high strength structural materials for power generating systems.
- 11¹⁰ – 12⁰⁰** Novikov V.V. (JC «A.A. Bochvar High Technology Research Institute of Inorganic Materials»). Technologies of fuel compositions of water-cooled reactors.

Coffee break 12⁰⁰ – 12²⁰

- 12²⁰ – 13¹⁰** Leontyeva-Smirnova M.V. (JC «A.A. Bochvar High Technology Research Institute of Inorganic Materials»). Promising technologies for the construction of fast neutron reactor core materials.
- 13¹⁰ – 14⁰⁰** Shishkin A.A. (JSC TVEL). Improvement of nuclear fuel of power reactors.

Lunch 14⁰⁰ – 15⁰⁰

- 15⁰⁰ – 15⁴⁰** Ivanov A.V. (Elektrostal Machine-Building Plant). Improving the production technology of nuclear fuel of MSZ.
- 15⁴⁰ – 16²⁰** Neustroev V. S., Grin P. I., Makarov E. I., Markelov D. E., Sokolowski D. A. (JSC «SSC RIAR», Dimitrovgrad). Methods and techniques for investigation of swelling and creep of irradiated materials of nuclear power reactors.
- 16²⁰ – 17⁰⁰** Garner F.A. (Radiation Effects Consulting, USA). Use of charged particle irradiation to aid in assessing and optimizing new alloys for nuclear energy application.
- 17⁰⁰ – 20⁰⁰** *Poster session 1.*

November 6

10⁰⁰ – 10⁵⁰ Mazul I.V. (NIEFA, Saint-Petersburg). Technologies of creation of intracameral constructive elements of ITER.

10⁵⁰ – 11⁴⁰ Garner F.A. (Radiation Effects Consulting, USA). Impact of radiation-induced changes in composition, dimension and mechanical properties of reactor structural components.

Coffee break 11⁴⁰ – 12⁰⁰

12⁰⁰ – 12⁴⁰ Gurovich B.A. (NRC «Kurchatov Institute»). Structural changes in the irradiated alloy 42KhNM under the influence of accelerated heating in the temperature range of possible maximum design basis accidents.

12⁴⁰ – 13²⁰ Prikhodko K.E. (NRC «Kurchatov Institute»). The use of modern methods of transmission electron microscopy to study the microstructure of irradiated materials.

13²⁰ – 14⁰⁰ Milovzorov N.G. (JSC TESCANA). TESCANA equipment for the study of structural and functional materials.

Lunch 14⁰⁰ – 15⁰⁰

15⁰⁰ – 15⁴⁰ Kisilitsin S., Ivanov I., Kudrjashov V., Dikov A., Larionov A., Akaev S. (Institute of Nuclear Physics, Kazakhstan). Comparative study the radiation damage of Kh18N9T steel, irradiated with low-energy ions of krypton and iron to high damage doses.

15⁴⁰ – 16²⁰ Krsjak V. (Slovak University of Technology, Slovakia) Experimental simulation of radiation effects in nuclear materials.

16²⁰ – 17⁰⁰ Short M.P. (Massachusetts Institute of Technology, USA). Producing and Testing Multimetallc Layered Composites for Current and Advanced Nuclear Reactors.

17⁰⁰ – 20⁰⁰ *Poster session 2.*

November 7

10⁰⁰ – 10⁴⁰ Yanin S.N. (Tomsk Polytechnic University). The use of magnetron discharge plasma for processing of the solid surface.

10⁴⁰ – 11²⁰ Uglov V.V., Cherenda N.N., Shymanski V.I. (Belarusian State University, Belarus). Modification of materials for extreme working conditions by compression plasma flows impacts.

11²⁰ – 12⁰⁰ Patrikeev L.N. (MEPHI). Nanotechnologies and nanomaterials in atomic engineering.

12⁰⁰ – 12³⁰ Sevryukov O.N. (MEPHI). Technologies for creating permanent connections in nuclear technology.

Lunch 12³⁰ – 13³⁰

13³⁰ – 20⁰⁰ *Excursions. Introductory Practices.*

November 8

10⁰⁰ – 10⁴⁰ Petrovsky V.N. (MEPHI). Additive technology: current state and perspective.

10⁴⁰ – 11²⁰ Bogachev I.A. (VIAM). Peculiarities of structure forming of alloys on various bases obtained by additive technologies.

11²⁰ – 12⁰⁰ Samokhin A.V. (IMET RAS). Plasma technology for the production and processing of powder materials.

Coffee break 12⁰⁰ – 12²⁰

12²⁰ – 13⁰⁰ Mironov V.A. (Riga Technical University, Latvia). Movement and consolidation of powders and empty spheres in a pulsed electromagnetic field.

13⁰⁰ – 13²⁰ Stolyarov V.V., Sudzhanskaya I.V. (MERI RAS, BSTU, Belgorod). Dielectric properties of nanocomposite ceramics Al₂O₃ / grafen.

Lunch 13²⁰ – 14²⁰

14²⁰ – 15⁰⁰ Voskoboynikov R. (NRC «Kurchatov Institute»). Heat and hit by design – modelling approaches in materials fabrication.

15⁰⁰ – 15³⁰ Borodin V.A., Ganchenkova M.G., Dzhumaev P.S., Emelyanova O.V., Kovalskiy S.E. (NRC «Kurchatov Institute», MEPHI). Physical mechanisms of the duplex oxide layer growth on ferritic/martensitic steels with 8-14 wt.% Cr during high-temperature oxidation.

15³⁰ – 16³⁰ Round table with the participation of Russian and foreign lecturers.

16³⁰ – 17⁰⁰ Conference closing and student poster reward ceremony.

POSTER SESSION (Section 1)

1. K.K. POLUNIN, A.A. MOKRUSHIN. Fabrication processes and testing of the moderator for irradiating devices of BN reactors. Testing of the moderator.
2. A.S. LARIONOV, E.E. SUSLOV, A.N. KARPIKOV, A.S. DIKOV. Influence of the stehoiometric composition of the cathode target on the structure of a perspective neutron-absorbing coating from titanium boride during magnetic spraying.
3. T. ALDABERGENOVA, S. KISLITSIN, V. UGLOV, I. IVANOV, A. LARIONOV, A. RYSKULOV. Radiation effects in ZrTiN coatings induced by impact of high energy krypton ions.
4. D. A. MEREZHKO, M. S. MEREZHKO, L.A. DICOVA, O. P. MAKSIMKIN, M. N. GUSSEV, F. A. GARNER. Radiation-induced ferrite formation in reactor materials.
5. M.D. SAVELYEV, B.A. TARASOV, D.P. SHORNIKOV. Weldability of chrome steels type Fe-Cr-Si-Al.
6. M.D. SAVELYEV, B.A. TARASOV, M.A. LUTKOV, D.P. SHORNIKOV. Corrosion resistance of chrome steels with low chromium content in high parameters water.
7. N.YU.SHULGA, F.O.MILOVICH, A.V.KULEBYAKIN, I.E. KURITSYNA, N.V.SIDOROVA. Mechanical properties and transformation hardening mechanism in yttria, ceria, neodymia and ytterbia co-doped zirconia based solid solutions.
8. I.E.KURITSYNA, F.O.MILOVICH, A.V.KULEBYAKIN, N. YU. SHULGA, N.V.SIDOROVA. Anisotropy of the mechanical properties and features of the tetragonal to monoclinic transition in partially stabilized zirconia crystals.
9. M. ISAENKOVA, YU. PERLOVICH, V. FESENKO, K. KLYUKOVA, S. STOLBOV, E. BERLIN. Influence of the structure of chrome coating on cladding tubes from Zr-1%Nb-(O, Fe) alloy on its protective properties.
10. A.V.SUMAROKOVA, V.M.ANANIN, B.A.KALIN. Measurement of the internal friction of E110 alloy after oxidation and nitration.
11. J. GUROVA, A. SUCHKOV, D. BACHURINA, O. SEVRYUKOV. Study of study of the structural phase state of the brazed joint EK-181/V/W obtained by rapidly quenched Cu-28Ti brazing alloy for DEMO fusion reactor.
12. N.A. ISKANDAROV, S.V. ROGOZHKN, A.G. ZALUZHNYI, A.A. NIKITIN, A.A. KHOMICH, V.V. KHOROSHILOV, A.A. BOGACHEV, A.A. LUKYANCHUK, O.A. RAZNITSYN, A.S. SHUTOV, P.A. FEDIN, T.V. KULEVOY, A.A. POTEKHIN. Study of microscopic origins of radiation hardening of ferritic-martensitic steels rusfer-EK-181 and ChS-139 in simulation experiment with heavy ion irradiation.
13. A.N. KARPIKOV, A.S. LARIONOV, A.S. DIKOV, I.I. CHERNOV, M.S. STALTSOV, S.B. KISLITSIN, V.V. FIRSOVA. Research of spraying and ion implantation processes in irradiation of thin boron - titanium and boron - carbon films by helium and hydrogen ions.

14. E.E. SUSLOV, A.S. LARIONOV, A.S. DIKOV, I.I. CHERNOV, M.S. STALTISOV, S.B. KISLITSIN, S.O. AKAEV. Oxidation of bor-titanium thin film coating during cyclic tests on thermal shock.

15. E.L. KORENEVSKY, D.A. SAFONOV, A.S. YASHIN, R. Sh. ISAEV, A.A. POPOV. Study of the influence of the Nb barrier layer on the corrosion resistance of Zr alloys with Cr-based coating.

16. S.N. NIKITIN, B.A. TARASOV, D.P. SHORNIKOV, A.S. YURLOVA. Interaction of metal nuclear fuel with perspective cladding materials.

17. M.G. ISAENKOVA, A.V. TENISHEV, YU.A. PERLOVICH, S.D. STOLBOV, V.V. MIKHAL'CHIK, V.A. FESENKO, P.V. FEDOTOV, V.V. NOVIKOV, V.I. KUZNETSOV. Regularities of thermal expansion of cladding tubes and rods from E110 opt alloy in the temperature range of 20-1200 °C.

18. S.O. AKAEV, A.S. DIKOV, L.A. DIKOVA, S.B. KISLITSIN, V.V. FIRSOVA, A.S. LARIONOV, I.I. CHERNOV, M.S. STALTISOV. The effect of neutron irradiation in a helium atmosphere on the mechanical properties of 12Cr18Ni10Ti austenitic steel.

19. M.G. ISAENKOVA, YU.A. PERLOVICH, O.A. KRYMSKAYA, D.I. ZHUK. Modelling of twinning processes in α -zirconium.

20. B.A. KALIN, E.M. MOROZOV, P.V. FEDOTOV, A.V. KOSTYUKHINA. Influence of microstructure evolution under irradiation on the deformation behavior of E110 alloy.

21. A. EROSHENKO, A. IVANNIKOV, I. FEDOTOV, A. SUCHKOV, O. SEVRYUKOV. Development Ti-Zr-Nb based filler metal compositions for the silicon carbide joints.

22. E. A. KRASNOVA, A. A. IVANNIKOV, M. A. PENYAZ, O. N. SEVRYUKOV, B.A. KALIN. Investigation of the effect of high-temperature brazing nickel filler metal STEMET 1301A on the thermal stability of 12X18H10T joints.

23. A. I. GABOV, A. A. IVANNIKOV, O. N. SEVRYUKOV. Obtaining high entropy alloy in the Ni-Nb-Co-Fe-Cr system by rapidly quenching method for brazing of oxide ceramic.

24. R.A. MINUSHKIN, M.G. ISAENKOVA, YU.A. PERLOVICH, A.P. YAKOVLEVA. Structural change of surface layers of cylindrical products by using combined processing schedules.

25. E.V. KOZLOVA, M.S. SHEVERDYAEV, V.V. GORLEVSKY, A.A. SEMENOV, A.V. LAUSHKIN, A.V. CHEBOTAREV, A.S. ANIKIN. Investigation on the structure of beryllium composite containing nanodiamonds.

26. A. KRAVCHENKO, M. VASILYEV, YU. SOROKIN, V. POPOV, A. URSKOV, V. SMIRNOV. NDT of titanium and its alloys with data visualization by eddy current method

27. M.S. TARASOVA, B.A. TARASOV, S.S. BASHLYKOV. Installation for high voltage electric pulse consolidation of nuclear fuel.

POSTER SESSION (Section 2)

28. L.E. AGUREEV, I.N. LAPTEV, A.I. KANUSHKIN, A.V. IVANOV. Cermets based on the Ni-Al-O system strengthened by spinel nanoparticles for liquid salt power installations.

29. A.V. SINCHUK, YU.O. ADAMCHUK, S.V. CHUSHCHAK. Criation of nanostructural carbide coatings using powder resulting from wire electro explosion.

30. SH.SH. SHABANOV, G.D. KARDASHOVA. Thermal diffusivity of silicon carbide ceramics with niobium carbide additives.

31. SH.SH. SHABANOV, G.D. KARDASHOVA. The mechanical strength of ceramic materials SiC-BeO.

32. G.D. KARDASHOVA, K.L. ASHURBEGOV. Establishment of spark plasma sintering modes for producing high-density silicon carbide silicon.

33. G.D. KARDASHOVA, G.K. SAFARALIEV. Effect of sintering conditions on the structure and properties of ceramics based on silicon carbide.

34. A.S. KHAPOV, S.V. CHEKANOV, A.V. VOENNOV, A.S. PEKLICH. Features of brazing application for creation of permanent metal-glass joints.

35. O.N. SEVRYUKOV, A.A. IVANNIKOV, I.A. FEDOTOV, A.S. PEKLICH. Vacuum – tight joint of glass with molybdenum for electric vacuum devices by active brazing.

36. V.Y. GOLTSEV, A.V. OSINTSEV, A.S. PLOTNIKOV, A. S. SEDEGOV. Bending small thin discs on the support ring.

37. M.M. ZARIPOVA, M.G. ISAENKOVA, Yu.A. PERLOVICH, V.A. FESENKO, A.V. OSINTSEV, L.A. DEGADNIKOVA. The study of reversible martensitic transformations in superelastic alloys based on Ti-Zr-Nb.

38. V.A. GLUSHCHENKOV, Ju. S. USHERENKO, I.A. BELYAEVA, V.A. MIRONOV, V.I. PESOTSKY. Method of simultaneous compaction and cladding by melt under the action of a pulsed magnetic field.

39. V.A. MIRONOV, V.A. GLUSHCHENKOV, I.A. BELYAEVA. Analysis of efficiency of technological schemes of compaction of powder compositions using pulse- magnetic loading.

40. B.P. MIKHAILOV, V.Ya. NIKULIN, A.B. MIKHAILOVA, P.V. SILIN, I. V. BOROVITSKAYA. Current state of studies of plasma-focus effects on the structure and properties of superconductors.

41. E.L. STRIZHAKOV, S.V. NESKOROMNYY, V.G. VINOGRADOV. Electric pulse exposure processes when connecting dissimilar materials using powder compositions as a binder.

42. S.O. AGEEV, S.V. NESKOROMNYY, E.L. STRIZHAKOV. Obtaining permanent connections by electromagnetic method.

43. V.I. STASHENKO, O.B. SKVORCOV, O.A. TROICKIJ. Design of mechanical properties of structural materials for power plant equipment.

44. O.B. SKVORCOV. Vibration strength.

45. N. POPOV, M. PENYAZ, A. IVANNIKOV, O. SEVRYUKOV, B. KALIN. Corrosion resistance of brazed joints 12Cr18Ni10T/NiCrSiB AND 08Cr18Ni9/NiCrSiB.
46. YU.A. PERLOVICH, M.G. ISAENKOVA, YA.A. BABICH. Features of the recrystallization process in FCC metals using copper as an example.
47. K.K. ASHIKKALIEVA, T. V. KONONENKO, E.E. ASHKINAZI, E.A. OBRASSTOVA, V.M. GOLOLOBOV. Specifics of spontaneous growth of laser-induced graphitized microstructures in diamond and their internal structure.
48. H.M. GADGIEV, T.A. CHELUSHKINA. Application of 3D technologies for creation of electronic components of microwave range.
49. V.A. KOSHLAKOVA, D.S. MURATOV. Slot-die printed Co_3O_4 nanolayers.
50. А.Г.ЖОЛНИН, Р.С.ХАФИЗОВ. Перспективы применения нанокompозита корунд-графен.
51. U.M. ZAVOROTNAYA, M.G. ISAENKOVA, YU.A. PERLOVICH, S.D. STOLBOV, A.E. RUBANOV. Modeling of plastic deformation in multilayer compositions.
52. A.P. MELNIKOV, A.V. NAZAROV. Modeling the void growth rate anisotropy in α -Fe and W.
53. N.S. MOROZOV, Yu.A. PERLOVICH, M.G. ISAENKOVA, O.A. KRYMSKAYA, R.A. MINUSHKIN. The influence of structure and texture characteristics of steel tubes for main gas pipelines on their resistance to stress corrosion cracking.
54. E.A.PRAVOTOIROVA, O.A.TROICKIJ, O.B.SKVORCOV, V.I.STASHENKO. Vibroacoustic effects and electric pulse welding.
55. B.A. GUROVICH, B.V. GONCHAROV, L.V. KUTUZOV, K.E. PRIHODKO, D.A. KOMAROV, A.G. DOMANTOVSKY, M.M. DEMENTEVA, V.L. STOLYAROV, E.D. OLSHANSKY, A.A. CHEREPANOV, E.M. MALIEVA. Creation of ultrathin niobium nitride films at temperatures less than 100°C.

ТЕЗИСЫ ЛЕКЦИЙ

ABSTRACTS OF LECTURES

А.А. МОКРУШИН, А.А.ЯСТРЕБКОВ, Е.Г. КОЛЕСНИКОВ, В.А.
СТЕПАНОВ, С.И. СОЛДАТЕНКОВ
ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ», Подольск, Россия
mokrushinaa@sialuch.ru

ТЕХНОЛОГИИ СОЗДАНИЯ ЖАРОПРОЧНЫХ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

Реализация новых научно-технических идей и усложнение условий работы современной техники вызывают потребность в создании новых конструкционных материалов, способных работать при высоких температурах (1500 – 1900 °С), механических нагрузках, в контакте с агрессивной средой, при радиационном воздействии, обеспечивая при этом высокие выходные параметры, КПД и надёжность. Примерами подобной техники могут служить ядерные энергодвигательные установки (ЯЭУ) космического назначения с термоэмиссионным и турбомашинным методами преобразования тепловой энергии в электрическую, к высокотемпературным твэлам которых предъявляются жёсткие, в том числе противоречивые требования [1-3]. Зачастую только тугоплавкие металлы в монокристаллическом состоянии способны обеспечить возможность подобных разработок. Комплексные систематические работы по исследованию структуры и физико-механических свойств МТМ потребовали решения ряда научно-технических и технологических проблем: выбор методов выращивания МТМ; разработка системы контроля качества монокристаллов и монокристаллических изделий; разработка технологии выращивания МТМ высокого качества, различного профиля и размеров; создания жаропрочных сплавов на основе МТМ; промышленного освоения производства МТМ и монокристаллических изделий.

Исследование механизма и условий зарождения пористости, позволило разработать и освоить технологию выращивания беспористых монокристаллических прутков Мо диаметром (25 – 27) мм, что практически полностью устранило этот вид брака и повысило структурное совершенство. Способ получения беспористых прутков Мо диаметром (25 – 27) мм и длиной (250 – 300) мм был внедрён в промышленное производство, что позволило в 1997 г. аттестовать их Государственным Знаком качества.

На основе результатов исследований по воздействию различных видов обработки давлением на структуру монокристаллов, термическую стабильность и механические свойства деформированного состояния впервые разработана технология прокатки плоских монокристаллов с сохранением монокристаллическости. Технология позволяет получать монокристаллические Мо листы размером до 500×500 мм и толщиной до 2,0 мм.

Вследствие высокой химической чистоты и структурного совершенства нелегированные МТМ имеют невысокую жаропрочность. Для изделий, работающих при высокой температуре под нагрузкой, для которых важна геометрическая стабильность [1,2], разработаны жаропрочные и технологичные монокристаллические сплавы и технологии их выращивания. При их разработке была изучена возможность различных механизмов упрочнения монокристаллов (субструктурного, дисперсионного, твёрдорастворного). С точки зрения таких критериев как эффективность упрочнения, термическая и временная стабильность эффекта упрочнения, технологичность получения и обработки упрочнённого монокристалла наиболее оптимальными для длительной работы при температурах (1500 – 1900) °С показали себя сплавы на основе твёрдых растворов замещения. Разработана серия жаропрочных и технологичных сплавов на основе Мо и W, легированных Nb, Ta, Re, Ru. Монокристаллические сплавы на основе твёрдых растворов работают в широком диапазоне температур и демонстрируют высокую стабильность жаропрочных характеристик во времени и сохранение эффекта упрочнения даже при предплавильных температурах, выгодно отличаясь этим от сплавов, упрочнённых дисперсными частицами.

На базе нового класса материалов впервые были разработаны уникальные по своим возможностям монокристаллические изделия – эмиттеры и детали газоотводной системы термоэмиссионных ЯЭУ, зеркала с отражающей поверхностью из монокристаллических Мо листов для мощных лазерных установок, зеркала для первого диагностического зеркала реактора ИТЭР, аноды и эмиттеры высоконагруженных рентгеновских трубок и организовано их производство. В настоящее время продолжается регулярный выпуск партий монокристаллов Мо, W и их сплавов и изготовление из них изделий для новой техники.

1. Николаев Ю.В., Ястребков А.А., Гонтарь А.С. и др. Базовые материалы и технологии в обеспечение длительного ресурса и эффективности ЭГК. – В кн.: Сб. трудов НИИ НПО «Луч» 2000 – 2002. М., ЦНИИАтоминформ. 2003, с. 24-28.

2. Кухаркин Н.Е., Пономарев-Степной Н.Н., Усов В.А. Космическая ядерная энергетика (ядерные реакторы с термоэлектрическим и термоэмиссионным преобразованием «Ромашка» и «Енисей»). М.; ИздАт, 2012.

3. Драгунов Ю.Г. Разработка реакторной установки для транспортно-энергетического модуля мегаваттного класса. – Атомная энергия, 2012, т.113, вып.1, с. 4-6.

A.A. MOKRUSHIN, A.A. YASTREBKOV, E.G. KOLESNIKOV,
V.A. STEPANOV, S.I. SOLDATENKOV
FSUE "SRI SIA "LUCH", Podolsk, Russia
mokrushinaa@sialuch.ru

PROCESSES FOR DEVELOPMENT OF HIGH-TEMPERATURE HIGH STRENGTH STRUCTURAL MATERIALS FOR POWER GENERATING SYSTEMS

Implementation of new scientific and engineering ideas and ever sophisticated operational conditions of modern equipment account for the need to develop new structural materials capable of operation at elevated temperatures (1500 – 1900 °C), under mechanical stresses in contact with corrosive media, under exposure to radiation, ensuring high performance, efficiency and reliability at the same time. Space nuclear power and propulsion systems with thermionic and Brayton energy conversion may be considered as examples of such equipment. The high-temperature fuel elements of such systems face rigorous as well as controversial requirements [1-3]. In many cases only monocrystalline refractory metals are capable to ensure the feasibility of such research and development work. Comprehensive and systematic works on studying the structure and physical and mechanical characteristics of monocrystalline refractory metals (MRM) required the solution of a number of scientific, technological and engineering problems: selection of MRM crystals growing processes: development of a quality control system for monocrystalline materials and products; development of growing processes for production of high quality MRM of various geometry; Development of high-temperature high strength alloys on the basis of MRM, commercial implementation of fabrication of MRM and monocrystalline products.

Studying the mechanism and conditions of porosity formation made it possible to develop and master the process of growing the pore-free monocrystalline Mo rods with a diameter of 25-27 mm, virtually eliminating pore-related defects and improving the structural perfection. The process of manufacturing pore-free Mo rods with a diameter of 25-27 mm and a length of 250-300 mm had been commercially implemented enabling its certification with the State Quality Mark in 1997.

Basing on the results of studies of the impact which the various types of pressure treatment have on the monocrystals' structure, thermal stability and mechanical characteristics in the strained state, a process for rolling flat monocrystals preserving the monocrystalline state has been developed for the first time ever. The process enables production of monocrystalline Mo sheets with dimensions of up to 500×500 mm and thicknesses of up to 2.0 mm.

Resulting from their high chemical purity and structural perfection, the un-

doped MRM have low high-temperature mechanical strength. For the products operated under high temperatures and mechanical stresses and whose geometric stability is important [1,2], high-temperature high strength monocrystalline alloys and growth processes well suited for manufacture have been developed. In the course of their development, the feasibility of various options for mechanical strengthening of monocrystals (substructural, dispersion-based, solid solution) was investigated. Considering the criteria such as strengthening efficiency, thermal and temporal stability of strengthening and manufacture adaptability of growth and machining processes of the strengthened monocrystals, the substitutional solid solution alloys proved to be the best suited for prolonged operation under elevated temperatures (1500 – 1900) °C. A series of high-temperature high strength workable alloys has been developed basing on Mo and W, doped with Nb, Ta, Re, Ru. Solid solution based monocrystalline alloys are operable within a wide temperature range and demonstrate high stability of high temperature strength characteristics in time and persistency of strengthening effect even at pre-melting temperatures, comparing favorably with the alloys strengthened with dispersed particles.

Basing on the new class of materials, for the first time ever, one-of-a-kind monocrystalline products have been developed: emitters and parts of gas ejection system of thermionic nuclear power systems, mirrors for high-power lasers with the reflecting surfaces made of monocrystalline Mo, mirrors for the ITER reactor's first diagnostic mirror, anodes and emitters of high-load X-ray tubes; and their fabrication has been set up. Currently, scheduled fabrication of monocrystalline Mo, W and their alloys is going on, as well as fabrication of the parts and elements on their basis for using in advanced equipment.

1. Nikolayev Yu.V., Yastrebkov A.A., Gontar A.S. et al. Basic materials and processes to ensure longevity and efficiency of the electric power generating channels – Collected works of SRI SIA “LUCH” 2000 – 2002. M., Tzniiatominform. 2003, p. 24-28.
2. Kukharkin N.E., Ponomaryov-Stepnoy N.N., Usov V.A. Space Nuclear Power (“Romashka” and “Yenisei” Nuclear reactors with thermoelectric and thermionic energy conversion). M.; Izdat, 2012.
3. Dragunov Yu.G. Development of the reactor system for 1 MW class transportation and power module. – Atomic Energy, 2012, Vol.113, issue.1, p. 4-6.

А.В. ИВАНОВ
ПАО «Машиностроительный завод»
E-mail: alexandre.iv@mail.ru

СОВЕРШЕНСТВОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИЙ ПРОИЗВОДСТВА ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА ПАО «МСЗ»

ПАО «Машиностроительный завод» входит в структуру Топливной компании «ТВЭЛ» и является одним из ведущих мировых производителей и поставщиков ядерного топлива для атомных электростанций. Предприятие выпускает также ядерное топливо для исследовательских реакторов и реакторных установок судов морского флота и продукцию на основе поглощающих композиций для поглощающих элементов и органов регулирования систем управления и защиты всех реакторов российского дизайна.

Стабильное положение предприятия на внутреннем и внешнем рынках определяется высоким качеством и надежностью производимой продукции, которые неразрывно связаны с проводимым на постоянной основе совершенствованием технологий ее производства. Основу совершенствования технологий составляет создание поточных производств на базе автоматизированных комплексов и линий с применением современного технологического и контрольного оборудования.

Эта работа охватывает производства всех полуфабрикатов и компонентов ядерного топлива: порошков диоксида урана, топливных таблеток, тепловыделяющих элементов, комплектующих деталей, тепловыделяющих сборок. Аналогичные подходы используются в производстве поглощающих элементов и органов регулирования.

К наиболее существенным совершенствованиям технологий производства ядерного топлива можно отнести внедрение оборудования конверсии гексафторида урана в порошки диоксида урана с использованием принципа «кипящего» слоя, «сухой» технологии получения таблеток диоксида урана с применением валкового уплотнения, комплекса оборудования по бережному обращению с топливными таблетками, установок непрерывного контроля герметичности твэлов. Применение принципа накопления твэлов различных исполнений в межоперационных кассетах и создание автоматизированных установок «горизонтальной» лакопокраски и сборки пучков твэлов позволили объединить производство твэлов и тепловыделяющих сборок в едином непрерывном производственном потоке и изготавливать их на автоматизированных линиях.

В.С.НЕУСТРОЕВ, П.И.ГРИНЬ, Е.И.МАКАРОВ,
Д.Е.МАРКЕЛОВ, Д.А.СОКОЛОВСКИЙ

*Акционерное общество «Государственный научный центр – Научно-исследовательский институт атомных реакторов», г. Димитровград,
Российская Федерация*

МЕТОДЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ РАСПУХАНИЯ И ПОЛЗУЧЕСТИ ОБЛУЧЁННЫХ МАТЕРИАЛОВ ЯДЕРНЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ РЕАКТОРОВ

В лекции обсуждаются методы исследования радиационного формирования облученных образцов, твэлов и чехлов тепловыделяющих сборок (ТВС) реакторов с натриевым теплоносителем. К таким методам относятся метод исследования радиационного распухания и взаимосвязанный с ним метод исследования радиационной ползучести облученных конструкционных материалов.

В этих методах при изучении закономерностей радиационного распухания и ползучести основными применяемыми методиками исследования общепризнаны разнообразные методики измерения размеров изделия (профилометрия), методика измерения плотности материала изделия и электронно-микроскопические методики исследования вакансионной и газовой пористости, дислокационной и фазовой структуры в облученных сталях. Эти методики позволяют получить данные о величине распухания (относительное изменение объема, плотности, объемная доля пор, параметры пористости), связанные между собой простыми соотношениями, достаточными для изучения указанных явлений.

В лекции анализируются погрешности измерений в применяемых методиках.

Приводятся примеры использования применяемых методик для исследований распухания и ползучести в газонаполненных образцах, оболочках твэлов и чехлов ТВС реакторов с натриевым теплоносителем.

На основании полученных результатов анализируются некоторые закономерности радиационного распухания и ползучести в облученных аустенитных сталях.

V.S.NEUSTROEV, P.I.GRIN, E.I.MAKAROV,

D.E.MARKELOV, D.A.SOKOLOWSKI

Joint stock company "State Scientific Center – Research Institute of Atomic Reactors", Dimitrovgrad, Russian Federation

METHODS AND TECHNIQUES FOR INVESTIGATION OF SWELLING AND CREEP OF IRRADIATED MATERIALS OF NUCLEAR POWER REACTORS

The lecture discusses methods of investigation of radiation deformation of irradiated samples, fuel pin cladding and hexagonal wrapper of fuel assemblies (FA) of reactors with sodium coolant. Such methods include the method of investigation of radiation swelling and the related method of investigation of radiation creep of irradiated structural materials.

In these methods, to study the regularities of radiation swelling and creep, the main applied research methods are generally recognized as a variety of methods for measuring the size of elements (profilometry), methods for measuring the density of the sample material and electron microscopic methods for studying vacancy and gas porosity, dislocation and phase structure in irradiated steels. These techniques allow to obtain data on the magnitude of swelling (relative change in volume, density, volume fraction of pores, porosity parameters), related to each other by simple relations sufficient for the study of these phenomena.

In the lecture, the authors analyze the measurement errors in the discussed methods.

Examples of application of the applied methods for studies of swelling and creep in gas-filled samples, fuel pin cladding and hexagonal wrapper of fuel assemblies of reactors with sodium coolant are given.

Based on the results obtained, some regularities of radiation swelling and creep in irradiated austenitic steels are analyzed.

Б.А. ГУРОВИЧ

Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»,

Москва, Россия

gurovich_ba@nrcki.ru

СТРУКТУРНЫЕ ИЗМЕНЕНИЯ В ОБЛУЧЕННОМ СПЛАВЕ 42ХНМ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ УСКОРЕННЫХ НАГРЕВОВ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР ВОЗМОЖНЫХ МАКСИМАЛЬНЫХ ПРОЕКТНЫХ АВАРИЙ

Одним из перспективных вариантов использования толерантного топлива является его применение совместно с оболочкой из сплава 42ХНМ. Этот сплав обладает уникальным комплексом эксплуатационных свойств, в том числе, высокой коррозионной стойкостью в паровой среде, отсутствием склонности к МККР, высокотехнологичен. Основным недостатком, ограничивающим его использование, является провал пластичности при относительно длительных нагревах и выдержках при температурах ~600-800°C после нейтронного облучения, обнаруженный в работах АО «ГНЦ НИИАР».

В этой связи, для прогнозирования поведения сплава 42ХНМ, а также для обоснования принципиальной возможности его использования в качестве особо тонкостенных оболочек твэлов для действующих и перспективных реакторов были проведены исследования методами просвечивающей и растровой электронной микроскопии фрагментов облученных оболочек пэлов, отработавших ~10 лет в условиях ВВЭР-1000, после термических обработок по различному типу и закалок в воду после изотермической выдержки, в том числе, при быстром нагреве до температур 600-800°C применительно к реальным сценариям проектных аварий.

Микроструктура образцов сплава 42ХНМ в облученном состоянии представляет собой пересыщенный γ -твердый раствор на основе никеля с ГЦК-решеткой, содержащий выделения α -Сг малой плотности и нитриды титана. Кроме того, в облученных образцах фрагментов пэлов присутствуют дислокационные петли Франка и вакансионные/газонаполненные поры.

Проведение отжигов образцов из облученных пэлов в диапазоне температур (400-500)°C не приводит к значимым изменениям размеров и плотности вторичных фаз по сравнению с состоянием после облучения.

При повышении температуры отжигов до 600°C начинается формирование областей прерывистого распада (представляющие пластинчатые выделения α -Сг в ГЦК-матрице твердого раствора хрома с увеличенным содержанием никеля по сравнению с облученным состоянием) вблизи границ аустенитных зерен.

При отжигах (700-800°C) происходит увеличение размеров и плотности выделений α -Cr по границам аустенитных зерен, увеличение объемной доли зон прерывистого распада с максимумом при 800°C, формирование карбидов на основе хрома типа $(Cr,Ni)_{23}C_6$, как правило, в области границ аустенитных зерен, а также образование пластинчатых выделений α -Cr в теле аустенитных зерен.

При дальнейшем увеличении температуры отжигов до температур (1000-1150)°C наблюдается полное растворение выделений α -Cr и практически полное растворение карбидов $(Cr,Ni)_{23}C_6$, сопровождающееся увеличением размеров оставшихся нерастворенными выделений. Практически исчезают также области прерывистого распада.

Обращает на себя внимание тот факт, что ускоренный нагрев до температуры 800°C с закалкой в воду, имитирующий режим максимальной проектной аварии, приводит к формированию незначительного количества зон прерывистого распада, по сравнению с длительными отжигами при той же температуре. По доле структурных составляющих микроструктура образца после короткого отжига при температуре 800°C близка к структуре образца после длительного отжига при температуре 600°C и представлена пересыщенным γ -твердым раствором на основе никеля с ГЦК-решеткой, выделениями α -Cr, нитридами титана и незначительной долей областей, претерпевших прерывистый распад.

Исследование фазового состава образца после отжига при температуре 800 °C, имитирующего проектную аварию, показало, что фазовый состав данного облученного пэла отличается от фазового состава образца, длительное время отжигавшегося при температуре 800°C.

Как показали исследования НИЦ КИ, наблюдаемое резкое снижение пластичности облученных образцов из сплава 42ХНМ после длительных нагревов может быть обусловлено образованием фаз по границам аустенитных зерен, отличающихся коэффициентом термического расширения от матрицы. Это может приводить к образованию микротрещин по границам зерен, которые дополнительно стимулируются присутствием гелия.

Проведенные испытания на статическое растяжение облученных кольцевых образцов из сплава 42ХНМ при быстром нагреве в интервале (500-1100)°C по сценарию НИЦ «Курчатовский институт» максимальной проектной аварии показали, что они обладают остаточной пластичностью $\geq 1,6\%$, что может позволить использовать сплав в качестве оболочки толерантного твэла в условиях максимальной проектной аварии.

PHASE TRANSFORMATIONS IN IRRADIATED 42CrNiMo ALLOY UNDER RAPID ANNEALING IN THE TEMPERATURE RANGE OF POSSIBLE MAXIMUM DESIGN BASIS ACCIDENT

One of the promising tolerant fuel options is its use in conjunction with the 42CrNiMo alloy cladding. This high-tech alloy has a unique set of operational properties, including high corrosion resistance in the steam environment, absence of the tendency to intergranular stress corrosion cracking. JSC «SSC RIAR» found the main drawback that limits the use of this alloy – the plasticity drop at relatively long-term heating and exposure at temperatures of ~600-800°C after neutron irradiation.

In this regard, to predict the 42CrNiMo alloy behavior and to substantiate the fundamental possibility of using it as a particularly thin-walled fuel element cladding for operating and prospective reactors, the following studies were carried out. The fragments of irradiated control rod claddings after ~ 10 years of operation in NPP unit and subjected to different thermal treatments (isothermal annealing followed by the water quenching) were studied by the methods of transmission and scanning electron microscopy. The rapid heating up to the temperatures of 600-800 °C that correspond to the actual design basis accident scenarios was also carried out.

The microstructure of irradiated 42CrNiMo alloy specimens is represented by a supersaturated nickel-based γ -solid solution with fcc lattice containing α -Cr phases of low-density and titanium nitrides. Besides, the Frank dislocation loops and vacancy/gas-filled pores are present in the irradiated specimens of the control rods cladding fragments.

Annealing of the irradiated control rod claddings in the temperature range (400-500)°C doesn't lead to significant changes of the secondary phases' sizes and number densities compared to the initial state.

The annealing temperature increase up to 600°C leads to the beginning of the discontinuous (cellular) precipitation – formation of the zones near austenite grain boundaries with lamellar α -Cr precipitate in fcc matrix with increased Ni concentration compared to irradiated state.

Further temperature increase (700-800°C) is accompanied by the volume fraction increase of discontinuous precipitation zones with the maximum at 800 °C, increase of the size and number density of α -Cr along austenite grain boundaries, formation of Cr-based carbides $(\text{Cr,Ni})_{23}\text{C}_6$ at austenite grain boundaries preliminary and formation of lamellar α -Cr precipitates inside austenite grains.

Complete dissolution of α -Cr secondary phases and almost complete disso-

lution of $(\text{Cr,Ni})_{23}\text{C}_6$ carbides accompanied by the size increase of undissolved ones is observed under annealing in the temperature range (1000-1150)°C. Discontinuous precipitation zones almost disappear as well.

Noteworthy is the fact that fast heating up to the temperature of 800 °C with the following water quenching simulating the maximum design basis accident leads insignificant discontinuous precipitation compared to the long-term heating. The microstructure of the specimen subjected to the fast heating annealing at 800 °C is represented by the supersaturated nickel-based γ -solid solution with fcc lattice, α -Cr secondary phases, titanium nitrides and the slight fraction of discontinuous precipitation zones. The fraction of the structural components in this specimen is close to the structure of the specimens after long-term heating annealing at 600 °C.

According to Kurchatov institute calculation, during the maximum design basis accident fuel cladding will be subjected to the maximum temperature of ~800-850°C for ~20–30 seconds.

Kurchatov institute studies showed that the observed drastic ductility decrease of irradiated 42CrNiMo alloy specimens after long-term heating can be due to radiation-induced phase formation along grain boundaries with different thermal expansion coefficient compared to matrix. This can lead to the microcrack formation which are additionally stimulated by the presence of helium.

To test the heating rate and exposure time effect on the 42CrNiMo alloy plasticity, tensile tests of the ring specimens were carried out and showed the possibility of maintaining the plasticity level of 1,6% and may be used as a fuel cladding, including the maximum design basis accident conditions.

К.Е. ПРИХОДЬКО^{1, 2}

¹Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт»,
Москва, Россия

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Москва, Россия

prihodko_ke@nrcki.ru

ПРИМЕНЕНИЕ СОВРЕМЕННЫХ МЕТОДОВ ПРОСВЕЧИВАЮЩЕЙ ЭЛЕКТРОННОЙ МИКРОСКОПИИ ДЛЯ ИССЛЕДОВАНИЯ МИКРОСТРУКТУРЫ ОБЛУЧЕННЫХ МАТЕРИАЛОВ

В настоящей работе представлен обзор результатов экспериментальных работ по применению современных аналитических методов просвечивающей электронной микроскопии для анализа микроструктуры различных конструкционных материалов ядерных энергетических установок.

В рамках просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ), рассмотрены методы микроскопии высокого разрешения для идентификации кристаллических наноразмерных выделений, от которых получение традиционной дифракционной картины не дает хорошего результата из-за размытия узлов обратной решетки, обусловленного размерным фактором. Рассмотрено картирование распределения химических элементов в просвечивающем режиме с использованием спектроскопии энергетических потерь электронов на примерах изучения микроструктуры корпусных сталей реакторов ВВЭР, а также облученных элементов коррозионно-стойких сталей внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР.

В рамках просвечивающей растровой электронной микроскопии (ПРЭМ), рассмотрены методы картирования распределения химических элементов в микроструктуре материалов на основе обработки спектров энергетических потерь электронов на примере визуализации изменений микроструктуры облученных аустенитных сталей [1], дисперсно-упрочненных феррито-мартенситных сталей. Продемонстрирована возможность использования метода спектроскопии энергетических потерь электронов в ПРЭМ для измерения концентрации гелия в порах материала после реакторного или имитационного облучения на ускорителе.

1. Gurovich B.A., et al. Investigation of high temperature annealing effectiveness for recovery of radiation-induced structural changes and properties of 18Cr-10Ni-Ti austenitic stainless steels // *Journal of Nuclear Materials*. Vol. **465** (2015) P. 565–581.

K.E. PRIKHODKO^{1, 2}

¹*National Research Centre «Kurchatov Institute», Moscow, Russia ()*

²*National Research Nuclear University «MEPhI», Moscow, Russia
prihodko_ke@nrcki.ru*

USE OF MODERN TEM AND STEM TECHNIQUES TO MICROSTRUCTURE ANALYSIS OF IRRADIATED MATERIALS

In this work the review of experimental studies results of modern analytical TEM and STEM electron microscopy techniques to find out the microstructure of irradiated nuclear power plants constructive materials is presented.

In the frame of transmission electron microscopy (TEM) the following items are discussed:

- Use of high resolution bright field imaging (HRTEM) to identify the crystal structure of nano-size particles while the traditional selected area electron diffraction (SAED) technique is unable to get the information due to the size effect reciprocal space spots blurring.
- Chemical elements energy filtering mapping (EFTEM) using electron energy loss spectroscopy (EELS)

Different examples of TEM techniques implementation for pressure water reactor PVS and internals materials microstructure investigation are shown.

In the frame of scanning transmission electron microscopy (STEM) the item of chemical elements STEM line profiles and area mapping by using EELS spectra is discussed. Examples of irradiation-induced structural changes in austenitic steels are shown [1]. We have demonstrated the ability to use this technique for helium identification inside the materials pores after neutron and imitation irradiation on the accelerator.

1. Gurovich B.A., et al. Investigation of high temperature annealing effectiveness for recovery of radiation-induced structural changes and properties of 18Cr-10Ni-Ti austenitic stainless steels // *Journal of Nuclear Materials*. Vol. **465** (2015) P. 565–581.

С. КИСЛИЦИН^{1,2}, И. ИВАНОВ¹, В. КУДРЯШЕВ¹,
А. ДИКОВ¹, А. ЛАРИОНОВ¹, С. АКАЕВ¹

¹Институт ядерной физики, г. Алматы, Казахстан

²НИЯУ “МИФИ”, г. Москва, Россия

e-mail: skislitsin@mail.ru

СРАВНИТЕЛЬНЫЕ ИССЛЕДОВАНИЯ РАДИАЦИОННОГО ПОВРЕЖДЕНИЯ СТАЛИ X18N9T, ОБЛУЧЕННОЙ НИЗКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИМИ ИОНАМИ КРИПТОНА И ЖЕЛЕЗА ДО ВЫСОКОЙ ПОВРЕЖДАЮЩЕЙ ДОЗЫ

Представлены результаты сравнительных исследований влияния облучения низкоэнергетическими ионами криптона и железа на структуру и свойства нержавеющей стали X18N9T.

Для ионного облучения были приготовлены образцы стали X18N9T двух типов: диски диаметром 3 мм и толщиной 150 – 200 мкм для последующих исследований методом просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ) и пластины размерами 10×10×1 мм для исследования структуры поверхности, измерения твердости и коррозионной стойкости.

Образцы облучались на низкоэнергетическом канале (канал ЭЦР источника) ускорителя ДЦ-60. Часть образцов облучена ионами $^{84}\text{Kr}^{14+}$ с энергией 20 кэВ/заряд (полная энергия иона 280 кэВ) до флюенса $1.8 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ при температурах 100 и 600 °С. Вторая часть образцов облучалась ионами $^{56}\text{Fe}^{+10}$ с энергией 20 кэВ/заряд (200 кэВ) до флюенса $2.6 \times 10^{16} \text{ см}^{-2}$ при тех же температурах. Флюенс облучения ионами Kr и Fe выбирался на основе расчетов по программе SRIM с тем, чтобы доза облучения в максимуме распределения вакансий составляла ~ 70 сна.

Структура поверхности пластин до и после облучения изучалась с помощью сканирующей электронной микроскопии с энергодисперсионным анализом и сканирующей зондовой микроскопии. Кроме структурных исследований, до и после облучения измерялись коррозионная стойкость и твердость стали. Тонкая структура области повреждения исследовалась методом ПЭМ на дисках после соответствующей подготовки.

Показано, что облучение при высокой температуре (600 °С) приводит к более значительным изменениям структуры по сравнению с низкотемпературным облучением (<100 °С), увеличению скорости коррозии, в то время как твердость уменьшается с повышением температуры облучения.

Работа выполнена в рамках проекта грантового финансирования AP05133476 и программы целевого финансирования BR05236400 МОН РК.

S. KISLITSIN^{1,2}, I. IVANOV¹, V. KUDRJASHOV¹, A. DIKOV¹,
A. LARIONOV¹, S. AKAEV¹

¹*Institute of Nuclear Physics, Almaty, Kazakhstan*

²*NRNU "MEPhI", Moscow, Russia*

e-mail: skislitsin@mail.ru

COMPARATIVE STUDY THE RADIATION DAMAGE OF X18H9T STEEL, IRRADIATED WITH LOW-ENERGY IONS OF KRYPTON AND IRON TO HIGH DAMAGE DOSES

The results of comparative studies of the effect of irradiation with low-energy ions of krypton and iron on the structure and properties of X18H9T stainless steel are presented.

Two types of X18H9T steel samples were prepared for ion irradiation: disks with a diameter of 3 mm and a thickness of 150 - 200 μm for subsequent studies by transmission electron microscopy and a plate $10 \times 10 \times 1$ mm in size to study surface structure and measurements of hardness and corrosion resistance.

The samples were irradiated at the low-energy channel (ECR source channel) of the DC-60 accelerator. Part of samples was irradiated with $^{84}\text{Kr}^{14+}$ ions with an energy of 20 keV/charge (total ion energy of 280 keV) up to fluence of $1.8 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ at temperatures of 100 and 600 $^{\circ}\text{C}$. The second part of samples was irradiated with $^{56}\text{Fe}^{10+}$ ions with energy of 20 keV/charge (200 keV) up to fluence of $2.6 \times 10^{16} \text{ cm}^{-2}$ at the same temperatures. The irradiation fluence with Kr and Fe ions was chosen on the base of calculations using the SRIM software in such way that the radiation dose at the maximum of the vacancy distribution was ~ 70 dpi both for ions Fe and Kr.

The surface structure of the plates before and after irradiation was studied using scanning electron microscopy with energy dispersive analysis and scanning probe microscopy. In addition to structural studies, the corrosion resistance and hardness of steel were measured before and after irradiation. The fine structure of the damage area was studied by TEM on disks after appropriate preparation.

It was shown that irradiation at high temperature (600 $^{\circ}\text{C}$) leads to more significant structural changes compared to low-temperature irradiation (<100 $^{\circ}\text{C}$) and to increase in the corrosion rate, while hardness decreases with increasing irradiation temperature.

The work was carried out within the framework of grant financing project AP05133476 and targeted financing program BR05236400 of the Ministry of Education and Science of the Republic of Kazakhstan

ПРИМЕНЕНИЕ ПЛАЗМЫ МАГНЕТРОННОГО РАЗРЯДА ДЛЯ ОБРАБОТКИ ПОВЕРХНОСТИ ТВЁРДОГО ТЕЛА

В последние годы ионно-плазменная обработка материалов и изделий получила широкое распространение. Большую роль здесь играют процессы, связанные с использованием частиц, энергия которых не превышает 1000 эВ. Основное преимущество технологий этой группы состоит в том, что обеспечивается производительность оборудования, на порядок превышающая производительность, в которой задействованы высокоэнергетические частицы. Анализ технологических возможностей различных типов низкоэнергетических источников плазмы показывает, что очень перспективны диоды со скрещенными электрическим и магнитным полями, работающие в среде разреженного газа. Они получили название магнетронных распылительных систем (МРС). Исследованы свойства МРС как с цилиндрическими, так и с плоскими катодами из различных материалов (нержавеющая сталь, медь, алюминий, хром, титан, серебро, цирконий, молибден, магниевые сплавы и др.). Рассмотрены проблемы их расчета и проектирования, изучены вольт-амперные характеристики, эмиссионные свойства катодов, роль газовой среды в рабочей камере. Проанализированы некоторые вопросы оптимизации параметров магнитного поля, инжекции тепла и тепловой защиты катодов, пространственной неоднородности потока частиц, генерируемых в диоде. Этот опыт позволил оптимизировать режим нанесения модифицирующих покрытий и разработать серию ионно-плазменных установок, представляющих собой герметичную камеру из нержавеющей стали, внутри которой с помощью вакуумной системы и системы напуска создается среда разреженного газа определенного состава с давлением 10^{-2} - 10^{-1} Па. В камере размещены системы магнетронного распыления, представляющие собой диод с аномальным тлеющим разрядом в скрещенном электрическом и магнитном поле. Плазма за счет магнитного поля генерируется в основном вблизи катода и распыляет его. Образующиеся частицы осаждаются на обрабатываемую поверхность. Плазма может быть химически активной, и тогда можно получать оксиды, нитриды и другие соединения металлов с газами. Это позволяет существенно расширить структуру напыляемых покрытий. Для нанесения тонких пленок большое значение имеет подготовка поверхности перед нанесением покрытия (очистка). Для этой цели удобно использовать лен-

точный источник ионов Ag^+ с энергией порядка единиц кэВ и плотностью тока около $1\text{--}3\text{ мА/см}^2$. Необходимый флюенс ионов не превышает 10^{15} см^{-2} , поэтому скорость сканирования может составлять $1\text{--}10\text{ см/с}$. Полезно упомянуть, что эффективность очистки максимальна, когда ионы падают под углом $30\text{--}45^\circ$. Другим важным аспектом влияния ионного пучка является возможность повышения адгезии в результате перемешивания пленки с подложкой. Для этого мы используем источник ионов с энергией 40 кэВ . Необходимая плотность потока находится в диапазоне $10^{15}\text{--}10^{16}\text{ см}^{-2}$ в зависимости от толщины пленки. Использование встроенного ионного источника позволяет совмещать процедуру осаждения пленки и ионную имплантацию. Таким образом, сцепление пленки с подложкой значительно возрастает, что приводит к значительному повышению качества покрытия. Часто при распылении металлических мишеней применяется постоянное отрицательное смещение на обрабатываемой поверхности. В ряде случаев это позволяет существенно улучшить качество покрытия. Такие системы достаточно просты и надежны в эксплуатации. Однако при использовании мишеней с низкой проводимостью происходит накопление положительного заряда на поверхности, вследствие чего процесс распыления прекращается. В связи с этим в лаборатории разработаны высокочастотные высокоомощные МРС. Они лишены указанного выше недостатка и, кроме металлических материалов, позволяют эффективно распылять полупроводники и диэлектрики, в частности, полимерные материалы. Для нанесения высококачественных оксидных и нитридных покрытий на основе титана и алюминия последние годы широко используются дуальные МРС. Перспективными являются разработки МРС с жидкофазной металлической мишенью, обеспечивающие на порядок более высокие скорости нанесения покрытий. Их принципиальной особенностью является возможность работы в режиме самораспыления, когда плазма формируется из атомов, распылённых и испарённых с поверхности мишени. Для стабилизации электрического разряда применяются комбинированные источники, когда внешний ионный пучок воздействует на поверхность мишени МРС.

THE USE OF MAGNETRON DISCHARGE PLASMA FOR PROCESSING OF THE SOLID SURFACE

Ion - plasma processing of materials and products has received a wide circulation. The processes connected with use of particles, which energy does not exceed 1000 eV play a great part here. The basic advantage of technologies of this group consists that they are capable to provide productivity of the equipment, on the orders exceeding productivity with updating with high- energy particles, for example, by an ion implantation. The analysis of technological opportunities of various types of low energy sources shows, that the diodes with the crossed electrical and magnetic fields in environment of rarefied gas usually named magnetrons are very perspective. They are called magnetron sputtering systems (MSS). The properties of MSS both with cylindrical and planar diodes with cathodes from various materials (corrosion-proof steel, copper, aluminum, chrome, titanium, silver, zirconium, magnesium alloys etc.) were investigated. The questions of their calculation and design, volt-ampere characteristics, emissive properties of cathodes, role of the factor of gas environment in the working chamber were investigated. Some questions of parameter optimization of a magnetic field, heat injection and thermal protection of cathodes, spatial heterogeneity of a flow of particles generated in the diode are analyzed. A whole lot of specific information was a result of researches carried out. These experiences gave an opportunity to optimize modifying coverings' deposition mode and to design series of MSS systems. The plants represent the leak-proof chamber from stainless steel, inside which by means of vacuum system and system of a gas injection a rarefied gas environment of the certain composition with pressure 10^{-2} - 10^{-1} Pa is created. In the chamber the magnetron sputtering systems representing the diode with the abnormal glow discharge in crossed electrical and a magnetic field are placed. The plasma due to a magnetic field is generated mainly near to the cathode and sputters it. The formed particles are precipitated on a processed surface. The plasma can be chemically active, and then it is possible to receive oxides, nitrides and other connections of metals with gases. It allows essentially expanding structure of deposited coverings. For thin films deposition a surface preparation (cleaning) is of great importance. In MSS system it is convenient to use ion beam for this effect. The largest erosion ratio (up to 10^5 - 10^6 atoms per ion) has power nanosecond ion beam irradiation, but such treatment could not be extended on large surface area. So for surface cleaning we applied band-like Ar⁺ ion source with energy 3-

5 keV and current density about 1-3 mA/cm². Necessary ion fluence does not exceed 10¹⁵ cm⁻², so scan speed was 1-10 cm/s. It is useful to mention that cleaning efficiency is maximal when angle is equal to 30-45°. Another important aspect of ion beam effect is a possibility to increase adhesion as a result of film - substrate intermixing. To reach this we use ion source with energy 40 keV. Necessary fluence is in range 10¹⁵-10¹⁶ cm⁻² depending on film thickness [1]. Built-in ion source using allows combining the film deposition procedure and ion implantation one. So, adhesion the film with substrate becomes grown up significantly those results to the great increase of the products coating quality. Often, when spraying metal targets, a constant negative potential is applied on the surface to be treated. In some cases, this can significantly improve the quality of the coating. Such systems are rather simple and reliable in operation. However, when using targets with a low conductivity there is an accumulation of a positive charge on a surface, owing to what the process of sputtering stops. In this connection in laboratory are developed a high- frequency high-power MSS. They are deprived of the specified above lack and, except metal materials, allow to sputter effectively semiconductors and dielectrics, in particular, polymeric materials. For the application of high-quality oxide and nitride coatings based on titanium and aluminum, dual MSS have been widely used in recent years. Promising are the development of MSS with a liquid-phase metal target, providing an order of magnitude higher coating rates [2]. Their principal feature is the possibility of operating in the self-atomization mode, when the plasma is formed from atoms atomized and vaporized from the surface of the target. To stabilize the electric discharge, combined sources are used when an external ion beam acts on the surface of the MSS target [3].

1. Bleykher G. A. Krivobokov V. P., Pashchenko O. V., Yanin S. N. Influence of changes in the density of a solid on the diffusion mobility of atoms under bombardment by high-power nanosecond charged particle beams // Technical Physics Letters. — 1998. — Vol. 24, № 2. — P. 115-116.

2. Zhukov V. K., Krivobokov V. P., Yanin S. N. Magnetron Discharge in the Diode with a Liquid-Metal Target // 7 International conference on modification of materials with particle beams and plasma flows : Tomsk, Russia, 25-29 July 2004 / edited by S. Korovin, A. Ryabchikov. — Tomsk: 2004. — P. 277-280.

3. Zhukov V. K., Krivobokov V. P., Yanin S. N. Sputtering of the magnetron diode target in the presence of an external ion beam // Technical Physics. — 2006. — Vol. 51, №4. — P. 453-458.

МОДИФИКАЦИЯ МАТЕРИАЛОВ, РАБОТАЮЩИХ В ЭКСТРЕМАЛЬНЫХ УСЛОВИЯХ, С ПОМОЩЬЮ КОМПРЕССИОННЫХ ПЛАЗМЕННЫХ ПОТОКОВ

Компрессионные плазменные потоки (КПП), генерируемые квазистационарными плазменными ускорителями и магнитоплазменными компрессорами, представляют собой уникальный инструмент для модифицирования приповерхностных слоев металлов и сплавов различного состава. Как правило, КПП позволяют сочетать высокие плотность поглощаемой энергии (от десятков до сотен Дж/см²) и длительность импульса воздействия (свыше 100 мкс), что позволяет осуществлять плавление приповерхностных слоев материалов в независимости от их температуры плавления и повышать роль процессов, происходящих в расплавленном состоянии, в частности, жидкофазного перемешивания. Помимо этого, обработка поверхностей материалов с предварительным нанесением металлических покрытий позволяет создать легированные слои, неограниченные по химическому составу условиями термодинамического равновесия происходящих процессов.

Модифицирование структурно-фазового состояния приповерхностных слоев обрабатываемых материалов существенным образом повышает их физические свойства, значения которых часто не могут быть достигнуты при традиционных методах обработки. Это является весьма актуальным при создании структур, работа которых предполагается в экстремальных термических, радиационных, механических и других нагрузках.

Одним из таких примеров могут служить материалы первой стенки термоядерных реакторов, которые подвергаются воздействию не только высоких температур при «срывах» плазменных образований, но и также облучению ионами гелия, водорода. Использование КПП удалось достичь модифицирования приповерхностного слоя вольфрама, легируя его дополнительными элементами (например, титан, цирконий, ниобий), которые за счет формирования твердых растворов изменяют упругопластические параметры, замедляют процесс формирования трещин, препятствуют испарению материала с поверхности. Для тестирования эрозионного износа модифицированных поверхностей вольфрама были использованы высокоинтенсивные импульсные ионные пучки с плотностью энергии до 3 Дж/см² и длительностью импульса около 80 нс. Результаты таких исследований позволили установить снижения уноса массы с поверхност-

ного слоя после 100 – 120 последовательных импульсов воздействия на вольфрам, легированный атомами титана вследствие обработки КПП.

Весьма актуальным и практически важным направлением является повышение стойкости материалов к высокотемпературному окислению, приводящему к формированию охрупчивающих оксидов и разрушению приповерхностных слоев. Непосредственным воздействием КПП на титан удалось повысить температуру начала формирования оксидных фаз с 400 до 600 °С, что является результатом формирования тонкого барьерного нитридного слоя вследствие использования азота в качестве плазмообразующего вещества, а также за счет повышения растворимости кислорода в низкотемпературной фазе титана, находящейся в субмикроструктурном состоянии.

Воздействие КПП на системы «покрытие – подложка» позволяет сформировать интерметаллидные соединения с температурой плавления существенно превышающей температуру плавления отдельных компонент, повышая тем самым термическую стабильность структурно-фазового состояния.

Таким образом, комплекс проведенных исследований позволяет рассматривать обработку материалов компрессионными плазменными потоками как эффективный способ повышения их эксплуатационных свойств, необходимых для работы в экстремальных условиях.

MODIFICATION OF MATERIALS FOR EXTREME WORKING CONDITIONS BY COMPRESSION PLASMA FLOWS IMPACTS

Compression plasma flows (CPF) generated by quasistationary plasma accelerators and magnetoplasma compressors are unique tool for surface materials modification. As a rule, CPFs combine high absorbed energy density (from tens to hundreds of J/cm²) and pulse duration (more than 100 ns). It allows to melt the surface layer of the material independent on the melting point and to increase the role of the processes in liquid phase, i.e. liquid mixing. Besides, the surface treatment with the preliminary coating deposition provides the formation of alloying layers not to be limited by chemical composition and uniform thermodynamics conditions.

The structure and phase composition modification in the treated materials can improve their physical properties which are often not reached by traditional methods. It is very actual way for production of materials working in extreme thermal, radiation, mechanical loads.

One of the examples is the first wall materials for nuclear fusion reactors. These materials are subjected not only high thermal loads during the plasma disruptions but also helium and hydrogen ion irradiation. When applying the CPF impact, the surface layers of the tungsten were modified by means of alloying with titanium, zirconium, niobium atoms which form solid solution and change the elastic-plastic parameters and prevent the surface from cracks formation. The high-intense short-pulse ion beams with an absorbed energy density up to 3 J/cm² and pulse duration about 80 ns were used for testing treated tungsten under the surface erosion. The results showed the decrease in the mass lost from the surface after 100 – 120 pulses of impact to the tungsten alloyed with titanium.

A very actual and practical important field is an oxidation resistance improvement of materials. The oxide phases in the surface layer of the most metals can provide the embrittlement and destroying of the constructions. CPFs influence on titanium allowed to increase the temperature of oxidation process beginning from 400 to 600 °C due to growth of the barrier layer consisting of nitride phase and increase in oxygen solubility in the disperse titanium phase. The nitride phase was appeared as a nitrogen was used as a plasma-forming gas.

The CPFs impact on a “substrate – coating” system forms intermetallics with a melting point much higher than that of the component. In general, it increases the thermal stability of the structure and phase composition of the treated materials.

Therefore, the materials treatment with compression plasma flows can be considered as an effective way for the improving the properties and exploiting parameters are needed for extreme conditions.

MOVEMENT AND CONSOLIDATION OF POWDERS AND EMPTY SPHERES IN A PULSED ELECTROMAGNETIC FIELD

The method of magnetic pulse processing of materials (MIOM) has been widely known since the beginning of the 70s. It received the main practical application in the field of welding [1], in assembly operations [2], stamping of thin-walled sheet and tubular metal parts [3]. The method is based on the use of electrical energy stored in capacitive or other storage devices with a energy value from 1 to 100 kJ. When the capacitors are discharged to the inductor (working tool), a short-term pulsed electromagnetic field (PEF) of 50–200 A/m and a discharge frequency of 20–250 kHz is created [4]. Studies are also known in the field of application of PEF for powder pressing [5,6]. In recent years, interest has been growing to the use of PEF in powder metallurgy technologies for processing of sintered materials and transporting powders. It was in connection with the development of more efficient equipment by a number of companies in Germany, the USA, Russia and China, as well as with some new application directions [7,8].

For compaction of powder materials, two modalities of PEF are used: 1) uniaxial and biaxial compaction of powders in a rigid mould (Fig. 1a); 2) radial compaction in a thin-walled deformable electrically conductive shell (Fig. 1b,c) [9, 10].

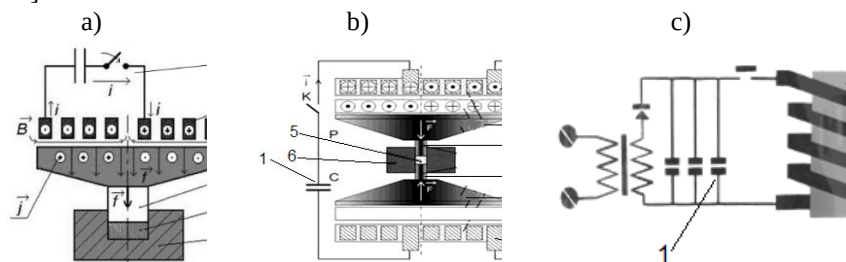


Fig. 1: Diagram of one-sided (a), two-sided MIPP in mould (b) and radial seal in thin-walled deformable electrically conductive shell (c). 1 - pulse generator; 2- inductor; 3 — plate-drummer; 4- punch; 5- powder; 6-form. I - pulse current in the generator-inductor circuit; j - current in the conductive plate; f - the force.

The magnitude of the electromagnetic pressure is determined by the parameters of the pulse current generator, the parameters of the inductor, the values of the electrical conductivity of the shock plate (or shell) and their mass [10]. The

advantage of the PEF method is the ability to widely vary the value of the pulse pressure. Additionally, one can use an electromagnetic field concentrator, which allows to increase the area of the shock plate, which is affected by the field of the inductor. This increases the reliability of the inductor. Bilateral PEF allows to increase the density and uniformity of properties [11]. Multiple pulsed exposure can significantly reduce the final porosity of the material. However, structural heterogeneities do not disappear completely, especially, in compaction of ceramic powders. To increase the density and formation of products of the required shapes and sizes, it is advisable to use the combined PEF methods in combination with a static pressing [12] or with subsequent dragging [13].

The method of transporting powder and other discrete materials using PEF has a great potential. Experimental studies have shown that the method allows us to take material (iron powder, powder mixtures based on it, hollow metal minispheres, etc.) from the tank, elevate it for several microseconds to a height of up to 2-3 m, perform particle shaking and other operations [14 -15]. The speed of movement is 5-20 m/s, and the productivity of laboratory equipment is up to 100 kg/h.

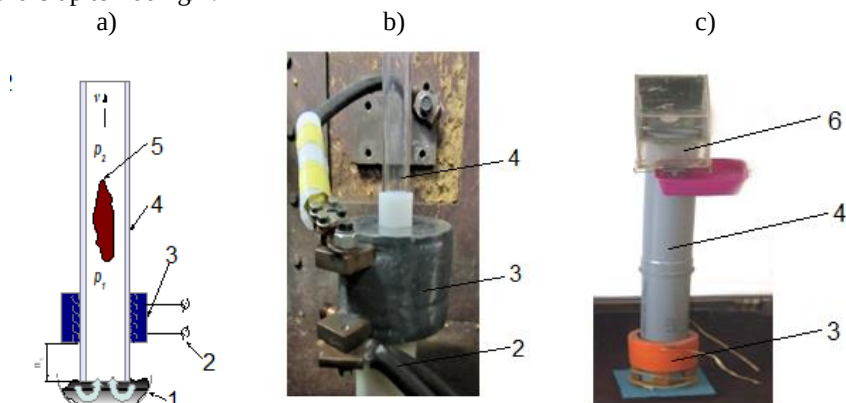


Fig. 2. Diagram (a) and device (b, c) for moving powder materials in PEF.
1- container with powder material; 2-connection with a pulse current generator;
3- inductor; 4-pipe; 5-powder material; 6- receiving device.

1. Dudin A. Pulsed magnetic welding of metals. Moscow: Metallurgiya, 1979. 128 p. (in Russian)
2. Karpuhin V., Gluschenkov V. Pulse-Magnetic Technology of Joining Materials. In Proc. of Int. Conf. JOM-10. _Helsingor (Denmark), 2001. _p.365-370.
3. Gluschenkov V.A., Karpuhin V.F. Technologies of pulsed magnetic processing of materials. Samara. SGTU 2014. 208 p. (in Russian)

4. Psyk V. et al. Electromagnetic forming – A review. *Journal of Materials Processing Technology* 211 (5), 2011, pp. 787-829.
5. Mironov V. Pulververdichtung mit Magnetimpulsen.-Planseeberichte. *Pulvermetallurgie*, 1976, Bd.24, S.175-190.
6. Chelluri B., Knoth E. Powder Forming Using Dynamic Magnetic Compaction. 4th International Conference on High Speed Forming, 2010. pp. 26–34.
7. Huang S. et al. Investigation of the density uniformity of pressed parts by low voltage electromagnetic compaction. *Acte metallurgica* .Vo1.17, No.6, , 2004, pp.805-811.
8. Mamalis A. et al. Electromagnetic forming and powder processing: Trends and developments, In: *Applied Mechanics*, Vol. 57, No. 4, 2004.
9. Kim H. Et al. Fabrication and Densification Behavior Analysis of Metalizing Targets Using ZrO₂ Nanopowders by Magnetic Pulsed Compaction in: *Materials Transactions*, Vol. 52, No. 6, 2011, pp.1156-1162.
10. Banin V., Paranin S. Processing of nanostructured oxide ceramics with magnetic pulsed compaction technique, In: *Key Engineering*, 2001.
11. V. Mironov et al., "Combined Magnetic Pulsed Compaction of Oxide Ceramic Powder Materials", *Key Engineering Materials*, Vol. 674, 2016, pp. 88-93.
12. V. Mironov et al., "Compaction of Powdered Materials Reinforced with Milled W-B Fibers", *Key Engineering Materials*, Vol. 721, 2017, pp. 275-279.
13. Mironov V., Viba J. Device for transportation of powders in a vertical pipe by a pulse of electromagnetic field. In proceedings of the 3rd International Conference "Industrial Engineering", Tallinn, Estonia, 2002, pp.193-196.
14. V. Lapkovskis and V. Mironovs, "Single-stage Electromagnetic Elevator Modeling in FEMM Software In Proceeding of DAAAM Estonia 8th International Conference, 2012, pp. 321–325,
15. Mironovs V., Boiko I., Kolbe M. Application of Pulse Electromagnetic Field for Joining of Powder Details, In Abstracts of 9th International Conference „Mechatronic Systems and Materials - MSM-2013”, Vilnius, Lithuania, 2013, pp.170 – 172.

СТОЛЯРОВ В.В.¹, СУДЖАНСКАЯ И.В.²

¹ИМАШ РАН, Москва, ²БГТУ, Белгород

vlstol@mail.ru

ДИЭЛЕКТРИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА НАНОКОМПОЗИТНОЙ КЕРАМИКИ Al_2O_3 / ГРАФЕН

Спеченный оксид алюминия Al_2O_3 обладает высокими эксплуатационными характеристиками. Однако хрупкость, низкие вязкость разрушения и транспортные свойства (электро- и теплопроводность) позволяют отнести этот вид керамики к диэлектрикам и теплоизоляционным материалам, конструкционное применение которых в ряде случаев ограничено. Потенциальным способом устранения недостатков является добавление в состав керамики различных форм углерода, например, графена. Цель работы - исследование влияния содержания графена на электросопротивление нанокompозитной керамики на основе оксида алюминия.

Нанопорошок $\delta-Al_2O_3$ размером 36 нм и 5-слойный графен механически перемешивали в растворителе с применением ультразвукового диспергатора и последующей сушки, измельчали в ступке и спекали спарк-плазменным методом при 1550°C [1]. Электросопротивление композита измеряли на таблетках $\varnothing 15 \times 1.5$ мм в интервале температур 20 - 800 °C и частот переменного тока $10^{-1} - 10^7$ Гц.

Общим в поведении образцов с графеном и без него является снижение удельного электросопротивления, особенно сильное при повышении частоты тока (рис.1) и более слабое при нагреве (рис.2). Вид обеих зависимостей связан с поляризацией диэлектрика и указывает на преимущественно действующий механизм ионной проводимости. Заметные изменения в удельном электросопротивлении появляются для образцов с 2 вес.% Г, поведение которых при комнатной и повышенной (800 °C) температурах противоположно и наиболее выражено при низких частотах. Это может свидетельствовать о появлении вклада электронной проводимости в образце с 2 вес.%Г, температурная зависимость которой противоположна температурной зависимости ионной проводимости. Температурная зависимость удельного электросопротивления на рис.2 для разных содержаний графена подтверждает это предположение. Введение графена (рис.2 а, б) в несколько раз снижает удельное сопротивление при низких температурах и частотах (рис.2а) и формирует восходящую ветвь температурной зависимости удельного электросопротивления в интервале от комнатной до 400-500 К при высоких частотах (рис.2б).

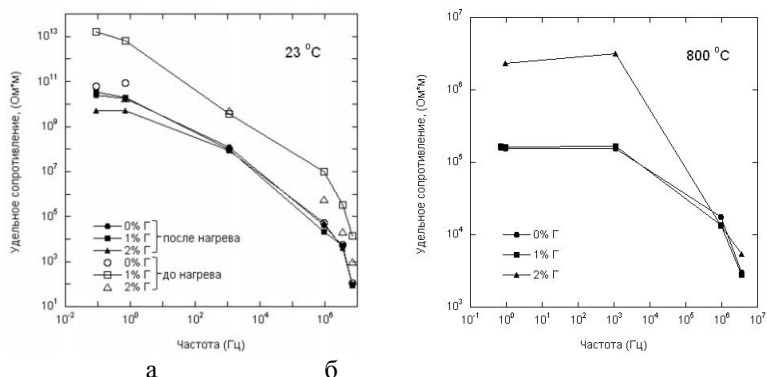


Рис.1. Влияние частоты тока на удельное электросопротивление при комнатной (а) и 800°C (б) температурах.

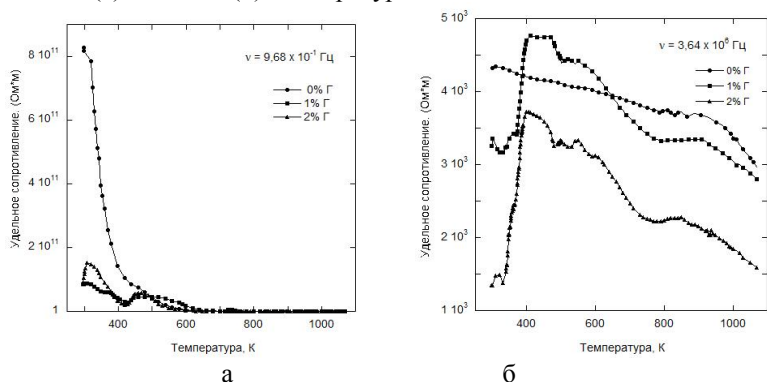


Рис.2. Влияние температуры на удельное электросопротивление при низкой (а) и высокой (б) частотах и разном содержании графена.

Таким образом, в области низких температур и частот повышение содержания графена в композите Al_2O_3 / графен способствует снижению электросопротивления и появлению вклада металлической электропроводности. С повышением частоты и температуры вклад ионной проводимости возрастает и полностью подавляет роль графена.

Работа поддержана грантом РФФ № 16-19-10213

1. Жолнин А.Г., Кляцкина Е.А., и др. Спарк-плазменное спекание нанокompозита Al_2O_3 -графен, Физика и химия обработки материалов, 2017, № 4, с. 47-54.

DIELECTRIC PROPERTIES OF NANOCOMPOSITE CERAMICS Al₂O₃ / GRAFEN

Sintered alumina Al₂O₃ has a high performance. However, brittleness, low fracture toughness and transport properties (electrical and thermal conductivity) make it possible to attribute this type of ceramics to dielectrics and heat-insulating materials, the structural use of which in some cases is limited. A potential way to eliminate the disadvantages is to add various forms of carbon to the ceramic composition, for example, graphene. The goal of the work is to study the effect of graphene content on the electrical resistance of nanocomposite ceramics based on aluminum oxide. The δ -Al₂O₃ nanopowder with a size of 36 nm and 5-layer graphene were mechanically stirred in a solvent using an ultrasonic disperser and then dried, ground in a mortar, and sintered by a spark plasma method at 1550 °C [1]. The electrical resistance of the composite was measured on tablets Ø15x1.5mm in the temperature range of 20–800 °C and ac frequencies of 10⁻¹– 10⁷ Hz. A common feature in the behavior of samples with and without graphene is a decrease in electrical resistivity, which is especially strong with increasing current frequency (Fig. 1) and weaker with heating (Fig. 2).

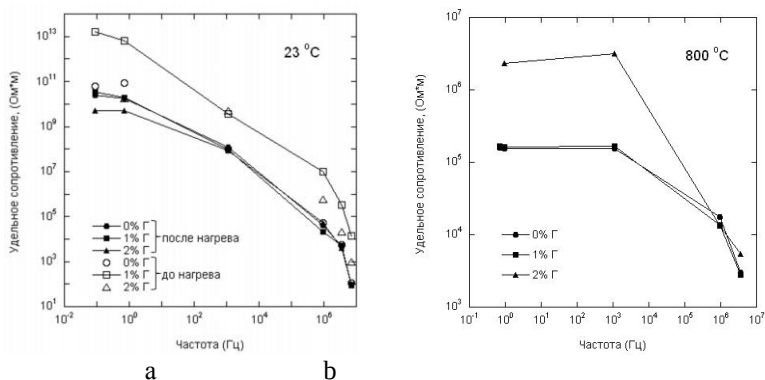


Fig.1. The effect of current frequency on the electrical resistivity at room (a) and 800 °C (b) temperatures.

The form of both dependences is associated with the polarization of the dielectric and indicates a predominantly active mechanism of ionic conductivity.

Noticeable changes in electrical resistivity appear for samples with 2 wt.% graphene, whose behavior at room and elevated (800 °C) temperatures is opposite and most pronounced at low frequencies. This may indicate the appearance of the contribution of electronic conductivity in a sample with 2 wt.% gra-

phene, the temperature dependence of which is opposite to the temperature dependence of ionic conductivity. The temperature dependence of the resistivity in Fig. 2 for different graphene contents confirms this assumption. The introduction of graphene (Fig. 2 a, b) several times reduces the resistivity at low temperatures and frequencies (Fig. 2a) and forms the ascending branch of the temperature dependence of the resistivity in the range from room temperature to 400-500 K at high frequencies (Fig. 2b).

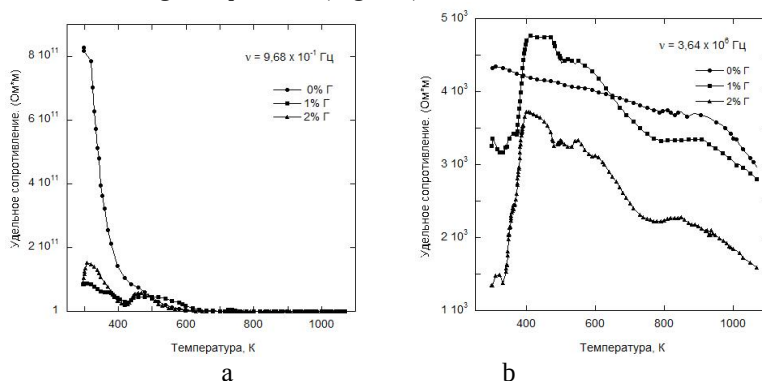


Fig.2. The effect of temperature on the electrical resistivity at low (a) and high (b) frequencies and different graphene content.

Thus, in the region of low temperatures and frequencies, an increase in the content of graphene in the Al₂O₃ / graphene composite contributes to a decrease in the electrical resistance and the appearance of the contribution of metallic conductivity. With increasing frequency and temperature, the contribution of ionic conductivity increases and completely suppresses the role of graphene.

This work was supported by Russian Science Foundation grant No. 16-19-10213.

1.Zholnin AG, Klyatskina EA, etc. Spark-plasma sintering of Al₂O₃ – graphene nanocomposite, Physics and Chemistry of Materials Processing, 2017, No. 4, p. 47-54.

МИКРОСТРУКТУРА ПО РАСЧЁТУ – МАТЕМАТИЧЕСКОЕ И КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ В ПРОИЗВОДСТВЕ МАТЕРИАЛОВ

Дальнейший прогресс в ключевых отраслях промышленности зависит от создания новых материалов, способных работать в условиях одновременного воздействия высоких температур, знакопеременных нагрузок, химически активных/ окислительных сред, облучения быстрыми частицами и т.д. без заметной деградации сервисных свойств. Так как условия эксплуатации будущих инженерных приложений оказываются всё более экстремальными, традиционные эмпирические методы создания новых всё более высокопроизводительных материалов, обладающих необходимыми свойствами, требуют слишком больших временных и материальных затрат. Кроме того, в силу линейных и временных ограничений не все процессы и явления могут быть исследованы экспериментально. Именно поэтому для создания новых материалов необходимо тесное взаимодействие экспериментаторов, теоретиков и модельеров. Более того, благодаря быстрому распространению и недавним достижениям в области развития высокопроизводительных вычислительных ресурсов, разработке новых численных методов, алгоритмов, созданию платформ, анализу данных, развитию методов машинного обучения и искусственного интеллекта, сфера математического и компьютерного моделирования уже превратилась из области чисто фундаментальных исследований в широко распространенную прикладную промышленную практику.

Наиболее очевидный способ моделирования материалов состоит в построении иерархической структуры вычислительных методов, в которой проведение расчетов на больших масштабах основано на результатах моделирования, полученных на меньших масштабах, начиная с атомарного уровня и заканчивая макроскопическими размерами. Подобная *последовательная* стратегия подходит для исследования процессов с легко разделяемыми пространственными и временными масштабами. Она также позволяет одновременное использование эмпирических и численных методов (Так, например, можно смешивать экспериментальные данные и результаты *ab initio* расчетов при подгонке межатомных потенциалов).

Последовательный подход неприменим, когда рассматриваемые эффекты имеют несколько характерных масштабов. В таких случаях используются *параллельные* методы, объединяющие несколько вычислительных

подходов, учитывающих различные масштабы и физику явлений. Используя более детализированные расчеты только там, где это необходимо (в областях с большими смещениями, например), можно резко сократить число степеней свободы рассматриваемой проблемы и существенно упростить задачу, но без ущерба для строгости и точности вычислений. Различные масштабы в таких задачах «сшиваются» асимптотическими методами, измельчением сетки, на которой ведется поиск решения и т.п.

В основу другой стратегии моделирования положена концепция «процесс-микроструктура-свойства-производительность» (PSPP), объединяющая поведение и свойства материалов в рамках самосогласованной мульти-дисциплинарной платформы, содержащей необходимые данные и инструменты. Подход PSPP основан на интеграции данных, опосредованно описывающих взаимосвязь обработки материалов и их эксплуатационных свойств через микроструктуру. При помощи PSPP было решено несколько кейсов, однако для успешного использования этой технологии необходимо больше информации. Самая большая на сегодняшний день база данных AtomWorks содержит записи о 55000 свойствах материалов, чего недостаточно для создания новых материалов. Проблема решается методами машинного обучения и извлечения данных из хранилищ типа Elsevier API (<http://dev.elsevier.com>), содержащих более 250000 оцифрованных научных статей.

На смену эмпирическому прогнозированию поведения материалов в условиях комплексного внешнего воздействия приходит парадигма цифровых двойников. Цифровой двойник – это интегрированный мультимасштабный метод вероятностного моделирования, использующий лучшие модели и регулярно обновляемые данные для отражения функционирования реальной системы и прогнозирования её состояния, остаточного ресурса и возможного выхода из строя. Технология цифровых двойников играет важную роль в снижении себестоимости тестирования и сертификации материалов и повышении отказоустойчивости.

Изложенные в обзоре сведения включают некоторые актуальные направления мульти-масштабного моделирования, ни в коей мере не претендующие на полноту. С интенсивным развитием этой области студентам, экспериментаторам и лицам, принимающим решения, необходимо быть в курсе сильных и слабых сторон, существующих трендов, стратегий и инструментов математического и компьютерного моделирования в материаловедении.

ROMAN VOSKOBOINIKOV^{1,2}

¹*NRC Kurchatov Institute, Kurchatov Square, Moscow 123182 Russia*

²*Central South University, Changsha, Hunan, 410083 P. R. China*

email: roman.voskoboinikov@gmail.com

HEAT AND HIT BY DESIGN – MODELLING APPROACHES IN MATERIALS FABRICATION

Further progress and economic sustainability of power generation, aviation, transport, medicine, chemical engineering and other major science-intensive industries critically depend on the development of new structural and functional materials and coatings capable of withstanding simultaneous impact of high temperature, alternate loading, thermal fluxes, chemically active/oxidising environment, fast particle irradiation, *etc.* without noticeable degradation of service properties and lifespan reduction. As future engineering applications become ever more extreme and demanding, the complexity of new materials makes empirical R&D work prohibitively expensive, time-consuming and labour-intensive. Moreover, because of spatial and temporal constraints not all phenomena can be studied by applying experimental methods. It is therefore through coordinated interaction and multilateral, complementary cooperation between experimentalists, theorists and computation scientists that advanced materials design and intelligent manufacturing will move forward. Furthermore, the rapid expansion and recent advances in the development of high performance computing facilities and cloud computation accompanied by a noticeable progress in numerical methods, concepts, algorithms, software integration, repositories, platforms, toolkits, unstructured data mining, machine learning and artificial intelligence translate the field of mathematical modelling and scientific computing from fundamental science to widespread industrial practice.

The most apparent and straightforward way to modelling materials is to follow a ladder paradigm and construct a hierarchy of computational methods, in which a coarse-grained representation of the material is based on the simulation outcomes at a more detailed finer scale, in a sequence from atomic level to engineering dimensions. Such a parameter-passing *sequential* modelling strategy fits for studying processes and phenomena that can be parsed into several spatial and temporal scales with distinctive features. It also allows mixing experimental and simulation approaches (The use of *ab initio* simulation results together with experimental data to fit *semi*-empirical interatomic potentials, for example).

Sequential modelling fails when considered effects span over multiple scales. Alternative *concurrent* modelling approaches are applied instead that link several computational techniques to couple the different physics and dimensions in a combined simulation process. Through the use of more rigorous

description of material behaviour and microstructure only where and when necessary (in highly distorted regions, for example), the number of degrees of freedom to be considered is reduced by many orders of magnitude yielding computationally efficient coarse-grain models but without losing the essential complexity. The interaction between different scales in this case is organised in a “seamless” manner by applying adaptive mesh refinement, matching asymptotics, *etc.*

Another modelling strategy is centred in the process-structure-properties-performance (PSPP) concept that unifies materials behaviour and properties into a self-consistent cross-disciplinary designer platform containing databases and simulation instruments. PSPP approach is based on end-to-end knowledge in the form of relationships between material manufacturing processes and their service properties mediated by (micro)structures. The simulation technology has been successfully employed in a number of case studies. Nevertheless, it suffers from limited data availability for model training. The largest available database AtomWorks contains records of 55000 material properties only, which is not enough for materials design. To overcome the problem, machine learning and data science for knowledge extraction are applied to generate PSPP design charts for desired properties from repositories like Elsevier’s API (<http://dev.elsevier.com>) that provides access to over 250 000 digitized scientific papers.

Empirical and historical forecasting of materials behaviour under complex operating conditions tends to be superseded by the digital twin modelling paradigm. A digital twin is an integrated multiphysics, multiscale, probabilistic simulation of a system that uses the best available physical models, regular updates with the actual working environment, performance and health status data, history, *etc.*, to mirror the life of its corresponding physical twin and continuously forecast its health, the remaining useful life, and the probability of failure. Digital twin technology has the potential to become a core element of model-based materials engineering, reduce the cost of materials verification and testing, and enable timely analysis to head off materials degradation at an early stage, schedule preventive maintenance, and plan for future upgrades and new developments.

Because of explosive increase in the activity in recent years, this overview barely scratches the surface of existing trends in computational materials science. As the field rapidly moves forward, it is essential for students, experimentalists and policy makers to learn more about simulation tools and to develop a better appreciation for and understanding of the power and limitations of mathematical modelling and scientific computing.

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ
Секция 1

ABSTRACTS OF REPORTS
Section 2

К.К. ПОЛУНИН, А.А. МОКРУШИН

ФГУП «НИИ НПО «ЛУЧ»

PoluninKK@sialuch.ru

ТЕХНОЛОГИИ ИЗГОТОВЛЕНИЯ ЗАМЕДЛИТЕЛЯ ДЛЯ ОБЛУЧАТЕЛЬНЫХ УСТРОЙСТВ РЕАКТОРОВ ТИПА БН И ЕГО ИСПЫТАНИЯ

Устройство замедлителя является одним из основных элементов в ядерном реакторе, назначение которого состоит в том, чтобы эффективно уменьшать энергию быстрых нейтронов при минимальной их потере. Использование гидрида циркония (ГЦ) в качестве замедлителя имеет ряд преимуществ относительно других материалов, а именно малые объем и вес реактора, относительно высокая допустимая температура замедлителя. К недостаткам относят невысокую коррозионную стойкость в окислительной среде и большие потери водорода при высоких температурах. Однако, эти недостатки можно уменьшить или совсем убрать, применяя дополнительную контейнеризацию в нейтральной среде и водородо-сдерживающие покрытия. Для температур выше 450 °С наиболее проработанными для реакторных целей являются способы удержания водорода, предусматривающие создание водородо-сдерживающих покрытий непосредственно на гидридном замедлителе. Среди массы существующих вариантов покрытий (SiC, Si, Ge, оксидное, оксифосфидное, оксид-фосфид-эмалевое и др.) в работе выбрано оксидное покрытие, полученное методом электрохимического нанесения в растворе ангидрида хрома.

В данной работе испытания проводились на образцах блоков замедлителя (БЗ) центрального исполнения из гидрида циркония, полученного методами прямого насыщения и порошковой металлургии (содержание водорода – 2.02 ± 0.02 вес.%). Использовалось 2 типа образцов: с защитным оксидным покрытием и без покрытия.

Важным достоинством метода гидрирования компактных заготовок (метода прямого насыщения) является возможность получения беспористого материала и относительная простота технологической схемы. Недостатки этого метода состоят в необходимости применения автоклавного оборудования и длительности технологического цикла насыщения заготовки водородом, достигающего для крупногабаритных изделий нескольких недель. Использование метода формирования изделий из порошков гидридов металлов обеспечивает высокую производительность получения композиционных материалов. Основной недостаток материала, полученного из порошков – несовершенство межзеренных границ, что приводит к низкой коррозионной стойкости материала в газовых средах.

Содержание водорода в образцах определяли методом высокотемпературной вакуумной экстракции с использованием анализатора LECO RH-402, а также проводили дополнительную оценку выхода водорода по результатам привеса. Для расчета использовали следующее равенство:

$$C(H) = C(H)_{\text{исх}} - \frac{M_{\text{до}} - M_{\text{после}}}{M_{\text{до}}} \times 100\%, \quad (1)$$

где $C(H)$ – содержание водорода в образцах после испытаний, вес.%, $C(H)_{\text{исх}}$ – исходное содержание водорода в образцах, вес.%, $M_{\text{до}}$ – масса образца до эксперимента, г, $M_{\text{после}}$ – масса образца после эксперимента, г.

Для определения температурно-временной зависимости стехиометрического коэффициента (H/Zr) был проведен термогравиметрический анализ до температуры 1100 °С. Удельное изменение массы образца составило 2.0 %, что соответствует полному выходу водорода. По результатам анализа отмечено, что температура начала выхода водорода равна (700 – 720) °С, массовая доля вышедшего водорода при 900 °С составляет ~ 0.2 %. Повышение температуры с 900 до 1100 °С приводит к полной потере водорода (98 – 99 %). При этом образец сохранил целостность, покрытие отслоилось и фрагментировалось.

Образцы, предварительно заваренные в среде аргона в стальные ампулы, испытывали на стенде ГАЗПАР при температурах 550 °С (время выдержки – 24 и 90 ч) и 1000 °С (время выдержки – 10 мин).

В результате испытаний при температуре 550 °С показано, что образцы БЗ с оксидным покрытием сохранили исходное содержание водорода. Содержание водорода в образце гидрида циркония без покрытия уменьшилось на 0.05 вес.%. По результатам проведенных стрессовых испытаний (1000 °С) отмечено, что ампула существенно изменила свои геометрические размеры – раздулась и приняла форму шара. На поверхности образцов ГЦ наблюдается сетка трещин и частичное отшелушивание оксидного покрытия, при этом содержание водорода сохранилось на уровне 1.85 вес.%. Столь незначительное изменение содержания водорода обусловлено выделением водорода из гидрида циркония, создавшим в герметичной ампуле парциальное давление, достаточное для замедления процесса дегидрирования.

K.K. POLUNIN, A.A. MOKRUSHIN

LUCH FSUE

PoluninKK@sialuch.ru

FABRICATION PROCESSES AND TESTING OF THE MODERATOR FOR IRRADIATING DEVICES OF BN REACTORS. TESTING OF THE MODERATOR

The moderating device, whose function efficient reduction of the energy of fast neutrons minimizing their loss at the same time, is one of the crucial elements in a nuclear reactor. Using zirconium hydride (ZH) as the moderator offers a number of advantages over other materials, namely – small volume and weight of the reactor, relatively high allowable moderator temperature. Among its drawbacks are its low resistance to corrosion in an oxidizing medium and high losses of hydrogen at elevated temperatures. However, these drawbacks can be mitigated or eliminated by using additional containment in neutral media and hydrogen-retaining coatings. For temperatures over 450 °C and for reactor application, the hydrogen retention methods, which include formation of hydrogen-retaining coatings directly on the surface of the hydride moderator, are the most explored. Among the multitude of existing variants of coatings (SiC, Si, Ge, oxide, oxyphosphide, oxide-phosphide-enamel etc.), an oxide coating produced via electrochemical deposition in chrome anhydride solution had been chosen for the purposes of this work.

In this work testing was performed on samples of central version moderator blocks (MB) made of zirconium hydride produced using the methods of direct saturation and powder metallurgy (hydrogen content 2.02 ± 0.02 weight %). Two types of samples were used; with a protective oxide coating and with no coating at all.

An important advantage of the method of compact workpiece hydrogenation (direct saturation method) is the capability to produce a pore-free material and relative simplicity of the fabrication chart. The drawbacks of this method lie in the necessity to use autoclave equipment and considerable duration of the process cycle of hydrogen saturation of the workpiece, being as long as several weeks for large parts. Employing the method of products manufacture from metal hydride powders ensures a high productivity in fabrication of the feed hydride powders and provides an opportunity to produce composite materials. The main drawback of a material produced from powders is imperfection of the intergranular boundaries resulting in the materials' low resistance to corrosion in gaseous media. Hydrogen content in the samples was determined via high-temperature vacuum extraction using a LECO RH-402 analyzer, with additional assessment of hydrogen release by weight gain measurement being performed as well. The following equation was used for the calculations;

$$C(H) = C(H)_{initial} - \frac{M_{before} - M_{after}}{M_{before}} \times 100\%, \quad (1)$$

where $C(H)$ – is hydrogen content in the samples after testing, weight %; $C(H)_{initial}$ – initial hydrogen content in the samples, weight %; M_{before} – mass of the sample before the experiment, g; M_{after} – mass of the sample after the experiment, g.

To determine the time-temperature dependence of stoichiometric coefficient (H/Zr), thermogravimetric analysis up to the temperature of 1100 °C was performed. The specific mass change made 2.0 %, which corresponds to complete hydrogen release. Basing on the analysis results it has been observed that the temperature before hydrogen release is (700 – 720) °C, weight percentage of hydrogen released at 900 °C is ~ 0.2 %. Rise of temperature from 900 to 1100 °C results in complete hydrogen loss (98 – 99 %). At that, the sample retained its integrity, the coating spalled and fragmented.

The samples pre-welded under argon into steel capsules underwent testing at the GAZPAR test bench under the temperature of 550 °C (exposure durations – 24 and 90 hours) and 1000 °C (exposure duration – 10 minutes).

As a result of testing under 550 °C it has been demonstrated that oxide-coated MB samples preserved the initial hydrogen content. The hydrogen content in the uncoated sample of zirconium hydride reduced for 0.05 weight %. Based on the results of the stress testing (1000 °C) performed, it has been observed that the geometry of the ampule changed significantly – the ampule bulged and assumed a spherical shape. On the surfaces of MB samples a pattern of cracks and partial spalling of oxide coating were observed, with hydrogen content being kept at a level of 1.85 weight %. Such an insignificant change of the hydrogen content is resulting from hydrogen release from zirconium hydride which formed a partial pressure within the sealed ampoule sufficient for impediment of the dehydration process.

ВЛИЯНИЕ СТЕХИОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА КАТОДНОЙ МИШЕНИ НА СТРУКТУРУ ПЕРСПЕКТИВНОГО НЕЙТРОННО-ПОГЛОЩАЮЩЕГО ПОКРЫТИЯ ИЗ БОРИДА ТИТАНА ПРИ МАГНЕТРОННОМ НАПЫЛЕНИИ

Соединение на основе $^{10}\text{B-Ti}$ является перспективным для использования в качестве защитного нейтронно-поглощающего покрытия [1]. Эти покрытия применяются при длительном хранении отработавшего ядерного топлива [2]. Сегодня наиболее распространены нейтронно-поглощающие покрытия из аморфного карбида бора, нанесенные порошково-плазменным методом [3]. Полученные ранее результаты показали достаточную эффективность использования метода ДС-магнетронного распыления композитной катодной мишени для получения такого покрытия [4].

В работе представлены результаты экспериментов по синтезу покрытий на основе борида титана методом ДС-магнетронного напыления из композитной мишени. Мишень представляет собой спеченную смесь порошков B_4C и Ti с соотношением по массе 1:1. Параметры магнетронного распыления: $I = 70 \text{ mA}$, $U = 600 \text{ B}$. В качестве подложки используется конструкционная аустенитная сталь 12X18H9T, поверхность подготовлена методом механической шлифовки и полировки.

Исследование структуры и элементного состава синтезированных покрытий проводилось методами рентгеновской дифрактометрии, сканирующей электронной микроскопии с ЭДС - анализом.

Результаты исследований показали, что соотношение атомов бора и титана в мишени в процессе эксплуатации меняется, поскольку бор распыляется с большей скоростью. Изначально соотношение атомов Ti к атомам B составляет 0,29. Покрытия при таком соотношении представляют соединение Ti_2B_5 (гемипентаборид титана) и небольшое количество фазы TiB_{12} (додекаборид титана). Толщина покрытий при напылении в течении часа составляет порядка одного микрометра. Благодаря высокой плотности бора в соединениях бор-титан такой толщины достаточно для эффективного ослабления потока тепловых нейтронов. Изменение стехиометрии мишени пропорционально меняет содержание бора в покрытии. После 4 циклов синтеза (~4 часа) соотношение атомов Ti к атомам B в мишени составляет 0,59. Это приводит к изменению фазового состава покрытия, основным соединением становится диборид титана TiB_2 .

Работа выполнена в рамках программы грантового финансирования Министерства образования Республики Казахстан AP05134758 и AP05130967.

1. A.S. Larionov, L.V. Chekushina and E.E. Suslov «Development and Investigation of High-Strength Neutron-Absorbing Composite Coatings Based on Borides of Metals» // Materials Science Forum, Vol. 945, pp. 660-664, 2019;
2. Licensing Requirements for the Independent Storage of Spent Nuclear Fuel, High-Level Radioactive Waste and Reactor-Related Greater Than Class C Waste– Energy, 10 CFR Part 72, 2006.
3. Choi J S, Lee C K, Anderson B L and etc. Applications of Neutron-Absorbing Structural-Amorphous Metal (SAM) Coatings for Criticality Safety Controls of Used Fuel Storage, Transportation, and Disposal // ICNC 2015 Charlotte, NC, United States, 2015 through September 17, 2015.
4. Larionov A.S., Zhakanbaeyev E.A., Kozlovski A.L., Dikov A.S., Kislitsin S.B., Chekushina L.V. «Synthesis of boride-titanium coatings by method of magnetron sputtering of complicated composition target» // Eurasian journal of physics and functional materials, Number 1_Vol.3 (2018-09), p. 251-258

A.S. LARIONOV, E.E. SUSLOV, A.N. KARPIKOV, A.S. DIKOV
RSE Institute of nuclear physics Republic of Kazakhstan
larionov-inp@yandex.kz

INFLUENCE OF THE STEHOIOMETRIC COMPOSITION OF THE CATHODE TARGET ON THE STRUCTURE OF A PERSPECTIVE NEUTRON-ABSORBING COATING FROM TITANIUM BORIDE DURING MAGNETIC SPRAYING

Compound based on ^{10}B -Ti is promising for use as a protective neutron-absorbing coating [1]. These coatings are used for long-term storage of spent nuclear fuel [2]. Today, the most common neutron-absorbing coatings of amorphous boron carbide, deposited by a powder-plasma method [3]. Previous results showed sufficient efficiency of using the DC magnetron sputtering method of a composite cathode target to obtain such a coating [4].

The work presents the results of experiments on the synthesis of coatings based on titanium boride by DC magnetron sputtering from a composite target. The target is a sintered mixture of B_4C and Ti powders with a weight ratio of 1:1. Magnetron sputtering parameters: $I = 70$ mA, $U = 600$ V, spraying time - 60 minutes. As the substrate, structural steel 12Cr18Ni9Ti is used, surface prepared by mechanical grinding and polishing.

A study of the structure, elemental composition, and surface morphology of the synthesized coatings was carried out by x-ray diffractometry, scanning electron microscopy with EDS analysis, scanning probe microscopy.

The research results showed that the ratio of boron and titanium atoms in the target during operation changes, since boron is atomized at a higher rate. Initially, the ratio of Ti atoms to B atoms is 0.29. Coatings at this ratio represent the compound Ti_2B_5 (titanium hemipentaboride) and a small amount of the TiB_{12} phase (titanium dodecaboride). The coating thickness during spraying for an hour is about one micrometer. Due to the high boron density in boron-titanium compounds, such a thickness is sufficient to effectively attenuate the thermal neutron flux. Changing the stoichiometry of the target proportionally changes the boron content in the coating. After 4 cycles of synthesis (~ 4 hours), the ratio of Ti atoms to B atoms in the target is 0.59. This leads to a change in the phase composition of the coating; titanium diboride TiB_2 becomes the main compound.

This work was supported by the grant of the Ministry of Education of the Republic of Kazakhstan AP05134758 and AP05130967

1. A.S. Larionov, L.V. Chekushina and E.E. Suslov «Development and Investigation of High-Strength Neutron-Absorbing Composite Coatings Based on Borides of Metals» // Materials Science Forum, Vol. 945, pp. 660-664, 2019;

2. Licensing Requirements for the Independent Storage of Spent Nuclear Fuel, High-Level Radioactive Waste and Reactor-Related Greater Than Class C Waste– Energy, 10 CFR Part 72, 2006.

3. Choi J S, Lee C K, Anderson B L and etc. Applications of Neutron-Absorbing Structural-Amorphous Metal (SAM) Coatings for Criticality Safety Controls of Used Fuel Storage, Transportation, and Disposal // ICNC 2015 Charlotte, NC, United States, 2015 through September 17, 2015.

4. Larionov A.S., Zhakanbaeyev E.A., Kozlovski A.L., Dikov A.S., Kislitsin S.B., Chekushina L.V. «Synthesis of boride-titanium coatings by method of magnetron sputtering of complicated composition target» // Eurasian journal of physics and functional materials, Number 1_Vol.3 (2018-09), p. 251-258

Т. АЛДАБЕРГЕНОВА^{1,2}, С. КИСЛИЦИН^{2,3}, В. УГЛОВ^{3,4},
И. ИВАНОВ², А. ЛАРИОНОВ², А. РЫСКУЛОВ²

¹*Казахский Национальный университет имени аль-Фараби,
г. Алматы, Казахстан*

²*Институт ядерной физики, г. Алматы, Казахстан*

³*НИЯУ "МИФИ", г. Москва, Россия*

⁴*Белорусский государственный университет, Минск, Белоруссия
tamaraalga@mail.ru*

РАДИАЦИОННЫЕ ЭФФЕКТЫ В ПОКРЫТИЯХ ZrTiN, ВЫЗВАННЫЕ ВОЗДЕЙСТВИЕМ ВЫСОКОЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ ИОНОВ КРИПТОНА

Представлены результаты сравнительных исследований влияния облучения ионами криптона высоких энергий на структуру и свойства покрытий ZrTiN.

Покрытия ZrTiN наносились на подложки из нержавеющей железо-хром-никелевой стали методом магнетронного распыления в атмосфере азота. Толщина покрытий определялась методом RBS и составляла 600–700 микрон. Элементный состав покрытий определяли с использованием методов RBS EDS: ZrTiN - Zr 55 вес.%, Ti 31 вес.%, N 14 вес.%.

Образцы с покрытиями ZrTiN облучали на высокоэнергетическом канале ускорителя ДЦ-60 ионами $^{84}\text{Kr}^{14+}$ с энергией 1,5 МэВ/нуклон (ток 0,35 мкА) до флюенса 10^{16} см^{-2} . Облучение проводилось при температурах 100 и 600 °С.

Структура поверхности образцов до и после облучения изучалась с помощью СЭМ с энергодисперсионным анализом и АСМ. Установлено, что высокоэнергетическое облучение при низкой температуре (100 °С) приводит к более значительным изменениям в структуре поверхности по сравнению с высокотемпературным облучением: изменяется элементный состав, наблюдается ионное травление покрытия ZrTiN с образованием коралловидной структуры. В тоже время, облучение при высокой температуре практически не влияет на структуру поверхности. По-видимому, это связано с отжигом дефектов при облучения.

Помимо структурных исследований, были измерены коррозионная стойкость и твердость покрытий, вызванные облучением ионами криптона.

Работа выполнена в рамках программы «Научно-техническое обеспечение экспериментальных исследований на Казахстанском материаловедческом токамаке ктм» Министерства энергетики Республики Казахстан.

T. ALDABERGENOVA^{1,2}, S. KISLITSIN^{2,3}, V. UGLOV^{3,4},

I. IVANOV², A. LARIONOV², A. RYSKULOV²

¹*Al-Farabi Kazakh National University, Almaty, Kazakhstan*

²*Institute of Nuclear Physics, Almaty, Kazakhstan*

³*NRNU "MEPhI", Moscow, Russia*

⁴*Belorussian State University, Minsk, Belarus*

tamaraalga@mail.ru

RADIATION EFFECTS IN ZrTiN COATINGS INDUCED BY IMPACT OF HIGH ENERGY KRYPTON IONS

The results of comparative studies of the effects of high energy krypton ions irradiation on the structure and properties of ZrTiN coatings are presented.

ZrTiN coatings were deposited on stainless iron-chromium-nickel steel substrates by magnetron sputtering in a nitrogen atmosphere. The thickness of the coatings was determined by the RBS method and was 600–700 microns. The elemental composition of the coatings was determined using the RBS method and EDS: ZrTiN - Zr 55 wt.%, Ti 31 wt.%, N 14 wt.%.

Samples with ZrTiN coatings were irradiated on a high-energy channel of the DC-60 accelerator by $^{84}\text{Kr}^{14+}$ ions with energy of 1.5 MeV/nucleon (current 0.35 μA) up to a fluence of 10^{16} cm^{-2} . Irradiation was carried out at temperatures of 100°C and 600°C.

The structure of the sample surface before and after irradiation was studied by SEM with EDS and AFM. It is shown that low-energy irradiation at low temperature (100°C) leads to more significant changes in the surface structure in compare with high temperature irradiation: the elemental composition changes and for the ZrTiN coating ion etching takes place with the formation of a coral-like structure. At the same time, irradiation at high temperature practically does not affect the surface structure. Apparently, this is due to annealing of defects upon irradiation.

In addition to structural studies, caused by irradiation changes in corrosion resistance and hardness of coatings were determined.

This work was fulfilled in the framework of the program "Scientific and technical support for experimental research at the Kazakhstan materials science tokamak ktm" of the Ministry of Energy of the Republic of Kazakhstan.

Д.А. МЕРЕЖКО¹, М. С. МЕРЕЖКО¹, Л.А. ДИКОВА¹,
О. П. МАКСИМКИН^{1,4}, М. N. GUSSEV², F. A. GARNER^{3,4}

¹ *Институт ядерной физики, г.Алматы, Казахстан*

² *Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, USA*

³ *Radiation Effects Consulting, USA*

⁴ *Московский инженерно-физический институт, Москва, Россия*
diana@inp.kz

ОБРАЗОВАНИЕ РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННОГО ФЕРРИТА В РЕАКТОРНЫХ МАТЕРИАЛАХ

Аустенитные нержавеющие стали 300-й серии используются в качестве конструкционных материалов в легководных и быстрых реакторах. Облучение при температурах, характерных для легководных реакторов, приводит к множеству структурных изменений в материале, включая образование вторичных фаз. Индуцированное облучением образование ОЦК-феррита в аустенитной матрице достаточно известное явление, которое может негативно влиять на механические и коррозионные свойства материала.

Опубликованные ранее данные были получены при низких повреждающих дозах и/или относительно высоких температурах облучения [1,2]. В настоящей работе представлены новые результаты для изучения возможности образования ферритов в водо-водяных реакторах с высокими и низкими нейтронными потоками при высоких уровнях повреждающих доз, полученные в двух быстрых реакторах.

Образцы для исследований были вырезаны из гексагональных чехлов труб тепловыделяющих сборок, облученных в выведенном из эксплуатации быстром реакторе БН-350 с натриевым охлаждением, расположенном в Актау, Казахстан. Эти шестигранные чехлы из нержавеющей стали имеют толщину стенок 2 мм и размер «под ключ» 96 мм. Они были изготовлены из двух аустенитных нержавеющих сталей: 0,12C-18Cr-10Ni-0,5Ti и 0,08C-16Cr-11Ni-3Mo, которые являются российскими аналогами американский сталей AISI 321 и AISI 316, соответственно. Сплав 0,12C-18Cr-10Ni-0,5Ti используется в российских реакторах. Механико-термическая обработка чехлов состояла в 20% холодной деформации с последующим отжигом при 800 ° C в течение 1 часа. Также исследовали пластины, вырезанный из необлученных чехлов тепловыделяющих сборок. Практически все исследуемые сборки облучались в центральной области активной зоны реактора в течение ~ 1 года в начале 1980-х годов. После 8 лет пребывания в бассейне и удаления топливных трубок чехлы были подготовлены к исследованию. Также изучали образцы, вырезанные из облученных низкими потоками нейтронов в течение 5 лет чехлов пе-

риферийных тепловыделяющих сборок. Данные, включенные в эту работу, были получены в 2018 году, после длительного периода старения и радиоактивного распада исследуемых облученных материалов.

Исследовали образование феррита в аустенитных сталях, облученных до 0,3–125 сна при температурах 280–420°C и скорости набора дозы 0,25–60,2 сна/год. В работе проведены измерения намагниченности и микротвердости, а также исследование микроструктуры.

Исследования показали, что магнитные фазы образуются во всех облученных образцах. Нейтронное облучение привело к увеличению количества магнитной фазы до ~ 3 об.%, особенно в центральной части сборки БН-350, где скорость набора дозы и доза максимальны. Эти данные сравниваются с другими недавно опубликованными данными, полученными на реакторе БОР-60, при очень низких значениях скорости набора дозы, также характерных для водо-водяных реакторов [3-5].

Сравнение настоящих результатов с опубликованными данными позволяет выделить два разных режима накопления магнитной фазы. Роль дозы, скорости набора дозы, температуры облучения, и химического состава материала в радиационно-индуцированном образовании феррита обсуждается с точки зрения применения этих данных для продления срока службы водо-водяных реакторов.

1. J. T. Stanley and L. E. Hendrickson, "Ferrite formation in neutron-irradiated austenitic stainless steel," *Journal of Nuclear Materials*, 80, 1, (1979).

2. D. L. Porter, "Ferrite formation in neutron-irradiated type 304L stainless steel," *Journal of Nuclear Materials*, 79, 2 (1979).

3. B. A. Gurovich et al., "Investigation of high temperature annealing effectiveness for recovery of radiation-induced structural changes and properties of 18Cr–10Ni–Ti austenitic stainless steels," *Journal of Nuclear Materials*, 465 (2015).

4. B. Z. Margolin, L. P. Kursevich, A. A. Sorokin, and V. S. Neustroev, "FCC-TO-BCC phase transformation in austenitic steels for WWER internals with significant swelling," in Presentation O11-A097-T02 in Proceedings of Fontevraud-7 Symposium on Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Avignon, France, (2010).

5. M. N. Gushev, S. R. Clark, J. T. Dixon, and K. J. Leonard, "Preparation and Analysis of Austenitic Steel Samples Irradiated at Very High Damage Doses," Oak ridge national laboratory, Oak Ridge, Technical ORNL/TM-2018/113792 (2018).

D. A. MEREZHKO¹, M. S. MEREZHKO¹, L.A. DICOVA¹,
O. P. MAKSIMKIN^{1,4}, M. N. GUSSEV², F. A. GARNER^{3,4}

¹ *Institute of Nuclear Physics, Ibragimov str. 1, Almaty, Kazakhstan*

² *Oak Ridge National Laboratory, Oak Ridge, USA*

³ *Radiation Effects Consulting, USA*

⁴ *Moscow Engineering Physics Institute, Moscow, Russian Federation*
diana@inp.kz

RADIATION-INDUCED FERRITE FORMATION IN REACTOR MATERIALS

300-series stainless steels serve as structural materials for both LWRs and fast reactors. Irradiation at LWR-relevant temperatures leads to multiple material degradation modes, including second-phase formation. Irradiation-induced bcc-ferrite formation in austenite is a well-known phenomenon, and in addition to affecting mechanical properties, it may also affect corrosion behavior in water coolant.

Whereas earlier data were derived at low damage doses and/or relatively high irradiation temperatures [1,2], this work presents new high-flux and low-flux data at high-fluence levels derived in two fast reactors to examine the potential for ferrite formation in PWRs.

The plate-type samples for investigations were cut from hexagonal wrappers of fuel assemblies irradiated in the now-decommissioned BN-350 sodium-cooled fast reactor located in Aktau, Kazakhstan. These stainless-steel hexagonal wrappers have a face-to-face distance of 96 mm and a wall thickness of 2 mm. They were fabricated from two austenitic stainless steels: 0.12C-18Cr-10Ni-0.5Ti and 0.08C-16Cr-11Ni-3Mo, which are Russian near-analogs of AISI 321 and AISI 316 respectively. The 0.12C-18Cr-10Ni-0.5Ti alloy is used in Russian reactors. The wrappers were prepared via 20% cold deformation followed by annealing at 800°C for 1h. Specimens were also cut from unirradiated prototypic wrappers. All but one of the investigated assemblies were irradiated in the central region of the reactor core for ~ 1 year in the early 1980s. After residing in the spent fuel pool for 8 years and removal of the fuel pins, the wrappers were prepared for investigation. Specimens were also cut from the lower-flux wrapper of a radial blanket assembly irradiated for 5 years. The data included in this work were obtained in 2018, after a long period of aging and radioactive decay.

Ferrite formation was studied for Western and Russian austenitic steels irradiated to 0.3–125 dpa at temperatures of 280–420°C and dose rates of 0.25–60.2 dpa/year. Both archive and irradiated materials were characterized using magnetic measurements, microstructure, and microhardness measurements.

Investigations showed that magnetic phases formed in all irradiated samples. Neutron irradiation increased the amount of magnetic phase, reaching ~3vol.%, especially in the middle of the BN-350 assembly where dose rate and dose are maximal. These data are compared with other recently published Russian data from BOR-60, the latter at very low PWR-relevant dpa rates [3-5].

Comparison of the present results with other published data allows us to expect two different modes of magnetic phase accumulation. The role of dose, dose rate, irradiation temperature, as well as material fabrication and composition, on radiation-induced ferrite formation are discussed with an eye toward application of these data to PWR life extension.

1. J. T. Stanley and L. E. Hendrickson, "Ferrite formation in neutron-irradiated austenitic stainless steel," *Journal of Nuclear Materials*, 80, 1, (1979).

2. D. L. Porter, "Ferrite formation in neutron-irradiated type 304L stainless steel," *Journal of Nuclear Materials*, 79, 2 (1979).

3. B. A. Gurovich et al., "Investigation of high temperature annealing effectiveness for recovery of radiation-induced structural changes and properties of 18Cr–10Ni–Ti austenitic stainless steels," *Journal of Nuclear Materials*, 465 (2015).

4. B. Z. Margolin, L. P. Kursevich, A. A. Sorokin, and V. S. Neustroev, "FCC-TO-BCC phase transformation in austenitic steels for WWER internals with significant swelling," in Presentation O11-A097-T02 in Proceedings of Fontevraud-7 Symposium on Contribution of Materials Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs, Avignon, France, (2010).

5. M. N. Gushev, S. R. Clark, J. T. Dixon, and K. J. Leonard, "Preparation and Analysis of Austenitic Steel Samples Irradiated at Very High Damage Doses," Oak ridge national laboratory, Oak Ridge, Technical ORNL/TM-2018/113792 (2018).

М.Д. САВЕЛЬЕВ¹, Б.А. ТАРАСОВ^{1,2}, Д.П. ШОРНИКОВ¹
¹НИИУ МИФИ, ²ВНИИНМ
SavelyevMD@gmail.com

СВАРИВАЕМОСТЬ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ ТИПА Fe-Cr-Si-Al

Ранее авторами было установлено, что сплавы состава Fe-5%Cr-5%(Al+Si) имеют высокую коррозионную стойкость [1] и не подвержены явлению распада твёрдого раствора [2]. Однако одним из основных требований к материалу оболочек твэлов водо-водяных реакторов является свариваемость материала с сохранением свойств материала в сварном шве. При сварке ферритных сталей возможно как растрескивание шва, так и резкое охрупчивание шва и зоны термического влияния из-за катастрофического роста зерен.

Целью данной работы является оценка свариваемости сплавов на основе Fe-Cr-Al-Si и изучение прочностных характеристик сварочного соединения.

В данной работе рассмотрены сплавы, содержащие 5 мас.% Cr, 5 мас.% (Al+Si) и дополнительно легированные для повышения комплекса свойств различным количеством Nb, Ti, Zr, Mo, В и Y. Образцы деформированные на 40% х.д., сваривались ручной аргонно-дуговой сваркой. После сварки образцы испытаны на загиб и на растяжение.

В результате проведенных экспериментов установлено, что изученные сплавы могут быть сварены аргонно-дуговой сваркой, с получением качественного ровного шва. Сварной шов без восстановительного отжига обладает достаточно высокими пластическими характеристиками: угол загиба для худшего сплава составил 10 градусов (для лучшего – более 90°). Так же для худшего сплава удлинение составило 5% (для лучшего – около 10%).

1. Tarasov B. A., Savelyev M. D., Shornikov D. P. Corrosion Resistance of Fe-Cr-Al-Si Alloys with Low Chromium Content //KnE Materials Science. – 2018. – Т. 4. – №. 1. – С. 480-490.

2. Tarasov B. A. et al. Short-term Mechanical Properties of Fe-Cr-Al-Si Alloys//KnE Materials Science. – 2018. – Т. 4. – №. 1. – С. 491-497.

M.D. SAVELYEV¹, B.A. TARASOV^{1,2}, D.P. SHORNIKOV¹
¹*NRNU MEPhI*, ²*VNIINM*
SavelyevMD@gmail.com

WELDABILITY OF CHROME STEELS TYPE Fe-Cr-Si-Al

Previously, the authors found that alloys of the composition Fe-5% Cr-5% (Al + Si) have high corrosion resistance [1] and are not subject to the decay of the solid solution [2]. However, one of the main requirements for the material of the cladding of fuel rods PWR type reactors is the weldability of the material while maintaining the properties of the material in the weld. When welding ferritic steels, cracking of the weld is possible, as well as sharp embrittlement of the weld and the heat-affected zone due to catastrophic grain growth.

The aim of this work is to assess the weldability of alloys based on Fe-Cr-Al-Si and to study the strength characteristics of the welding joint.

In this work, alloys containing 5 wt.% Cr, 5 wt.% (Al + Si) and additionally alloyed to increase the complex of properties with different amounts of Nb, Ti, Zr, Mo, B, and Y are examined. The samples are deformed by 40% c.d., were welded by manual argon-arc welding. After welding, the samples were tested for bending and tensile.

As a result of the experiments, it was found that the studied alloys can be welded by argon-arc welding, with obtaining a high-quality smooth seam. A weld without reductive annealing has sufficiently high plastic characteristics: the bending angle for the worst alloy was 10 degrees (for the best - more than 90°). Also, for the worst alloy, the elongation was 5% (for the best - about 10%).

1. Tarasov B. A., Savelyev M. D., Shornikov D. P. Corrosion Resistance of Fe-Cr-Al-Si Alloys with Low Chromium Content // *KnE Materials Science*. – 2018. – T. 4. – №. 1. – C. 480-490.

2. Tarasov B. A. et al. Short-term Mechanical Properties of Fe-Cr-Al-Si Alloys // *KnE Materials Science*. – 2018. – T. 4. – №. 1. – C. 491-497.

М.Д. САВЕЛЬЕВ¹, Б.А. ТАРАСОВ^{1,2}, М.А. ЛУТКОВ¹,
Д.П. ШОРНИКОВ¹
¹НИЯУ МИФИ, ²ВНИИНМ
SavelyevMD@gmail.com

КОРРОЗИОННАЯ СТОЙКОСТЬ ХРОМИСТЫХ СТАЛЕЙ С НИЗКИМ СОДЕРЖАНИЕМ ХРОМА В ВОДЕ ВЫСОКИХ ПАРАМЕТРОВ

В настоящий момент в мире ведутся исследования сплавов системы Fe-Cr-Al для применения их в качестве оболочек твэлов ядерных реакторов. Содержание хрома в данных сталях колеблется от 10 до 20 мас.%, содержание алюминия от 3 до 5 мас.%. Благодаря своей высокой коррозионной стойкости стали данного класса могут найти свое применение в качестве оболочек твэлов реакторов типа ВВЭР, что позволит избежать паро-циркониевой реакции в случае запроектных аварий.

Ранее авторами было установлено, что сплавы состава Fe-5%Cr-5%(Al+Si) имеют высокую коррозионную стойкость [1] и не подвержены явлению распада твёрдого раствора [2]. Далее была проведена оптимизация состава для получения более высокой коррозионной стойкости при использовании сырья с примесями, такими как углерод, сера, фосфор.

Целью данной работы является определение коррозионной стойкости в воде высоких параметров (350 °C, 16 МПа) сплавов на основе Fe-CrAl-Si с добавками Ti, Nb, Zr, Mo, V, Y и сравнение с коррозионной стойкостью сплава Э-110 в тех же условиях.

В данной работе рассмотрены сплавы, содержащие 5 мас.% Cr, 5 мас.% (Al+Si) и дополнительно легированные для повышения комплекса свойств Ti, Nb, Zr, Mo, V и Y. Образцы испытаны после шлифовки на абразивном полотне 600 меш, в дистиллированной воде при температуре 350 °C и давлении 16 МПа. Время выдержки 1000 ч.

В результате проведенных экспериментов установлено, что изученные стали имеют более высокую коррозионную стойкость, в сравнении со сплавом Э-110. Привес для наименее стойкого сплава составил 0,4 мг/см², что в 2 раза меньше, чем у сплава на основе циркония в тех же условиях (0,8 мг/см²). Наиболее стойкий сплав имеет привес на порядок меньше, чем у сплава Э-110: 0,08 мг/см².

1. Tarasov B. A., Savelyev M. D., Shornikov D. P. Corrosion Resistance of Fe-Cr-Al-Si Alloys with Low Chromium Content //Kne Materials Science. – 2018. – Т. 4. – №. 1. – С. 480-490.

2. Tarasov B. A. et al. Short-term Mechanical Properties of Fe-Cr-Al-Si Alloys //Kne Materials Science. – 2018. – Т. 4. – №. 1. – С. 491-497.

M.D. SAVELYEV¹, B.A. TARASOV^{1,2}, M.A. LUTKOV¹,
D.P. SHORNIKOV¹
¹NRNU MEPhI, ²VNIINM
SavelyevMD@gmail.com

CORROSION RESISTANCE OF CHROME STEELS WITH LOW CHROMIUM CONTENT IN HIGH PARAMETERS WATER

At the moment, Fe-Cr-Al alloys are being studied in the world for use as claddings for nuclear fuel rods. The chromium content in these steels ranges from 10 to 20 wt.%, The aluminum content from 3 to 5 wt.%. Due to their high corrosion resistance, steels of this class can find their application as claddings for fuel elements of PWR type reactors, which will allow avoiding a vapor-zirconium reaction in the event of beyond design basis accidents.

Previously, the authors found that alloys of the composition Fe-5% Cr-5% (Al + Si) have high corrosion resistance [1] and are not subject to the phenomenon of decomposition of a solid solution [2]. Further, the composition was optimized to obtain higher corrosion resistance when using raw materials with impurities such as carbon, sulfur, phosphorus.

The aim of this work is to determine the corrosion resistance in water of high parameters (350 °C, 16 MPa) of Fe-CrAl-Si-based alloys with Ti, Nb, Zr, Mo, B, Y additives and to compare with the corrosion resistance of E-110 alloy at the same conditions.

In this work, we consider alloys containing 5 wt.% Cr, 5 wt.% (Al + Si) and additionally alloyed to increase the complex properties of Ti, Nb, Zr, Mo, B and Y. The samples were tested after grinding on a 600 mesh abrasive cloth, in distilled water at a temperature of 350 °C and a pressure of 16 MPa. Holding time – 1000 h.

As a result of the experiments, it was found that the studied steels have higher corrosion resistance in comparison with the alloy E-110. The gain for the least stable alloy was 0.4 mg/cm², which is 2 times less than that of an alloy based on zirconium under the same conditions (0.8 mg/cm²). The most stable alloy has a weight gain of 10 times less than that of the E-110 alloy: 0.08 mg/cm².

1. Tarasov B. A., Savelyev M. D., Shornikov D. P. Corrosion Resistance of Fe-Cr-Al-Si Alloys with Low Chromium Content //KnE Materials Science. – 2018. – T. 4. – №. 1. – C. 480-490.

2. Tarasov B. A. et al. Short-term Mechanical Properties of Fe-Cr-Al-Si Alloys //KnE Materials Science. – 2018. – T. 4. – №. 1. – C. 491-497.

Н.Ю. ШУЛЬГА¹, Ф.О. МИЛОВИЧ¹, А.В. КУЛЕБЯКИН²,
И.Е. КУРИЦИНА³, Н.В. СИДОРОВА⁴

¹ *Национальный исследовательский технологический университет
(МИСЦ), Москва, Россия*

² *Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия*

³ *Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка, Россия*

⁴ *Национальный исследовательский Мордовский государственный
университет им. Н.П. Огарева, Саранск, Россия
nushulga@gmail.com*

МЕХАНИЧЕСКИЕ ХАРАКТЕРИСТИКИ И ОСОБЕННОСТИ ТРАНСФОРМАЦИОННОГО МЕХАНИЗМА УПРОЧНЕНИЯ В ТВЕРДЫХ РАСТВОРАХ НА ОСНОВЕ ДИОКСИДА ЦИРКОНИЯ, СОЛЕГИРОВАННЫХ ОКСИДАМИ ИТТРИЯ, ЦЕРИЯ, НЕОДИМА И ИТТЕРБИЯ

Материалы на основе частично стабилизированного диоксида циркония (ЧСЦ) обладают высокими значениями трещиностойкости ($3\text{--}10 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$), что обеспечивает им разнообразные практические применения в триботехнике. Данное свойство обусловлено индуцированным напряжениями тетрагонально-моноклинным фазовым переходом, тормозящим распространение трещины в материале. Из работ [1, 2] известно, что структура, фазовый состав и механические свойства монокристаллов ЧСЦ существенно изменяются в зависимости от концентрации стабилизирующей примеси Y_2O_3 . При этом, как показано в работах [1, 2], лучшие механические характеристики выявлены для кристаллов состава $\text{ZrO}_2\text{--}2.8 \text{ мол.}\% \text{ Y}_2\text{O}_3$. Наряду с концентрацией основного оксида стабилизатора на механические свойства будет влиять солегирирование другими оксидами. Однако в настоящее время влияние вида солегирирующих стабилизирующих оксидов на механические свойства и особенности проявления трансформационного механизма упрочнения в монокристаллах ЧСЦ изучено в меньшей степени.

В соответствии с этим, целью настоящей работы являлось выявление влияния легирующих оксидов CeO_2 , Nd_2O_3 , Yb_2O_3 на механические характеристики и особенности проявления трансформационного механизма упрочнения в твердых растворах $\text{ZrO}_2\text{--}2 \text{ мол.}\% \text{ Y}_2\text{O}_3\text{--}0.8\text{R}_2\text{O}_3$, (где R--Ce^{3+} , Ce^{4+} , Nd^{3+} , Yb^{3+}).

Для всех кристаллов характерно наличие развитой доменной двойниковой структуры, и со-легирирование оксидами разного вида не приводит к каким-либо существенным изменениям в размерах и форме двойников.

Рентгеноструктурное исследование фазового состава кристаллов 2.8YSZ, 2Y0.8NdSZ, 2Y0.8CeSZ и 2Y0.8YbSZ показало, что при общей

концентрации стабилизирующих оксидов, равной 2.8 мол.%, вид солегирующего оксида влияет на фазовый состав кристаллов ЧСЦ.

Исследовано влияние типа легирующей примеси на трещиностойкость и механизм трансформационного упрочнения в кристаллах $2Y_{0.8}RSZ$, где $R = Ce, Nd, Y, Yb$. Наибольшие значения трещиностойкости наблюдались в кристалле $2Y_{0.8}CeSZ$, что согласуется с его максимальной трансформационной способностью.

Более интенсивный тетрагонально-моноклинный переход в кристаллах $2Y_{0.8}CeSZ$ обусловлен снижением устойчивости трансформированной фазы, что связано с малым ионным радиусом ионов Ce^{4+} и содержанием меньшего количества вакансий кислорода в этой фазе.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-32-00533 мол_а.

1. Borik MA, Bublik VT, Kulebyakin AV, Lomonova EE, Milovich FO, Myzina VA, Osiko VV, Tabachkova NYu 2014 Phase composition, structure and mechanical properties of PSZ (partially stabilized zirconia) crystals as a function of stabilizing impurity content J. Alloy. Compd. 586 231–235

2. Osiko VV, Borik MA, Lomonova EE 2010 Synthesis of Refractory Materials by Skull Melting Technique Springer Handbook of Crystal Growth (Springer Handbooks) ed G Dhanaraj et al (Berlin; Heidelberg: Springer–Verlag) p 433

N.YU. SHULGA¹, F.O. MILOVICH¹, A.V. KULEBYAKIN²,
I.E. KURITSYNA³, N.V. SIDOROVA⁴

¹ National University of Science and Technology (MISIS), Moscow, Russia

² A.M. Prokhorov General Physics Institute of Russian Academy of Sciences,
Moscow, Russia

³ Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, Moscow region, Russia

⁴ National Research Mordovia State University, Saransk, Russia
nushulga@gmail.com

MECHANICAL PROPERTIES AND TRANSFORMATION HARDENING MECHANISM IN YTTRIA, CERIA, NEODYMIA AND YTTERBIA CO-DOPED ZIRCONIA BASED SOLID SOLUTIONS

Partially stabilized zirconia (PSZ) based materials have high fracture toughness ($3\text{--}10 \text{ MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$) which ensures their wide application in tribo-engineering. This property of the materials originates from the stress-induced tetragonal to monoclinic transition which impedes crack propagation in the materials.

It was reported [1, 2] that the structure, phase composition and mechanical properties of the PSZ crystals depend significantly on the concentration of the

Y₂O₃ stabilizing impurity. As demonstrated in these earlier publications [1, 2], the best mechanical properties were achieved in the crystals having the ZrO₂-2.8 mol.% Y₂O₃ composition. Co-doping with other oxides will also affect the mechanical properties of the materials, along with the concentration of the main stabilizing oxide. However, the effect of the type of stabilizing oxides on the mechanical properties and the transformation hardening mechanism in the PSZ single crystals has been studied insufficiently yet.

Therefore the aim of this work was to clarify the effect of the type of CeO₂, Nd₂O₃ and Yb₂O₃ stabilizing oxides on the mechanical properties and the transformation hardening mechanism in the ZrO₂-2 mol.% Y₂O₃-0.8R₂O₃ solid solutions, where R = Ce³⁺, Ce⁴⁺, Nd³⁺, Yb³⁺.

For all the crystals, the presence of a developed domain-twin structure is characteristic, and the introduction of various co-doping oxide does not lead to any significant differences in the sizes and habit of twins.

X-ray diffraction study of the phase composition 2.8YSZ, 2Y0.8NdSZ, 2Y0.8CeSZ and 2Y0.8YbSZ, crystals showed that, for the total concentration of the stabilizing oxides being the same to 2.8 mol.%, the type of the co-doping oxide affects the phase composition of the PSZ crystals.

Investigated the effect of the type of doping impurity on the fracture toughness and transformation hardening mechanism in the 2Y0.8RSZ crystals, where R = Ce, Nd, Y, Yb. Highest fracture toughness coefficient occurs in the 2Y0.8CeSZ crystal, this being in agreement with its maximum transformation degree. The high intensity of the tetragonal to monoclinic transition in crystals 2Y0.8CeSZ due to a decrease in the stability of the transformed phase, as a result of the presence of a small ionic radius of Ce⁴⁺ ions and a less amount of oxygen vacancies in this phase.

This work was supported by the RFBR grant No. 18-32-00533 mol_a.

1. Borik MA, Bublik VT, Kulebyakin AV, Lomonova EE, Milovich FO, Myzina VA, Osiko VV, Tabachkova NYu 2014 Phase composition, structure and mechanical properties of PSZ (partially stabilized zirconia) crystals as a function of stabilizing impurity content J. Alloy. Compd. 586 231–235

2. Osiko VV, Borik MA, Lomonova EE 2010 Synthesis of Refractory Materials by Skull Melting Technique Springer Handbook of Crystal Growth (Springer Handbooks) ed G Dhanaraj et al (Berlin; Heidelberg: Springer–Verlag) p 433

И.Е. КУРИЦИНА¹, Ф.О. МИЛОВИЧ², А.В.КУЛЕБЯКИН³,
Н.Ю. ШУЛЬГА², Н.В. СИДОРОВА⁴

¹ *Институт физики твёрдого тела РАН, Черноголовка, Россия*

² *Национальный исследовательский технологический университет (МИ-
СиС), Москва, Россия*

³ *Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН, Москва, Россия*

⁴ *Национальный исследовательский Мордовский государственный универ-
ситет им. Н.П. Огарева, Саранск, Россия*
nushulga@gmail.com

АНИЗОТРОПИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ ТЕТРАГОНАЛЬНО МОНОКЛИННОГО ПЕРЕХОДА В КРИСТАЛЛАХ ЧАСТИЧНО СТАБИЛИЗИРОВАННОГО ZrO_2

В работе была изучена структура, фазовый состав и механические свойства (микротвердость и трещиностойкость) кристаллов частично стабилизированного диоксида циркония (ЧСЦ) в интервале концентраций стабилизатора (оксид иттрия) от 2 до 4 мол.%. Было показано, что с увеличением концентрации оксида иттрия микротвердость увеличивается, а трещиностойкость изменяется немонотонно и достигает максимума для кристаллов стабилизированных - 3 мол.% Y_2O_3 . Анизотропия микротвердости и трещиностойкости изучалась для пластинок, вырезанных перпендикулярно кристаллографическим направлениям $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ и $\langle 111 \rangle$ при разных ориентациях диагоналей индентора (рис. 1). Показано, что микротвердость кристаллов ЧСЦ слабо зависит от кристаллографической ориентации, в то время как трещиностойкость различна на разных кристаллографических гранях кристаллов. Самая высокая трещиностойкость была получена для плоскости $\{100\}$ и для диагонали индентора в направлении $\langle 100 \rangle$, в то время как самая низкая трещиностойкость наблюдалась для плоскости $\{110\}$ и диагонали индентора в направлении $\langle 110 \rangle$. Методом локального комбинационного рассеяния было проведено исследование распределения моноклинной фазы в окрестности отпечатка. Показано, что максимальное количество моноклинной фазы формируется вдоль направления $\langle 110 \rangle$ независимо от диагональной ориентации индентора. Было установлено, деформации при фазовом переходе оказывает различное влияние на рост трещины благодаря анизотропии, таким образом трансформационный механизм упрочнения зависит от ориентации плоскости трещины.

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 18-32-00533 мол_а.

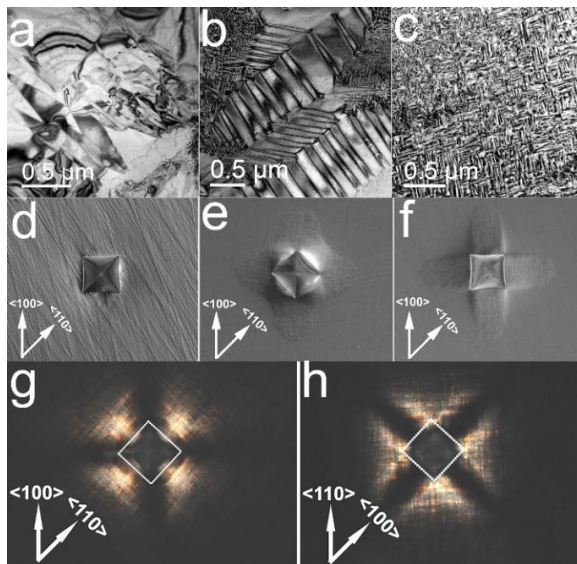


Рис. 1. Изображения двойников в кристаллах (a) 2YSZ, (b) 3YSZ и (c) 4YSZ. Отпечатки на образцах (d) 2YSZ, (e) 3YSZ и (f) 4YSZ. Изображения поляризационной оптической микроскопии тонких пластин образца 3YSZ вблизи отпечатка в плоскости $\{100\}$ для диагональных ориентаций индентора (g) $\langle 100 \rangle$ и (h) $\langle 110 \rangle$.

I.E. KURITSYNA¹, F.O. MILOVICH², A.V. KULEBYAKIN³,
N.YU. SHULGA², N.V. SIDOROVA⁴

¹ *Institute of Solid State Physics RAS, Chernogolovka, Moscow region, Russia*

² *National University of Science and Technology (MISIS), Moscow, Russia*

³ *A.M. Prokhorov General Physics Institute of Russian Academy of Sciences,
Moscow, Russia*

⁴ *National Research Mordovia State University, Saransk, Russia
koneva@issp.ac.ru*

ANISOTROPY OF THE MECHANICAL PROPERTIES AND FEATURES OF THE TETRAGONAL TO MONOCLINIC TRANSITION IN PARTIALLY STABILIZED ZIRCONIA CRYSTALS

The structure, phase composition and mechanical properties, e.g. microhardness and impact toughness of partially stabilized zirconia crystals in the 2 to 4 mol.% stabilizing yttria concentration range were studied. It was shown

that with increasing concentration of stabilizing yttria the microhardness increases while the impact fracture toughness varies nonmonotonically and reaches the maximum for the partially stabilized zirconia crystal with 3 mol.% Y_2O_3 . The anisotropy of the microhardness and impact fracture toughness was studied for wafers perpendicular to the $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$ and $\langle 111 \rangle$ directions with different indenter diagonal orientations (fig. 1). It was shown that the microhardness of the partially stabilized zirconia crystals depends but slightly on crystallographic orientation whereas the impact fracture toughness differs between crystallographic faces of the crystals. The highest impact toughness was obtained for the $\{100\}$ plane and the indenter diagonal aligned parallel to the $\langle 100 \rangle$ direction, while the lowest impact toughness was obtained for the $\{110\}$ plane and the indenter diagonal aligned parallel to the $\langle 110 \rangle$ direction. Local Raman study of the monoclinic phase distribution in the vicinity of the indentation shows that the maximum quantity of the monoclinic phase forms along the $\langle 110 \rangle$ direction regardless of indenter diagonal orientation. It was shown that the strain anisotropy during the phase transition has variable effect on crack impedance. The effect of transformation hardening mechanism depends on crack plane orientation and transition induced stress.

This work was supported by the RFBR grant No. 18-32-00533 mol_a.

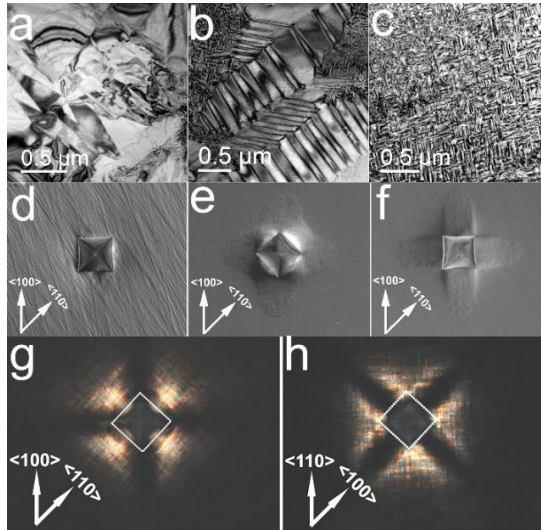


Fig1. Images of twins in the (a) 2YSZ, (b) 3YSZ and (c) 4YSZ crystals. Indentations on the (d) 2YSZ, (e) 3YSZ and (f) 4YSZ specimens. Polarization optical microscopy images of thin 3YSZ specimen plates near indentation in the $\{100\}$ plane for the (g) $\langle 100 \rangle$ and (h) $\langle 110 \rangle$ indenter diagonal orientations.

М.Г. ИСАЕНКОВА¹, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ¹, В.А. ФЕСЕНКО¹,
К.Е. КЛЮКОВА¹, С.Д. СТОЛБОВ¹, Е.В. БЕРЛИН²

¹Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ»,

²ООО «Лаборатория вакуумных технологий», г. Зеленоград
tinaklyukova@gmail.com

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРЫ ХРОМОВОГО ПОКРЫТИЯ НА ОБОЛОЧЕЧНЫХ ТРУБАХ ИЗ СПЛАВА Zr-1%Nb-(O, Fe) НА ЕГО ЗАЩИТНЫЕ СВОЙСТВА

Неотъемлемым условием развития атомной энергетики является повышение безопасности ЯЭУ. Для предотвращения паро-циркониевой реакции при повышенной температуре создаются циркониевые оболочки с защитными покрытиями [1,2]. Выбор хрома в качестве материала покрытия обусловлен высокой коррозионной стойкостью металла и малым сечением захвата тепловых нейтронов.

В данной работе проведено сравнение защитных свойств двух хромовых покрытий, полученных по разным технологическим режимам методом магнетронного напыления на оболочечные трубы из сплава Э110опт. В процессе нанесения покрытий в них сформировалась разная структура. Покрытие № 1 имело толщину 9-10 мкм и характеризовалось столбчатыми кристаллами размером 0,2 мкм и строгой ориентацией $\{111\}<112>$ по всей своей толщине, покрытие № 2 имело толщину 12-14 мкм, размер столбчатых кристаллов – 1,0 мкм и их ориентации – $\{111\}<110>$ и $\{100\}<011>$. Методами электронной микроскопии и рентгеновского анализа установлено отсутствие промежуточных фаз при взаимодействии покрытия с подложкой. Однако анализ рентгеновской дифрактограммы, полученной на синхротронном излучении, свидетельствует об образовании промежуточной фазы $ZrCr_2$.

Окисление оболочечных труб с описанными покрытиями проводилось на воздухе в температурном интервале 400-1150 °С в течение 1 ч. Изучена кинетика окисления оболочечных труб и развития структуры материала. После отжига на воздухе при температуре 1100 °С в течение 1 ч между покрытием и подложкой формируется интерметаллидный слой $(Zr, Nb)Cr_2$ толщиной до 3 мкм. Первое покрытие изменяет свою толщину до 5-6 мкм, что может быть обусловлено образованием интерметаллидного слоя. Оксидную фазу на поверхности покрытия не удалось обнаружить рентгеновскими методами. При окислении второго покрытия наблюдается достаточно толстый слой оксидной фазы, составляющий 3-4 мкм, это приводит к сокращению толщины хромового покрытия. После отжига труб с покрытиями при температуре 1100 °С по сечению стенки наблюдается образование пор. В случае первого покрытия поры расположены на границе

интерметаллидного и хромового слоев, а в случае второго покрытия поры распределены по толщине хромового и оксидного слоев. Наличие пор обусловлено различиями в температурном расширении исходных и образующихся при отжиге новых слоев: интерметаллидного и оксидного. Хромовое покрытие, в случае отсутствия в нем трещин, надежно защищает от кислорода оболочечную трубу. Моделирование поведения твэла с хромовым покрытием в условиях маневрирования мощностью реактора показало развитие в хромовом покрытии высоких сжимающих напряжений.

1. Григорьев В.Ю., Иванов А.В., Клюкова К.Е. и др. Структура защитного хромового покрытия, полученного методом термического испарения в магнетронном разряде на оболочечных трубах из сплава Э110 // Цветные металлы. –2019. –№916. С.33-40.

2. Петельгузов И.А. Влияние защитных покрытий из алюминия и хрома на окисление циркония и его сплавов // Вопросы атомной науки и техники. –2012. –№2. С.114-119.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00619.

M. ISAENKOVA¹, YU. PERLOVICH¹, V. FESENKO¹,
K. KLYUKOVA¹, S. STOLBOV¹, E. BERLIN²

¹National Research Nuclear University MEPhI

²LLC “Laboratory of vacuum technologies”, Zelenograd
tinaklyukova@gmail.com

INFLUENCE OF THE STRUCTURE OF CHROME COATING ON CLADDING TUBES FROM Zr-1%NB-(O, Fe) ALLOY ON ITS PROTECTIVE PROPERTIES

An essential condition for the development of nuclear energy is to increase the safety of nuclear power station. To prevent vapor-zirconium reaction at high temperatures, zirconium cladding tubes with protective coatings are created [1,2]. The choice of chromium as a coating material is due to its high corrosion resistance and the small capture cross section of thermal neutrons.

In this work, we compare the protective properties of two chrome coatings obtained according to different technological modes by the method of magnetron sputtering on the cladding tubes made of E110opt alloy. In the process of coating, the different structures were formed in them. Coating № 1 had a thickness of 9-10 μm and was characterized by columnar crystals with a transverse size of 0.2 μm and strict orientation $\{111\}\langle 112 \rangle$ throughout its thickness, coating № 2 had a thickness of 12-14 μm , the size of columnar crystals was 1.0 μm and their orientations are $\{111\}\langle 110 \rangle$ and $\{100\}\langle 011 \rangle$. Using electron mi-

croscopy and X-ray analysis, the absence of intermediate phases between the coating and the substrate was established. However, the analysis of the X-ray diffraction pattern obtained by means of synchrotron radiation indicates the formation of an intermediate phase of ZrCr_2 .

The oxidation of cladding tubes with the described coatings was carried out in air in the temperature range from 400 to 1150 °C for an hour. The kinetics of the oxidation of cladding tubes and the development of the material structure were studied. After annealing in air at a temperature of 1100 °C for an hour, an intermetallic layer $(\text{Zr}, \text{Nb})\text{Cr}_2$ with a thickness of up to 3 μm is formed between the coating and the substrate. The first coating changes its thickness to 5-6 microns, which may be due to the formation of an intermetallic layer. The oxide phase on the surface of the coating could not be detected by X-ray methods. During the oxidation of the second coating, a sufficiently thick layer of the oxide phase is observed, amounting to 3-4 μm , this leads to a reduction in the thickness of the chrome coating. After annealing of tubes with coatings at a temperature of 1100 °C, pore formation is observed along the wall section. In the case of the first coating, the pores are located at the interface between the intermetallic and chromium layers, and in the case of the second coating, the pores are distributed over the thickness of the chromium and oxide layers. The presence of pores is due to differences in the thermal expansion of the initial and new layers formed upon annealing: intermetallic and oxide. The chrome coating, in the absence of cracks in it, reliably protects the cladding tubes against oxygen. Simulation of the behavior of a chromium-coated fuel element under conditions of maneuvering the power of the reactor showed the development of high compressive stresses in the chromium coating.

1. Grigoriev V., Ivanov A., Klyukova K. et al. The structure of a protective chrome coating obtained by the method of thermal evaporation in a magnetron discharge on cladding tubes of alloy E110 // Non-ferrous metals. –2019. –№ 916. P.33-40.

2. Petelguzov I. The effect of protective coatings of aluminum and chromium on the oxidation of zirconium and its alloys // Questions of atomic science and technology. 2012. –№2. P. 114-119.

The reported study was funded by RFBR according to the research project № 18-32-00619

А.В. СУМАРОКОВА, В.М. АНАНЬИН, Б.А. КАЛИН
*Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ,
Москва, Россия
asumarokova@mail.ru*

ИЗМЕРЕНИЕ ВНУТРЕННЕГО ТРЕНИЯ СПЛАВА Э110 ПОСЛЕ ОКИСЛЕНИЯ И АЗОТИРОВАНИЯ

Метод внутреннего трения с использованием релаксации Снука широко используется для изучения поведения примесей внедрения в ОЦК металлах и сплавах. В чистых ГПУ металлах релаксация Снука не наблюдается в силу симметрии решётки. Однако при наличии в сплаве примеси замещения возникает ассиметричное искажение решётки, и при приложении знакопеременной нагрузки возможно наблюдение релаксации Снука атомов внедрения вблизи атомов замещения. В сплаве Э110 основной примесью замещения является ниобий. Величина эффекта должна зависеть от количества атомов замещения и от содержания примесей внедрения.

Проведены измерения внутреннего трения сплава Э110 в исходном состоянии до температур 600-750 °С, повторные измерения в тех же условиях, измерения после окисления на воздухе при 600 °С в течение 4-х часов, после окисления на воздухе и последующего диффузионного отжига, а также после азотирования в азоте технической чистоты при температурах 600-760 °С в течение 0,5-1 часов. Установлено, что при окислении на воздухе высота зернограничного максимума систематически уменьшается с незначительным смещением по температуре, а после окисления и диффузионного отжига появился максимум при 352 °С, с энергией активации 152 кДж/моль. Это, по-видимому, кислородный максимум, однако усреднённое вероятное значение энергии активации диффузии для кислорода в цирконии по литературным данным составляет 202 кДж/моль (разброс 201,8; 184,2; 229 кДж/моль). После азотирования при 600 °С в течение 0,5-1 часа появился дополнительный максимум при 680 °С с энергией активации 236 кДж/моль, что хорошо совпадает с литературными данными для диффузии азота в цирконии (222; 238,6; 241 кДж/моль). Проведено разделение спектров на парциальные максимумы и расчёты эффективной энергии активации по формуле Верта-Маркса.

MEASUREMENT OF THE INTERNAL FRICTION OF E110 ALLOY AFTER OXIDATION AND NITRATION

The internal friction method with Snook relaxation is widely used to study the behavior of interstitial impurities in b.c.c. metal and alloys. In pure h.c.p. metals, Snook relaxation is not observed due to the lattice symmetry. However, in the presence of substitutional impurities in the alloy, asymmetric distortion of the lattice occurs, and when an alternating load is applied, it is possible to observe the Snook relaxation of interstitial atoms near substitutional atoms. Niobium is an impurity of substitution in alloy E110. The magnitude of the effect should depend on the number of substitution atoms and on the content of interstitial impurities.

The internal friction of the E110 alloy was measured in the initial state from room temperature to temperatures of 650-700 ° C, repeated measurements under the same conditions, measurements after oxidation in air at 600 ° C for 4 hours, after oxidation in air and subsequent diffusion annealing, and also after nitriding in nitrogen of technical purity at a temperature of 600-760 ° C for 0,5 and 1 hour. It has been established that during oxidation in air, the height of the grain boundary maximum systematically decreases with an insignificant temperature shift, and after oxidation and diffusion annealing, a maximum appeared at 352 ° C, with an activation energy of 152 kJ / mol. This is apparently the oxygen maximum, but the average probable value of the diffusion activation energy for oxygen in zirconium according to published data is 202 kJ / mol (scatter 201.8; 184.2; 229 kJ / mol). After nitriding at 600 ° C for 0.5-1 hour, an additional maximum appeared at 680 ° C with an activation energy of 236 kJ / mol, which is in good agreement with the literature data for nitrogen diffusion in zirconium (222; 238.6; 241 kJ / mol). The spectra were divided into partial maximums and the activation energies were calculated.

Ю.А. ГУРОВА, А.Н. СУЧКОВ, Д.М. БАЧУРИНА,
О.Н. СЕВРЮКОВ

*Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ»,
Москва, Россия
dmbachurina@mephi.ru*

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСОЯНИЯ ПАЯНОГО СОЕДИНЕНИЯ ЭК-181/V/W, ПОЛУЧЕННОГО С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БЫСТРОЗАКАЛЕННОГО ПРИПОЯ Cu-28Ti ПРИМЕНИТЕЛЬНО К ТЕРМОЯДЕРНОМУ РЕАКТОРУ ДЕМО

Стратегия развития термоядерной энергетики предусматривает, что следующим этапом после начала функционирования реактора ИТЭР будет пуск демонстрационного реактора ДЕМО. Каждая из концепций подразумевает наличие дивертора и бланкета – наиболее напряжённых элементов камеры. В этом случае материалом, обращенным к плазме (ОПМ) будет являться вольфрам, а малоактивируемая ферритно-мартенситная сталь обеспечит необходимую конструкционную прочность. Прямое соединение вольфрама и стали практически невозможно из-за значительных различий их физических свойств, в частности различных коэффициентов линейного термического расширения (КТР), что может привести к возникновению больших остаточных напряжений во время охлаждения, и в результате к разрушению соединения.

В настоящей работе рассмотрено применение высокотемпературной пайки быстрозакаленными ленточными сплавами-припоями, а для компенсации напряжений рассмотрено применение ванадиевой проставки. Получено паяное соединение ЭК-181/Cu-28Ti/V/Cu-50Ti/W по режиму 1100°C, 60 мин + 720 °C 180 мин, что соответствует режиму традиционной термообработки стали ЭК-181 [1].

В работе приведены результаты исследований паяного шва ЭК-181//Cu-28Ti//V, представлен анализ паяного шва V//Cu-50Ti/W дифракционными методами: EBSD, исследования рентгеновской дифракции, которые проводили на экспериментальной станции «РСА» Курчатовского источника синхротронного излучения, в работе [2] представлен анализ паяного шва V//Cu-50Ti/W теми же методами.

На рисунке 1 представлена микроструктура паяного шва ЭК-181//Cu-28Ti//V. Отчетливо выделяется переход ферритно-мартенситной структуры стали в область крупных вытянутых ферритных зерен длиной порядка 200 мкм. Вблизи поверхности раздела сталь/V отмечается наличие выделений медного цвета, а также наличие мелких рассыпчатых вкраплений. Отмечается значительная эрозия ванадия расплавом.

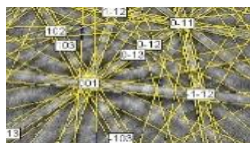
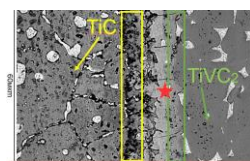


Рисунок 1 – Паяный шов
ЭК-181//Cu-28Ti//V

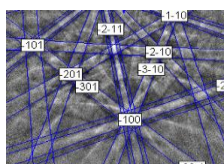
Возможно, это может быть связано со следующим: при плавлении припоя, углерод из стали начинает активно взаимодействовать с титаном с образованием TiC . Таким образом, карбидов становится достаточно для подавления процесса оплавления стали. Поэтому при использовании припоев $Cu-Ti$ наблюдается значительная эрозия ванадия.

Для уточнения фазового состава проведен EBSD анализа, изображенный на рисунке 2.

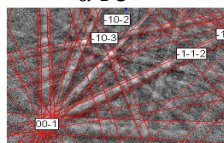
Установлено, что микроструктура паяного шва состоит из 1) ферритно-мартенситная зона; 2) область феррита, 3) область с формированием карбида титана. Данную зону можно разделить на две области: а – мелкая россыпь карбида внутри ферритных зерен, b – плотная россыпь карбидов, 4) область эрозии ванадия 5) чистый ванадий. На рисунке 2 звездочками отмечены идентифицированные фазы. Цвет звездочек и прямоугольников соответствует цвету линий Киккучи, изображенных на рисунке. EBSD анализ доказывает, что в области 2 железо находится в форме феррита (синий цвет). Выявлено формирование $B(Fe,V)$ (красный цвет), которая также идентифицируется при использовании других припоев. Отличительной чертой соединений, полученных с использованием припоев системы $Cu-Ti$, является наличие карбидных фаз с титаном, при этом EBSD анализ выявляет два вида карбидов: россыпь TiC (желтый) со стороны стали, и $TiVC_2$ (зеленый) со стороны ванадия.



TiC

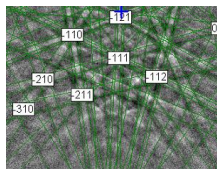


$\alpha-Fe$



$B(Fe,V) \sim 60Fe-30V, at. \%$

Таким образом, в работе показано, что паяный шов ЭК-181//Cu-28Ti//V состоит из: феррита, карбида титана, сложного карбида $TiVC_2$, и сигма фазы $B(Fe,V)$.



TiVC₂

Рисунок 2 –
EBSD анализ пая-
ного шва V//Cu-
28Ti//W

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00147

1. Леонтьева-Смирнова М.В. et al. Микроструктура и механические свойства малоактивируемой ферритно-мартенситной стали ЭК-181 (RUSFER-EK-181) // Перспективные материалы. 2006. Vol. 6. Р. 40–52.

2. Высокотемпературная пайка вольфрама со сталью ЭК-181 для первой стенки термоядерного реактора ДЕМО. Бачурина Д.М., Сучков А.Н., Гурова Ю.А., Севрюков О.Н., Сборник докладов 16-ой Международной научно-технической конференция «Быстрозакаленные материалы и покрытия»

STUDY OF STUDY OF THE STRUCTURAL PHASE STATE OF THE BRAZED JOINT EK-181/V/W OBTAINED BY RAPIDLY QUENCHED Cu-28Ti BRAZING ALLOY FOR DEMO FUSION REACTOR

The thermonuclear energy development strategy provides that the next stage after the start of operation of the ITER reactor will be the launch of the DEMO demonstration reactor. Each of the concepts implies the presence of a divertor and blanket - the most stressed elements of the camera. In this case, the plasma facing material (PFM) will be tungsten, and reduced-activated ferritic-martensitic steel will provide the necessary structural strength. The direct connection of tungsten and steel is practically impossible due to significant differences in their physical properties, in particular, different coefficients of linear thermal expansion (CTE), which can lead to the appearance of large residual stresses during cooling, and as a result to the failure of the joint.

In this paper, the use of high-temperature brazing with the use of rapidly quenched into ribbon filler alloys is presented, and the use of a vanadium inter-layer is considered to reduce the stresses. The brazed joint EK-181 / Cu-28Ti / V / Cu-50Ti / W was obtained according to the regime of 1100 ° C, 60 min + 720 ° C for 180 min, which corresponds to the conventional heat treatment of steel EK-181 [1]. The paper presents the results of studies of the brazed seam EK-181 // Cu-28Ti // V: EBSD, X-ray diffraction studies that were carried out at the RSA experimental station of the Kurchatov source synchrotron radiation, the paper [2] presents the analysis of the soldered seam V // Cu-50Ti / W by the same methods.



Figure 1 – Brazed seam
EK-181//Cu-28Ti//V

Figure 1 shows the microstructure of the brazed seam EK-181 // Cu-28Ti // V. The transition of the ferritic-martensitic steel structure to the region of large elongated ferritic grains with a length of about 200 μm is clearly distinguished. Near the steel / V interface, copper precipitates are noted, as well as small friable inclusions.

Significant erosion of vanadium by the melt is noted. Perhaps this may be due to the following: when the brazing alloy melts, carbon from steel begins to actively interact with titanium to form TiC. Thus, carbides become sufficient to suppress the process of steel reflow. Therefore, when using Cu-Ti brazing alloy, significant erosion of vanadium is observed.

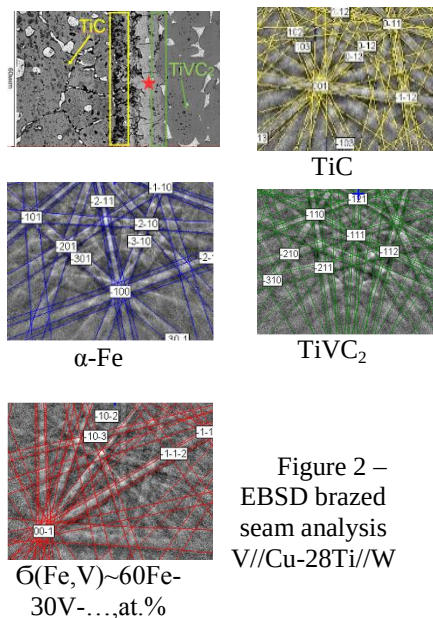


Figure 2 –
EBSD brazed
seam analysis
V//Cu-28Ti//W

To clarify the phase composition, an EBSD analysis was performed, which is shown in Figure 2. It was established that the microstructure of the brazed seam consists of: 1) ferrite-martensitic zone; 2) the region of ferrite; 3) the region with the formation of titanium carbide. This zone can be divided into two areas: a - fine carbide placer inside ferrite grains, b - dense carbide placer, 4) vanadium erosion region 5) pure vanadium. In Figure 2, the identified phases are marked with asterisks. The color of the stars and rectangles corresponds to the color of the Kikuchi lines shown in the figure. EBSD analysis proves that in region 2, iron is in the form of ferrite (blue color).

The formation of σ (Fe, V) (red color) was revealed, which is also identified when using other solders. A distinctive feature of the compounds obtained using solders of the Cu-Ti system is the presence of carbide phases with titanium, and EBSD analysis reveals two types of carbides: TiC placer (yellow) on the steel side, and TiVC₂ (green) on the vanadium side.

Thus, it was shown in the work that the brazed seam EK-181 // Cu-28Ti // V consists of: ferrite, titanium carbide, complex carbide TiVC₂, and sigma phase σ (Fe, V).

The study funded by RFBR according to the research project No. 18-32-00147.

1. Leontiev-Smirnova M.V. et al. Microstructure and mechanical properties of low-activated ferritic-martensitic steel EK-181 (RUSFER-EK-181) // Promising materials. 2006. Vol. 6. P. 40–52.

2. High-temperature braking of tungsten with EK-181 steel for the first wall of the DEMO thermonuclear reactor. Bachurina DM, Suchkov AN, Gurova Yu.A., Sevryukov ON, Report collection of the 16th International Scientific and Technical Conference “Quick-Tempered materials and coatings.

Н.А. ИСКАНДАРОВ^{1,2}, С.В. РОГОЖКИН^{1,2}, А.Г. ЗАЛУЖНЫЙ^{1,2},
А.А. НИКИТИН^{1,2}, А.А. ХОМИЧ¹, В.В. ХОРОШИЛОВ¹,
А.А. БОГАЧЕВ¹, А.А. ЛУКЪЯНЧУК¹, О.А. РАЗНИЦЫН¹,
А.С. ШУТОВ¹, П.А. ФЕДИН¹, Т.В. КУЛЕВОЙ¹, А.А. ПОТЕХИН^{1,2}

¹НИИЦ «Курчатовский институт» – ИТЭФ, Москва, Россия

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
nasib.iskandarov@itep.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ МИКРОСКОПИЧЕСКИХ ПРИЧИН РАДИАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ СТАЛЕЙ ЭК-181 И ЧС-139 С ПОМОЩЬЮ ИМИТАЦИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ ИОНАМИ

Настоящая работа посвящена комплексному исследованию процессов радиационного упрочнения ферритно-мартенситных сталей ЭК-181 и ЧС-139 с применением облучения тяжелыми ионами Fe при температурах 250 - 400 °С до повреждающих доз ~ 6 сна. Выполнен количественный анализ радиационно-индуцированных изменений микроструктуры сталей ЭК-181 и ЧС-139 методами просвечивающей электронной микроскопии и атомно-зондовой томографии. Исследование упрочнения облученных ионами образцов сталей методами наноиндентирования и оценки в рамках модели дисперсных барьеров показало, что обнаруженные радиационно-индуцированные кластеры и дислокационные петли играют существенную роль в низкотемпературном радиационном упрочнении сталей ЭК-181 и ЧС-139.

N.A. ISKANDAROV^{1,2}, S.V. ROGOZHNIKIN^{1,2}, A.G. ZALUZHNYI^{1,2},
A.A. NIKITIN^{1,2}, A.A. KHOMICH¹, V.V. KHOROSHILOV¹,
A.A. BOGACHEV¹, A.A. LUKYANCHUK¹, O.A. RAZNITSYN¹,
A.S. SHUTOV¹, P.A. FEDIN¹, T.V. KULEVOY¹, A.A. POTEKHIN^{1,2}

¹*NRC «Kurchatov Institute» - ITEP, Moscow, Russia*

²*National Research Nuclear University «MEPhI», Moscow, Russia*

nasib.iskandarov@itep.ru

STUDY OF MICROSCOPIC ORIGINS OF RADIATION HARDENING OF FERRITIC-MARTENSITIC STEELS RUSFER- EK-181 AND ChS-139 IN SIMULATION EXPERIMENT WITH HEAVY ION IRRADIATION

This study is devoted to comprehensive analysis of nanoscale processes of radiation hardening of ferritic-martensitic steels using heavy ion irradiation at temperatures of 250 – 400 °C to damage doses of ~ 6 dpa. Quantitative analysis of radiation induced microstructure changes of Russian ferritic-martensitic steels RUSFER-EK-181 and ChS-139 by transmission electron microscopy and atom probe tomography was performed. The study of hardening of the steel samples irradiated with ions by nanoindentation and the assessment of hardening within the framework of the dispersed barrier model showed that observed radiation-induced clusters and dislocation loops played significant role in the low-temperature radiation hardening of the RUSFER-EK-181 and ChS-139 steels.

А.Н. КРАПИКОВ¹, А.С. ЛАРИОНОВ¹, А.С. ДИКОВ^{1,2},
И.И. ЧЕРНОВ², М.С. СТАЛЬЦОВ², С. Б. КИСЛИЦИН^{1,2},
В.В. ФИРСОВА¹,

¹РГП Институт ядерной физики Республики Казахстан

²НИЯУ МИФИ, г. Москва, 115409, Россия

larionov-inp@yandex.kz

ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ РАСПЫЛЕНИЯ И ИОННОЙ ИМПЛАНТАЦИИ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ ТОНКИХ БОР - ТИТАНОВЫХ И БОР - УГЛЕРОДНЫХ ПЛЁНОК ИОНАМИ ГЕЛИЯ И ВОДОРОДА

Бор-углеродные пленки применяются для защиты элементов конструкций обращенных к плазме в термоядерных установках [1]. В процессе работы они деградируют и теряют свои защитные свойства. В данной работе сделано предположение, что покрытия на основе бориды титана могут иметь больший ресурс при сходных с бор-углеродными пленками защитными свойствами. Устойчивость бориды титана к ионному распылению была исследована нами ранее в [2]. Так же полученные ранее результаты показали достаточную эффективность использования метода ДС-магнетронного распыления композитной катодной мишени для получения покрытий с системой бор-титан [3].

Одним из учитываемых параметров при выборе материалов для создания элементов, обращенных к плазме, является захват ионов водорода и гелия. В работе представлены расчетные значения пробега ионов водорода, дейтерия и гелия в бор-углеродных и бор-титановых пленках различной конфигурации (рисунок 1). Так же был оценен вклад этих покрытий на захват ионов вольфрамом (рисунок 2) при различной толщине пленки. Расчеты проводились с помощью программного пакета SRIM-2012, для каждого значения пробега рассчитано моделированием 10 000 каскадов. Состав пленок приведен в таблице 1. Энергия ионов выбрана согласно параметров ИТЭР.

Таблица 1. Элементный состав боридных пленок (ат. %)

№	B	C	H	O	Ti
1	41,6	8,3	50		
2	60,48	27,11		11	
3	86	6	8		
4	52	12,5		26,8	8,7
5	76	4		4	14

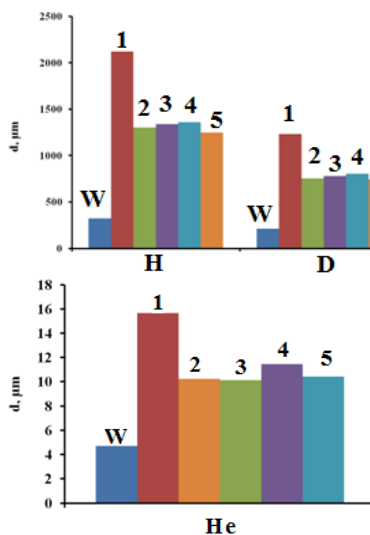


Рисунок 1. Пробег ионов в различных покрытиях

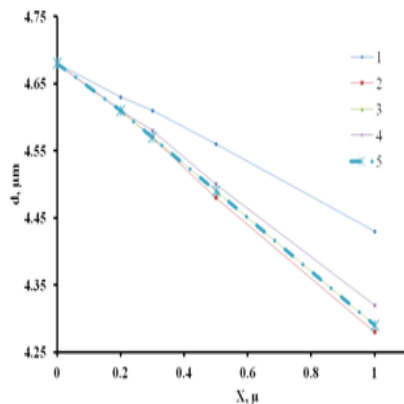


Рисунок 2. Пробег He в W при разной толщине пленок

Работа выполнена в рамках программы грантового финансирования Министерства образования Республики Казахстан AP05134758.

1. А.И. Мещеряков, В.М. Шарапов, В.П. Логвиненко, А.А. Летунов «Изменение состава и структуры бороуглеродной плёнки в процессе работы стелларатора Л-2М» // ВАНТ. Сер. Термоядерный синтез, 2012, вып. 2.

2. А.Н. Карпиков, С.Б. Кислицин, А.С. Ларионов, Л.В. Чекушина «Распыление нейтронно-поглощающих покрытий из боридов титана при облучении ионами гелия, аргона, криптона и ксенона в интервале энергий 10 кэВ – 7 МэВ» // сборник трудов XVII МНК «Фундаментальное и прикладное материаловедение», октябрь 2019 г. Барнаул.

3. Larionov A.S., Zhakanbaeyev E.A., Kozlovski A.L., Dikov A.S., Kislitsin S.B., Chekushina L.V. «Synthesis of boride-titanium coatings by method of magnetron sputtering of complicated composition target» // Eurasian journal of physics and functional materials, Number 1_Vol.3 (2018-09), p. 251-258.

A.N. KARPIKOV¹, A.S. LARIONOV¹, A.S. DIKOV^{1,2},
I.I. CHERNOV², M.S. STALTSOV², S.B. KISLITSIN^{1,2},
V.V. FIRSOVA¹

¹*RSE Institute of nuclear physics Republic of Kazakhstan*

²*NRNU MEPhI, Moscow, 115409, Russia*

larionov-inp@yandex.kz

RESEARCH OF SPRAYING AND ION IMPLANTATION PROCESSES IN IRRADIATION OF THIN BORON - TITANIUM AND BORON - CARBON FILMS BY HELIUM AND HYDROGEN IONS

Borocarbon films are used to protect structural elements facing the plasma in fusion plants [1]. During operation they degrade and lose their protective properties. In this work it has been suggested that titanium boride-based coatings may have a longer life with protective properties similar to boron-carbon films. The resistance of titanium boride to ion sputtering was studied by us earlier in [2]. Also, the previously obtained results showed sufficient efficiency of using the DC-magnetron sputtering method of a composite cathode target to obtain coatings with the boron-titanium system [3].

One of the parameters taken into account when choosing materials for creating elements facing the plasma is the capture of hydrogen and helium ions. The work presents the calculated mean free paths of hydrogen, deuterium and helium ions in boron-carbon and boron-titanium films of various configurations (Figure 1). Has been rated impact of these coatings at various film thicknesses for ion capture in tungsten (Figure 2). The calculations were carried out using the software package SRIM-2012, for each mileage value is calculated by modeling 10,000 cascades. The composition of the films are shown in table 1. The ion energy is selected according to the ITER parameters.

Table 1. The elemental composition of boride films (at.%)

№	B	C	H	O	Ti
1	41,6	8,3	50		
2	60,48	27,11		11	
3	86	6	8		
4	52	12,5		26,8	8,7
5	76	4		4	14

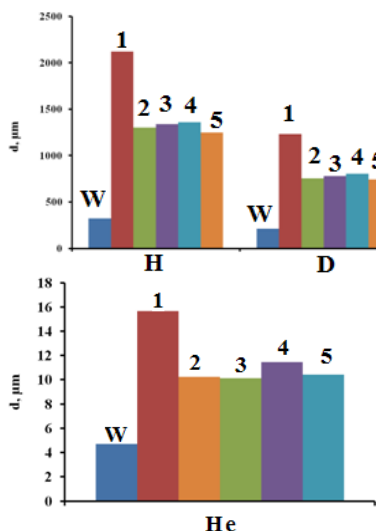


Figure 1. Mileage of ions in various coatings

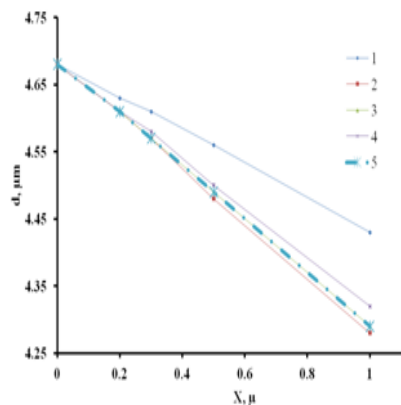


Figure 2. Mileage He in W at different film thicknesses

This work was supported by the grant of the Ministry of Education of the Republic of Kazakhstan AP05134758.

1. A.I. Meshcheryakov, V.M. Sharapov, V.P. Logvinenko, A.A. Letunov «Changes of boron-carbon films composition and structure during stellarator L-2M operation» // VANT. Ser. Thermonuclear Fusion, 2012, no. 2.

2. A.N. Karpikov, S.B. Kislicin, A.S. Larionov, L.V. Chekushina "Sputtering of neutron-absorbing coatings from titanium borides upon irradiation with helium, argon, krypton and xenon ions in the energy range of 10 keV - 7 MeV" // collection of works of the XVII MNC "Fundamental and Applied Materials Science", October 2019 Barnaul.

3. Larionov A.S., Zhakanbaeyev E.A., Kozlovski A.L., Dikov A.S., Kislitsin S.B., Chekushina L.V. «Synthesis of boride-titanium coatings by method of magnetron sputtering of complicated composition target» // Eurasian journal of physics and functional materials, Number 1_Vol.3 (2018-09), p. 251-258.

Е.Е. СУСЛОВ¹, А.С. ЛАРИОНОВ¹, А.С. ДИКОВ^{1,2},
И.И. ЧЕРНОВ², М.С. СТАЛЬЦОВ², С. Б. КИСЛИЦИН^{1,2},
С.О. АКАЕВ¹

РГП Институт ядерной физики Республики Казахстан
larionov-inp@yandex.kz

ОКИСЛЕНИЕ БОР-ТИТАНОВОГО ТОНКОПЛЁНОЧНОГО ПОКРЫТИЯ ПРИ ЦИКЛИЧЕСКИХ ИСПЫТАНИЯХ НА ТЕРМОУДАР

Создание нейтронно-поглощающих покрытий на основе соединений бор-титан имеют значительную перспективу развития и использования при хранении отработавшего ядерного топлива [1, 2]. Одной из важных характеристик этих покрытий является их устойчивость к воздействию температуры.

В работе представлены результаты испытаний покрытий из бориде титана на подложке из стали 12X18H9T на термоудар в диапазоне температур 300 – 900 °С на воздухе. Установлено, что длительное воздействие температуры в кислородосодержащей среде при остывании вместе с печью приводит к образованию окалины. Рост толщины оксидного слоя и его фазовый состав зависят от значений температуры и длительности её воздействия.

Исследование структуры и элементного состава проводилось методами рентгеновской дифрактометрии, сканирующей электронной микроскопии с ЭДС – анализом.

На начальной стадии в покрытии происходит образование рутиловой модификации TiO_2 и оксида бора B_2O_3 , а так же небольшого количества бората $TiBO_3$. Увеличение количества циклов приводит к выгоранию бората и уменьшению количества рутила по сравнению с оксидом бора. Образование трещин и расслоений в бориде титана не наблюдается, в отличие от оксидного слоя.

Работа выполнена в рамках программы грантового финансирования Министерства образования Республики Казахстан AP05134758.

1. A.S. Larionov, L.V. Chekushina and E.E. Suslov «Development and Investigation of High-Strength Neutron-Absorbing Composite Coatings Based on Borides of Metals» // Materials Science Forum, Vol. 945, pp. 660-664, 2019;

2. Larionov A.S., Zhakanbaeyev E.A., Kozlovski A.L., Dikov A.S., Kisilitsin S.B., Chekushina L.V. «Synthesis of boride-titanium coatings by method of magnetron sputtering of complicated composition target» // Eurasian journal of physics and functional materials, Number 1_Vol.3 (2018-09), p. 251-258

E.E. SUSLOV¹, A.S. LARIONOV¹, A.S. DIKOV^{1,2}, I.I. CHERNOV²,
M.S. STALTSOV², S.B. KISLITSIN^{1,2}, S.O. AKAEV¹

¹*RSE Institute of nuclear physics Republic of Kazakhstan*

²*NRNU MEPhI, Moscow, 115409, Russia*

larionov-inp@yandex.kz

OXIDATION OF BOR-TITANIUM THIN FILM COATING DURING CYCLIC TESTS ON THERMAL SHOCK

The creation of neutron-absorbing coatings based on boron-titanium compounds has a significant prospect for the development and use of spent nuclear fuel during storage [1, 2]. One of the important characteristics of these coatings is their resistance to temperature.

The paper presents the results of tests of titanium boride coatings on a substrate made of 12Cr18Ni9Ti steel for thermal shock in the temperature range 300 - 900 ° C in air. It was found that prolonged exposure to temperature in an oxygen-containing medium during cooling together with the furnace leads to the formation of scale. The increase in the thickness of the oxide layer and its phase composition depend on the temperature and the duration of its exposure.

The structure and elemental composition were studied by X-ray diffractometry, scanning electron microscopy with EDS analysis.

At the initial stage, a rutile modification of TiO₂ and boron oxide B₂O₃, as well as a small amount of TiBO₃ borate, are formed in the coating. An increase in the number of cycles leads to burnout of borate and a decrease in the amount of rutile in comparison with boron oxide. The formation of cracks and delamination in titanium boride is not observed, in contrast to the oxide layer.

This work was supported by the grant of the Ministry of Education of the Republic of Kazakhstan AP05134758.

1. A.S. Larionov, L.V. Chekushina and E.E. Suslov «Development and Investigation of High-Strength Neutron-Absorbing Composite Coatings Based on Borides of Metals» // Materials Science Forum, Vol. 945, pp. 660-664, 2019;

2. Licensing Requirements for the Independent Storage of Spent Nuclear Fuel, High-Level Radioactive Waste and Reactor-Related Greater Than Class C Waste— Energy, 10 CFR Part 72, 2006.

3. Choi J S, Lee C K, Anderson B L and etc. Applications of Neutron-Absorbing Structural-Amorphous Metal (SAM) Coatings for Criticality Safety Controls of Used Fuel Storage, Transportation, and Disposal // ICNC 2015 Charlotte, NC, United States, 2015 through September 17, 2015.

4. Larionov A.S., Zhakanbaev E.A., Kozlovski A.L., Dikov A.S., Kislitsin S.B., Chekushina L.V. «Synthesis of boride-titanium coatings by method of magnetron sputtering of complicated composition target» // Eurasian journal of physics and functional materials, Number 1_Vol.3 (2018-09), p. 251-258

Е.Л.КОРЕНЕВСКИЙ¹, Д.А.САФОНОВ¹, А.С.ЯШИН¹,
Р.Ш.ИСАЕВ^{1,2}, А.А. ПОПОВ¹

*1- Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Москва,Россия*

*2 - Национальный центр ядерных исследований Азербайджана
egor.korenevski@gmail.com*

ИЗУЧЕНИЕ ВЛИЯНИЯ БАРЬЕРНОГО СЛОЯ ИЗ Nb НА КОРРОЗИОННУЮ СТОЙКОСТЬ СПЛАВОВ Zr С ПОКРЫТИЕМ НА ОСНОВЕ Cr

В настоящее время среди научно-исследовательских групп, решающих материаловедческие проблемы атомной отрасли, идет разработка толерантного топлива для элементов ядерного реактора. В частности идет разработка коррозионно-стойких покрытий, которые будут выдерживать условия потери теплоносителя (LOCA). В краткосрочной перспективе хромосодержащие покрытие рассматриваются как потенциальный кандидат для повышения физико-механических свойств оболочек, потому что показывают наилучшие сопротивление коррозии как при штатных режимах, так и при высокотемпературных испытаниях (ВТО) [1,2].

Для формирования прочных покрытий магнетронным методом не малую важную роль играет подготовка поверхности к нанесению (очистка, ионная полировка [3]), а также параметры напыления.

Для повышения сопротивлению коррозии при высоких температурах необходимо учесть, что бинарная система Zr-Cr при температуре 1332°C имеет эвтектическое образование [4]. По этой причине необходимо создание дополнительных барьерных слоев между циркониевым сплавом и хромосодержащим покрытием.

Целью данной работы являлось изучение влияния на коррозионную стойкость барьерного слоя из Nb, напыленного магнетронным методом на поверхность цилиндрических образцов сплава Э110. В работе представлены результаты автоклавных испытаний, ВТО, а также исследования микроструктуры исходных и обработанных образцов.

Напыление покрытий на образцы производилось на установке ИЛУР-03, разрядная камера которой позволяет облучать цилиндрические образцы радиальным пучком ионов с широким энергетическим спектром, которая имеет три магнетрона, позволяющих напылять тонкие пленки металлов в атмосфере инертного газа.

Топография и структура поверхности образцов исследовались с помощью метода растровой электронной микроскопии в универсальном растровом электронном микроскопе (РЭМ) марки EVO 50 XVP производства фирмы CarlZeiss (Германия).

Испытания проводились в соответствии с отраслевой инструкцией «Методика выполнения испытаний для определения коррозионной стойкости образцов продукции из сплавов циркония» – ОИ 001.297-2007. Коррозионные испытания проводились при рабочей температуре $T = 350\text{ }^{\circ}\text{C}$, давлении в автоклаве $P = 16,5\text{ МПа}$ и длительности автоклавирования $t = 72\text{ ч}$. Образцы размещались на специально изготовленном держателе-подвесе, помещаемом в рабочий объем автоклава, на трех различных по высоте ярусах (верхний, средний и нижний).

Двустороннее окисление оболочек проводили в изотермических условиях при различных температурах и временах на установке «ГАЗПАР».

Установлено, что создание на поверхности предварительно отполированных в оптимальных режимах твэльных труб из сплава Э110 многослойных покрытий на основе Cr с барьерным слоем из Nb позволяет значительно повысить стойкость труб к высокотемпературному окислению в водяном паре за счет создания на границе раздела труба/пар защитного слоя Cr_2O_3 , что приводит к снижению толщины оксидного слоя до 4 раз, при этом толщина образующегося оксида циркония снижается более, чем на порядок.

1. Bischoff J., Delafoy C., Vauglin C. & oth. AREVA NP's enhanced accident-tolerant fuel developments: Focus on Cr-coated M5 cladding. // Nuclear Engineering and Technology.– 2018.– Volume 50.– P.223–228

2. Kurt A. Terrani. Accident tolerant fuel cladding development: Promise, status, and challenges. // Journal of Nuclear Materials.– 2018.– Volume 501.– P.13–30

3. Korenevski E.L. The Effect of Plasma Ar and Xe on Surface Roughness of Fuel Cladding Tube // 21-я Международная конференция по модифицированию поверхности материалов ионными пучками: Тезисы докладов и сообщений научно-практической конференции, 25 - 30 августа 2019 г. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2019.

4. Assessed phase diagram of the Cr-Zr binary system. Режим доступа: https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_20_015393_01 - ограниченный. Загр. с экрана.

E.L. KORENEVSKY¹, D.A.SAFONOV¹, A.S. YASHIN¹,

R.Sh. ISAEV^{1,2}, A.A. POPOV¹

1- National Research Nuclear University "MEPhI", Moscow, Russian Federation

2 - National Center for Nuclear Research of Azerbaijan

egor.korenevski@gmail.com

STUDY OF THE INFLUENCE OF THE Nb BARRIER LAYER ON THE CORROSION RESISTANCE OF Zr ALLOYS WITH Cr-BASED COATING

Currently, among the research groups that solve the material science problems of the nuclear industry, the development of tolerant fuel for elements of a nuclear reactor is underway. In particular, the development of corrosion-resistant coatings that will resist the loss of coolant accident (LOCA). In the short term, chromium-based coatings are considered as a potential candidate for improving the physical and mechanical properties of fuels, because they show the best corrosion resistance both under standard conditions and during high-temperature tests [французская статья, doe].

For the deposition of durable coatings by the magnetron method, the preparation of the surface for application (cleaning, ion polishing [link to the conference of my article]), as well as the sputtering parameters, play an important role.

To increase the corrosion resistance at high temperatures, it is necessary to take into account that the Zr-Cr binary system at a temperature of 1332 ° C has a eutectic formation [phase diagram]. For this reason, it is necessary to create additional barrier layers between the zirconium alloy and the chromium-containing coating.

The aim of this work was to study the effect on the corrosion resistance of a Nb barrier layer deposited by the magnetron method on the surface of cylindrical samples of alloy E110. The work presents the results of autoclave tests, high-temperature tests, as well as studies of the microstructure of the initial and processed samples.

Coatings were deposited on the samples using the ILUR-03 setup, the discharge chamber of which allows the cylindrical samples to be irradiated with a radial ion beam with a wide energy spectrum, which also has three magnetrons, which make it possible to get thin films of metals in an inert gas atmosphere.

The topography and surface structure of the samples were studied using scanning electron microscopy in a universal scanning electron microscope (SEM) of the EVO 50 XVP brand manufactured by CarlZeiss (Germany).

The autoclave tests were carried out in accordance with the industry instruction "Testing procedure for determining the corrosion resistance of product

samples from zirconium alloys" - OI 001.297-2007. Corrosion tests were carried out at a working temperature of $T = 350^{\circ}\text{C}$, an autoclave pressure of $P = 16.5\text{ MPa}$ and an autoclaving time of $t = 72\text{ hours}$. The samples were placed on a specially made suspension holder placed in the autoclave's working volume on three different tiers of height (upper, middle and lower).

Two-sided oxidation of the shells was carried out under isothermal conditions at various temperatures and times at the GAZPAR installation.

It has been established that the creation of Cr-based multilayer coatings pre-polished in optimal conditions for E110 alloy fuel element with a Nb barrier layer can significantly increase the resistance of pipes to high-temperature oxidation in water vapor by creating a Cr_2O_3 protective layer at the pipe / steam interface, which leads to a decrease in the thickness of the oxide layer to 4 times, while the thickness of the resulting zirconium oxide decreases by more than an order of magnitude.

1. Bischoff J., Delafoy C., Vauglin C. & oth. AREVA NP's enhanced accident-tolerant fuel developments: Focus on Cr-coated M5 cladding. // Nuclear Engineering and Technology.– 2018.– Volume 50.– P.223–228

2. Kurt A. Terrani. Accident tolerant fuel cladding development: Promise, status, and challenges. // Journal of Nuclear Materials.– 2018.– Volume 501.– P.13–30

3. Korenevski E.L. The Effect of Plasma Ar and Xe on Surface Roughness of Fuel Cladding Tube // 21-я Международная конференция по модифицированию поверхности материалов ионными пучками: Тезисы докладов и сообщений научно-практической конференции, 25 - 30 августа 2019 г. – Томск: Изд-во Томского политехнического университета, 2019.

4. Assessed phase diagram of the Cr-Zr binary system. Режим доступа: https://materials.springer.com/msi/docs/sm_msi_r_20_015393_01 - ограниченный. Загр. с экрана.

С.Н. НИКИТИН¹, Б.А. ТАРАСОВ^{1,2}, Д.П. ШОРНИКОВ¹,

А.С. ЮРЛОВА

¹НИЯУ МИФИ, ²ВНИИНМ

mephi200809@yandex.ru

ВЗАИМОДЕЙСТВИЕ МЕТАЛЛИЧЕСКОГО ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА С ПЕРСПЕКТИВНЫМИ МАТЕРИАЛАМИ ОБОЛОЧЕК ТВЭЛОВ

Несмотря на все преимущества металлического ядерного топлива, его использование ограничено несколькими параметрами. Во-первых, значительным газовым распуханием и возможностью радиационного роста в случае применения литых изделий с выраженной текстурой. Существующие концепции конструкций твэлов реакторов на быстрых нейтронах с металлическим топливом не приводят к снижению газового распухания непосредственно топлива, а решают его последствия. Во-вторых, для металлического топлива свойственна низкая температура плавления, около 1000 °С, так же существует возможность образования низкоплавких эвтектик с элементами, входящими в состав оболочки твэла.

Целью данной работы является выявление характерных особенностей физико-химического взаимодействия металлического ядерного топлива с материалами оболочки твэла реакторов.

В данной работе рассмотрены сплавы урана легированные молибденом и цирконием, стали ЭП823, ЭП450, ЭП450 ДУО, 12Х18Н10Т, Fe8Cr, Fe13Cr, Fe5Al, Fe5Cr5Al, Fe13Cr5Al, Fe13Cr1Si, Fe5Cr2.5Al2.5Si, V4мас.%Cr4мас.%Ti.

Добавление алюминия в железо в количестве 5 мас.% приводит к значительному снижению скорости взаимодействия с уран-молибденовыми сплавами, на целый порядок. Дополнительное легирование стали также 5 мас.% хрома приводит к негативному результату. Кинетика взаимодействия возрастает, становясь сопоставимой с наблюдаемой в U10Mo/Fe13Cr. Снижение в стали Fe5Cr5Al алюминия до 2,5 мас.% и дополнительное легирование кремнием в таком же размере, приводит к повторному снижению кинетики взаимодействия примерно в два раза. Так же проведены исследования и со сталями с большим содержанием хрома. Легирование железа 12мас.% хрома и 4мас.% алюминия привело к самому значительному снижению кинетики взаимодействия с уран-молибденовыми сплавами. Исследование взаимодействия уран молибденовых сплавов с ванадиевыми показало, что данный вид материалов может работать при аварийно-высоких температурах. Основным сдерживающим фактором их применения остается их высокое сродство с кислородом и азотом.

S.N. NIKITIN¹, B.A. TARASOV^{1,2}, D.P. SHORNIKOV¹,
A.S. YURLOVA¹

¹ NRNU MEPhI, ² VNIINM
mephi200809@yandex.ru

INTERACTION OF METAL NUCLEAR FUEL WITH PERSPECTIVE CLADDING MATERIALS

Despite all the advantages of metallic nuclear fuel, its use is limited by several parameters. Firstly, significant gas swelling and the possibility of radiation growth in the case of cast products with a pronounced texture. Existing design concepts for fast-neutron fuel rods with metal fuel do not reduce the gas swelling of the fuel directly, but solve its consequences. Secondly, metallic fuel is characterized by a low melting point, about 1000 °C, there is also the possibility of the formation of low-melting eutectics with elements that are part of the fuel cladding.

The aim of this work is to identify the characteristic features of the physico-chemical interaction of metallic nuclear fuel with the cladding materials of the reactor fuel elements.

In this paper, we consider uranium alloys alloyed with molybdenum and zirconium, steel EP823, EP450, EP450 DUO, 12X18H10T, Fe8Cr, Fe13Cr, Fe5Al, Fe5Cr5Al, Fe13Cr5Al, Fe13Cr1Si, Fe5Cr2.5Al2.5Si, V4Cr4Ti.

The addition of aluminum to iron in an amount of 5 wt.% leads to a significant decrease in the rate of interaction with uranium-molybdenum alloys, by an order of magnitude. Additional alloying of steel also 5 wt.% Chromium leads to a negative result. The kinetics of the interaction increases, becoming comparable with that observed in U10Mo / Fe13Cr.

A decrease in aluminum Fe5Cr5Al steel to 2.5 wt.% And an additional alloying with silicon in the same size leads to a repeated decrease in the interaction kinetics by about a factor of two. Studies have also been conducted with steels with a high chromium content. Alloying iron with 12 wt.% Chromium and 4 wt.% Aluminum led to the most significant decrease in the kinetics of interaction with uranium-molybdenum alloys.. The study of the interaction of uranium molybdenum alloys with vanadium showed that this type of material can work at emergency high temperatures. The main limiting factor in their use remains their high affinity for oxygen and nitrogen.

М.Г. ИСАЕНКОВА^{1, а)}, А.В. ТЕНИШЕВ¹, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ¹,
С.Д. СТОЛБОВ¹, В.В. МИХАЛЬЧИК¹, В.А. ФЕСЕНКО¹,
П.В. ФЕДотов², В.В. НОВИКОВ^{1,2}, В.И. КУЗНЕЦОВ²

¹Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Москва, РФ

²АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов имени академика А. А. Бочвара», Москва, РФ
а) isamarg@mail.ru

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ТЕРМИЧЕСКОГО РАСШИРЕНИЯ ОБОЛОЧЕЧНЫХ ТРУБ И ПРУТКОВ ИЗ СПЛАВА Э110 ОПТ В ИНТЕРВАЛЕ ТЕМПЕРАТУР 20-1200 °С

Изучение поведения изделий из циркониевых сплавов при нагреве до высоких температур является актуальным ввиду наличия в них анизотропии свойств, в том числе и термического расширения. В данной работе представлены результаты анализа температурных зависимостей изменения размеров и термического коэффициента линейного расширения (ТКЛР) рекристаллизованных оболочечных труб и прутков из сплава Э110опт, измеренных в интервале температур 20-1200 °С при использовании dilatометра, а также температурной зависимости изменения параметров кристаллической структуры, полученной на дифрактометре в интервале температур 20-600 °С.

Показано, что в интервале температур 20-600 °С (в области существования α -фазы) анизотропия термического расширения изделий определяется их кристаллографической текстурой. Наличие послойной текстурной неоднородности изделия оказывает существенное влияние на температурную зависимость ТКЛР. В двухфазной области, в интервале температур 610-860 °С, термическое расширение изделия заменяется его сжатием, которое по-разному проявляется в осевом и тангенциальном направлениях. Обнаружено существенное влияние внутренних и внешних напряжений на особенности протекания фазовых α - β - α превращений.

После цикла α - β - α -превращений формируется устойчивая текстура фазовых превращений, сохраняющаяся при последующих циклах нагрева и охлаждения в температурном интервале 20-1200 °С, что подтверждает устойчивость температурных зависимостей при повторных испытаниях.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 19-32-90041.

M.G. ISAENKOVA^{1,a)}, A.V. TENISHEV¹, YU.A. PERLOVICH¹,
S.D. STOLBOV¹, V.V. MIKHAL'CHIK¹, V.A. FESENKO¹,
P.V. FEDOTOV², V.V. NOVIKOV², V.I. KUZNETSOV²

¹*National Research Nuclear University "MEPhI", Moscow, Russian Federation*

²*JSC «A.A.Bochvar High technology Scientific Research Institute of Inorganic Materials»*

a) isamarg@mail.ru

REGULARITIES OF THERMAL EXPANSION OF CLADDING TUBES AND RODS FROM E110 OPT ALLOY IN THE TEMPERATURE RANGE OF 20-1200 °C

Studying the behavior of zirconium alloys products when heated to high temperatures is relevant due to the presence of anisotropy of its properties, including thermal expansion. This work presents analysis of dimensional changes and thermal linear expansion coefficient (TLEC) temperature dependences of recrystallized cladding tubes and rods made from E110opt alloy measured in the temperature range 20-1200 °C using a dilatometer, as well as the temperature dependence of changes in the crystal structure parameters obtained on a X-ray diffractometer in the temperature range of 20-600 °C.

It is shown, that in the temperature range of 20-600 °C (in the region where the α -phase exists) the thermal expansion anisotropy of products is determined by their crystallographic texture. The presence of product layered texture heterogeneity has a significant effect on the temperature dependence of the thermal expansion coefficient. In the two-phase region, in the temperature range of 610-860 °C, the product thermal expansion is replaced by its compression, which manifests itself differently in the axial and tangential directions. A significant effect of internal and external stresses on the phase α - β - α transformations characteristics was found. After a cycle of α - β - α -transformations, a stable phase transformations texture is formed, which remains during subsequent heating and cooling cycles in the temperature range of 20-1200 °C. It confirms the stability of temperature dependences during repeated tests.

The reported study was funded by RFBR according to the research project № 19-32-90041

С.О. АКАЕВ¹, А.С. ДИКОВ^{1,2}, Л.А. ДИКОВА¹,
С.Б. КИСЛИЦИН^{1,2}, В.В. ФИРСОВА¹, А.С. ЛАРИОНОВ¹,
И.И. ЧЕРНОВ², М.С. СТАЛЬЦОВ²

¹ИЯФ РК, г. Алматы, Республика Казахстан

²НИЯУ МИФИ, г. Москва, Россия

lexa_edji@mail.ru

ВЛИЯНИЕ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ В АТМОСФЕРЕ ГЕЛИЯ НА МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 12X18H10T

Приведены результаты механических испытаний, электронной микроскопии и термодесорбционного анализа (ТДС) образцов стали облученных нейтронами в атмосфере гелия при высокой температуре (750 °С) до флюенса $9 \cdot 10^{19}$ н/см² ($E > 1$ МэВ).

Характер изменения температурной зависимости механических характеристик облученной стали указывает на охрупчивание материала [1]. С повышением температуры наблюдается снижение пластичности стали. Так при температуре 450 пластичность стали снижается на 18%, а при температуре соответствующей облучению (760) на 53%. При этом условный предел текучести при температуре 760 снижается на 56%, по сравнению с пределом текучести стали испытанной при комнатной температуре.

На ТДС спектрах облученных образцов наблюдается три пика выхода гелия. Все пики расположены в диапазоне температур от 150 до 350 °С. Методами электронной микроскопии зафиксировано не большое количество пор указывающих на наличие гелия по границам аустенитных зерен.

Что свидетельствует о том, что атомы гелия в стали, при облучении нейтронами в атмосфере гелия залегают на небольшой глубине и имеют достаточно высокую подвижность.

Работа выполнена в рамках программы целевого финансирования Комитета науки Министерства образования и науки Республики Казахстан № BR05236400.

1. Калин Б.А., Платонов П.А., Тузов Ю.В., Чернов И.И. и др. Физическое материаловедение: Учебник для вузов: В 7 т. /Под общей ред. Б.А. Калина/ – Том 6. Конструкционные материалы ядерной техники– М.: МИФИ, 2012.– 736с.

S.O. AKAEV¹, A.S. DIKOV^{1,2}, L.A. DIKOVA¹, S.B. KISLITSIN^{1,2},
V.V. FIRSOVA¹, A.S. LARIONOV¹, I.I. CHERNOV²,
M.S. STALTSOV²

¹INP RK, Almaty, 050032, Republic of Kazakhstan

²NRNU MEPhI, Moscow, 115409, Russia

lexa_edji@mail.ru

THE EFFECT OF NEUTRON IRRADIATION IN A HELIUM ATMOSPHERE ON THE MECHANICAL PROPERTIES OF 12CR18NI10TI AUSTENITIC STEEL

The article presents the results of mechanical tests, electron microscopy and thermal desorption analysis (TDS) of steel samples irradiated with neutrons in a helium atmosphere at a high temperature (750 °C) up to a fluence of $9 \cdot 10^{19}$ n / cm² (E>1 MeV). The nature of the change in the temperature dependence of the mechanical characteristics of irradiated steel indicates embrittlement of the material [1]. With increasing temperature, a decrease in the ductility of steel is observed.

So, at a temperature of 450, the ductility of steel decreases by 18%, and at a temperature corresponding to irradiation (760 °C) by 53%. At the same time, the conditional yield strength at a temperature of 760 °C is reduced by 56%, compared with the yield strength of steel tested at room temperature.

Three peaks of helium yield are observed on the TDS spectra of irradiated samples. All peaks are located in the temperature range from 150 to 350 °C. Using electron microscopy, a few pores were found that are concentrated along the boundaries of austenitic grains. This indicates that helium atoms in steel, when irradiated with neutrons in a helium atmosphere, are located at a shallow depth and have a sufficiently high mobility.

1. Kalin B.A., Platonov P.A., Tuzov Yu.V., Chernov I.I. and other Physical materials science: Textbook for high schools: In 7 vol. / Under the general ed. B.A. Kalina / - Volume 6. Structural materials of nuclear engineering - M.: MEPhI, 2012.– 736 p.

М.Г. ИСАЕНКОВА, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ,
О.А. КРЫМСКАЯ, Д.И. ЖУК

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
dimazhuk@gmail.com

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ДВОЙНИКОВАНИЯ ПРИ ПРОКАТКЕ α -ЦИРКОНИЯ

В данной работе с помощью моделирования исследовался процесс деформации циркония, широко применяемого в атомной энергетике. Использован подход моделирования пластичности кристаллов, который позволяет одновременно с анализом переориентации зерен изучать процесс изменения структуры материала: дробление зерен за счет развития процессов двойникования и скольжения, образование высокоугловых границ и т.п.

Численное решение задачи проведено с помощью программного обеспечения DAMASK, основанного на математическом методе решения систем уравнений с частными производными с использованием быстрых преобразований Фурье. Настоящая работа направлена на оптимизацию программы с целью создания возможности описания переориентации сдвойникованных областей кристаллитов, для которых напряжения превышают некоторый критический уровень, свойственный данному материалу.

Для верификации созданной программы использовались экспериментальные результаты по прокатке циркониевых пластин, вырезанных электроискровым методом из цилиндрического монокристалла чистого Zr, полученного твердофазной перекристаллизацией. Обнаружено качественное соответствие рассчитанных полюсных фигур экспериментальным. Продемонстрирована эффективность созданной модели пластической деформации в случае одновременной активизации систем скольжения и двойникования.

Согласно полученным результатам моделирования доля двойникования на начальных этапах прокатки монокристаллов выбранных ориентаций составляет 87%, причем 66% деформации реализуется за счет систем двойникования $\{10\bar{1}2\}\{\bar{1}011\}$. Монокристаллические пластины разбиваются на области с различной ориентацией, т.е. на зерна, разделенные высокоугловыми границами. С увеличением степени деформации роль двойникования в пластической деформации материала снижается как в связи с отсутствием зерен соответствующих ориентаций, так и с искажением кристаллической структуры, т.е. упрочнением материала. При этом доля двойников всех типов в общем процессе деформации составляет примерно 5%.

M.G. ISAENKOVA, YU.A. PERLOVICH,
O.A. KRYMSKAYA, D.I. ZHUK
National Research Nuclear University MEPhI
dimazhuk@gmail.com

MODELLING OF TWINNING PROCESSES IN α -ZIRCONIUM

In this work, the process of deformation of zirconium, which is widely used in nuclear power plants, was investigated using crystal plasticity modeling. This approach allows analyzing of grain reorientation and studying the process of material structure changing: splitting of grains due to the development of twin planes, the formation of high-angle boundaries and so on.

DAMASK code was used for the numerical solution of problems. It is based on a mathematical method for solving systems of partial differential equations using fast Fourier transformation. The program has been developed for processing simulation data and reorientation of crystallite twins in which stresses exceed a certain critical level corresponding to this material.

For verification of the created method, the data of zirconium monocrystal plates rolling was used. These plates were cut from solid-phase recrystallized Zr single crystal by an electric-spark method. The qualitative correspondence of the modeled pole figures to the experimental ones was found. The efficiency of the created model of plastic deformation in the case of simultaneous activation of slip and twinning systems is demonstrated.

According to the simulation data, the share of twinning in texture reorientation is 87%. Moreover, 66% is the share of twinning systems of the type $\{10\bar{1}2\}\langle\bar{1}011\rangle$. Monocrystal specimens splits into areas with different orientations which are new grains split by high-angle grain boundaries. With increasing strain levels, twinning process stops due to reorientation grains of initially favorable oriented grains and hardening of the material. At further stages, the influence of twins on the texture is rather small, in total for all systems $\sim 5\%$.

Б.А. КАЛИН, Е.М. МОРОЗОВ, П.В. ФЕДОТОВ ^{а)},

А.В. КОСТЮХИНА

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,

Москва, РФ

а) fpvpetr@rambler.ru

ВЛИЯНИЕ МИКРОСТРУКТУРЫ И ЕЕ ЭВОЛЮЦИИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ ОБЛУЧЕНИЯ НА ДЕФОРМАЦИОННОЕ ПОВЕДЕНИЕ СПЛАВА Э110

В докладе проведен обзор данных о структурно-фазовом состоянии сплава Э110 (Zr-1%Nb) (текстура, микроструктура и дислокационная структура). Проанализировано возможное влияние структуры на деформационное поведение сплава Э110 в α -области.

В результате анализа экспериментальных данных установлено, что факторами, влияющими на изменение прочности сплава Э110 под действием облучения, следует считать упрочнение за счет твердого раствора, выделений второй фазы и упрочнение дислокационными петлями. С использованием литературных данных о микроструктуре облученного сплава Э110 были проведены расчеты вклада различных структурных параметров, изменяющихся при облучении, в напряжение течения. Вычислен совместный вклад упрочнения твердого раствора и дисперсионного упрочнения в напряжение течения, а также приращение напряжения течения за счет образования дислокационных петель.

В результате были сделаны следующие выводы:

1. Суммарный вклад в напряжение течения сплава Э110, обусловленный упрочнением твердого раствора и выделениями второй фазы, практически не зависит от повреждающей дозы. При этом, составляющая напряжения течения, обусловленная выделениями второй фазы растет. Такой рост должен сопровождаться увеличением энергии активации и снижением чувствительности напряжения течения к температуре, что подтверждается литературными данными. Механизмы деформационного упрочнения при этом остаются неизменными.

2. Прирост напряжения течения в результате облучения вызван радиационно-индуцированными дислокационными петлями и увеличивается с ростом повреждающей дозы. Дислокационные петли являются менее прочными препятствиями, по сравнению с выделениями второй фазы, следовательно, меньше влияют на энергию активации. С другой стороны, образование радиационно-индуцированных дислокационных петель приводит к снижению коэффициента деформационного упрочнения.

B.A. KALIN, E.M. MOROZOV, P.V. FEDOTOV ^{a)},

A.V. KOSTYUKHINA

National Research Nuclear University "MEPhI", Moscow, Russian Federation

a) fpvpetr@rambler.ru

INFLUENCE OF MICROSTRUCTURE EVOLUTION UNDER IRRADIATION ON THE DEFORMATION BEHAVIOR OF E110 ALLOY

The report reviews the structural-phase state of the E110 alloy (Zr-1% Nb) (texture, microstructure, and dislocation structure). The possible effect of the structure on the deformation behavior of the E110 alloy in the α region is analyzed.

As a result of the analysis of experimental data, it was established that hardening due to solid solution, the second phase precipitates and hardening by dislocation loops should be considered as factors affecting the change in the strength of the E110 alloy under irradiation. Using literature data on the microstructure of the irradiated E110 alloy, the contributions of various structural parameters that change upon irradiation to the flow stress were calculated. The joint contribution of solid solution hardening and hardening by dispersion precipitates to the flow stress, as well as the increment of the flow stress due to the formation of dislocation loops, are calculated.

As a result, the following conclusions were made:

1. The total contribution to the flow stress of the E110 alloy, due to the hardening of the solid solution and the precipitates of the second phase, is practically independent of the damaging dose. In this case, the component of the flow stress caused by the precipitates of the second phase increases. Such an increase should be accompanied by an increase in the activation energy and a decrease of the flow stress to temperature sensitivity, which is confirmed by published data. The mechanisms of strain hardening remain unchanged.

2. The increase in flow stress as a result of irradiation is caused by radiation-induced dislocation loops and increases with increasing damaging dose. Dislocation loops are less durable obstacles compared to the second phase precipitates, therefore, they have less effect on the activation energy. On the other hand, the formation of radiation-induced dislocation loops leads to a decrease in the strain hardening coefficient.

А.А. ЕРОШЕНКО, А.А. ИВАННИКОВ, И.В. ФЕДОТОВ,
А.Н. СУЧКОВ, О.Н. СЕВРЮКОВ

*Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ»,
Москва*

Nastyaaerosh1@yandex.ru

РАЗРАБОТКА СПЛАВОВ-ПРИПОЕВ НА ОСНОВЕ Ti–Zr–Nb ДЛЯ СОЕДИНЕНИЯ КАРБИДА КРЕМНИЯ

Карбид кремния имеет большое технологическое значение из-за его хороших химических, термических и механических свойств, которые делают его подходящим кандидатом для эксплуатации в виде композита в высокотемпературных установках, таких как реакторы на тепловых нейтронах IV поколения и термоядерные реакторы. Оболочки из SiC обладают на 25 % меньшим значением сечения захвата тепловых нейтронов, чем классические циркониевые сплавы. Имеют повышенную радиационную стойкость при облучении. SiC также отлично вписывается в концепцию толерантного к авариям топлива, так как использование твэлов из сплавов на основе Zr, в случае нарушения отвода тепла в активной зоне, может вызывать пароциркониевую реакцию, заключающуюся в выделении водорода, и как следствие создание аварийной ситуации, вплоть до разрушения реакторной установки.

Из наукоемких методов создания неразъемных соединений высокого качества существенное развитие получила высокотемпературная пайка, которая путем заполнения припоем зазора между соединяемыми деталями, позволяет получать швы, которые могут выдерживать высокие температуры, механические нагрузки, влияние активных сред в течение длительного времени без заметного ухудшения их свойств. Для изготовления ответственных изделий энергонапряженной техники хорошо зарекомендовали себя быстрозакаленные сплавы-припои [1–4].

В работе использовали образцы из SiC, в которых объемная доля свободного кремния составляет 18,5%. Пайка проводилась тремя припоями: Ti–40Zr–8,5Nb–2,5Be; Ti–7,5V–22,5Cr–2,5Be, Ti–40Zr–8,5Nb–1,5Be поскольку элементы обладают высокой энергией образования тугоплавких карбидов и силицидов.

Целью работы является разработка составов припоев на основе Ti и Zr и режимов высокотемпературной пайки этими припоями карбида кремния. Получение герметичных термостойких неразъемных соединений оболочек SiC.

Для создания неразъемных паяных соединений были подобраны температура и время выдержки образцов в вакуумной печи: нагрев до 1300 °C, выдержка 5 или 20 мин и последующее охлаждение 10 °C/мин до 700°C.

Для всех полученных паяных соединений было проведено металлографическое исследование микроструктуры. На основании которого сделаны выводы о качестве полученных соединений. Образец SiC/Ti–7,5V–22,5Cr–2,5Be/SiC имеет скопление пор больших размеров, которые располагаются вблизи и внутри паяного шва. При увеличении времени выдержки до 20 минут, интерметаллидные соединения, образующиеся в паяном шве, распространяются в сам SiC, далеко за пределы паяного шва.

Так же проведено металлографическое исследование образцов SiC/Ti–40Zr–8,5Nb–2,5Be/SiC; SiC/Ti–40Zr–8,5Nb–1,5Be/SiC, среди которых у соединения SiC/Ti–40Zr–8,5Nb–1,5Be/SiC показано уменьшение количества пор и уменьшение количества проникновения вглубь SiC интерметаллидных соединений.

Показано, что для улучшения качества паяных соединений эффективно уменьшение время выдержки до 5 минут и уменьшение количество содержания бериллия в припое до 1,5 мас. %.

1 V.T. Fedotov, A.N. Suchkov, B.A. Kalin, O.N. Sevryukov, A.A. Ivannikov, Stemet solders for brazing of modern technology materials, Tsvetnye Met. (2014) 32–37.

2. B.A. Kalin, A.N. Suchkov, Basic principles of creating a new generation of high- temperature brazing filler alloys, IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. 130 (2016). doi:10.1088/1757-899X/130/1/012038.

3. B.A. Kalin, A.N. Suchkov, V.T. Fedotov, O.N. Sevryukov, A.A. Ivannikov, A.A. Polyansky, I. V Mazul, A.N. Makhankov, A.A. Gervash, P.S. Dzhumayev, V.L. Yakushin, V.I. Polsky, RIBBON-TYPE FILLER METALS FOR BRAZING OF THE HIGH-HEAT-FLUX ELEMENTS OF ITER, (2012) 147–153.

4. A.N. Suchkov, V.T. Fedotov, O.N. Sevryukov, B.A. Kalin, A.A. Ivannikov, I.V. Fedotov, P.V. Morokhov, A.E. Grigoryev, Brazing of Metals, Alloys and Ceramics Using Rapidly Quenched Ribbon-Type Filler Metal STEMET, Adv. Sci. Technol. 88 (2014) 156–161. doi:10.4028/www.scientific.net/AST.88.156.

A. EROSHENKO, A. IVANNIKOV, I. FEDOTOV,

A. SUCHKOV, O. SEVRYUKOV

National Research Nuclear University "MEPhI", Moscow, Russia

Nastyaerosh1@yandex.ru

DEVELOPMENT Ti–Zr–Nb BASED FILLER METAL COMPOSITIONS FOR THE SILICON CARBIDE JOINTS

Silicon carbide has great technological importance because of its good chemical, thermal and mechanical properties, which make it suitable candidate for use as a base of composite in high-temperature installations, such as fourth-generation thermal neutron reactors and fusion reactors. Silicon carbide shells have a 25% lower value of the thermal neutron cross section capture than classical zirconium alloys and have increased radiation resistance during irradiation. Silicon carbide also fits perfectly into the concept of accident tolerant fuel, since the use of fuel rods made of Zr-based alloys, in case of stop of heat removal in the core, can cause a steam-zirconium reaction, which consists in the release of hydrogen, and as a result, an emergency situation, up to destruction of the reactor core.

From the methods of high quality permanent joints creation high-temperature brazing has been developed significantly. By filling the gap between the base materials by filler metal, it possible to obtain joints that can withstand high temperatures, mechanical stresses, corrosion for a long time without a noticeable deterioration in their properties. For critical products of energy-intensive equipment manufacturing, rapidly-quenched filler metals have proven themselves [1–4].

In the work samples made from silicon carbide, in which the volume fraction of free silicon is 18.5% was used. The brazing was carried out by three solders: Ti – 40Zr – 8.5Nb – 2.5Be; Ti – 7.5V – 22.5Cr – 2.5Be, Ti – 40Zr – 8.5Nb – 1.5Be, because the elements in this filler metals have high Gibbs energy for formation of refractory carbides and silicides.

The aim of the work is find chemical compositions of filler metal and brazing modes in order to obtain sealed heat-resistant SiC-SiC joint.

To create brazed joint, the temperature and the holding time in a vacuum furnace were selected: heating up to 1300 °C, holding time 5 or 20 min and subsequent cooling of 10 °C / min down to 700 °C.

For all the obtained in work brazed joints, a metallographic study of the joint structure was performed. The SiC / Ti – 7.5V – 22.5Cr – 2.5Be / SiC sample has an accumulation of pores of large sizes, which are located near and inside the brazed joint. With an increasing of holding time up to 20 minutes, intermetallic compounds formed in the brazed joint propagate into base material - SiC itself, far beyond the limits of the soldered joint.

A metallographic study of SiC / Ti – 40Zr – 8.5Nb – 2.5Be / SiC samples was also carried out; SiC / Ti – 40Zr – 8.5Nb – 1.5Be / SiC. The SiC / Ti – 40Zr – 8.5Nb – 1.5Be / SiC joint showed a decrease in the number of pores and a decrease in the amount of intermetallic compounds penetration deep into SiC.

It was shown that quality of brazed joints improving by reducing holding time to 5 minutes and the amount of beryllium content reducing to 1.5 wt.%.

1. V.T. Fedotov, A.N. Suchkov, B.A. Kalin, O.N. Sevryukov, A.A. Ivannikov, Stemet solders for brazing of modern technology materials, Tsvetnye Met. (2014) 32–37.

2. B.A. Kalin, A.N. Suchkov, Basic principles of creating a new generation of high- temperature brazing filler alloys, IOP Conf. Ser. Mater. Sci. Eng. 130 (2016). doi:10.1088/1757-899X/130/1/012038.

3. B.A. Kalin, A.N. Suchkov, V.T. Fedotov, O.N. Sevryukov, A.A. Ivannikov, A.A. Polyansky, I. V Mazul, A.N. Makhankov, A.A. Gervash, P.S. Dzhumaev, V.L. Yakushin, V.I. Polsky, RIBBON-TYPE FILLER METALS FOR BRAZING OF THE HIGH-HEAT-FLUX ELEMENTS OF ITER, (2012) 147–153.

4. A.N. Suchkov, V.T. Fedotov, O.N. Sevryukov, B.A. Kalin, A.A. Ivannikov, I.V. Fedotov, P.V. Morokhov, A.E. Grigoryev, Brazing of Metals, Alloys and Ceramics Using Rapidly Quenched Ribbon-Type Filler Metal STEMET, Adv. Sci. Technol. 88 (2014) 156–161. doi:10.4028/www.scientific.net/AST.88.156.

Е.А. КРАСНОВА, А.А. ИВАННИКОВ, М.А. ПЕНЯЗЬ,
О.Н. СЕВРЮКОВ, Б.А КАЛИН
*Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ»,
Москва*
kea003@campus.mephi.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ РЕЖИМА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОЙ ПАЙКИ НИКЕЛЕВЫМ СПЛАВОМ-ПРИПОЕМ СТЕМЕТ 1301А НА ТЕРМОСТАБИЛЬНОСТЬ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т

Преимущество пайки как технологического процесса обусловлено, главным образом, возможностью формирования паяного шва ниже температуры автономного плавления соединяемых материалов. При этом становится возможным получать соединения деталей в малодоступных местах конструкции и сохранять механические свойства материалов и изделий [1].

Использование паяных соединений при производстве энергонапряженных изделий предъявляет серьезные требования при выборе материалов припоев. На сегодняшний день технология пайки рассматривается, как альтернатива сварке при производстве многих узлов внутрикорпусных устройств установок ВВЭР (водо-водяной энергетический реактор). Одним из условий возможности применения новых материалов для этих целей является стойкость при аварии типа LOCA (авария с потерей теплоносителя). Основным критерием стойкости при таком сценарии является термостабильность до температуры порядка ~1200 °С в течение 400 с. Поэтому актуальной является задача по созданию паяных соединений на основе коррозионностойких сталей, не разрушающихся при нагреве до температуры ~1200 °С.

Целью работы является определение влияния температурно-временного режима пайки стали 12Х18Н10Т припоем СТЕМЕТ 1301А (Ni-7Cr-4,5Si-3,5Fe-2,6В мас. %) на термостабильность паяных соединений. Для определения этой характеристики выполнили эксперимент по распайке в соответствии с ГОСТ 21547-76 «Пайка. Метод определения температуры распайки» [3]. Припой СТЕМЕТ 1301А использовали в один слой и располагали непосредственно в паяльном зазоре. Пайку осуществляли при температурах 1070 °С, 1100 °С, 1160 °С с выдержкой 15 мин, 40 мин, 80 мин для каждой температуры. Для всех паяных соединений в шве формируется твердый раствор. Микроструктуру и элементный состав после процесса соединения стальных образцов исследовали с помощью метода растровой электронной микроскопии. В результате анализа данных

выявлено, что сталь на границе со швом обедняется по железу, хрому, марганцу и титану, а обогащается никелем, кремнием. Количество железа, находящееся в твердом растворе, варьируется от 11 до 47,5 масс%, никеля от 35 до 75 % в зависимости от температурно-временного режима пайки. Концентрация хрома для всех режимов лежит в интервале 9-12 %. Концентрация кремния, как основного элемента снижающего температуру плавления железоникелевого твердого раствора изменяется от 2 до 5.5%. С увеличением температуры испытаний концентрация кремния в центре шва уменьшается, а распределение кремния становится более равномерным по всей ширине шва с увеличением времени выдержки.

На образце, полученном по режиму 1070 °C /40 мин, определено, что температура распайки составляет ~1303 °C. Для образцов, полученных по режимам 1070 °C /80 мин, 1100 °C /15 мин, 1100 °C /80 мин температура распайки не ниже 1249 °C. Все исследованные твердые растворы, сформированные в паяном шве, имеют близкий химический состав, следовательно, и температуры плавления, что подтверждают данные расчета в программе TERMOCALC.

1. Ivannikov A. et al. The use of Ni-Cr-Si-Be filler metals for brazing of stainless steels // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. 2016.
2. Сталь сортовая и калиброванная коррозионнотойкая, жаростойкая и жаропрочная. ГОСТ 5949-75
3. Пайка. Метод определения температуры распайки ГОСТ 21547-76

E. A. KRASNOVA, A. A. IVANNIKOV, M. A. PENYAZ,
O. N. SEVRYUKOV, B.A. KALIN
National research Nuclear University «MEPHI», Moscow, Russia
kea003@campus.mephi.ru

INVESTIGATION OF THE EFFECT OF HIGH-TEMPERATURE BRAZING NICKEL FILLER METAL STEMET 1301A ON THE THERMAL STABILITY OF 12X18H10T JOINTS

The advantage of brazing as a technological process is mainly due to the possibility of forming a brazed seam below the Autonomous melting temperature of the materials to be connected. At the same time, it becomes possible to receive connections of details in inaccessible places of a design and to keep mechanical properties of materials and products [1].

The use of brazed joints in the production of energy-stressed products makes serious demands on the choice of filler materials. To date, the brazing technology is considered as an alternative to welding in the production of many units of internal devices of VVER plants (water-water power reactor). One of

the conditions for the possibility of using new materials for this purpose is resistance to accidents of the LOCA type (accident with loss of coolant). The main criterion of resistance in this scenario is the thermal stability to a temperature of the order of 1200 °C for 400 second. Therefore, the task of creating brazed joints based on corrosion-resistant steels that do not collapse when heated to a temperature of 1200 °C is urgent.

The aim of the work is to determine the effect of temperature-time mode of brazing steel 12X18H10T filler metal STEMET 1301A (Ni-7Cr-4,5Si-3,5Fe-2,6B wt. %) on the thermal stability of brazed joints. To determine this characteristic, a seam melting experiment was performed in accordance with GOST 21547-76 "Brazing. Method for determining the seam melting temperature" [3]. Filler metal STEMET 1301A used in a single layer and placed directly in the brazing gap. Brazing was carried out at temperatures of 1070 °C, 1100 °C, 1160 °C with exposure time of 15 min, 40 min, 80 min for each temperature. For all brazed joints, a solid solution is formed in the seam. The microstructure and elemental composition after the process of joining the steel samples were investigated by scanning electron microscopy. As a result of the data analysis it was revealed that the steel at the boundary with the seam is depleted by iron, chromium, manganese and titanium, and enriched with Nickel, silicon. The amount of iron in the solid solution varies from 11 to 47.5 wt%, Nickel from 35 to 75 % depending on the temperature and time mode of brazing. The concentration of chromium for all modes is in the range of 9-12 %. The concentration of silicon, as the main element reducing the melting point of iron-Nickel solid solution varies from 2 to 5.5%. As the test temperature increases, the concentration of silicon at the center of the weld decreases, and the distribution of silicon becomes more uniform across the entire width of the weld as the holding time increases.

On the sample obtained by the mode 1070 °C /40 min, it is determined that the seam melting temperature is ~1303 °C. For samples obtained by modes 1070 °C / 80 min, 1100 °C /15 min, 1100 °C / 80 min the seam melting temperature is not lower than 1249 °C. All studied solid solutions formed in the brazed joint have a similar chemical composition, hence the melting temperature, which is confirmed by the calculation data in the program TERMOCALC.

1. Ivannikov A. et al. The use of Ni-Cr-Si-Be filler metals for brazing of stainless steels // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2016.

2. Steel varietal and calibrated corrosion-resistant, heat-resistant and heat-resistant. GOST 5949-75

3. Brazing. Method for determining the seam melting temperature GOST 21547-76

ПОЛУЧЕНИЕ ВЫСОКОЭНТРОПИЙНОГО СПЛАВА В СИСТЕМЕ Ni-Nb-Co-Fe-Cr МЕТОДОМ БЫСТРОГО ЗАТВЕРДЕВАНИЯ РАСПЛАВА ДЛЯ ПАЙКИ ОКСИДНОЙ КЕРАМИКИ

При изготовлении изделий могут применяться различные методы создания неразъёмных соединений, например, клёпка, склейка, сварка, пайка. Пайка обладает важными преимуществами – это возможность соединения разнородных материалов, а также возможность её использования для одновременного соединения любого числа деталей [1].

В ходе развития технологий микро- и макро-легирования появились первые работы по созданию и комплексному исследованию новых так называемых высокоэнтропийных сплавов (ВЭС), включающих до 5-6 основных элементов, каждый в большой концентрации (от 5 ат.% до 35 ат.%). Данные материалы наряду с характеристиками, типичными для металлических сплавов, имеют уникальные свойства, присущие, например, металлокерамикам: высокую твердость и стойкость по отношению к разупрочнению при высоких температурах, дисперсионное твердение, положительный температурный коэффициент упрочнения, повышенную износостойкость, коррозионную стойкость и ряд других свойств[2].

Предполагается, что ВЭС могут быть привлекательны для применения в различных областях техники, в том числе, в качестве припоя [3,4]. Для пайки может быть получен ВЭС со структурой твёрдого раствора или эвтектической структурой, имеющий хороший баланс твёрдости и пластичности, с температурой плавления в том же диапазоне, что и применяемые в настоящее время припои, без добавления компонентов, существенно снижающих температуру плавления.

В данной работе рассмотрена возможность использования ВЭС системы Ni-Nb-Co-Fe-Cr, полученного методом быстрого затвердевания расплава, в качестве припоя для пайки оксидной керамики.

Предварительно для ВЭС состава $Nb_{0,73}CoCrFeNi_{2,1}$ рассчитаны следующие параметры: различие атомных радиусов $\delta = 4,8$; энтальпия смешения $\Delta H_{mix} = -12,2$; энтропия смешения $\Delta S_{mix} = 12,8$, которые находятся в интервалах, соответствующих образованию твёрдого раствора в структуре ВЭС. С помощью дифференциального термического анализа определены температуры ликвидуса и солидуса сплава $Nb_{0,93}Co_{1,16}Cr_{1,05}Fe_1Ni_{2,11}$: $T_L \sim 1240^\circ C$, $T_C \sim 1180^\circ C$.

По результатам рентгенофазового анализа показано, что исследуемые сплавы системы Ni-Nb-Co-Fe-Сг имеют две фазы: твёрдый раствор на основе Ni с растворёнными в нём Co, Fe и Cr и интерметаллид NbNi₃ со структурой ГЦК. Сплавы имеют доэвтектическую структуру, состоящую из твёрдого раствора на основе Ni и эвтектики (твёрдый раствор + интерметаллид NbNi₃).

Проведена пайка алюмооксидной керамики BK94-1 сплавом Nb_{0,93}Co_{1,16}Cr_{1,05}Fe₁Ni_{2,11} по следующему режиму: нагрев до температуры 1300 °C, пайка 20 мин и ступенчатое охлаждение.

В паяном соединении BK94-1/BK94-1 шов имеет доэвтектическую структуру и состоит из твёрдого раствора на основе Ni и эвтектики (твёрдый раствор + интерметаллид NbNi₃).

Керамика BK94-1 имеет микротвёрдость 1800 HV_{0,1}. Микротвёрдость в середине шва составляет 700 HV_{0,1}, что соответствует микротвёрдости литого слитка Nb_{0,73}CoCrFeNi_{2,1}.

1. Bhattacharjee T. и др. Ultrafine-Grained AlCoCrFeNi 2.1 Eutectic High-Entropy Alloy // Mater. Res. Lett. 2016. Т. 4, № 3. С. 174–179.

2. Ивченко М.В., Пушин В.Г., Wanderka N. Высокоэнтروпийные эквивалентные сплавы AlCrFeCoNiCu: гипотезы и экспериментальные факты // Журнал технической физики. 2014. Т. 84, № 2. С. 57–69.

3. Tillmann W. и др. Eutectic high entropy alloys – A novel class of materials for brazing applications // Proc. from Int. Brazing Solder. Conf. 2018. № April. С. 142–148.

4. Bridges D. и др. Laser brazing of a nickel-based superalloy using a Ni-Mn-Fe-Co-Cu high entropy alloy filler metal // Mater. Lett. Elsevier B.V., 2018. Т. 215. С. 11–14.

A. I. GABOV, A. A. IVANNIKOV, O. N. SEVRYOKOV
National research Nuclear University «MEPHI», Moscow, Russia
gai002@campus.mephi.ru

OBTAINING HIGH ENTROPY ALLOY IN THE Ni-Nb-Co-Fe-Cr SYSTEM BY RAPIDLY QUENCHING METHOD FOR BRAZING OF OXIDE CERAMIC

In the manufacture of products, various methods of creating fixed joining can be used, for example, riveting, gluing, welding, brazing. Brazing has some important advantages such as the ability to join dissimilar materials and the ability to use it for simultaneously joining any number of parts [1].

During the development of micro- and macro-alloying technologies, the first works on the creation and study of new so-called high-entropy alloys (HEA), that include up to 5-6 basic elements, each in high concentration (from 5 at.% to 35 at.%), appeared. These materials, along with the typical characteristics of metal alloys, have unique and unusual properties inherent, for example,

metal ceramics: high hardness and resistance to softening at high temperatures, dispersion hardening, positive temperature hardening coefficient, high wear resistance, corrosion resistance and other properties [2].

It is assumed, that HEAs are attractive for use in various fields, and there are studies demonstrating, that HEAs can be used as brazing alloy [3,4]. A HEA with a solid solution or eutectic structure, having a good balance of hardness and ductility and with a melting temperature in the same range as the currently used brazing alloys but without adding components that greatly reduce the melting temperature, can be obtained for brazing.

In this study, the possibility of using a HEA in the Ni-Nb-Co-Fe-Cr system, obtaining by the method of rapid solidification of the melt, as a brazing alloy for brazing oxide ceramic is considered.

For HEA $\text{Nb}_{0,73}\text{CoCrFeNi}_{2,1}$ the following quantities were calculated: the difference of atomic radius $\delta = 4,8$; mixing enthalpy $\Delta H_{\text{mix}} = -12,2$; mixing entropy $\Delta S_{\text{mix}} = 12,8$. These calculated quantities are in the intervals corresponding to the formation of a solid solution in the structure of the HEA.

The liquidus and solidus temperatures for $\text{Nb}_{0,93}\text{Co}_{1,16}\text{Cr}_{1,05}\text{Fe}_1\text{Ni}_{2,11}$ alloy were determined using differential thermal analysis. These temperatures are $T_L \sim 1240^\circ\text{C}$, $T_S \sim 1180^\circ\text{C}$.

The X-ray analysis was carried out and, according to its results, it was shown that the studied alloys of the Ni-Nb-Co-Fe-Cr system have two phases: a solid solution based on Ni with Co, Fe, Cr dissolved in it and an NbNi_3 intermetallide with a FCC structure. The alloys have a hypoeutectic structure consisting of a solid solution based on Ni and a eutectic (solid solution + NbNi_3 intermetallide).

The oxide ceramic VK94-1 was brazed with the $\text{Nb}_{0,93}\text{Co}_{1,16}\text{Cr}_{1,05}\text{Fe}_1\text{Ni}_{2,11}$ filler alloy by the following brazing mode: heating to a temperature 1300°C , brazing for 20 min and step cooling.

In the brazed joint VK94-1/VK94-1, the brazing seam has a hypoeutectic structure that consists of a solid solution based on Ni and a eutectic (solid solution + NbNi_3 intermetallide).

The VK94-1 ceramic has a microhardness $1800 \text{ HV}_{0,1}$ whereas the microhardness of the brazing seam center is $700 \text{ HV}_{0,1}$ that corresponds to the microhardness of the cast ingot of the HEA $\text{Nb}_{0,73}\text{CoCrFeNi}_{2,1}$.

1. Bhattacharjee T. и др. Ultrafine-Grained AlCoCrFeNi 2.1 Eutectic High-Entropy Alloy // Mater. Res. Lett. 2016. Т. 4, № 3. С. 174–179.

2. Ивченко М.В., Пушин В.Г., Wanderka N. Высокоэнтропийные эквивалентные сплавы AlCrFeCoNiCu: гипотезы и экспериментальные факты // Журнал технической физики. 2014. Т. 84, № 2. С. 57–69.

3. Tillmann W. и др. Eutectic high entropy alloys – A novel class of materials for brazing applications // Proc. from Int. Brazing Solder. Conf. 2018. № April. С. 142–148.

4. Bridges D. и др. Laser brazing of a nickel-based superalloy using a Ni-Mn-Fe-Co-Cu high entropy alloy filler metal // Mater. Lett. Elsevier B.V., 2018. Т. 215. С. 11–14.

Р.А. МИНУШКИН¹, М.Г. ИСАЕНКОВА¹, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ¹,
А.П. ЯКОВЛЕВА²

¹*Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва,
Россия*

²*Московский государственный технический университет
им. Н. Э. Баумана, Москва, Россия*
RAMinushkin@mephi.ru

ИЗМЕНЕНИЕ СТРУКТУРЫ ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЕВ ЦИЛИНДРИЧЕСКИХ ИЗДЕЛИЙ С ПОМОЩЬЮ КОМБИНИРОВАННОЙ ОБРАБОТКИ

В настоящее время во многих областях науки и техники произошел переход от ручного труда к машинному. В работе таких машин и механизмов используются различные пары трения: шатуны, валки, поршни, штифты и др. Это могут быть детали двигателей, насосов, направляющие ролики и т.д., используемые в ядерной, военной отраслях, а также автомобильной, авиационной и сельскохозяйственной областях.

Большинство деталей имеют цилиндрическую форму, которые изготавливают из качественных углеродистых и легированных сталей, упрочненных до высокой твердости. Качество поверхностного слоя имеет решающее значение для эксплуатационных свойств, то есть износостойкости, коррозионной стойкости, устойчивости к контактной усталости и т.д.

Данная работа посвящена измерению остаточных макронапряжений в поверхностных слоях валов из широко распространенной в технике стали 40Х при использовании стандартного рентгеновского $\sin^2\psi$ -метода. Исследованные валы подвергали механической и электромеханической обработкам, а также использовали последующее алмазное выравнивание. Образующийся при этом рельеф поверхности, состоящий из чередующихся гребней и канавок, обеспечивает удержание масла в канавках при вращении цилиндрического вала в опорах. Так называемые «масляные карманы» повышают износостойкость вала за счет постоянного присутствия масляной пленки на его поверхности. К тому же, проведенная электромеханическая обработка с последующим алмазным выравниванием приводит к дополнительному упрочнению материала. Рентгеновскими методами показано, что максимальное упрочнение, оцениваемое по профилю дифракционных отражений, достигается при алмазном выравнивании. При всех исследованных обработках (токарная, электромеханическая и алмазное выравнивание) в поверхностных слоях развиваются сжимающие напряжения, максимальные величины зарегистрированы для алмазного выравнивания. Наличие сжимающих напряжений обеспечивает высокие эксплуатационные свойства поверхности вала.

R.A. MINUSHKIN^{1*}, M.G. ISAENKOVA¹, YU.A. PERLOVICH¹,
A.P. YAKOVLEVA²

¹*National Research Nuclear University MEPhI, Moscow, Russia*

²*Bauman Moscow State Technical University, Moscow, Russia*
RAMinushkin@mephi.ru

STRUCTURAL CHANGE OF SURFACE LAYERS OF CYLINDRICAL PRODUCTS BY USING COMBINED PROCESSING SCHEDULES

Currently, in many areas of science and technology there has been a transition from manual labor to machine. Various friction pairs are used in operating such machines and mechanisms: while connecting rods, rolls, pistons, pins, etc. These can be parts of engines, pumps, guide rollers, etc., used in nuclear and military industries, as well as in automobile, aviation and agricultural fields.

Most parts have a cylindrical shape, which are made of high-quality carbon and alloy steels, hardened to high hardness. The quality of the surface layer i.e. wear-resistance, corrosion resistance, resistance to contact fatigue, etc. is crucial for the performance properties.

This work is devoted to the measurement of residual macrostresses in the surface layers of shafts from steel 40Cr widely used in the art using the standard X-ray $\sin^2\psi$ -method. The shafts under study were subjected to mechanical and electromechanical treatments, and subsequent diamond smoothing was used. The resulting surface relief, consisting of alternating ridges and grooves, ensures oil retention in the grooves during rotation of the cylindrical shaft in the bearings. The so-called "oil pockets" increase the wear resistance of the shaft due to the constant presence of an oil film on its surface. In addition, the performed electromechanical processing followed by diamond smoothing leads to additional hardening of the material. X-ray methods have shown that the maximum hardening, estimated by the profile of diffraction reflections, is achieved with diamond smoothing. For all the treatments studied (turning, electromechanical and diamond smoothing), compressive stresses develop in the surface layers, the maximum values are recorded for diamond smoothing. The presence of compressive stresses provides high operational properties of the shaft surface.

Е.В. КОЗЛОВА, М.С. ШЕВЕРДЯЕВ, В.В. ГОРЛЕВСКИЙ,
А.А. СЕМЕНОВ, А.В. ЛАУШКИН, А.В. ЧЕБОТАРЕВ,
А.С. АНИКИН

АО «ВНИИИМ», Москва, Россия
keleva@mail.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ СТРУКТУРЫ БЕРИЛЛИЕВЫХ КОМПОЗИТОВ СОДЕРЖАЩИХ НАНОАЛМАЗЫ

Материалы, применяемые в рентгеновской оптике, в частности в устройствах подавления спеклов (спекл-суппрессоры) должны удовлетворять следующим условиям: 1) пропускать рентгеновское излучение с минимальным поглощением 2) рассеивать рентгеновское излучение 3) иметь термостойкость не ниже 600° С. Было установлено, что оптимальным материалом, для создания таких устройств, является композит, состоящий из пористой бериллиевой матрицы в которой для увеличения количества структурных неоднородностей равномерно распределен углеродный наполнитель [1]. Такой композиционный материал обладает высокой рассеивающей способностью и позволяет снизить степень когерентности излучения [2]. В то же время, основным требованием, которое предъявляется к данному композиту, является высокая однородность всех его физических и химических характеристик. Такая однородность свойств может быть достигнута только при равномерном распределении всех компонентов по объему.

Необходимость равномерного распределения наполнителя является сложной технической проблемой, так как частицы наполнителя склонны к образованию агрегатов и конгломератов частиц различной формы [3], что резко отрицательно сказывается на потребительских свойствах конечных изделий.

Был предложен способ создания композиционного материала путем диспергирующего смешения в жидкой среде термолабильного соединения бериллия (гидрида бериллия) и ультрадисперсного порошка детонационных наноалмазов с последующей компактизацией и термообработкой. При этом в ходе термообработки протекает два процесса – разложение исходного гидрида бериллия и образование прочной адгезионной связи между формируемыми частицами бериллия и наноалмазного порошка.

Полученный композиционный материал, характеризуется 100%-но открытой пористостью, повышенными механическими свойствами, а его структура состоит из кристаллитов наноразмерной величины.

Для оценки однородности полученного композитного материала и равномерности распределении всех компонентов по объему были проведены исследования его структуры.

Исследование проводили по высоте излома композита (рисунок 1) на сканирующем микроскопе-микроанализаторе Philips XL-30, оснащенного

энергодисперсионным спектрометром с детектором Sapphire, работающим под управлением программного обеспечения EDAX.

Согласно данным элементного анализа (рисунок 2) на различных участках вдоль всей высоты излома в композите наблюдается наличие углеродных частиц при этом ее содержание в различных участках меняется от 69 до 81 % мас., что свидетельствует об относительно равномерном распределении наноалмазных частиц в бериллиевой матрице.

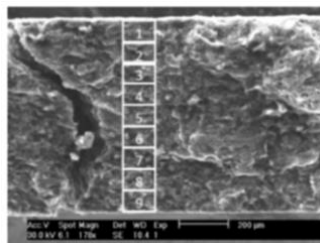


Рисунок 1 – Структура композита

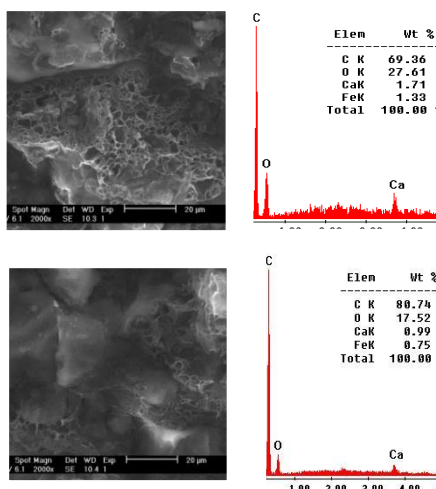


Рисунок 2 - Элементный анализ композитного образца

1. E.V. Kozlova, V. V. Gorlevsky, A. A. Semenov, V. V. Volkov, A. S. Kozlova, I. I. Lyatun, P. A. Ershov, and A. A. Snigirev, «The Small-angle X-Ray Scattering Investigation of Advanced Beryllium Materials» //KnE Materials Science. 2018. 4(1). pp. 44-50. DOI: 10.18502/kms.v4i1.2126.
2. A. Goikhman, I. Lyatun, P. Ershov et al. Highly porous nanoberyllium for Xray beam speckle suppression. J. Synchrotron Rad. 2015. Vol. 22. Pp. 796-800. doi.org/10.1107/S1600577515003628.
3. Vul' A. Y. Detonation Nanodiamonds: Science and Applications / A. Y. Vul', O.A. Shenderova //Pan Stanford Publishing – 2013. / P. 320.

E.V. KOZLOVA, M.S. SHEVERDYAEV, V.V. GORLEVSKY,
A.A.SEMENOV, A.V.LAUSHKIN, A.V.CHEBOTAREV,
A.S.ANIKIN

SC «VNINM», Moscow, Russia
keleva@mail.ru

INVESTIGATION ON THE STRUCTURE OF BERYLLIUM COMPOSITE CONTAINING NANODIAMONDS

The materials applied in X-ray optics, for instance, in speckle suppressors should meet the following requirements: 1) to be radio transparent with minimum absorption 2) to scatter X-ray 3) to have thermal stability 600 °C or higher. It has been established that the optimal material for making speckle-suppressor devices is a composite consisting of beryllium matrix where the carbon filler is evenly distributed in order to raise the amount of structure inhomogeneities [1]. The composite material has a high scattering ability and allows to reduce the degree of radiation coherence [2]. Nevertheless, the main requirement for the composite is a high uniformity of its physical and chemical features. This uniformity could be possible only by means of a uniform distribution of all components throughout the volume.

The need for even distribution of the filler is a hard technical task, as particles of the filler tend to form agglomerate and conglomerate of various shapes [3], resulting in significant negative consequences for end-user products.

A method was proposed for making a composite material via dispersive mixing

The way of making have been offered in via dispersing mixing of a thermolabile compound (beryllium hydride) and ultrafine detonation nanodiamond powder in fluid with further compaction and thermal treatment. Therefore, during the heat treatment two processes are taking place – decomposition of basic beryllium hydride and establishment of a strong adhesive link between beryllium particles and nanodiamond powder.

The resulting composite has purely open porosity, advanced mechanical characteristics and the structure consisting of nanosized crystallites.

An investigation on the composite structure have been carried out to assess the homogeneity of the produced composite and uniformity of component distribution.

The analysis of structure cross-section (figure 1) has been taken using by the scanning electron microscope microanalyzer Philips XL-30 equipped with an energy-dispersive spectrometer with a Sapphire detector operating under EDAX software.

The results of the composite elemental analysis (figure 2) demonstrate existence of carbon particles along the structure cross-section varying from 69 to 81 % wt, which indicates a relatively uniform distribution of nanodiamonds in the beryllium matrix.

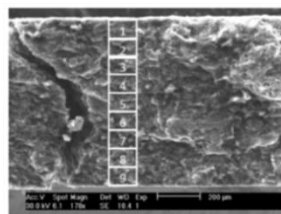


Fig. 1 – Structure of the composite

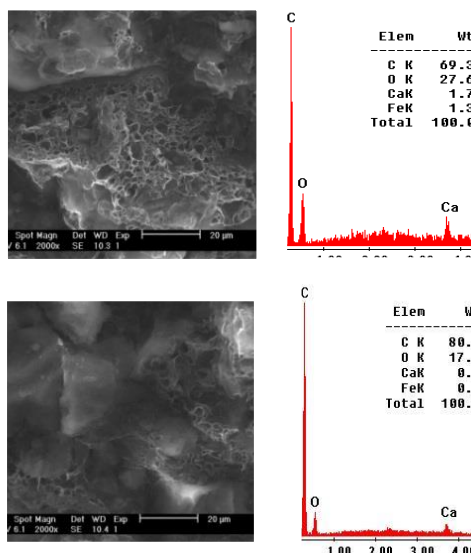


Fig. 2 – Elemental analysis of the composite

1. E.V. Kozlova, V. V. Gorlevsky, A. A. Semenov, V. V. Volkov, A. S. Kozlova, I. I. Lyatun, P. A. Ershov, and A. A. Snigirev, «The Small-angle X-Ray Scattering Investigation of Advanced Beryllium Materials» //KnE Materials Science. 2018. 4(1). pp. 44-50. DOI: 10.18502/kms.v4i1.2126.

2. A. Goikhman, I. Lyatun, P. Ershov et al. Highly porous nanoberyllium for Xray beam speckle suppression. J. Synchrotron Rad. 2015. Vol. 22. Pp. 796-800. doi.org/10.1107/S1600577515003628.

3. Vul' A. Y. Detonation Nanodiamonds: Science and Applications / A. Y. Vul', O.A. Shenderova //Pan Stanford Publishing – 2013. / P. 320.

А.В. КРАВЧЕНКО, М.Ю. ВАСИЛЬЕВ, Ю.В. СОРОКИН,
В.С. ПОПОВ, А.М. УРСКОВ, В.П. СМИРНОВ
АО «ВНИИНМ», Москва, Россия
ArVKravchenko@bochvar.ru

НЕРАЗРУШАЮЩИЙ КОНТРОЛЬ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТИТАНА И ЕГО СПЛАВОВ С ВИЗУАЛИЗАЦИЕЙ СИГНАЛОВ ПРИ КОНТРОЛЕ МЕТОДОМ ВИХРЕВЫХ ТОКОВ

Контроль качества изделий атомной техники является ответственным этапом выпуска продукции. Требования, которые предъявляются при неразрушающем контроле (НК) материалов, в том числе радиоактивных, диктуют нестандартные подходы к решению задач обеспечения высокого качества изделий. Необходимый уровень достоверности результатов НК достигается благодаря применению специальной аппаратуры и методик, разрабатываемых во «ВНИИНМ».

Одной из задач для НК является обеспечение необходимого качества сварного соединения титановых изделий из сплава ВТ20, выполненного электронно-лучевой (ЭЛУ) сваркой. Особенностью ЭЛУ сварки является склонность к образованию газовых и вакуумных пор в сварном соединении, а также возможных непроваров в стыке детали, связанной с нестабильностью электронного пучка.

При электронно-лучевой сварке энергия, расходуемая на плавление металла, выделяется в результате интенсивной бомбардировки свариваемого металла быстро движущимися электронами в вакууме, а преимущество этого вида сварки состоит в том, что процесс протекает в вакуумной камере без инертных газов и соответственно без окисления металла, благодаря чему получают особо чистый (по содержанию газов) металл шва, что также уменьшает вероятность появления трещин при охлаждении.

К недостаткам ЭЛУ метода можно отнести повышенное образование газовых пор при медленных режимах сварки. С одной стороны, происходит дегазация сварной ванны и уменьшение концентрации газов, с другой стороны внешнее давление в сварочной камере на 5-6 порядков меньше атмосферного и давление выделяющихся газов превосходит внешние силы, что позволяет выполняться условию возникновения пор.

Для обнаружения подобных дефектов как поры и других неоднородностей сварных соединений предложен метод вихретокового (ВТ) контроля, который обладает рядом преимуществ перед существующими методами контроля.

Основным препятствием для ВТ контроля является неоднородность электромагнитных свойств в области сварного соединения. Однако для

материалов с относительно низкой электропроводностью, к которым относится титан и его сплавы, проявляется следующая особенность: разность удельной электропроводности основного материала и сварного соединения не так велика, как на материалах с относительно высокой электропроводностью, а это существенно уменьшает мешающий фактор, к тому же сплав ВТ20 немагнитный, что исключает дополнительный вклад магнитной составляющей и позволяет на фоне неоднородной структуры сварного соединения обнаруживать дефекты в виде пор, трещин, непроваров и т.п.

Для контроля такой неоднородной структуры как сварное соединение, предложен метод вихревых токов с визуализацией результатов в виде контрастных изображений, который позволяет на фоне электромагнитных неоднородностей шва выделять дефекты, характерные для сплавов титана при ЭЛУ сварке, что повысило достоверность неразрушающего контроля и качество изделий атомной техники.

1. Неразрушающий контроль: Справочник в 8 т. / Под общей редакцией В.В. Клюева. Том. 2. Книга 2. Вихретоковый контроль. / 2-е изд., испр. - М.: Машиностроение, 2006. – 688с.

2. Шоршоров М.Х. Металловедение сварки стали и сплавов титана. – М.: Наука, 1965. – 336с.

3. Физическое материаловедение. Учебник для вузов. В 6 т. / Под общей редакцией Б.А. Калина – М.: МИФИ, 2007. Том 1. Физика твёрдого тела / Г. Н. Елманов, А. Г. Залужный, В. И. Скрытний, Е. А. Смирнов, В. Н. Яльцев – М.: МИФИ, 2007. – 636с.

4. Физическое материаловедение. Учебник для вузов. В 6 т. / Под общей редакцией Б.А. Калина – М.: МИФИ, 2007. Том 2. Основы материаловедения / В. В. Нечаев, Е. А. Смирнов, С. А. Кохтев, Б. А. Калинин, А. А. Полянский, В.И. Стаценко. – М.: МИФИ, 2007. – 608с.

A. KRAVCHENKO, M. VASILYEV, YU. SOROKIN,
V. POPOV, A. URSKOV, V. SMIRNOV

JSC «VNIINM», Moscow, Russia

ArVKravchenko@bochvar.ru

NDT OF TITANIUM AND ITS ALLOYS WITH DATA VISUALIZATION BY EDDY CURRENT METHOD

Quality control of nuclear devices is a crucial stage in its production. The requirements for non-destructive testing (NDT) of materials, including radioactive ones, dictate a non-standard approach to solving problems of ensuring high quality products. The necessary results level of reliability is achieved through the use of special equipment and techniques developed at JSC VNIINM.

One of the tasks for NDT is to ensure the necessary quality of the welded

joint of titanium and its alloy (VT20), performed by electron-beam (EB) welding. A feature of EB welding is its tendency to form gas and vacuum pores in the welded joint, as well as possible lack of welded depth at the joint associated with the instability of the electron beam.

In EB welding, the energy spent on melting the metal is released as a result of intense bombardment of the metal being welded by fast-moving electrons in vacuum, and the advantage of this type of welding is that the process proceeds in a vacuum chamber without inert gases and, accordingly, without metal oxidation, due to which receive a particularly clean (in terms of gas content) weld metal, which also reduces the appearance of cracks during cooling.

The disadvantages of the EB method is increased formation of gas pores in slow welding conditions. On the one hand, there is a degassing of the weld pool and decreases gas concentration, on the other hand, the external pressure in the welding chamber is 5-6 orders of magnitude lower than atmospheric and the pressure of the released gases exceeds the external forces, which allows the condition for pore formation.

To detect such defects as pores and other inhomogeneities of welded joints, the eddy current (EC) control method is proposed, which has several advantages over existing control methods.

The main obstacle to the EC control is the heterogeneity of the electromagnetic properties in the weld area. However, for materials with relatively low electrical conductivity, which includes titanium and its alloys, the following feature is manifested: the difference in electrical conductivity of the base material and the welded joint is not as large as on materials with relatively high electrical conductivity, and this significantly reduces the interfering negative factor, moreover VT20 alloy is non-magnetic, which eliminates the addition of the magnetic component and makes it possible to detect defects in the form of pores, cracks, and non-uniform structure of the welded joint breaches, etc.

To control such an inhomogeneous structure as a welded joint, a method of eddy currents with visualization of the results in the form of contrast images is proposed, which allows one to highlight defects characteristic of titanium alloys during EB welding against the background of electromagnetic inhomogeneities of the weld, which increased the reliability of non-destructive testing and the quality of atomic technology products.

УСТАНОВКА ДЛЯ ВЫСОКОВОЛЬТНОЙ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ КОНСОЛИДАЦИИ ЯДЕРНОГО ТОПЛИВА

Для успешной реализации концепции твэла с жидкометаллическим подслоем и повышенным выгоранием нитридного топлива необходимо решить несколько задач. Одна из которых связана с разработкой технологии получения таблеток смешанного нитрида урана и плутония повышенной плотности до 95 % от теоретической плотности, реализуемой высоковольтной электроимпульсной консолидации топливного порошка.

В основе данного метода лежит пропускание импульса электрического тока через порошковую прессовку, с одновременным приложением давления. Это позволяет объединить технологические стадии прессования порошка и спекания таблеток в одну, что значительно уменьшает количество вовлекаемого в производство оборудования и количество пылящих операций.

Разработанная установка включает в себя два основных блока: высоковольтный генератор импульсов тока (ГИТ) и прессовую часть, размещенную в герметичном перчаточном боксе, снабженном автономной системой газоочистки инертного газа (аргона) и рассчитанном на работу с плутоний-содержащими материалами. Батарея конденсаторов ГИТ позволяет накапливать энергию до 40 кДж при зарядке до напряжения 6 кВ. Модуль управления электрической частью установки включает в себя схемы управления коммутирующим устройством, пускатели и приборы контроля. Генератор импульсов тока комплектуется необходимой аппаратурой для контроля импульсов тока (пояс Роговского, запоминающий осциллограф).

Перчаточный бокс в комплексе с газоочисткой позволяет работать с порошковыми материалами в инертной атмосфере (аргон, гелий, азот). При этом у внутрибоксовой атмосферы поддерживаются следующие параметры – содержание воды <20 ppm, содержание кислорода <20 ppm.

Установка смонтирована на базе АО «ГНЦ НИИАР». На данном этапе отработка режимов высоковольтной электроимпульсной консолидации (ВЭИК) поведена на имитаторах нитридного топлива – на порошках меди, вольфрама и нитрида титана. По результатам отработки режимов получены образцы таблеток из порошка меди плотностью до 98% ТП, вольфрама с плотностью до 85 % ТП и таблетки нитрида титана плотностью до 80% ТП при реализованной мощности импульсов тока 60% от номинала.

M.S. TARASOVA¹, B.A. TARASOV^{1,2}, S.S. BASHLYKOV¹
¹NRNU MEPhI, ²VNIINM
msyurlova@gmail.com

INSTALLATION FOR HIGH VOLTAGE ELECTRIC PULSE CONSOLIDATION OF NUCLEAR FUEL

For the successful implementation of the concept of a fuel element with a liquid metal sublayer and increased burnup of nitride fuel, several problems must be solved. One of them is associated with the development of technology for the tablets production of mixed uranium nitride and plutonium of high density up to 95% of the theoretical density realized by high-voltage electric pulse consolidation of fuel powder.

The basis of this method is the transmission of an electric current pulse through a powder compact, with the simultaneous application of pressure. This allows you to combine the technological stages of powder pressing and sintering of tablets into one, which significantly reduces the number of equipment involved in the production and the number of dusting operations.

The developed installation includes two main units: a high-voltage current pulse generator (GIT) and a press part located in an airtight glove box equipped with an autonomous inert gas (argon) purification system and designed to work with plutonium-containing materials. The GIT capacitor bank allows you to store energy up to 40 kJ when charging to a voltage of 6 kV. The control module for the electrical part of the installation includes control circuits for the switching device, starters and control devices. The current pulse generator is equipped with the necessary equipment for monitoring current pulses (Rogowski belt, storage oscilloscope).

The glove box in combination with gas cleaning allows you to work with powder materials in an inert atmosphere (argon, helium, nitrogen). And the following parameters are maintained in the in-box atmosphere - water content <20 ppm, oxygen content <20 ppm.

The installation is mounted on the basis of JSC «SSC RIAR». At this stage, the development of high-voltage electric pulse consolidation (VEIC) modes was carried out on nitride fuel simulators - on powders of copper, tungsten and titanium nitride. Based on the results of testing the regimes, samples of tablets were obtained from copper powder with a density of up to 98% TD, tungsten with a density of up to 85% TD and titanium nitride tablets with a density of up to 80% TD at a realized current pulse power of 60% of the nominal value.

ТЕЗИСЫ ДОКЛАДОВ
Секция 2

ABSTRACTS OF REPORTS
Section 2

Л.Е. АГУРЕЕВ, И.Н. ЛАПТЕВ, А.И. КАНУШКИН,
А.В. ИВАНОВ

ГНЦ ФГУП «Центр Келдыша», г. Москва
trynano@gmail.com

КЕРМЕТЫ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ Ni-Al-O, УПРОЧНЁННЫЕ НАНОЧАСТИЦАМИ ШПИНЕЛИ, ДЛЯ ЖИДКОСОЛЕВЫХ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИХ УСТАНОВОК

В работе приводятся результаты получения и исследования структуры и свойств керметов на основе порошков оксида алюминия и никель-алюминиевого сплава с добавкой 0,1 % масс. наночастиц алюмомагниевого шпинели, спечённых электроискровым методом. Показано влияние наночастиц на внутреннее трение композита в интервале температур 20 – 900 °С, рентгеновским методом исследованы особенности фазообразования при 700, 800 и 900 °С в системе $\text{NiAl-65Al}_2\text{O}_3\text{-0,1MgAl}_2\text{O}_4$. Обсуждены возможные механизмы деградации прочностных свойств керметов при повышении температуры. Обнаружено положительное влияние добавок наночастиц шпинели на кратковременную жаропрочность керметов при 750 °С.

Исследование кратковременной жаропрочности (рис. 1) при 750 °С показало, что образец с наночастицами более стабилен, чем немодифицированный образец, что согласно теории Образцова-Лурье-Белова [1,2], ссылаясь на ряд проведённых на металлических матрицах исследований [3-6], можно связать с влиянием сформировавшихся межфазных зон упрочнения вокруг наночастиц [7].

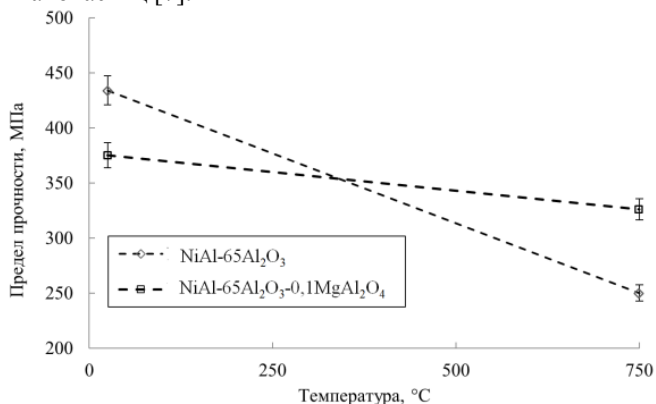


Рис. 1. Зависимость предела прочности керметов от температуры и состава σ

Работа выполнена при поддержке гранта РФФИ № 19-03-00350 А «Разработка методов повышения прочностных и функциональных свойств керметных материалов на основе никеля».

1. Образцов И.Ф., Лурье С.А., Белов П.А. и др. Основы теории межфазного слоя.// Механика композиционных материалов и конструкций. -2004. -10(3). – С.596-612.

2. Лурье С.А., Соляев Ю.О. Методы прогноза физико-механических свойств высокотемпературных композиционных материалов. Междисциплинарный семинар: методы многомасштабного моделирования и их приложения. ВЦ РАН. 29.05.2014.

3. Костиков В.И., Агуреев Л.Е., Еремеева Ж.В., Ситников Н.Н., Казаков В.А. Алюмоматричные композиты с малыми добавками наночастиц оксидных материалов// Перспективные материалы. 2014. № 7. С. 13-20.

4. Agureev, L.E., Kostikov, V.I., Yermeyeva, Z.V. et al. Powder aluminum composites of Al–Cu system with micro-additions of oxide nanoparticles// Inorganic Materials: Applied Research. 2016. Т. 7. № 6. С. 507-510.

5. Mironov, V.V., Agureev, L.E., Eremeeva, Z.V., Kostikov, V.I. Effect of Small Additions of Alumina Nanoparticles on the Strength Characteristics of an Aluminum Material// Doklady Physical Chemistry . 2018. 481(2), с. 110-113

6. Kostikov, V.I., Agureev, L.E., Eremeeva, Z.V. Development of nanoparticle-reinforced alumocomposites for rocket-space engineering// Russian Journal of Non-Ferrous Metals . 2015. 56(3), с. 325-328.

7. Lurie, S., Volkov-Bogorodskiy, D., Solyaev, Y., Rizahanov, R., Agureev, L. Multiscale modelling of aluminium-based metal-matrix composites with oxide nano-inclusions // Computational Materials Science. 2016. 116, с. 62-73.

CERMETS BASED ON THE Ni-Al-O SYSTEM STRENGTHENED BY SPINEL NANOPARTICLES FOR LIQUID SALT POWER INSTALLATIONS

The paper presents the results of obtaining and studying the structure and properties of cermets based on powders of aluminum oxide and nickel-aluminum alloy with the addition of 0.1% of the mass. aluminum-magnesium spinel nanoparticles sintered by the spark method. The effect of nanoparticles on the internal friction of the composite in the temperature range of 20 - 900 °C is shown; the features of phase formation at 700, 800 and 900 °C in the NiAl-65Al₂O₃-0.1MgAl₂O₄ system are studied by the X-ray method. Possible mechanisms for the degradation of the strength properties of cermets with increasing temperature are discussed. A positive effect of the addition of spinel nanoparticles on the short-term heat resistance of cermets at 750 °C was found.

The study of short-term heat resistance (Fig. 1) at 750 °C showed that the sample with nanoparticles is more stable than the unmodified sample, which, according to the Obratzsov – Lurie – Belov theory [1,2], referring to a number of studies performed on metal matrices [3-6], can be associated with the influence of the formed interfacial hardening zones around nanoparticles [7].

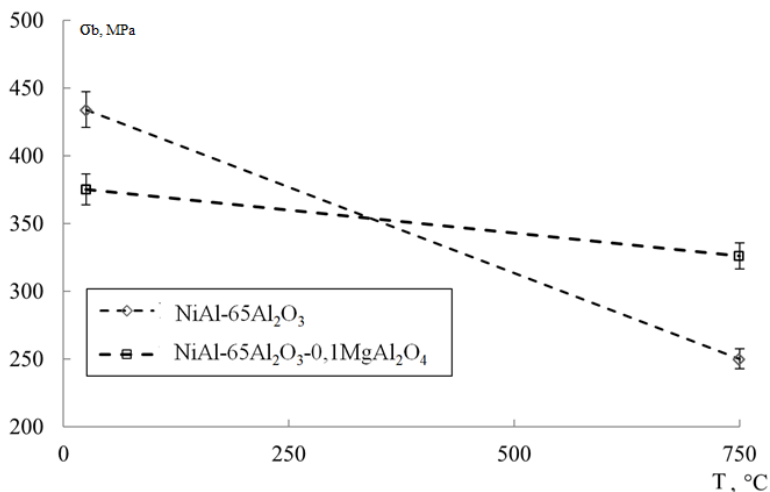


Fig. 1. The dependence of the strength of cermets on temperature and composition

This work was supported by the RFBR grant No. 19-03-00350 A “Development of methods for increasing the strength and functional properties of nickel-based cermet materials”.

1. Samples I.F., Lurie S.A., Belov P.A. et al. Fundamentals of the theory of an interphase layer. // *Mechanics of composite materials and structures*. 2004. -10 (3). – C.596-612.

2. Lurie S.A., Solyaev Yu.O. Methods for predicting the physicomachanical properties of high-temperature composite materials. Interdisciplinary seminar: multiscale modeling methods and their applications. Computing Center of the Russian Academy of Sciences. 05/29/2014.

3. Kostikov V.I., Agureev L.E., Ereemeeva Zh.V., Sitnikov NN, Kazakov V.A. Aluminomatrix composites with small additives of nanoparticles of oxide materials // *Promising materials*. 2014. No. 7. P. 13-20.

4. Agureev, L.E., Kostikov, V.I., Yeremeyeva, Z.V. et al. Powder aluminum composites of Al – Cu system with micro-additions of oxide nanoparticles // *Inorganic Materials: Applied Research*. 2016.V. 7. No. 6. P. 507-510.

5. Mironov, V.V., Agureev, L.E., Ereemeeva, Z.V., Kostikov, V.I. Effect of Small Additions of Alumina Nanoparticles on the Strength Characteristics of an Aluminum Material // *Doklady Physical Chemistry*. 2018.481 (2), p. 110-113

6. Kostikov, V.I., Agureev, L.E., Ereemeeva, Z.V. Development of nanoparticle-reinforced alumocomposites for rocket-space engineering // *Russian Journal of Non-Ferrous Metals*. 2015.56 (3), p. 325-328.

7. Lurie, S., Volkov-Bogorodskiy, D., Solyaev, Y., Rizahanov, R., Agureev, L. Multiscale modeling of aluminum-based metal-matrix composites with oxide nanoinclusions // *Computational Materials Science*. 2016.16, p. 62-73.

ОБРАЗОВАНИЕ НАНОСТРУКТУРНЫХ КАРБИДНЫХ ПОКРЫТИЙ ИЗ ПОРОШКОВЫХ ПРОДУКТОВ ЭЛЕКТРОВЗРЫВА ПРОВОДНИКОВ

Тугоплавкие твердые карбиды Ti и W, которые мало изменяют свойства с повышением температуры, устойчивы к окислению и обладают низким коэффициентом линейного термического расширения, оправданно используются в составе поверхностных покрытий. Традиционно получение таких покрытий проходит в два этапа: вначале отдельно синтезируют порошки карбидов, желательны наноразмерные порошки, которые затем наносят на конструкционные поверхности. В то же время электрический взрыв проводника (ЭВП) в газообразной среде, содержащей углерод, является комбинированным процессом, где распыление металла сопровождается высокотемпературным пиролизом газа, а образованные активные атомы углерода участвуют в синтезе химических соединений с металлом проводника. Экстремальные неравновесные условия синтеза делегируют карбидам структуру и свойства, отличные от структуры и свойств порошков, полученных другими способами, а скоростной разлет продуктов синтеза и действие ударной волны обеспечивают практически мгновенное закрепление наночастиц на расположенных вблизи металлических поверхностях.

В работе выполнена серия ЭВП в пропан-бутане путем пропускания через одиночные проволоочки и проволоочные скрутки Cu, Ti и W импульсов тока с накопленной энергией 1,6 кДж и 1,8 кДж. Процесс резистивного нагрева Cu можно охарактеризовать резким, а, главное, монотонным увеличением напряжения до пикового значения в то время, как кривые напряжения Ti и W образуют плоское плато, за которым следует более низкий, по сравнению с Cu, пик перенапряжения. Указанные особенности объясняются различием удельного сопротивления и температурных коэффициентов сопротивления, характерных для жидких тугоплавких металлов и жидкой меди. Относительно толстые (диаметром 0,3 мм) скрутки исследованных металлов, включая Cu, взрываются при энергетическом потреблении, которое не превышает энергию сублимации проводников.

Продукты электровзрыва проволоочек Ti и W и их химического взаимодействия с углеродом осаждались в виде покрытия на внутреннюю поверхность отверстий алюминиевой детали. Средствами растровой электронной микроскопии выявлена иерархическая структура образованных

покрытий, в которых наряду с микронной фракцией присутствуют частицы размером менее 100 нм. Мелкие частицы имеют склонность оседать на более крупных с образованием конгломератов, но все частицы, независимо от размера, сферические, что указывает на прохождение проводника через жидкое состояние и действие сил поверхностного натяжения. Покрытия, образованные продуктами разрушения Ti, содержат остаточную металлическую фазу и карбид TiC, продукты разрушения W оседают в виде карбидов WC (WC_{1-x}), W_2C и остаточного металлического W. Окислы металлов не обнаружены. Примечательно, что карбид W_2C , который в обычных условиях существует только в области температур, начиная с 1247 °C, присутствует в ЭВП покрытиях в количестве, достаточном для рентгеновской идентификации. Очевидно, полиморфные металлы в условиях ЭВП, благодаря быстрому охлаждению жидкофазных продуктов, стабилизируются с образованием высокотемпературных модификаций. Повышение энергии, введенной в Ti и W на стадии резистивного нагрева, которое можно реализовать или путем изменения параметров электрической цепи, или путем взрыва проволок, изолированных диэлектрическим лаком, интенсифицирует процесс синтеза карбидов, в частности, стабилизированных высокотемпературных фаз, способствует уменьшению размеров частиц и сглаживанию поверхностного рельефа покрытий.

Во время ЭВП не все продукты, образованные взрывом, пиролизом и последующим химическим взаимодействием, оседают на конструкционной поверхности. На больших расстояниях часть расплавленных продуктов проводника начинает затвердевать, не достигнув поверхности, или осаждается в виде твердых частиц, имеющих низкую прочность сцепления, и отрывается от поверхности под действием ударной волны, спровоцированной последующим взрывом. Такие частицы оседают на дно реактора в виде порошка. При одинаковых режимах ЭВП и одинаковой геометрии проводников прирост массы покрытия, образованного продуктами взрыва проволоки Ti в среднем в 4 раза превышает прирост массы покрытия, образованного продуктами взрыва проволоки W. Объяснение может скрывать не только в различии энергии сублимации для данной пары металлов, но и в соотношении плотностей чистых металлов и образованных ими карбидов: карбид TiC тяжелее чистого Ti, а карбиды WC, W_2C имеют меньшую плотность по сравнению с металлическим W.

Вопросы производительности нанесения карбидных покрытий способом ЭВП, минимизации потерь продуктов взрыва, не осевших на поверхность детали, и разработки технологических схем покрытия плоских поверхностей еще требуют решения.

A.V. SINCHUK, YU.O. ADAMCHUK, S.V. CHUSHCHAK
NAS of Ukraine, Institute of Pulse Processes and Technologies Mikolaiv,
Ukraine
iipt@iipt.com.ua

CRATION OF NANOSTRUCTURAL CARBIDE COATINGS USING POWDER RESULTING FROM WIRE ELECTRO EXPLOSION

Refractory Ti and W hard carbides are used in surface coatings appropriately because they change properties slightly as a result of increasing temperature, are resistant to oxidation and have a low coefficient of linear thermal expansion. Traditionally, two stages are required to form such coatings: first, carbide powders, nanoscale powders preferably, are synthesized separately which are applied then to the metallic surfaces. At the same time, an electrical explosion of wires (EEW) going in a gaseous medium with carbon content is a combined process, where metal sputtering is accompanied by high-temperature gas pyrolysis, and the active carbon atoms formed and involved together with the metal powder in the synthesis of chemical compounds. Extreme nonequilibrium synthesis conditions delegate to carbides the structure and properties different from the structure and properties of powders obtained by other methods, and the high-speed scattering the synthesized powder and the action of a shock wave provide almost instantaneous fixation of nanoparticles on the metallic surface located nearby.

During the present research, a series of EEW inside the propane-butane was performed by means of passing electrical pulses with an accumulated energy of 1.6 kJ and 1.8 kJ through the single wires and the wire bunches of Cu, Ti and W. The process of resistive heating of Cu can be characterized by a sharp and, most importantly, monotonous increase in voltage to its peak, while the voltage curves for Ti and W form a flat plateau followed by a lower peak compared to Cu. These features are explained by the difference in resistivity itself as well as in temperature coefficients of resistivity proper to liquid refractory metals and liquid copper. Relatively thick (with a diameter of 0.3 mm) bunches of the studied metals, including Cu, explode with the energy intake that does not exceed their sublimation energy.

The powder produced by the electric explosion of Ti and W wires and their chemical interaction with carbon was deposited as a coating on the inner surface of the holes inside an aluminum part. Due to scanning electron microscopy, the hierarchical structure of the created coatings was revealed in which alongside the micron fraction, there are particles less than 100 nm in size. Small particles tend to settle on larger ones to form conglomerates, but all particles, regardless of size, are spherical, indicating the conductor passed through the

liquid state, and was subjected to surface tension forces. The coatings formed as a result of Ti destruction contain the residual metallic phase and TiC carbides, the decomposition products of W precipitate as WC (WC_{1-x}), W_2C carbides and residual metallic W. Oxides are not detected. It is noteworthy, that W_2C carbide, which under normal conditions exists only in the temperature range starting from 1247 °C, is present within EEW coatings in a quantity sufficient for X-ray identification. Obviously, due to the rapid cooling the liquid-phase particles under conditions of EEW, polymorphic metals tend to stabilize their high-temperature modifications. The increase in energy input into Ti and W during the stage of resistive heating, which can be realized either by changing the parameters of the electrical circuit or by exploding wires insulated with dielectric varnish, intensifies carbide synthesis, stabilized high-temperature phases, in particular, contributes to the particle size to become smaller and the surface relief of the coatings to smooth.

Not all powder caused by explosion, pyrolysis, and subsequent chemical interaction, are deposited on the metallic surface during EEW. Some part of the molten particles of the exploded wire begins to harden overcoming large distances and not reaching the surface, or sticks to the surface with a low adhesive force as the particles solidified afore, and detaches from the surface under a shock wave, promoted by a subsequent explosion. Such particles settle to the bottom of the reactor as a powder byproduct. The mass growth of coating formed by the powder of Ti wire explosion is 4 times higher than one of coating formed by the powder of W wire explosion provided the same EEW modes and the same geometry of the conductors. To explain it is necessary to keep in mind the differences in sublimation energy for a pair of metals given, and the ratio of the densities for pure metals and carbide phases: TiC carbide is heavier than pure Ti, while WC, W_2C carbides have a lower density than metallic W.

Problems concerning to enhance the productivity of EEW as a method to create carbide coatings, to minimize the loss of exploded wires which are settled bypassing the part surface, and to develop technological schemes for coating flat surfaces still need to be solved.

ТЕМПЕРАТУРОПРОВОДНОСТЬ КЕРАМИКИ КАРБИДА КРЕМНИЯ С ДОБАВКАМИ КАРБИДА НИОБИЯ

Благодаря сочетанию таких свойств, как высокая механическая прочность, теплопроводность и термостойкость, керамика на основе SiC находит широкое применение во многих отраслях машиностроения, в микроэлектронике и конструкциях, где имеются высокие температуры.

В работе представлены экспериментальные данные зависимости теплопроводности, керамики SiC-NbC состава от 10 до 90 % масс. NbC в SiC, различной пористости от температуры в диапазоне (300-700 К). Для получения керамики SiC-NbC использовался зеленый порошок карбида кремния дисперсностью 5 мкм. Спекание проводилось в среде Ag и давлении $2 \cdot 10^6$ Па. Время спекания составляло 30-60 мин. Увеличение времени спекания не приводило к существенному увеличению плотности образцов. Температура спекания изменялась в пределах 2273-2473 К в зависимости от состава. Увеличение температуры спекания приводило к интенсификации процессов рекристаллизации и росту зерен.

Плотность и пористость полученных образцов керамики SiC-NbC определяли методом заполнения и гидростатического взвешивания. Структуру полученных керамических материалов SiC-NbC изучали на сканирующем электронном микроскопе «ASPEX» PSEM eXpressTM. Теплопроводность измерялась методом лазерной вспышки (LFA 457 MicroFlash). Образцы для измерения теплопроводности имели размеры: диаметр – 12,7 мм, высота – 2-3 мм.

Данные по плотности и пористости для керамики SiC-NbC представлены в таблице 1.

Таблица 1.

№ п	Температура получения,	Состав,	Плотность $\rho \times 10^3$, кг/м ³	Пористость
1	2273	10	1,68	53,7
2	2373	30	1,82	53,4
3	2373	50	2,29	52,4
4	2473	70	3,39	38
5	2473	90	5,23	17

Видно, что плотность образцов возрастает от $1.68 \cdot 10^3$ кг/м³ до $5.23 \cdot 10^3$ кг/м³ с увеличением содержания NbC от 10 до 90 % вес.

На рис. 1 представлены экспериментальные данные температурной зависимости температуропроводности керамики SiC- NbC различного состава (10-90 % масс.).

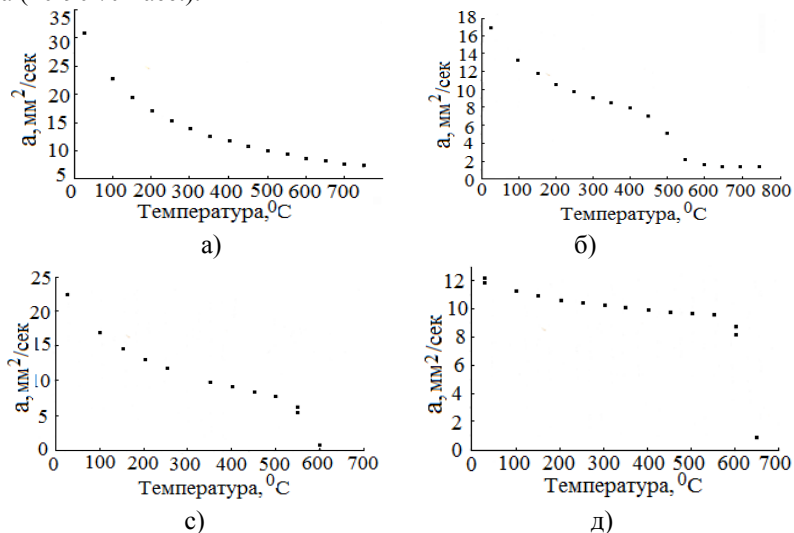


Рис. 1. Зависимость температуропроводности керамики SiC - NbC от температуры и состава NbC: а) 10 % ; б) 30 %; в) 50 %; д) 90 %

На рис. 2 представлены микрофотографии структуры образцов керамики SiC-NbC для различных составов.

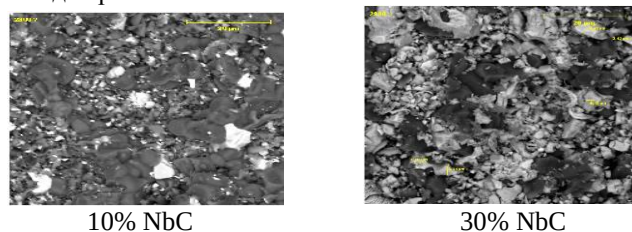


Рис. 2. Микрофотографии структуры керамики SiC-NbC от состава (светлое - NbC, тёмное – SiC).

С увеличением содержания NbC цепочки карбида кремния разрываются, что увеличивает проводимость керамики с добавками карбидов переходных металлов [1]. Существенного роста зерна не наблюдается.

Г.К. Сафаралиев, Ш.Ш.Шабанов, Б.А.Билалов, С.А.Садыков. Структура и электропроводность керамики SiC-NbC.// Вестник ДГУ, серия 1, Естественные науки, 2011, №6, с.31-34.

THERMAL DIFFUSIVITY OF SILICON CARBIDE CERAMICS WITH NIOBIUM CARBIDE ADDITIVES

Due to the combination of properties such as high mechanical strength, thermal conductivity and heat resistance, SiC-based ceramics are widely used in many branches of mechanical engineering, in microelectronics and structures where there are high temperatures.

The paper presents experimental data on the dependence of thermal diffusivity, SiC-NbC ceramics composition from 10 to 90% of the mass. NbC in SiC, different porosity versus temperature in the range (300-700 K). To obtain SiC-NbC ceramics, 5 μm green silicon carbide powders were used. Sintering was carried out in an Ar medium and a pressure of $2 \cdot 10^6$ Pa. The sintering time was 30-60 minutes. An increase in sintering time did not lead to a substantial increase in the density of samples. Sintering temperature varied within 2273-2473 K depending on the composition. An increase in sintering temperature led to an intensification of recrystallization processes and grain growth.

The density and porosity of the obtained SiC-NbC ceramic samples were determined by the method of filling and hydrostatic weighing. The structure of the obtained SiC-NbC ceramic materials was studied using an ASPEX PSEM eXpressTM scanning electron microscope. The thermal diffusivity was measured using a laser flash method (LFA 457 MicroFlach). Samples for measuring thermal diffusivity had dimensions: diameter - 12.7 mm, height - 2-3 mm.

Density and porosity data for SiC-NbC ceramics are presented in Table 1.

Table 1.

№ п	Tempera- ture, K	Composition, NbC %	Density, $\rho \times 10^3$, kg/m	Porosity, P, %
1	2273	10	1,68	53,7
2	2373	30	1,82	53,4
3	2373	50	2,29	52,4
4	2473	70	3,39	38
5	2473	90	5,23	17

It can be seen that the density of the samples increases from $1.68 \cdot 10^3 \text{ kg/m}^3$ to $5.23 \cdot 10^3 \text{ kg/m}^3$ with an increase in the NbC content from 10 to 90% weight.

In figure 1 shows the experimental data on the temperature dependence of the thermal diffusivity of SiC-NbC ceramics of various compositions (10-90% wt.).

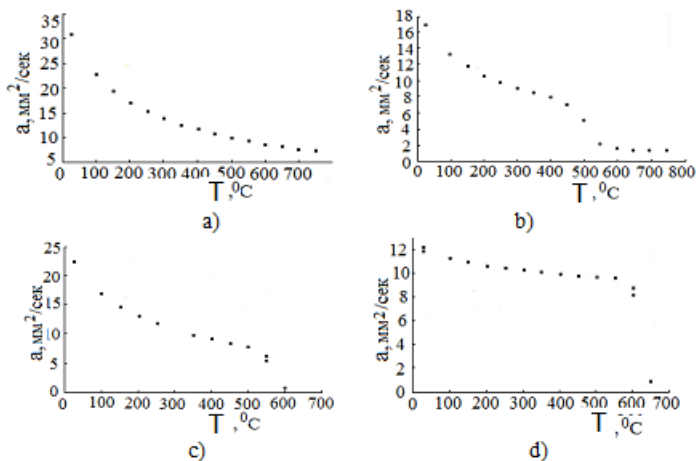


Fig. 1. The dependence of thermal diffusivity of SiC - NbC ceramics on temperature and NbC composition: a) 10%; b) 30%; c) 50%; d) 90%

In figure 2 shows microphotographs of the structure of SiC – NbC ceramic samples for various compositions.

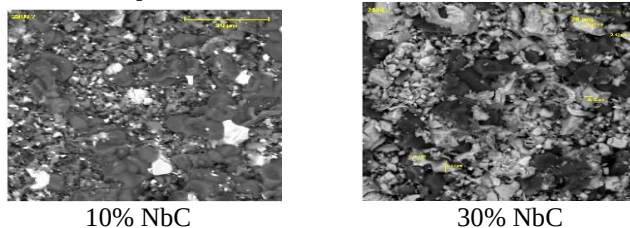


Fig. 2. Microphotographs of the structure of SiC – NbC ceramics versus composition (light — NbC, dark — SiC).

As the NbC content increases, the silicon carbide chains break, which increases the conductivity of ceramics with the addition of transition metal carbides [1]. Significant grain growth is not observed.

1. G.K. Safaraliev, Sh.Sh. Shabanov, B.A. Bilalov, S. A. Sadykov. The structure and electrical conductivity of SiC-NbC ceramics.// Vestnik DGU, series 1, Natural sciences, 2011, No. 6, p.31-34.

МЕХАНИЧЕСКАЯ ПРОЧНОСТЬ КЕРАМИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ SiC-BeO

Керамические материалы SiC-BeO интересны сочетанием высокой теплопроводности и электросопротивления [1,2]. Добавление к карбиду кремния небольшого количества оксида бериллия (~2% масс.) приводит к увеличению теплопроводности до 270 Вт/м·К, и удельного сопротивления 10^{13} Ом·см. В данной работе исследуются структура и предел прочности на изгиб горячепрессованных керамических материалов SiC-BeO от температуры.

Керамика SiC-BeO была получена из зеленого порошка карбида кремния модификации 6Н, дисперсностью 2,4 мкм с добавлением порошка оксида бериллия дисперсностью 1 мкм, методом горячего прессования при температуре 2420 К и давлении до 35 МПа в течении 1 часа в атмосфере N_2 . Предел прочности на изгиб измеряли четырехточечным методом ($\sigma_{изг}$). Для измерения предела прочности на изгиб образцы готовили в виде балочек (7х7х70). Данные по плотности для горячепрессованной карбидокремниевой керамики SiC-BeO представлены в таблице 1.

Общей закономерностью для керамики SiC-BeO, полученной из порошка α -SiC, является повышение до определенных значений состава (~2% масс.) плотности матрицы. Такой ход зависимости плотности от состава для керамики SiC-BeO связан с двумя причинами. Во первых, уменьшением пористости в матрице керамики SiC-BeO, при диффузионном взаимодействии порошков SiC и BeO. При достижении предела растворимости в SiC оксид бериллия все больше остается в межзеренной фазе, и плотность керамики падает.

Таблица 1

№	ρ , г/см ³	П, %	Политип	Т, К	Вес % BeO
1.	2,77	13,7	6Н,15R	2420	1
2.	2,78	13,4	6Н,15R	2420	1,2
3.	2,815	12,3	6Н,15R	2420	1,4
4.	2,795	12,53	6Н	2420	1,5
5.	2,85	11,2	6Н	2420	1,6
6.	2,85	11,2	6Н	2420	1,8
7.	2,98	7,16	6Н	2420	2

На рис. 1 представлен спектрометрический анализ дисперсии энергии керамики SiC-BeO состава (2% масс. BeO). Анализ показал наличие фазы кремния, углерода, кислорода и отсутствии бериллия.

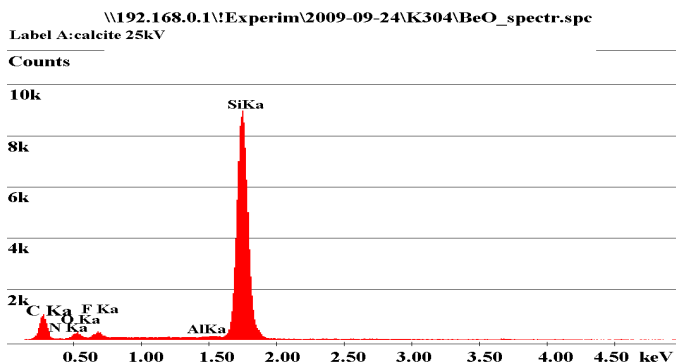


Рис. 1. Спектрометрический анализ дисперсии энергии керамики SiC-BeO (2% масс. BeO).

Данные по пределу прочности на изгиб представлены на рис.2. Видно, что вплоть до температуры 1300 К предел прочности остается постоянной.

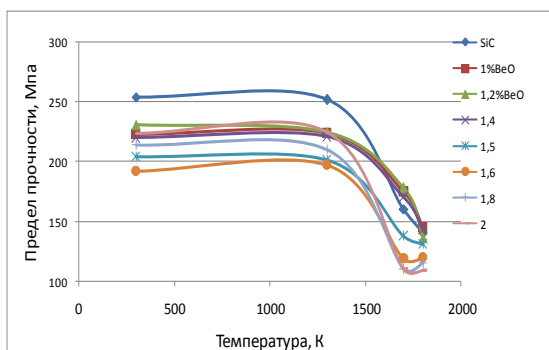


Рис. 2 Зависимость предела прочности горячепрессованной керамики SiC-BeO различного состава от температуры.

1. Nakano H., Watari K., Kinemuchi Y., Ishizaki K., Urabe K., Microstructural characterization of high-thermal-conductivity SiC ceramics.//Journal of European Ceramic Societi, 2004, 24, 3685-3690.

2. Шабанов Ш.Ш., Кардашова Г.Д., Абдуллаев Т.Э., Юнусова Н.Р. Электропроводность горячепрессованных керамических материалов на основе карбида кремния при высоких температурах//Вестник Дагестанского государственного университета. Серия 1: Естественные науки. 2016. Т. 31. № 1. С. 51-56.

THE MECHANICAL STRENGTH OF CERAMIC MATERIALS SiC-BeO

Ceramic materials SiC-BeO are interesting in a combination of high thermal conductivity and electrical resistance [1,2]. Adding a small amount of beryllium oxide to silicon carbide (~ 2 wt%) leads to an increase in thermal conductivity up to 270 W / m · K, and a specific resistance of 1013 Ohm · cm. In this work, we study the structure and ultimate tensile strength of hot pressed SiC-BeO ceramic materials against temperature.

SiC-BeO ceramics was obtained from green powder of 6H modification silicon carbide, 2.4 micron fineness with the addition of 1 micron beryllium oxide powder, by hot pressing at a temperature of 2420 K and a pressure of up to 35 MPa for 1 hour in N₂ atmosphere. The bending strength was measured by the four-point method ($\sigma_{изг}$). To measure the flexural strength, the samples were prepared in the form of beams (7x7x70). Density data for the hot-pressed silicon carbide ceramic SiC-BeO are presented in table 1.

A general regularity for SiC-BeO ceramics obtained from α -SiC powder is to increase the matrix density to certain composition values (~ 2% wt.). This behavior of the dependence of density on composition for SiC-BeO ceramics is associated with two reasons. Firstly, by a decrease in porosity in the SiC-BeO ceramic matrix during the diffusion interaction of SiC and BeO powders. When the solubility limit in SiC is reached, beryllium oxide remains more and more in the intergranular phase, and the ceramic density decreases.

Table 1.

№	ρ , g/cm ³	P, %	Polytype	T, K	Weight % BeO
1.	2,77	13,7	6H,15R	2420	1
2.	2,78	13,4	6H,15R	2420	1,2
3.	2,815	12,3	6H,15R	2420	1,4
4.	2,795	12,53	6H	2420	1,5
5.	2,85	11,2	6H	2420	1,6
6.	2,85	11,2	6H	2420	1,8
7.	2,98	7,16	6H	2420	2

In figure 1 shows a spectrometric analysis of the dispersion of energy of a ceramic SiC-BeO composition (2% wt. BeO). The analysis showed the presence of a phase of silicon, carbon, oxygen and the absence of beryllium.

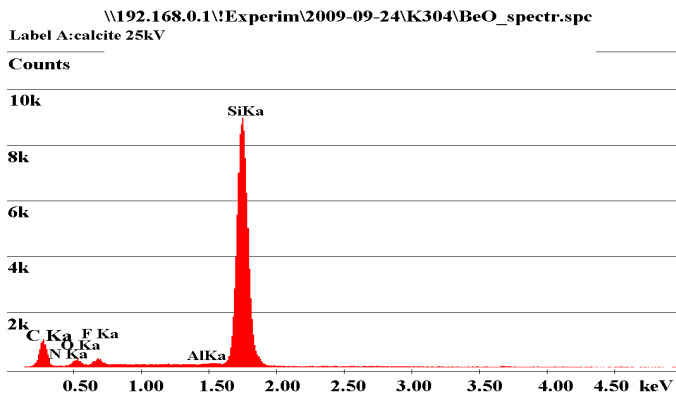


Fig. 1. Spectrometric analysis of the dispersion of energy of the ceramic SiC-BeO (2% wt. BeO).

Bending strength data are presented in fig. 2. It can be seen that, up to a temperature of 1300 K, the tensile strength remains constant.

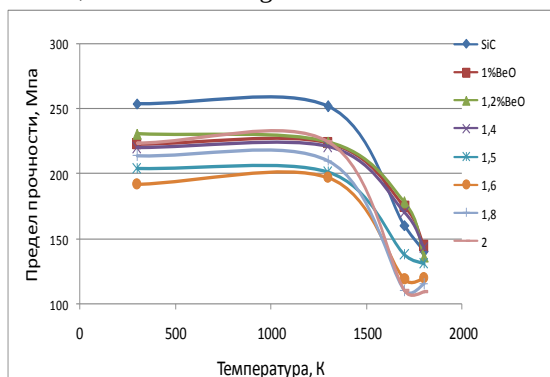


Fig. 2 Temperature dependence of the tensile strength of hot-pressed SiC-BeO ceramics of various compositions.

1. Nakano H., Watari K., Kinemuchi Y., Ishizaki K., Urabe K., Microstructural characterization of high-thermal-conductivity SiC ceramics.// Journal of European Ceramic Societi, 2004, 24, 3685-3690.

2. Shabanov Sh.Sh., Kardashova GD, Abdullaev T.E., Yunusova N.R. The electrical conductivity of hot-pressed ceramic materials based on silicon carbide at high temperatures // Bulletin of the Dagestan State University. Series 1: Natural Sciences. 2016.Vol. 31. No. 1. S. 51-56.

УСТАНОВЛЕНИЕ РЕЖИМОВ ИСКРОВОГО ПЛАЗМЕННОГО СПЕКАНИЯ ДЛЯ ПОЛУЧЕНИЯ ВЫСОКОПЛОТНОЙ КАРБИДКРЕМНИЕВОЙ КЕРАМИКИ

Искровое плазменное спекание (SPS) это метод, с помощью которого можно в кратчайшее время спекать до высокой плотности практически все керамические порошки, благодаря чему возможно производство материалов со значительно улучшенными свойствами, вплоть до материалов совершенно нового типа.

В настоящей работе проведена оценка влияния режимов искрового плазменного спекания на плотность керамики на основе SiC-AlN с добавкой Y_2O_3 . Порошок засыпали в пресс-формы из изостатического графита И-3 с внутренним диаметром 24 мм, с использованием дополнительного слоя графитовой бумаги между матрицей и порошковой засыпкой и между графитовыми пуансонами и порошком для предотвращения реакции между порошком и материалом оснастки. Масса засыпки составляла в среднем 10 г. Давление прессования - 50 МПа (2.4 Тс по прессу 2.3 + 0.1 на пружины). Скорость выхода на режим 100 град/мин. Атмосфера – вакуум (остаточное давление 0.5 Па – 0.1 Па). Скорость нагрева до максимальной температуры 100 °С/мин. Полученные образцы извлекали из пресс-формы, отчищались и готовились к изучению на плотность. Плотности спечённых изделий определяли методом гидростатического взвешивания в дистиллированной воде. Представленные в таблице 1 значения дают представление об изменении плотности формируемых образцов в зависимости от состава композита, температуры и времени выдержки на режиме спекания.

Таблица 1

Температура спекания, °С	Плотность, г/см ³					
	SiC (75%)- AlN(25%)		SiC (75%)- AlN(22%)- Y ₂ O ₃ (3%)		SiC (75%)- AlN(18%)- Y ₂ O ₃ (7%)	
	τ _{реж} , 3 мин	τ _{реж} , 6 мин	τ _{реж} , 3 мин	τ _{реж} , 6 мин	τ _{реж} , 3 мин	τ _{реж} , 6 мин
1400	2.13	2.13	2.14	2.16	2.15	2.17
1500	2.24	2.28	2.37	2.45	2.41	2.48
1600	2.39	2.41	2.65	2.76	2.65	2.70
1700	2.50	2.53	2.91	2.97	2.92	2.99

Как следует из таблицы, введение Y_2O_3 в смесь порошков SiC-AlN

оказывает заметное влияния на плотность керамики в диапазоне температур (1400-1800) °C, увеличивая плотность до 3,25 г/см³, что составляет (98,5 % ТП), что значительно превышает значения плотности для керамики, полученной горячим прессованием. В то же время установлено, что для керамики SiC-AlN оптимальной является добавка Y₂O₃ - 7 мас.%. Увеличение концентрации активирующей добавки Y₂O₃ в процессе спекания при температурах выше 1700 °C приводит к росту испарения оксидов и возрастанию их взаимодействия с карбидом кремния, что уменьшает плотность SiC-материала. При высоком содержании оксидов (≥ 7 % масс.) они заполняют пространство пор, а излишек жидкого расплава выдавливается из спекаемого образца, разъедает защитную графитовую фольгу и взаимодействует с матрицей пуансона. Оксидный расплав прилипает к графитовой форме и разрушает образец.

Поэтому, в дальнейшем при проведении исследований по влиянию времени выдержки на режиме спекания при максимальной температуре спекания 1800 °C на плотность получаемых образцов керамики, решено исключить состав с 7%-м содержанием оксида иттрия. Результаты исследований представлены на рисунке 1.

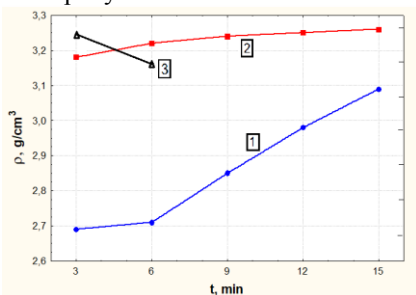


Рисунок 1. Зависимость плотности образцов керамики от времени спекания на режиме при T=1800 °C: 1) SiC (75%)-AlN(25%); 2) SiC (75%)-AlN(22%)-Y₂O₃(3%); 3) SiC (75%)-AlN(18%)-Y₂O₃(7%)

Изучение кинетики спекания (рис.1) показало, что процесс уплотнения керамики SiC-AlN значительно зависит от времени выдержки на режиме, в то время, как для состава SiC(75%)-AlN(22%)-Y₂O₃(3%) плотность образцов меняется незначительно. Установлено, что наибольшее значение плотности для SiC(75%)-AlN(25%) составляет ~95.9% от теоретической. А при добавлении 3% оксида иттрия при тех же технологических параметрах достигается 100% плотность от теоретической. Можно заключить, что в настоящей работе при определённых режимах SPS-спекания достигнута относительная плотность образцов близкая к максимальной.

ESTABLISHMENT OF SPARK PLASMA SINTERING MODES FOR PRODUCING HIGH-DENSITY SILICON CARBIDE SILICON

Spark plasma sintering (SPS) is a method by which, in the shortest possible time, almost all ceramic powders can be sintered to a high density, which makes it possible to produce materials with significantly improved properties, up to materials of a completely new type.

In this work, we estimated the effect of spark plasma sintering modes on the density of SiC-AlN-based ceramics with the addition of Y_2O_3 . The powder was poured into I-3 isostatic graphite molds with an inner diameter of 24 mm, using an additional layer of graphite paper between the matrix and the powder backfill and between the graphite punches and the powder to prevent the reaction between the powder and the tool material. The backfill mass averaged 10 g. The compaction pressure was 50 MPa. The exit speed to the mode of 100 deg / min. Atmosphere - vacuum. The heating rate to a maximum temperature of 100 ° C / min. The obtained samples were removed from the mold, cleaned and prepared for density testing. The density of the sintered products was determined by hydrostatic weighing in distilled water. The values presented in table 1 give an idea of the change in the density of the formed samples depending on the composition of the composite, temperature and exposure time in the sintering mode.

Table 1.

Sintering temperature, °C	Density, g / cm ³					
	SiC (75%)- AlN(25%)		SiC (75%)- AlN(22%)- Y_2O_3 (3%)		SiC (75%)- AlN(18%)- Y_2O_3 (7%)	
	$t_{\text{реж}}$, 3 min	$t_{\text{реж}}$, 6 min	$t_{\text{реж}}$, 3 min	$t_{\text{реж}}$, 6 min	$t_{\text{реж}}$, 3 min	$t_{\text{реж}}$, 6 min
1400	2.13	2.13	2.14	2.16	2.15	2.17
1500	2.24	2.28	2.37	2.45	2.41	2.48
1600	2.39	2.41	2.65	2.76	2.65	2.70
1700	2.50	2.53	2.91	2.97	2.92	2.99
1800	2.69	2.71	3.18	3.22	3.25	3.17

As follows from the table, the introduction of Y_2O_3 into a mixture of SiC-AlN powders has a noticeable effect on the density of ceramics in the tempera-

ture range (1400-1800) °C, increasing the density to 3.25 g / cm³, which significantly exceeds the density values for ceramics obtained by hot pressing. At the same time, it was found that, for SiC-AlN ceramics, the optimum additive is Y₂O₃ - 7 wt.%. An increase in the concentration of the activating additive Y₂O₃ during sintering at temperatures above 1700 °C leads to an increase in the evaporation of oxides and an increase in their interaction with silicon carbide, which reduces the density of the SiC material. At a high content of oxides (≥ 7% wt.), They fill the pore space, and the excess liquid melt is squeezed out of the sintered sample, corrodes the protective graphite foil and interacts with the punch matrix. The oxide melt adheres to the graphite form and destroys the sample.

Therefore, in the future, when conducting studies on the influence of the exposure time on the sintering mode at a maximum sintering temperature of 1800 °C on the density of the obtained ceramic samples, it was decided to exclude the composition with 7% yttrium oxide content. The research results are presented in Figure 1.

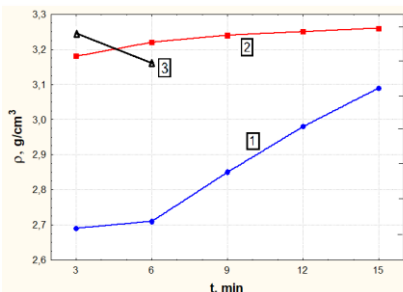


Figure 1. The dependence of the density of ceramic samples on the sintering time in the regime at T = 1800 °C: 1) SiC (75%)-AlN(25%); 2)SiC (75%)-AlN(22%)-Y₂O₃(3%); 3)SiC (75%)-AlN(18%)-Y₂O₃(7%)

A study of the sintering kinetics (Fig. 1) showed that the process of compaction of SiC-AlN ceramics significantly depends on the exposure time in the regime, while for the SiC (75%) - AlN (22%) - Y₂O₃(3%) density samples varies slightly. It was found that the highest density value for SiC (75%) - AlN (25%) is ~ 95.9% of the theoretical. And with the addition of 3% yttrium oxide at the same technological parameters, 100% of the theoretical density is achieved.

It can be concluded that in the present work, under certain SPS-sintering conditions, the relative density of the samples was reached close to the maximum.

ВЛИЯНИЕ УСЛОВИЙ СПЕКАНИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА КЕРАМИКИ НА ОСНОВЕ КАРБИДА КРЕМНИЯ

Задачей исследований являлось оптимизация составов смесей исходных компонентов и режимов SPS для достижения комплекса наибольших физико-механических свойств (плотность, структура, микротвердость).

Известно активирующее влияние оксида иттрия при спекании керамики на основе SiC-AlN. Этот прием мы использовали при SPS спекании композиций системы SiC-AlN. Оксид иттрия вводили первоначально в порошок AlN (3 и 7 % по отношению к AlN), а затем готовили смеси с SiC. Исходные компоненты смешивались в соотношениях, представленных в таблице 1.

Таблица 1. Состав и дисперсность порошков.

	Компоненты составов		
	SiC	AlN	Y ₂ O ₃
Весовые % компонент.	75	25	0
	75	22	3
	75	18	7
Дисперсность, мкм	14.22	5.69	7.72

Исследуемые образцы керамики SiC-AlN были получены при различных режимах спекания по методу SPS: температура спекания, °C - 1400, 1500, 1600, 1700, 1800; давление прессования - 50МПа; длительность спекания при рабочей температуре, мин. - 3, 6, 9, 12, 15.

В ходе эксперимента выявлено, что при спекании образцов с добавкой 7% оксида иттрия при 1800 °C в пресс-форме наблюдается формирование жидкой фазы, которая заполняет пространство между частицами карбида кремния до образования плотного материала. Это подтверждается представленными на рисунке 1 фотографиями микроструктуры, полученными на автоэмиссионном РЭМ. Увеличение концентрации активирующей добавки Y₂O₃ приводит к росту испарения оксидов и возрастанию их взаимодействия с карбидом кремния, что уменьшает плотность SiC-материала. Таким образом, оптимальной является добавка Y₂O₃ - 7 мас. %.

Изучена температуропроводность образцов керамики различного состава, полученных при температуре спекания 1800 °C и времени на режиме 6 мин (рис.2). Установлено, что добавление оксида иттрия увеличивает температуропроводность керамики на основе SiC-AlN.

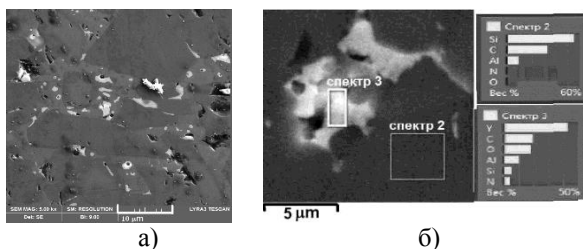


Рисунок 1. РЭМ изображение структуры (а) и элементный анализ (б) керамики SiC (75%)-AlN(18%)-Y₂O₃(7%), полученной методом SPS.

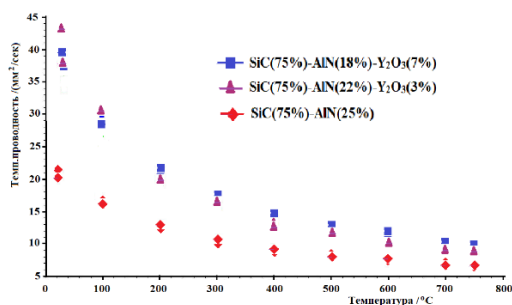


Рисунок 2. Зависимость температуропроводности керамики SiC-AlN-Y₂O₃ от температуры, полученной методом SPS.

Установленные оптимальные режимы SPS для спекания многокомпонентной керамики состава SiC(75%)-AlN(22%)-Y₂O₃(3%) (1800°C / 50МПа / 15 мин на режиме) обеспечивают формирование 100%-плотного композита, значение микротвердости которого составило 26,7 ГПа, что позволяет рекомендовать эти режимы для изготовления легкого и высокоплотного керамического материала заданного состава с прогнозируемыми свойствами.

Представленные результаты показывают, что спарк-плазменным методом из порошка микронной фракции могут быть получены высокоплотные образцы керамики на основе карбида кремния с высокой (до 100%) плотностью, что открывает перспективы широкого применения метода SPS для экономичного производства высококачественных керамических изделий из карбида кремния заданного состава с прогнозируемыми свойствами. Исследования этих перспективных результатов продолжаются, и ведутся эксперименты с более мелкодисперсным сырьем.

Авторы выражают благодарность за помощь в проведении экспериментов внс института физики ДНЦ РАН, к.ф.-м.н. А.К.Ахмедову и внс НИЯУ МИФИ, к.т.н. Д.П.Шорникову.

EFFECT OF SINTERING CONDITIONS ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF CERAMICS BASED ON SILICON CARBIDE

The objective of the research was to optimize the compositions of the mixtures of the starting components and SPS modes to achieve the complex of the highest physical and mechanical properties.

The activating effect of yttrium oxide during sintering of ceramics based on SiC-AlN is known. We used this technique for SPS sintering of the compositions of the SiC-AlN system. Yttrium oxide was initially introduced into AlN powder (3 and 7% with respect to AlN), and then mixtures with SiC were prepared. The starting components were mixed in the ratios shown in table 1.

Table 1. The composition and dispersion of the powders.

	Composition components		
	SiC	AlN	Y ₂ O ₃
Weight % component	75	25	0
	75	22	3
	75	18	7
Dispersion, microns	14.22	5.69	7.72

The studied samples of SiC-AlN ceramics were obtained at various sintering conditions by the SPS method: sintering temperature, °C - 1400, 1500, 1600, 1700, 1800; pressing pressure - 50MPa; sintering duration at operating temperature, min. - 3, 6, 9, 12, 15.

During the experiment, it was found that during sintering of samples with the addition of 7% yttrium oxide at 1800 °C in the mold, the formation of a liquid phase is observed, which fills the space between silicon carbide particles until a dense material is formed. This is confirmed by the microstructure photographs presented in Fig. 1 obtained on the field emission SEM. An increase in the concentration of the activating additive Y₂O₃ leads to an increase in the evaporation of oxides and an increase in their interaction with silicon carbide, which reduces the density of the SiC material. Thus, the optimum is the addition of Y₂O₃ - 7 wt. %.

The thermal diffusivity of ceramic samples of various compositions obtained at a sintering temperature of 1800 °C and a time of 6 minutes was studied (Fig. 2). It was established that the addition of yttrium oxide increases the thermal diffusivity of SiC-AlN-based ceramics.

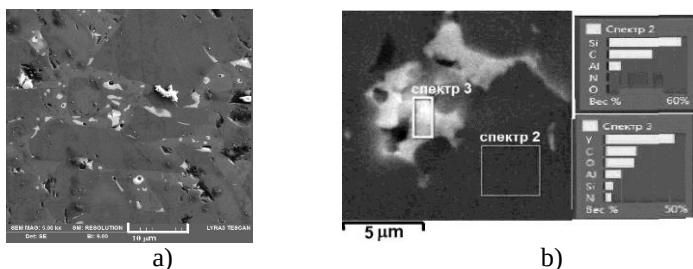


Figure 1. SEM image of structure (a) and elemental analysis (b) of SiC ceramics (75%) - AlN (18%) - Y₂O₃ (7%) obtained by the SPS method.

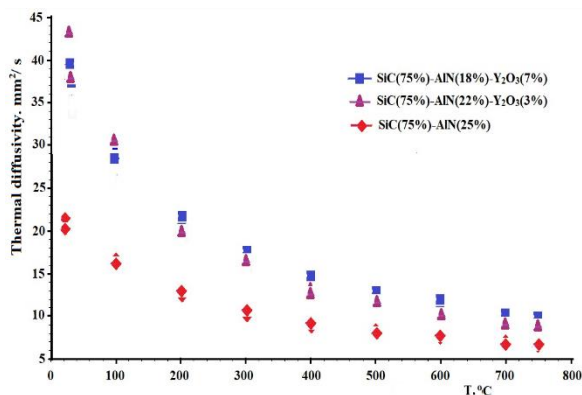


Figure 2. The dependence of the thermal diffusivity of SiC-AlN-Y₂O₃ ceramics on the temperature obtained by the SPS method.

The established optimal SPS modes for sintering multicomponent ceramics of the composition SiC (75%) - AlN (22%) - Y₂O₃ (3%) (1800 °C / 50MPa / 15 min in the mode) provide the formation of a 100%-dense composite, the microhardness of which amounted to 26.7 GPa, which allows us to recommend these modes for the manufacture of light and high-density ceramic material of a given composition with predictable properties.

The presented results show that the high-density ceramic samples based on silicon carbide with a high (up to 100%) density can be obtained from the micron fraction using the spark – plasma method, which opens up prospects for the widespread use of the SPS method for the economical production of high-quality ceramic products from silicon carbide of a given composition with predictable properties. Studies of these promising results are ongoing, and experiments are being conducted with finely divided raw materials.

А.С. ХАПОВ, С.В. ЧЕКАНОВ, А.В. ВОЕННОВ, А.С. ПЕКЛИЧ
*Всероссийский научно-исследовательский институт автоматики им.
Н.Л. Духова (ФГУП «ВНИИА»)*, Москва
vnii4@vniia.ru

ОСОБЕННОСТИ ПРИМЕНЕНИЯ ПАЙКИ ДЛЯ СОЗДАНИЯ НЕРАЗБОРНЫХ МЕТАЛЛОСТЕКЛЯННЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Создание неразъемных соединений из разнородных материалов является сложной технической задачей. Основная трудность при изготовлении конструкций, состоящих из различных материалов, связана с отличием их физических свойств при изменении температуры [1].

В данной работе с помощью программного комплекса ANSYS методом конечных элементов произведена оценка напряженного деформированного состояния при пайке молибденового стекла с молибденом с помощью припоев на основе меди, серебра и титана. Проведен 2D анализ, моделирующий процесс пайки металlostеклянного соединения при температуре 860 °С. Модели материалов задавались билинейной кривой, оценка прочности стекла производилась на основе первой теории прочности [2-4]. Так же в ходе работы получены образцы металlostеклянных соединений. Контроль герметичности осуществлялся с помощью гелиевого течеискателя.

Данная работа является актуальной в связи с широкими областями применения стекла и его соединений с металлами в микросхемах, транзисторах, электровакуумных приборах и др.

Целью исследования является оценка возможности применения пайки при создании паяного торцевого соединения молибдена и молибденового стекла, выявление основных параметров, влияющих на прочность данного неразъемного соединения.

Показано, что основными факторами, оказывающими влияние на прочность металlostеклянного соединения, являются: несогласованность коэффициентов линейного термического расширения, наличие галтели, пластичность припоя;

В результате работы получено герметичное металlostеклянное торцевое соединение с помощью активного припоя на основе титана STEMET1202.

1. Любимов М.Л. Спаи металла со стеклом. – 2 изд. – М.: Энергия, 1968. – 280с.

2. Чиркин В.С. Теплофизические свойства материалов ядерной техники. – М.: Атомиздат, 1968. – 484с.

3. Благородные металлы. Справ. изд./Под ред. Савицкого Е.М. – М.: Металлургия, 1984. 592с.

4. Агеев Н.В. Титан и его сплавы. Металлохимия и новые сплавы. Сборник статей. Вып. VII. – М.: Академия наук СССР, 1962 – 305с.

A.S. KHAPOV, S.V. CHEKANOV, A.V. VOENNOV,
A.S. PEKLICH
*«All-Russia Research Institute of Automatics named after N.L. Dukhov
(«VNIIA»), Moscow
vnii4@vniia.ru*

FEATURES OF BRAZING APPLICATION FOR CREATION OF PERMANENT METAL-GLASS JOINTS

Creating permanent joint from heterogeneous materials is a complex technical task. The main difficulty in the manufacture of structures consisting of different materials is related to the difference in their physical properties when the temperature changes [1].

Stress-strain state of brazed joint of molybdenum glass with molybdenum substrate was estimated using the finite element method in the ANSYS software package. The solders used in this paper are based on copper, silver and titanium. A 2D analysis was performed to simulate the brazing process of a metal-glass compound at a temperature of 860 °C. Models of materials were set by bilinear curve, estimation of strength of glass was made on the basis of the maximum stress criterion [2-4]. Experimental samples of metal-glass joints were obtained. Tightness control was carried out with the help of helium leak detector.

This work is relevant due to the wide range of applications of glass and its compounds with metals in microcircuits, transistors, electric vacuum devices, etc.

The objective of the study is to evaluate the possibility of using brazing in the creation of brazed joint of molybdenum and molybdenum glass, to identify the main parameters affecting the strength of this permanent joint.

It is shown that the main factors influencing the strength of the metal-glass compound are:

- inconsistency of linear coefficients of thermal expansion;
- presence of brazing fillet;
- plasticity of solder;

As a result of this work, a sealed metal-glass joint was obtained using active solder STEMET1202 based on titanium.

О.Н. СЕВРЮКОВ, А.А. ИВАННИКОВ, И.В. ФЕДОТОВ,

А.С. ПЕКЛИЧ

Национальный исследовательский ядерный университет

«МИФИ», Москва

aspeklich@mephi.ru

ПОЛУЧЕНИЕ ВАКУУМ-ПЛОТНОГО СОЕДИНЕНИЯ СТЕКЛА С МОЛИБДЕНОМ ДЛЯ ЭЛЕКТРОВАКУУМНЫХ ПРИБОРОВ МЕТОДОМ АКТИВНОЙ ПАЙКИ

Высокая надежность и долговечность электронного прибора в значительной степени определяется качеством его узлов, в особенности, если они являются частями вакуумной оболочки [1]. Поэтому создание прочного вакуум-плотного металлостеклянного соединения является важной технической задачей.

Целью работы является анализ структурно-фазового состояния и герметичности паяного соединения молибден – стекло С48-3 в зависимости от типа применяемого припоя и метода пайки.

В данной работе исследовались вопросы смачивания молибденового стекла С48-3 активным припоем STEMET®1202, основные окислительно-восстановительные реакции, протекающие при пайке, влияние технологических факторов на свойства паяного шва.

С помощью программы HSC6 выполнены термодинамические расчеты, по результатам которых определены возможные химические реакции и соединения, образующиеся в паяном шве [2].

В ходе работы проведено сравнение нескольких способов пайки: серебряным припоем ПСр70 с добавкой титана, припоем на основе титана STEMET®1202, припоем на основе титана STEMET®1202 с использованием дополнительной медной прослойкой [3].

После пайки металлостеклянных соединений проводилось испытание на герметичность с помощью гелиевого течеискателя. Варьируя одновременно температуру пайки и длительность выдержки, можно получить прочное вакуум-плотное соединение без дефектов.

Качество полученного соединения определяется используемой оснасткой для пайки, коэффициентом линейного термического расширения (КЛТР) паяемых материалов, образованием хрупких интерметаллидов в паяном шве, температурой пайки, температурой плавления припоя, образованием галтели при пайке, временем выдержки при пайке, режимом охлаждения после пайки.

1. Любимов М.Л. Спаи металла со стеклом. – 2 изд. – М.: Энергия, 1968. – 280с.

2. Агеев Н.Г. Металлургические расчеты с использованием пакета прикладных программ HSC Chemistry: учебное пособие / Н.Г. Агеев, С.С. Набойченко – Екатеринбург: Издательство Уральского университета, 2016. – 124с.

3. Федотов И.В., Сучков А. Н., Федотов В. Т., Севрюков О. Н., Калинин А.А. Пайка гексагональной борнитридной керамики с титановым сплавом ВТ1-0 быстрозакаленным припоем на основе титана // Сварочное производство. 2014. №3. с.20-25

O.N. SEVRYUKOV, A.A. IVANNIKOV, I.A. FEDOTOV,
A.S. PEKLICH
National Research Nuclear University MEPhI, Moscow
aspeklich@mephi.ru

VACUUM – TIGHT JOINT OF GLASS WITH MOLYBDENUM FOR ELECTRIC VACUUM DEVICES BY ACTIVE BRAZING

High reliability and durability of an electronic device is largely determined by the quality of its components, especially if they are parts of a vacuum jacket [1]. Therefore, the creation of a strong vacuum- tight metal-glass compound is an important technical task.

The aim of the work is to analyze the structural-phase state and tightness of molybdenum-glass C48-3 solder joint depending on the type of solder used and brazing method.

In the given work the questions of wetting of molybdenum glass C48-3 by active soldering STEMET® 1202, the basic redox reactions occurring at soldering, influence of technological factors on properties of soldering seam were investigated.

With the help of HSC6 program thermodynamic calculations were performed, according to the results of which possible chemical reactions and compounds formed in solder seam were determined [2].

In the course of the work several brazing methods were compared: with silver solder of PSr70 with titanium addition, solder on the basis of titanium STEMET®1202, solder on the basis of titanium STEMET®1202 with the use of additional copper layer [3].

After brazing of metal-glass joints the tightness test was carried out with the help of helium leak detector. Varying simultaneously the brazing temperature and curing time, it is possible to obtain a strong vacuum-tight connection without defects.

The quality of the obtained joint is determined by the used soldering equipment, coefficient of linear thermal expansion (CLTR) of soldering materials, formation of brittle intermetallic compounds in the soldering seam, brazing temperature, melting point of soldering, formation of soldering gallery, holding time during brazing, cooling mode after soldering.

1. Lyubimov M.L. Spai metalla so steklom. – 2 izd. – M.:Energija, 1968. – 280s.
2. Ageev N.G. Metallurgicheskie raschety s ispol'zovaniem paketa prikladnyh program HSC Chemistry: uchebnoe posobie / N.G. Ageev, S.S. Nabojchenko – Ekaterinburg: Izdatel'stvo Ural'skogo universiteta, 2016. – 124s.
3. Fedotov I.V. , Suchkov A. N., Fedotov V. T., Sevryukov O. N., Kalin B. A., Ivannikov A.A. Pajka geksagonal'noj bornitridnoj keramiki s titanovym splavom VT1-0 bystrozakalennym pripoem na osnove titana // Svarochnoe proizvodstvo. 2014. №3. s.20-25

В.Ю. ГОЛЫЦЕВ¹, А.В. ОСИНЦЕВ¹, А.С. ПЛОТНИКОВ¹,
А.С. СЕДЕГОВ²
¹НИИУ МИФИ, Москва, Россия, ²НИТУ МИСИС, Москва, Россия
gvy587@gmail.com

ИЗГИБ ТОНКИХ МАЛОРАЗМЕРНЫХ ДИСКОВ НА КОЛЬЦЕВОЙ ОПОРЕ

Развитие электроимпульсных методов получения из порошка высокопрочных сложных карбидов и нитридов требует развития методов определения их прочности на разрыв путем испытания малоразмерных образцов. В последние годы был предложен ряд методов оценки сопротивления хрупкого материала разрыву путем испытания тонких малоразмерных дисков на изгиб на кольцевой опоре. Методы различаются видом нагружающего индентора и опоры, а также расчетными уравнениями определяемой по результатам испытания прочности материала. Сопоставлены два метода испытания, различающиеся торцевой поверхностью индентора – плоской цилиндрической (индентор 1) и сферической (индентор 2). Двумя методами испытаны одинаковые дисковые образцы из модельных материалов: чугуна и графита, а также образцы оксида алюминия, полученные методом электро-импульсного спекания. Уточнены механические свойства исследуемых модельных материалов: чугуна - на растяжение и сжатие, графита – на изгиб и сжатие. Приведены результаты испытания 24 дисков модельных материалов и 10 дисков оксида алюминия на кольцевой опоре. Диаграммы изгиба 12 дисков каждого модельного материала на кольцевой опоре с применением двух типов инденторов свидетельствуют о различной их прочности на разрыв. При использовании индентора 2 большими оказались расчетные значения прочности и их разброс, чем при использовании индентора 1. Аналогичные результаты получены при испытании дисков оксида алюминия: 248 МПа с разбросом от 202 до 283 МПа при использовании индентора 1 и 303 МПа с разбросом значений от 213 до 398 МПа при использовании индентора 2. Таким образом, сравнительные испытания показали, что расчетная прочность испытанных материалов зависит от характера разрушения образцов и вида диаграммы изгиба. Наиболее обоснованными оказались результаты испытаний, полученные с применением индентора с плоским наконечником, совпадающие с характеристиками прочности материалов и минимальным разбросом значений.

V.Y. GOLTSEV¹, A.V. OSINTSEV¹, A.S. PLOTNIKOV¹,

A. S. SEDEGOV²

¹*NRNU MEPhI*; ²*NUST MISIS*

gvy587@gmail.com

BENDING SMALL THIN DISCS ON THE SUPPORT RING

The development of electro-pulse methods for producing high-strength complex carbides and nitrides from powder requires the development of methods for determining their tensile strength by testing small samples. In recent years, a number of methods have been proposed to assess the resistance of brittle material to rupture by testing thin, small discs for bending on a ring support. The methods differ in the type of loading indenter and support, as well as the calculated equations determined by the test results of the strength of the material. Two test methods differing by the end surface of the indenter – flat cylindrical (indenter 1) and spherical (indenter 2) - are compared. The methods were used to test identical disc samples from model materials: cast iron and graphite, as well as aluminum oxide samples obtained by spark-plasma sintering. The mechanical properties of the studied model materials are refined: cast iron - for tension and compression, graphite - for bending and compression. The results of testing 24 disks of model materials and 10 disks of aluminum oxide on the ring support are presented. Bending diagrams of 12 disks of each model material on the annular support using two types of indentors indicate their different tensile strength. The calculated values of strength and their spread were higher when using indenter 2 than when using indenter 1. Similar results were obtained when testing aluminum oxide disks: 248 MPa with a spread from 202 to 283 MPa using an indenter 1 and 303 MPa with a spread of values from 213 to 398 MPa using an indenter 2. Thus, comparative tests have shown that the calculated strength of the tested materials depends on the nature of the failure of the samples and the type of bending diagram. The most reasonable were the test results obtained with the use of a flat-tipped indenter, which coincide with the characteristics of the strength of materials and the minimum spread of values.

М.М. ЗАРИПОВА*, М.Г. ИСАЕНКОВА, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ,
В.А. ФЕСЕНКО, А.В. ОСИНЦЕВ, Л.А. ДЕГАДНИКОВА
*Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва,
Россия*

*e-mail: MMZaripova@mephi.ru

ИССЛЕДОВАНИЕ ОБРАТИМЫХ МАРТЕНСИТНЫХ ПРЕВРАЩЕНИЙ В СВЕРХУПРУГИХ СПЛАВАХ НА ОСНОВЕ Ti-Zr-Nb

В настоящее время сплавы на основе Ti-Zr-Nb являются перспективными материалами биомедицинского назначения. Эти сплавы содержат только биосовместимые химические элементы, обладают высокой коррозионной стойкостью в средах человеческого организма, характеризуются низким модулем упругости 30-60 ГПа, сравнимым с модулем упругости костной ткани, то есть обладают хорошей биомеханической и биохимической совместимостью.

В работе представлены результаты анализа структуры, кристаллографической текстуры и анизотропии механических свойств фольг, прокатанных из кованных слитков из сплавов Ti-(17-19)Zr-(14-16)Nb (ат.%), подвергнутых термической обработке в диапазоне температур 650-900 °С в течение 0,5 ч. Сплавы указанных составов характеризуются эффектом памяти формы (ЭПФ) или сверхупругостью (СУ), гарантированно выше 1,5%.

Выбор сплавов обусловлен тем, что согласно литературным данным, максимальная обратимая деформация СУ сплавов получена на тройном сплаве Ti-18Zr-15Nb (ат.%). Однако информация по свойствам и структуре этого сплава весьма ограничена. Варьирование состава сплавов на 1 ат.% по Zr и Nb и изучение их механических свойств позволило выбрать сплавы, характеризующиеся устойчивыми функциональными свойствами, для реализации композиции соответствующих порошков в изделиях, полученных аддитивными технологиями.

На основе анализа закономерностей формирования кристаллографической текстуры в фольге при холодной прокатке установлены основные механизмы пластической деформации.

Испытания фольг исследуемых составов при растяжении вдоль, поперек и под углом 45° к направлению прокатки, а также при циклических испытаниях вдоль этих направлений (растяжение до 2,5% деформации с последующим полным снятием нагрузки) подтверждают наличие анизотропии свойств в этих фольгах. Показано, что эффекты СУ и ЭПФ зависят от ориентации и структуры, а также от анизотропии механических свойств.

M.M. ZARIPOVA*, M.G. ISAENKOVA, Yu.A. PERLOVICH,
V.A. FESENKO, A.V. OSINTSEV, L.A. DEGADNIKOVA
National Research Nuclear University MEPhI, Moscow, Russia
*e-mail: MMZaripova@mephi.ru

THE STUDY OF REVERSIBLE MARTENSITIC TRANSFORMATIONS IN SUPERELASTIC ALLOYS BASED ON Ti-Zr-Nb

At present, Ti-Zr-Nb-based alloys are promising materials for biomedical applications. These alloys contain only biocompatible chemical elements, have high corrosion resistance in environments of the body, characterized by a low modulus of elasticity 30-60 GPa, comparable to that of bone tissue, i.e. they having biomechanical and biochemical compatibility.

This work presents the results of analysis of the structure, crystallographic texture and anisotropy of the properties of foils rolled from forged ingots from Ti-(17-19)Zr-(14-16)Nb (at.%) alloys and subjected to thermal treatment in the temperature range of 650-900 °C. Alloys of these compositions are characterized by shape memory effect (SMA) and the effect of superelasticity (SE) guaranteed above 1.5%.

The choice of alloys is due to the fact that, according to the literature, the maximum reversible deformation of the SE of alloys was obtained on the ternary alloy Ti-18Zr-15Nb (at.%). However, information on the properties and structure of this alloy is very limited. Varying the composition of the alloys by 1 at.% according to Zr and Nb and studying their mechanical properties made it possible to choose alloys characterized by stable functional properties for realizing the composition of the corresponding powders in products obtained by additive technologies.

Based on the analysis of regularities in the formation of crystallographic texture in foils during rolling, the basic mechanisms of plastic deformation are established.

Tests of the investigated foils during stretching along, across and at an angle of 45° to the rolling direction, as well as during cyclic tests along these directions (stretching up to 2.5% strain followed by complete unloading) confirm the presence of anisotropy properties in these foils. It was shown, that the effect of superelasticity is orientation- and structure-depending, as well as the anisotropy of mechanical properties.

В.А. ГЛУЩЕНКОВ¹, Ю.С. УШЕРЕНКО², И.А. БЕЛЯЕВА¹,
В.А. МИРОНОВ³, В.И. ПЕСОЦКИЙ¹

¹ – Самарский национальный исследовательский, ² – Белорусский национальный технический университет, Минск, Белоруссия

³ – Рижский технический университет, Рига, Латвия

vgl@ssau.ru

МЕТОД ОДНОВРЕМЕННОГО УПЛОТНЕНИЯ И ПЛАКИРОВАНИЯ ПОРОШКОВОЙ КОМПОЗИЦИИ РАСПЛАВОМ ПОД ВОЗДЕЙСТВИЕМ ИМПУЛЬСНОГО МАГНИТНОГО ПОЛЯ

В докладе описан новый способ получения изделий из порошковой композиции, сочетающий процессы уплотнения порошка и его плакирование (с поверхности) расплавом под одновременным воздействием на расплав и через него на порошок импульсным магнитным полем. Для реализации предположенного способа спроектировано и изготовлено технологическое оснащение. Представлены результаты проведенных поисковых экспериментов. Металлографический анализ показал проникновение расплава алюминия в порошок на глубину до 0.5 мм при одновременном изменении диаметра прутка с 18 до 17.6 мм.

Таким образом, предложен способ получения изделий из новых материалов (порошок с плакированным слоем).

V.A. GLUSHCHENKOV¹, Ju. S. USHERENKO², I.A. BELYAEVA¹,
V.A. MIRONOV³, V.I. PESOTSKY¹

¹ – Samara National Research University, Samara, Russia

² – Belorussian National Technical University, Minsk, Belorussia

³ – Riga Technical University, Riga, Latvia

vgl@ssau.ru

METHOD OF SIMULTANEOUS COMPACTION AND CLADDING BY MELT UNDER THE ACTION OF A PULSED MAGNETIC FIELD

The report describes a new method for manufacturing products from a powder composition. This method combines the processes of compaction of the powder and its cladding (from the surface) by the melt under the action of a pulsed magnetic field on the melt and through it – on the powder. To implement the proposed method, technological equipment was designed and manufactured. The results of exploratory experiments are presented. Metallographic analysis showed the penetration of aluminum melt into the powder to a depth of 0.5mm while changing the diameter of the bar from 18 to 17.6 mm.

Thus, a method for production of products from new materials (a powder with a clad layer) is proposed.

В.А. МИРОНОВ¹, В.А. ГЛУЩЕНКОВ², И.А. БЕЛЯЕВА²

¹ – *Рижский технический университет, Рига, Латвия*

² – *Самарский национальный исследовательский университет, Россия*
vgl@ssau.ru

АНАЛИЗ ЭФФЕКТИВНОСТИ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ СХЕМ УПЛОТНЕНИЯ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ МАГНИТНО-ИМПУЛЬСНОГО НАГРУЖЕНИЯ

Одной из операций в порошковой металлургии для изготовления изделий специального назначения является операция уплотнения порошковой композиции. Для её выполнения используются техпроцессы с применением различных источников нагружения: статических и динамических.

В данном докладе приведены технологические схемы, реализуемые под воздействием импульсного магнитного поля. Дан их сравнительный анализ. Некоторые схемы приведены впервые. Так, например, схема гибридной технологии: магнитно-импульсный обжим и волочение, т.е. сочетающих одновременно статическое и магнитно-импульсное нагружение, что дает возможность получить длинномерные изделия с необходимой направленностью деформируемых частиц порошка. Полученные изделия из порошка «B-W-Al» предназначены для радиационной защиты.

V.A. MIRONOV¹, V.A. GLUSHCHENKOV², I.A. BELYAEVA²

¹ – *Riga Technical University, Riga, Latvia*

² – *Samara National Research University, Samara, Russia*
vgl@ssau.ru

ANALYSIS OF EFFICIENCY OF TECHNOLOGICAL SCHEMES OF COMPACTION OF POWDER COMPOSITIONS USING PULSE- MAGNETIC LOADING

In powder metallurgy, one of operations for the production of special-purpose products is the operation of compaction of powder compositions. For its implementation, technological processes are used with the use of various sources of loading: static and dynamic.

This report presents technological schemes implemented under the action of a pulsed magnetic field. The comparative analysis of these schemes is given. Some schemes are given for the first time, for example, the scheme of hybrid technology: pulse-magnetic reducing and drawing, i.e. combining simultaneously static and pulse-magnetic loadings, which makes it possible to obtain long-size products with the necessary orientation of powder particles being deformed. Products produced from the “B-W-Al” powder are designed for radiation protection.

Б.П.МИХАЙЛОВ, В.Я.НИКУЛИН, А.Б.МИХАЙЛОВА,
П.В.СИЛИН, И.В.БОРОВИЦКАЯ

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

² *Физический Институт им. П.Н. Лебедева РАН, Москва, Россия*
E- mail: borismix@yandex.ru

СОВРЕМЕННОЕ СОСТОЯНИЕ ИССЛЕДОВАНИЙ ПЛАЗМО-ФОКУСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА СТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВЕРХПРОВОДНИКОВ

В докладе представлен обзор современного состояния исследований влияния ударных волн плазмы на структуру и сверхпроводящие параметры Тс, Jс и Jс (В) различных сверхпроводящих соединений (на проводах и лентах Y-123, Bi-2223 и MgB₂[1-16]. Используются образцы готовых многожильных проводов и однослойных лент, а также порошковые композиции, готовые для проведения синтеза. Рассмотрено влияние мощности УВВ плазмы (за счет изменения расстояния образцов от плазменного анода от 20 до 50 мм, количества ударных импульсов от 1 до 20, использования материалов защитных экранов с различными теплофизическими и механическими характеристиками (молибден, медь, железо, титан, алюминий). При оптимизации расстояния образца от анода (25-35 мм, количества наносимых плазменных импульсов (до 10) и подбора материала защитного экрана из титана толщиной 100 мкм на 14 жильной ленте MgB₂ сечением (толщиной 0,65 мм и шириной 3,75 мм) в поперечном магнитном поле 1,0 Т получен критический ток до 850 А при 4,2 К.

Установлено, что в результате ударного и теплового воздействия плазмы происходит уплотнение сверхпроводящих прослоек, дробление зерен, гомогенизация, изменение химического состава.

Работа выполнена при поддержке РНФ, грант № 16-12-10351 в части обработки образцов на установке Плазменный фокус и в рамках Госзадания № 075-00746-19-00 в части определения критических параметров сверхпроводников и структурных исследований.

1. Б. П. Михайлов, В. Я. Никулин, А. Б. Михайлова, П. В. Силин, И. В. Боровицкая, Е. Н. Перегудова. Плазменный удар – инструмент для синтеза и улучшения свойств сверхпроводников. Ядерная физика и инжиниринг, 2018, том 9, № 1, с. 44–51

2. Б.П.Михайлов, Михайлова А.Б., И.В.Боровицкая, В.Я.Никулин, П.В.Силин, С.В.Шавкин, Н.А.Минеев, В.Ф.Шамрай, В.Н.Колокольцев, Н.А.Крутских, С.Я.Алибеков. Влияние ударного воздействия под нагревом на структуру и свойства ВТСП. // Статья в сборнике научных трудов III Международной Конференции «Лазерные, плазменные исследования и технологии ЛАПЛАЗ -2017, 24-27

января 2017 г. Институт лазерных и плазменных технологий НИЯУ МИФИ, г.Москва, с.122.

3. Дремин А.Н., Бреусов А.Н., Процессы, протекающие в твердых телах под действием сильных ударных волн. // Успехи химии, 1968, Т.37, №5, с.898-916.

4. Thathani N.N. Shock – induced chemical Reactions and Syntesis of materials|| Progress in Materials Science ?1993, V37, №2, P.117-226.

5. Болдырев В.В. и др. Фундаментальные основы механической активации, механосинтеза и механика химических технологий. Под. Ред. Аввакумова Е.Г. Новосибирск, Изд-во СО РАН, 2009,344 с.

6.Priti Aragwala, M.P.Srivastava, P.N.Dheer et al. Enhancement in Tc Superconducting BPSCCO thick films due to irradiation of energetic argon ions of dense plasma focus // Physica C , 1999, v.313, p.87-92.

7. L.E.Murr, S.S.Niou, S.Jin et al. Shock wave induced changes in superconductivity in YBa₂Cu₃O_{7-x} // Appl. Phys. Lett. 55, (15). 9, 1989, p.1575-1577.

8.Kh. Antonova, I.V.Borovitskaya, P.V.Gorshkov et.al. Effect of shock waves on the current –carrying properties of HTS YBCO (123) Tape // Doklady Physics. 2009, vol.54, No10, p.463-465.

9. Г.Н.Михайлова, Л.Х.Антонова, А.В.Троицкий и др. Улучшение сверхпроводящих свойств ВТСП ленты Y-123 при воздействии высокотемпературной импульсной плазмы // Сборник трудов 3-ей международной конференции «Фундаментальные проблемы высокотемпературной сверхпроводимости», Москва, ФИАН, 2008, С.272-273].

10. Z.Iqbal, N.N.Thardyavik, K.V.Rao ei.al. Shock wave synthesis and processing of high superconductors with defect microstructures// Bull.Mater.Sci. vol.14, N2, 1991, P.135-142.

11.I. Kirschner, A.Balogh, M.Peurla et al. Improvement of superconducting properties of old I-Ba-Cu-O spesiemens by high-energy heavy ion irradiation || Physica C, 450, 92006), 105-113.

12.Б.П.Михайлов, Л.И.Иванов, В.Ф.Шамрай и др. // Перспективные материалы, 2009, №6, С.57-60.

13.V.Ya. Nikulin, L.I.Ivanov, G.N.Mikhailova, et al. // Acta techn., 2011, v.56, p. T238-T.244.

14. В.Ф.Антонова, В.Ф.Боровицкая, П.В.Горшков, и др. // ФММ, 2011, Т.111, №2, С.162-168.

15. Б.П.Михайлов, Л.И.Иванов, И.В.Боровицкая и др. // ДАН, 2012, Т.442, №5, С.614-616.

16.Б.П.Михайлов и др. Изменения структуры ВТСП-керна композиционного провода после плавления и кристаллизации // Неорганические материалы, 1995, т.31, №2, с.247-250

B. P. MIKHAILOV¹, V. Ya. NIKULIN², A. B. MIKHAILOVA¹, P.
V. SILIN², I. V. BOROVITSKAYA¹

¹*Baikov Institute of Metallurgy and Materials Sciences RAS, 119991 Russia,
Moscow*

²*Lebedev Physical Institute RAS, Moscow, Russia, Moscow*

E- mail: borismix@yandex.ru

CURRENT STATE OF STUDIES OF PLASMA-FOCUS EFFECTS ON THE STRUCTURE AND PROPERTIES OF SUPERCONDUCTORS

The report presents an overview of the current state of researches of plasma shock waves influence on the structure and superconducting parameters T_c , J_c and $J_c(B)$ of different superconducting compounds (Y-123, Bi-2223 and MgB_2 wires and tapes) [1-16]. For researches the samples of multicore wires, single-layer tapes and powder composites prepared for synthesis were used. The results of the UVV plasma exposure under different regimes were considered. The distance between samples and the plasma anode (from 20 to 50 mm), the number of shock pulses from 1 to 20 were changed. Protective screens materials with different thermal and mechanical characteristics (molybdenum, copper, iron, titanium, aluminum) were used. A critical current up to 850 A in a transverse magnetic field of 1.0 T at 4.2 K was obtained on 14-wire MgB_2 tape with a cross-section (0.65 mm thick and 3.75 mm wide) by optimizing the sample distance from the anode (25-35 mm), the number of plasma pulses applied (up to 10) and the selection of a protective titanium shield with 100 microns' thickness.

It was found that as a result of the shock and thermal effects of plasma, the superconducting layers are compacted, grains are crushed, homogenization occurs, and the chemical composition changes.

The work was supported by the RSF grant N 16-12-10351 in terms of sample processing on the Plasma focus installation and in the framework state assignment No. 075-00746-19-00 in determining the critical parameters of superconductors and structural studies.

1.B. P. Mikhailov, V. Ya. Nikulin, A. B. Mikhailova, P. V. Silin, I. V. Borovitskaya, E. N. Peregudova. Plasma shock-a tool for the synthesis and improvement of the properties of superconductors. Nuclear physics and engineering, 2018, volume 9, No. 1, pp. 44-51

2.B. P. Mikhailov, A. B. Mikhailova, I. V. Borovitskaya, V. Y. Nikulin, P. V. Silin, S. V. Savkin, N. And.Mineev, V. F. Shamrai, V. N. Kolokoltsev, N. And.Krutsikh, S. J. Alibayov. Impact of impact under heating on the structure and properties of <http://> Article in collection of scientific papers III International Conference "Laser plasma research and technology LAPLAS -2017, January 24-27, 2017 the Institute of laser and

plasma technologies, national research nuclear University MEPhI, Moscow, p. 122.

3. Dremmin A. N., Breusov A. N., Processes occurring in solids under the action of strong shock waves. //Advances in chemistry, 1968, Vol. 37, №5, pp. 898-916.

4. Thathani N. N. Shock – induced chemical Reactions and Synthesis of materials//Progress in Materials Science,1993, V37, No. 2, P. 117-226.

5. Boldyrev V. V., etc. the Fundamental bases of mechanical activation, the furnosiness and mechanics of chemical technology. Under. Ed. Avvakumov E. G. Novosibirsk, Publishing house SB RAS, 2009,344 S.

6.Priti Aragwala, M. P. Srivastava, P. N. Dheer et al. Enhancement in Tc of Superconducting BPSCCO thick films due to irradiation of energetic argon ions of dense plasma focus // Physica C, 1999, V. 313, p.87-92.

7. L. E. Murr, S. S. Niou, S. Jin et al. Shock wave induced changes in superconductivity in YBa₂Cu₃O_{7-x} // Appl. Phys. Lett. 55, (15). 9, 1989, p.1575-1577.

8.Kh. Antonova, I. V. Borovitskaya, P. V. Gorshkov et.al. Effect of shock waves on the current –carrying properties of HTS YBCO (123) Tape // Doklady Physics. 2009, vol.54, No10, p.463-465.

9. G. N. Mikhailova, L. H. Antonova, A.V. Troitsky and others. Improvement of superconducting properties of htsp tape Y-123 under the influence of high-temperature pulsed plasma // Proceedings of the 3rd international conference "Fundamental problems of high-temperature superconductivity", Moscow, FIAN, 2008, Pp. 272-273].

10. Z. Iqbal, N. N. Thardiyavik, K. V. Rao et.al. Shock wave synthesis and processing of superconductors with high defect microstructures// Bull.Mater.Sci. vol.14, N2, 1991, P. 135-142.

11.I. Kirschner, A. Balogh, M. Peurla et al. Impruvement of superconducting properties of old I-Ba-Cu-O spesiemens by high-energy heavy ion irradiation// Physica C 450, 92006), 105-113.

12.B. p. Mikhailov, L. I. Ivanov, V. F. Shamray et al. // Perspective materials, 2009, №6, P. 57-60.

13.V. Ya. Nikulin, L. I. Ivanov, G. N. Mikhailova, et al. // Acta techn., 2011, V. 56, p. T238-T. 244.

14. V. F. Antonova, V. F. Borovitskaya, P. V. Gorshkov, et al. // FMM, 2011, Vol. 111, No. 2, Pp. 162-168.

15. B. p. Mikhailov, L. I. Ivanov, I. V. Borovitskaya et al. // DAN, 2012, Vol. 442, No. 5, Pp. 614-616.

16.B.P. Mikhailov et al. Changes in the structure of HTSP core of composite after melting and crystallization // Inorganic materials, 1995, vol. 31, No. 2, pp. 247-250

Е.Л. СТРИЖАКОВ, С.В. НЕСКОРОМНЫЙ, В.Г.ВИНОГРАДОВ

Донской государственный технический университет

Ростов-на-Дону, Россия

strizhakov@inbox.ru, nescoromniy@mail.ru, Vbif001@yandex.ru

ОСОБЕННОСТИ ПРОЦЕССОВ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ ПРИ СОЕДИНЕНИИ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ ПОРОШКОВЫХ КОМПОЗИЦИЙ В КАЧЕСТВЕ СВЯЗУЮЩЕГО ЭЛЕМЕНТА

Коррозия, возникающая при эксплуатации газопроводов, значительно снижает ресурс их использования. Одним из решений проблемы снижения воздействия коррозии является использование выводов электрохимической защиты (ЭХЗ).

Традиционно выводы ЭХЗ получают с помощью термитной сварки[1]. Предлагается заменить расплав на спрессованный и спеченный порошок и осуществлять процесс импульсным электроспеканием.

При электроимпульсной сварке-прессовании (ЭИСП) используется одновременное воздействие на порошковую заготовку мощного высоковольтного импульса электрического тока за счет генератора импульсных токов (ГИТ) и механического (статического) давления. Длительность импульса нагрева составляет 100-200 мкс. при статическом давлении 10 кг/мм² [2,3].

При ЭИСП использовалась матрица диаметром 10 мм, с высотой засыпки порошка 5 мм, диаметр электрода-пуансона составлял 10 мм. Качество соединения оценивалось механическими испытаниями на сдвиг.

Для снижения пористости полученных соединений предложено использовать ЭИСП с индукционно-динамическим нагружением [4].

Принципиальным отличием является использование индукционно – динамического привода (ИДП), включенного в цепь с пуансоном-электродом и порошком, вследствие чего появляется возможность одновременно производить прессование и спекание материала, используя один генератор импульсных токов с синхронизацией механического и теплового воздействия на порошок [5].

Порошковая композиция помещается в матрицу из диэлектрического материала. Электроды – пуансоны передают давление на по-

рошковую заготовку и одновременно служат токоподводами от генератора импульсных токов к прессуемому порошку [6,7].

Импульс тока плотностью 10^4 А/см², проходящий через электроды-пуансоны и порошок, интенсивно разогревает порошковый материал без существенного разогрева пуансонов. Это связано с разностью контактных сопротивлений в зоне частиц композиционного материала по сравнению с зоной контакта пуансон – порошок.

Импульсный нагрев с индукционно – динамическим приводом позволяет получать изделия с пористостью материала 5-10%. Амплитуда магнитного давления составила порядка $500 \cdot 10^6$ Н/мм², частота разряда тока 5 кГц, длительность процесса не превышала 180·мкс. [6,7].

Получены соединения черных и цветных материалов ЭИСП с индукционно-динамическим нагружением в различных сочетаниях (материал пластины МН95-5, АД1, ВСт3сп, Л95, Сталь Р18 с материалом порошковой композиции ПМС-К, ПА-1, ПНК-УТ4). Приведены результаты механических испытаний, металлографических исследований полученных соединений.

Установлено, что качество соединений полученных электроимпульсным прессованием-сваркой с индукционно-динамическим нагружением выше, чем при использовании статического воздействия.

1. Анисимов А.Г. Исследование возможности электро-импульсного спекания наноструктурных порошковых материалов. / А.Г. Анисимов, В. И. Мали // ФГВ - 2010, Т.46, №2, с.135-139.

2. Grigoryev E.G. Electric Current Pulse Welding of Titanium with 18-10 Stainless Steel / E.G. Grigoryev, V.N. Bazanov // Advanced Materials Research. – 2009. - vol. 83-86. - P. 1251–1253.

3. Grigoryev E. G. Thermal processes during high-voltage electric discharge consolidation of powder materials. / E. G. Grigoryev, E. A. Olevsky // Scripta Materialia. – 2012 - vol. 66 - P. 662–665.

4. Нескоромный С.В., Стрижаков Е.Л. Устройство для ударной конденсаторной сварки с магнитно-импульсным приводом // Патент России № 96515 год 10.08.2010.

5. Стрижаков Е.Л., Нескоромный С.В. Устройство для электроимпульсного спекания // Патент России № 136754 год 20.01.2014 Бюл. № 2.

6. E L Strizhakov and S V Nescoromniy 2017 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 218, 012018.

7. E L Strizhakov et al 2019 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 558 012051.

E.L. STRIZHAKOV, S.V. NESKOROMNYY, V.G. VINOGRADOV

Don State Technical University

Rostov-on-Don, Russian Federation

strizhakov@inbox.ru, nescoromniy@mail.ru, Vbif001@yandex.ru

ELECTRIC PULSE EXPOSURE PROCESSES WHEN CONNECTING DISSIMILAR MATERIALS USING POWDER COMPOSITIONS AS A BINDER

Corrosion that occurs during gas pipelines operation significantly reduces their useful life. One solution to the problem of reducing the effect of corrosion is to use electrochemical protection (ECP).

Conventionally, ECP is obtained using exothermic welding [1]. It is proposed to replace the melt with the pressed and sintered powder and to carry out the process by electric pulse sintering.

When it comes to electric pulse welding-pressing (EPWP), the simultaneous action on the powder of a powerful high-voltage pulse of electric current is used due to the surge-current generator (SCG) and mechanical (static) pressure. The duration of the heating pulse is 100-200 μs at a static pressure of 10 kg/mm^2 [2,3].

In the process of EPWP, a matrix with a diameter of 10 mm was used, with a powder filling height of 5 mm; the diameter of the punch electrode was 10 mm. The quality of the joint was evaluated by mechanical shear tests.

To reduce the porosity of the obtained joints, it was proposed to use EPWP with induction-dynamic loading [4].

The fundamental difference is the use of induction-dynamic drive (IDD), in the circuit with a punch electrode and powder, which makes it possible to simultaneously press and sinter the material using a single surge-current generator with synchronization of mechanical and thermal effects on the powder [5].

The powder composition is placed in a dielectric matrix. Electrodes - punches transmit pressure to the powder billet and at the same time serve as current leads from the surge-current generator to the pressed powder [6, 7].

A current pulse with a density of 104 A/cm^2 passing through the punch electrodes and the powder heats the powder material without significant heating of the punches. This is due to the difference in contact resistances in the zone of composite material particles in comparison with the zone of punch - powder contact.

Pulse heating with an induction-dynamic drive allows you to get products with a material porosity of 5-10%. The amplitude of the magnetic pressure was about 500 10^6 N/mm^2 , the frequency of the current discharge was 5 kHz, and the duration of the process did not exceed 180 μs . [6.7].

The compounds of ferrous and non-ferrous materials are obtained by EPWP with induction-dynamic loading in various combinations (the plate material MN95-5, AD1, BSt3, Br95, Steel R18 with a material powder composition PMS-K, PA-1, PNK-UT4). The results of mechanical tests, metallographic studies of the obtained compounds are presented.

It was established that the quality of the joints obtained by electric pulse pressing-welding with induction-dynamic loading is higher than when using static exposure.

1. Anisimov A. G. Investigation of the possibility of electro-pulsed sintering of nanostructured powder materials. / A. G. Anisimov, V. I. Mali // FGV-2010, Vol. 46, No. 2, pp. 135-139.
2. Grigoryev E. G. Electric Current Pulse Welding of Titanium with 18-10 Stainless Steel / E. G. Grigoryev, V. N. Bazanov // Advanced Materials Research. – 2009. - vol. 83-86. - P. 1251-1253.
3. Grigoryev E. G. Thermal processes during high voltage electric discharge consolidation of powder materials. / E. G. Grigoryev, E. A. Olevsky // Scripta Materialia Is. – 2012 - vol. 66 - P. 662-665.
4. Neskromny S. V., Strizhakov E. L. Device for shock capacitor welding with magnetic pulse drive // Russian Patent No. 96515 year 10.08.2010.
5. Strizhakov E. L., Neskromny S. V. Device for electric pulse sintering // Russian Patent No. 136754 year 20.01.2014 Byul. No. 2.
6. E L Strizhakov and S V Neskromniy 2017 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 218, 012018.
7. E L Strizhakov et al 2019 IOP Conf. Ser.: Mater. Sci. Eng. 558 012051.

ПОЛУЧЕНИЕ НЕРАЗЪЕМНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ЭЛЕКТРОМАГНИТНЫМ МЕТОДОМ

В производстве изделий электронной техники, авиастроении и при создании космических аппаратов для получения композиционных соединений все большее распространение получает электромагнитная обработка, для которой характерно дистанционное равномерное и строго дозированное воздействие на зону сопряжения.

Наибольшее распространение получили процессы сборки с использованием электромагнитного давления по схеме «на обжим» осесимметричных композиционных соединений многожильных кабелей, металлостеклянных и металлокерамических узлов.

Принцип электромагнитной опрессовки заделки электрических проводов в наконечники многожильных кабелей заключается в следующем, рисунок 1.

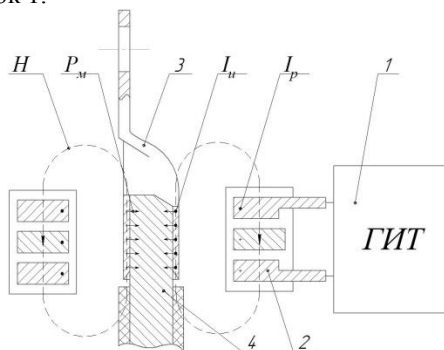


Рисунок 1. Принципиальная схема электромагнитной опрессовки для заделки электрических проводов в наконечники

1- генератор импульсных токов (ГИТ); 2- индуктор; 3 – наконечник; 4- многожильный провод; I_p - ток разряда; H – магнитный поток; I_i - индуцированный ток; P_m – электромагнитное давление.

Наконечник 3, устанавливают в индуктор (рабочий инструмент) 2 который подключен к генератору импульсных токов с емкостным накопителем энергии 1. При пропускании через цилиндрический индуктор 2 импульса тока I_p возникает переменный магнитный поток H , который обеспечивает в наконечнике протекание индуцированного тока I_i . Взаимодействие индуцированного тока с первичным магнитным потоком приводит к возникновению радиально действующих пандеромоторных сил – электромагнитного давления P_m , за счет которого осуществляется деформирование материала наконечника и компактирование внутреннего объема [1,2]. Энергоемкость оборудования – 10 кДж, собственная частота разряда тока 20 кГц, амплитудное значение тока разряда до 200 кА.

В отличие от существующего в настоящее время холодного обжатия специальным инструментом, создающего контакт проводов в нескольких точках, магнитно-импульсная опрессовка обеспечивает равномерное обжатие и контакт по всей поверхности сопряжения между наконечником и токоведущими жилами.

При производстве изделий электронной техники, приборостроении возникает необходимость соединить разнородные материалы, такие как металл - керамика, металл – стекло.

Составные многоэлементные металлокерамические узлы являются корпусными и изоляционными элементами сверхвысокочастотных электровакуумных приборов и других изделий электронной техники, обеспечивающих работоспособность конструкций при рабочих напряжениях более 10 кВ и интенсивных тепловых нагрузках [3].

Применение традиционных методов сборки многоэлементных соединений малоэффективен и ведет к нерационально высоким затратам материалов, энергии. Механическое воздействие приводит к возникновению трещин или полному разрушению стекла или керамики. Указанные недостатки устраняются применением сборки с использованием энергии электромагнитного поля. Предлагается использовать электромагнитную обработку [4].

В процессе электромагнитной сборки детали из стекла и керамики объединяются с металлом в механически прочный неразъемный узел путем пластического деформирования охватывающей электропроводной оболочки. Однако, интенсивное однопереходное воздействие с высокой скоростью деформирования в данном случае неприемлемо. Электромагнитную сборку металlostеклянных узлов необходимо осуществлять серией импульсов малой энергией разряда. Во время выборки зазора между оболочкой и стеклянным каркасом за счет индуцированных токов металл деформируется и одновременно разогревается. После остывания осуществляется натяг в соединении без разрушения хрупкой основы.

1. Советченко П.Б. Возможности магнитно – импульсной обработки металлов / С.Б. Советченко. – Томск: Издательство ТПУ. – 2003. – 93 с.

2. Strizhakov, E.L. Special features of magnetic-pulsed welding of thin sheet stamped-welded structures / S.V. Neskormnyi, S.O. Ageev, S, V, Lemeshev. // Welding International – 2016 № 30(12). – p.36-41.

3. Стрижаков Е.Л., Нескоромный С.В., Минько Д.В. Разрядно-импульсная обработка материалов. Изд-во ДГТУ, 2016. – 132с.

4. Лемешев С.В. Магнитно-импульсная обработка металлокерамических и металlostеклянных узлов/ Нескоромный С.В., Ageev С.О., Гавриленко Д.Ю., Перлов Д.С.// Интегрированные, виброволновые технологии в машиностроении, металлообработке: Сборник трудов международного научного симпозиума технологов-машиностроителей и механиков. 2014. С. 130-136.

OBTAINING PERMANENT CONNEC-TIONS BY ELECTROMAGNETIC METHOD

Electromagnetic processing for composite compounds production, which is characterized by a remote uniform and strictly dosed effect on the interface area, is becoming increasingly widespread in the manufacture of electronic products, aircraft engineering and in the construction of spacecraft.

The most widespread are assembly processes with the use of electromagnetic pressure according to the "crimp" scheme of axisymmetric composite connections of multicore cables, metal-glass and metal-ceramic assemblies.

The principle of electromagnetic crimping of electrical wires termination in the caps of multicore cables is as follows, figure 1.

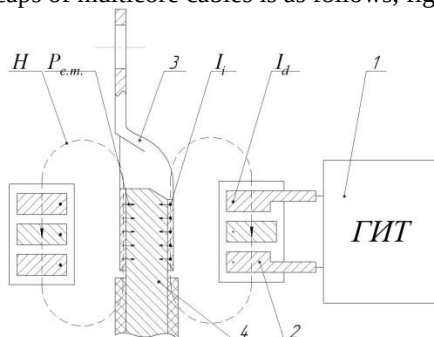


Figure 1. Schematic diagram of electro-magnetic crimping for cutting electrical wires into terminals

1- surge-current generator (SCG); 2 - inductor; 3 - cap; 4 - multicore wire; I_d - discharge current; H - magnetic flux; I_i - induced current; $P_{e.m.}$ - electromagnetic pressure.

The cap 3 is installed in the inductor (working tool) 2 which is connected to a surge-current generator with a capacitive energy storage 1. When the current pulse I_d passes through the cylindrical inductor 2, an alternating magnetic flux H occurs, which ensures the flow of the induced current I_i in the cap. The interaction of the induced current with the primary magnetic flux causes radially acting ponderomotive powers – electromagnetic pressure $P_{e.m.}$, which deforms the cap material and compacts the internal volume [1,2]. The power consumption of the equipment is 10 kJ, natural discharge frequency is 20 kHz, and the amplitude value of the discharge current is up to 200 kA.

In contrast to the currently existing cold reduction with a special tool, which creates wire contact at several points, magnetic pulse crimping provides uniform compression and contact over the entire interface surface between the cap and the current-carrying conductors.

In the production of electronic products, instrument-making it is necessary to connect dissimilar materials such as metal-ceramic, metal-glass.

Composite multi-element metal-ceramic assemblies are the body and insulation elements of ultrahigh-frequency electro-vacuum devices and other electronic products that ensure the performance of structures at operating voltages of more than 10 kV and intense thermal loads [3].

The use of traditional methods of assembly of multi-element compounds is ineffective and leads to irrationally high costs of materials and energy. Mechanical action leads to cracks or complete destruction of glass or ceramic. These disadvantages are eliminated by assembly using electromagnetic field energy. It is proposed to use electromagnetic processing [4].

In the process of electromagnetic assembly, glass and ceramic parts are combined with metal into a mechanically strong one-piece unit by plastic deformation of the enveloping electrically conductive shell. However, intensive single-pass exposure with a high rate of deformation is unacceptable in this case. Electromagnetic assembly of metal-glass units must be carried out by a series of pulses of low energy discharge. During the sampling of the gap between the shell and the glass frame due to induced currents, the metal is deformed and simultaneously heated. After cooling, there appears tension without destroying the fragile base.

1. Sovetchenko P.B. Possibility of magnetic – pulse treatment of metals / P. B. Sovetchenko. - Tomsk: TPU Publishing house. – 2003. – 93 p.

2. Strizhakov, E.L. Special features of magnetic-pulsed welding of thin sheet stamped-welded structures / S.V. Neskromnyi, S.O. Ageev, S, V, Lemeshev. // Welding International – 2016 № 30(12). – p. 36-41.

3. Strizhakov E. L., Neskromny S. V., Minko D. V. Discharge-pulse processing of materials. DSTU publishing house, 2016. – 132 p.

4. Lemeshev S. V. Magnetic-pulse processing of metal-ceramic and metal nodes/ Neskromny S. V., Ageev S. O., Gavrilenko D. J., Gerns, D. S.// Integrated vibrowave technologies in machine building, metal processing: proceedings of the international scientific Symposium of technologists and engineers and mechanics. 2014. p. 130-136.

В.И. СТАШЕНКО¹, О.Б. СКВОРЦОВ^{1,2}, О.А. ТРОИЦКИЙ¹
¹ИМАШ РАН, Москва, Россия, ²НТЦ Балансмаш, Москва, Россия
vis20-11@rambler.ru

УПРАВЛЕНИЕ МЕХАНИЧЕСКИМИ СВОЙСТВАМИ КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ МОЩНОГО ЭНЕРГЕТИЧЕСКОГО ОБОРУДОВАНИЯ

Механические свойства конструкционных материалов, применяемых в условиях радиационных воздействий, существенно меняются в зависимости от типа облучения, дозы, используемого материала и его обработки. Это в значительной степени относится и к материалам с магнитными свойствами [1] и таким элементами электрооборудования, как токопроводящие элементы. Возбуждение вибраций и ударных механических процессов может быть использовано при испытаниях и неразрушающем контроле металлических проводящих элементов энергетического оборудования [2]. Задавая высокую плотность тока через такие элементы можно вызывать в них не только упругие, но и пластические деформации [3]. Упругие деформации в материале проводника при пропускании импульсных токов проявляются в виде ударных или затухающих колебательных процессов, которые могут быть измерены с использованием высокочастотных датчиков вибрации [4].

Значительные упругие деформации (единицы и десятки микрон) в поверхностных слоях проводников при пропускании импульсных токов оказывают влияние на свойства материалов. При таких воздействиях возможно изменение фазового состава и механических свойств материала. Эти особенности используются, например, при холодной обработке в виде плющения или волочения с применением электропластического эффекта.

Особенно заметно проявление механического действия высокоэнергетических электрических процессов на электропроводящие элементы мощного энергетического оборудования. Хотя коэффициент преобразования электрической энергии в механическую при этом сравнительно мал, концентрация механической энергии в поверхностных слоях проводящих конструктивных элементов может быть обеспечена при сравнительно небольших плотностях тока благодаря скин-эффекту. Воздействие на поверхностный слой материала при обработке металла обеспечивает улучшение его структуры и равномерности распределения примесей и дислокаций, во многих случаях повышает твердость и другие механические параметры [5].

Виброакустическое действие импульсного тока, проходящего через проводники, позволяет в ряде случаев заменить температурные и другие воздействия, которые сложно реализовать в условиях эксплуатации обо-

рудования. Кроме того, действие импульсных токов высокой плотности сопровождается как механическим, так и тепловым воздействием, причем соотношение между ними можно изменять простыми изменениями не только амплитуды, но и скважности импульсов.

Такие возможности испытания [6] и контроля металлических конструктивных элементов могут быть реализованы в условиях эксплуатации оборудования, что имеет важное значение, например, при наличии ограничений, связанных с радиационной безопасностью.

Таким образом, применение импульсных токовых воздействий позволяет совмещать решение как задач диагностики состояния, так и обработки материалов непосредственно на промышленном оборудовании (например в процессе ремонта или после него на этапе пуско-наладочных работ). При этом силовое действие таких импульсных токов позволяет изменять свойства материала и снизить влияние остаточных напряжений [7].

1.Петров В.В., Пупков Ю.А. Испытания в ИЯФ. Радиационной стойкости материалов, используемых при создании магнитных систем ускорителей ИЯФ 2010-1 // Новосибирск. 2010. – 33 с.

2.Троицкий О.А., Стащенко В.И., Скворцов О.Б. Вибрации проводников при пропускании импульсного электрического тока и неразрушающий контроль // Инженерный журнал: наука и инновации № 3 (75) 2018. – С.1–16.

3.Troitskij O.A., Skvortsov O.B., Pravotorova E.A., Stashenko V.I. Analysis of the Relationships for the Vibrational Response to the Excitation of Vibro-Acoustic Processes in Conductors from the Action of a Pulsed Current // 15th International School-Conference “New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application”, KnE Materials Science, Vol. 2018. – P. 611–620.

4.Troitskiy, O.A., Skvortsov, O.B., Stashenko, V.I. Generation of mechanical vibrations in metal samples by the use of the pinch effect // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v.218. 2017. – P. 1–6.

5.Troitskii O.A., Skvortsov O.B., Stashenko V.I. Measurements of vibrations produced by current pulses in elements of electrical equipment // Russian electrical engineering, V.89. № 3. 2018. – P. 143–146.

6.ГОСТ 30630.0.0-99. Методы испытаний на стойкость к внешним воздействию факторам машин, приборов и других технических изделий. Общие требования. // М.: 2000. – 41 с.

7.Лашенко Г. И. Технологические возможности вибрационной обработки сварных конструкций (Обзор) // Автоматическая сварка, №7 (754), 2016/ – С.28–34.

V.I. STASHENKO¹, O.B. SKVORCOV^{1,2}, O.A. TROICKIJ¹

¹IMASH RAS, Moscow, Russia, ²STC "Zavod Balansirovochnykh mashin",

Moscow, Russia

vis20-11@rambler.ru

DESIGN OF MECHANICAL PROPERTIES OF STRUCTURAL MATERIALS FOR POWER PLANT EQUIPMENT

The mechanical properties of structural materials used in conditions of radiation exposure vary significantly depending on the type of exposure, dose, material used and its processing. This applies to a large extent to materials with magnetic properties [1] and to such elements of electrical equipment as conductive elements. Excitation of vibrations and shock mechanical processes can be used in testing and non-destructive testing of metal conductive elements of power equipment [2]. By setting a high current density through such elements, it is possible to cause not only elastic, but also plastic deformations in them [3]. Elastic deformation in the material of the conductor when transmitting pulsed currents is manifested in the form of shock or damped oscillatory processes, which can be measured using high-frequency vibration sensors [4].

Significant elastic deformations (units and tens of microns) in the surface layers of conductors when pulsed currents are transmitted have a fusion on the properties of materials. Under such influences, a change in the phase composition and mechanical properties of the material is possible. These features are used, for example, during cold processing in the form of flattening or drawing using the electroplastic effect.

The manifestation of the mechanical action of high-energy electrical processes on the electrically conductive elements of powerful energy equipment is especially noticeable. Although the coefficient of conversion of electrical energy into mechanical energy is relatively small, the concentration of mechanical energy in the surface layers of the conductive structural elements can be achieved at relatively low current densities due to the skin effect. The impact on the surface layer of the material during metal processing improves its structure and uniform distribution of impurities and dislocations, in many cases it increases hardness and other mechanical parameters [5].

The vibroacoustic effect of the pulsed current passing through the conductors allows, in some cases, to replace the temperature and other effects that are difficult to implement in operating conditions of the equipment. In addition, the effect of high-density pulsed currents is accompanied by both mechanical and thermal effects, and the ratio between them can be changed by simple changes in not only the amplitude, but also the duty cycle of the pulses.

Such capabilities of testing [6] and monitoring of metal structural elements

can be realized under the conditions of equipment operation, which is important, for example, if there are limitations associated with radiation safety.

Thus, the use of pulsed current influences allows combining the solution of both the problems of diagnosing the condition and processing materials directly on industrial equipment (for example, during repair or after it at the commissioning stage). Moreover, the force action of such pulsed currents allows you to change the properties of the material and reduce the influence of residual stresses [7].

1.Petrov V.V., Pupkov Yu.A. Tests at INP. Radiation resistance of materials used to create magnetic systems of accelerators INP 2010-1 // Novosibirsk. 2010. – 33 p.

2.Troitsky O.A., Stashenko V.I., Skvortsov O.B. Vibrations of conductors during transmission of pulsed electric current and non-destructive testing // Engineering Journal: Science and Innovation No. 3 (75) 2018. - P.1-16.

3.Troickij O.A., Skvorcov O.B., Pravotorova E.A., Stashenko V.I. Analysis of the Relationships for the Vibrational Response to the Excitation of Vibro-Acoustic Processes in Conductors from the Action of a Pulsed Current // 15th International School-Conference “New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application”, KnE Materials Science, Vol. 2018. – P. 611–620.

4.Troitskiy, O.A., Skvortsov, O.B., Stashenko, V.I. Generation of mechanical vibrations in metal samples by the use of the pinch effect // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, v.218. 2017. – P. 1–6.

5.Troitskii O.A., Skvortsov O.B., Stashenko V.I. Measurements of vibrations produced by current pulses in elements of electrical equipment // Russian electrical engineering. V.89. № 3. 2018. – P. 143–146.

6.GOST 30630.0.0-99. Test methods for resistance to external factors affecting machines, devices and other technical products. General requirements. // М.: 2000. – 41 p.

7.Lashchenko G. I. Technological possibilities of vibration processing of welded structures (Review) // Automatic welding, No. 7 (754), 2016. – P. 28–34.

ВИБРАЦИОННАЯ ПРОЧНОСТЬ

Механические и акустические колебания также как и ударные процессы порождают возникновение дефектов и микротрещин, также как, например, электрический механический или радиационный разогрев материала [1], наряду с прямым воздействием повышенных температур. При этом эффекты от воздействия радиации могут носить обратимый характер, например при использовании термического отжига материала [2].

Действие вибрации, в том числе циклическая усталость и износ конструкционных материалов при вибрационных воздействиях является значимой причиной аварийных рисков отказов [3]. Такие риски от воздействия вибрации особенно заметны для элементов электромеханического оборудования. Такое оборудование является основным элементом на гидроэлектрических, ветровых, атомных и тепловых электростанциях.

Наиболее типичные проявления вибрации как причины аварийных ситуаций на объектах ядерной энергетики дисбаланс роторного оборудования и вибрация трубопроводов [4].

Вопросы синергетики воздействия радиации и малоциклового или многоциклового усталости связаны с возникновением и развитием дислокаций и микротрещин на микроуровне и мезоуровне структуры металлических материалов [5]. В этой работе проблемы циклической прочности рассмотрены как проявления тепловой и радиационной ползучести и их взаимодействия проявляющихся как появление точечных дефектов, трещин и пустот.

Важной задачей для атомной энергетики является разработка модификаций нержавеющей стали (типа 316) с улучшенной ползучестью и высокотемпературной циклической прочностью [6]. При этом такие стали обладают хорошей свариваемостью. Эти конструкционные материалы удовлетворяют требованию непрерывной эксплуатации в течение не менее 60 лет. За столь длительный период эксплуатации неизбежно проявление малоциклового, но и гигациклового усталости.

Важной также является оценка вибрации трубопроводов и их вибрационной прочности в условиях воздействия радиации [7].

Оценка вибрационной прочности для длительных сроков эксплуатации энергетического оборудования [8] вызывает необходимость оррекции нормативной базы оценки оборудования. В основу действующих норм положен принцип контроля интенсивности вибрации, действующей на элементы и материалы конструкции. Такой контроль ориентирован на

решение задачи диагностики дефектов. Для контроля износа конструктивных элементов более существенным оказывается учет дозы вибрационного воздействия на всех этапах длительной эксплуатации оборудования.

Особенно важно это для оценки состояния элементов и материалов, подвергающихся интенсивному энергетическому воздействию. Такие воздействия могут быть как внешними, например, в виде теплового или радиационного поля, а также внутренними, связанными с прохождением электрических потоков высокой мощности через электропроводящие элементы [8].

Переход от мониторинга интенсивности вибрационного, ультразвукового или ударного воздействий к их интегральным оценкам позволяет не только расширить достоверность диагностирования дефектов, но существенно улучшить возможности противоаварийной защиты.

1. ГОСТ 26883-86 (СТ СЭВ 5127-85) Внешние воздействующие факторы. Термины и определения (с Изменением №1) // М.: – 11 с.

2. ГОСТ 18298-79. Стойкость аппаратуры, комплектующих элементов и материалов радиационная. Термины и определения. // М.: – 3 с.

3. A. Risk evaluation of nuclear steam turbine destructive overspeed // Electric Power Research Institute (EPRI), Inc. 2003. – 76 p.

4. Богомолов В.Н. Техническое диагностирование ЯЭУ. “Экскурс в историю // Известия вузов. Ядерная энергетика. №1. 2007. – С.167–175.

5. Po G. Multiscale Modeling Creep-Fatigue Damage in Irradiated Materials // Development of Radiation Resistant Materials. Miramare – Trieste, Italy 20 – 24 April 2009. – P.52.

6. Mathew M.D., Jayakumar T. and Baldev Raj Advances in the development of core and out-of-core structural materials for sodium-cooled fast reactors // Structural Materials for Innovative Nuclear Systems (SMINS-2). Workshop Proceedings Daejeon, Republic of Korea 31 August-3 September 2010. OECD 2012. – P.251–259.

7. Pipe vibrations // Report 2017:351. ENERGIFORSK February 2017. – 92 p.

8. Skvortsov Oleg Development of Vibrating Monitoring for Hydro Power Turbines under Operating Condition. // Journal of Mechanics Engineering and Automation, vol. 4, № 11. 2014 – P. 878–886.

8. Pravotorova E.A. Skvortsov O.B. Modelling of vibration tests of winding elements of power electric equipment. // Journal of machinery manufacture and reliability, v.44, № 5, 2015 – P.479–484.

O.B.SKVORCOV^{1,2}

¹IMASH RAS, Moscow, Russia, ²STC "Zavod Balansirovochnykh mashin",
Moscow, Russia
skv@balansmash.ru

VIBRATION STRENGTH

Mechanical and acoustic vibrations as well as shock processes give rise to defects and microcracks, as well as, for example, electrical mechanical or radiation heating of a material [1], along with direct exposure to elevated temperatures. Moreover, the effects of exposure to radiation can be reversible, for example, when using thermal annealing of the material [2].

The effect of vibration, including cyclic fatigue and wear of structural materials under vibrational influences, is a significant cause of accidental failure risks [3]. Such risks from exposure to vibration are especially noticeable for elements of electromechanical equipment. Such equipment is the main element in hydroelectric, wind, nuclear and thermal power plants.

The most typical manifestations of vibration as the causes of emergencies at nuclear facilities are imbalance of rotary equipment and vibration of pipelines [4].

The issues of synergetic effects of radiation and low-cycle or high-cycle fatigue are associated with the emergence and development of dislocations and microcracks at the micro level and meso level structure of metallic materials [5]. In this work, problems of cyclic strength are considered as manifestations of thermal and radiation creep and their interactions manifesting as the appearance of point defects, cracks and voids.

An important task for nuclear energy is the development of modifications of stainless steel (type 316) with improved creep and high-temperature cyclic strength [6]. Moreover, such steels have good weldability. These structural materials meet the requirement of continuous operation for at least 60 years. Over such a long period of operation, the manifestation of low-cycle, but also gigacyclic fatigue is inevitable.

It is also important to assess the vibration of pipelines and their vibrational strength under the influence of radiation [7].

Assessment of vibration strength for long service life power equipment [8] necessitates an amendment of the regulatory framework for equipment assessment. The current standards are based on the principle of controlling the intensity of vibration acting on structural elements and materials. Such control is focused on solving the problem of diagnosing defects. To control the wear of structural elements, it is more important to consider the dose of vibration exposure at all stages of long-term operation of the equipment.

This is especially important for assessing the state of elements and materials

subjected to intense energy exposure. Such effects can be both external, for example, in the form of a thermal or radiation field, as well as internal, associated with the passage of high-power electric flows through electrically conductive elements [8].

The transition from monitoring the intensity of vibrational, ultrasonic or shock impacts to their integrated assessments allows not only to expand the reliability of defect diagnosis, but to significantly improve the capabilities of emergency protection.

1.GOST 26883-86 (ST SEV 5127-85) External influencing factors. Terms and definitions (with Change No. 1) // M. : – 11 p.

2.GOST 18298-79. Resistance of equipment, components and materials radiation. Terms and Definitions. // M. : – 3 p.

3.A. Risk evaluation of nuclear steam turbine destructive overspeed // Electric Power Research Institute (EPRI), Inc. 2003. – 76 p.

4.Bogomolov V.N. Technical diagnosis of nuclear power plants. “An excursion into history // News of universities. Nuclear energy. No. 1. 2007. – P.167-175.

5.Po G. Multiscale Modeling Creep-Fatigue Damage in Irradiated Materials // Development of Radiation Resistant Materials. Miramare – Trieste, Italy 20 – 24 April 2009. – P.52/

6.Mathew M.D., Jayakumar T. and Baldev Raj Advances in the development of core and out-of-core structural materials for sodium-cooled fast reactors // Structural Materials for Innovative Nuclear Systems (SMINS-2). Workshop Proceedings Daejeon, Republic of Korea 31 August-3 September 2010. OECD 2012. – 251–259.

7.Pipe vibrations // Report 2017:351. ENERGIFORSK February 2017. 92 p.

8.Skvorcov O. Development of Vibrating Monitoring for Hydro Power Turbines under Operating Condition. // Journal of Mechanics Engineering and Automation, vol. 4, № 11. 2014. – P. 878–886.

8.Pravotorova E.A. Skvortsov O.B. Modelling of vibration tests of winding elements of power electric equipment. // Journal of machinery manufacture and reliability, v.44, № 5, 2015 – P.479–484.

Н.С. ПОПОВ, М.А. ПЕНЯЗЬ, А.А. ИВАННИКОВ,
О.Н. СЕВРЮКОВ, Б.А. КАЛИН
*Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ»,
Москва*
NSPopov@mephi.ru

ОПРЕДЕЛЕНИЕ КОРРОЗИОННОЙ СТОЙКОСТИ ПАЯНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ИЗ СТАЛИ 12Х18Н10Т, ПОЛУЧЕННЫХ С ПОМОЩЬЮ НИКЕЛЕВЫХ ПРИПОЕВ

На сегодняшний день широкое применение для создания неразъемных соединений получили такие методы как сварка и пайка. Хотя сварка и является более распространенным методом, в некоторых случаях она неосуществима по технологическим причинам. Для пайки коррозионно-стойких сталей и получения высокопрочных соединений широко используется диффузионная пайка [1]. Перспективными припоями, используемыми для диффузионной пайки коррозионно-стойких сталей и сплавов, являются никелевые быстрозакаленные припои, получаемые в виде фольг в аморфном или нанокристаллическом состоянии [2,3]. В зависимости от условий эксплуатации под воздействием агрессивной внешней среды может произойти коррозионное повреждение места соединения, что актуально для различных сотовых конструкций теплообменников и решетчатых конструкций фильтров.

В работе использовались сплавы-припои на основе системы Ni-Cr-Si-B и Ni-Cr-P, в которых варьировалось содержание хрома от 7 мас.% до 20 мас.% и было проведено дополнительное легирование Fe и Mo. Для исследований были выбраны широко распространенные коррозионно-стойкие стали аустенитного класса 08Х18Н9 и 12Х18Н10Т и проведена пайка тестовых цилиндрических и макетных решетчатых образцов.

Целью работы было определение влияния температурно-временного режима пайки и химического состава припоя на структурно-фазовое состояние шва и, соответственно, его коррозионную стойкость. Паяные соединения испытаны на склонность к межкристаллитной коррозии согласно ГОСТ 6032. На тестовых образцах с помощью металлографического анализа измерена глубина коррозионного повреждения. На образцах, полученных с помощью припоев с содержанием 7 мас.% хрома, обнаружена сплошная (растворение тела шва) и локальная коррозия по диффузионной зоне. При превышении содержания хрома в составе припоя выше 15 мас.% глубина коррозионного повреждения значительно снижается.

Показано влияние температурно-временного режима на коррозионную стойкость паяного соединения. При малом времени выдержки ло-

кальная коррозия проходит по зоне с большим количеством эвтектики (зона атермического затвердевания). В случае режима с более длительной выдержкой микроструктура соединения приобретает большую однородность (количество эвтектической фазы снижается), что увеличивает коррозионную стойкость.

В диффузионной зоне (месте наиболее сильного коррозионного воздействия) было обнаружено формирование боридов, что может свидетельствовать о вероятной причине локальной коррозии – возникновение микрогальванических пар.

Показано, что увеличение времени выдержки и использование сплавов-припоев, содержащих более 15 мас.% Cr, приводит к формированию более однородного структурно-фазового состояния и как следствие повышение коррозионной стойкости. Продемонстрирована возможность использования разрабатываемых припоев на основе системы Ni-Cr-Si-B и Ni-Cr-P для получения неразъемных соединений решетчатых конструкций из коррозионностойких сталей аустенитного класса.

1. S. Steuer, R. Singer. Suppression of Boride Formation in Transient Liquid Phase Bonding of Pairings of Parent Superalloy. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International. Vol.45. Issue 8. P.2226-2232 (2014).

2. A. Ivannikov, V. Tukhbatov. Rapid-quenched nickel-based solder for high-temperature brazing of various constructive elements. Tsvetnye Metally. Issue 12, P.27-31 (2014).

3. A. Battenbough, A. Osmanda. Properties of selected nickel and iron base brazing filler metals. Brazing, High Temperature Brazing and Diffusion Bonding. P.404-410 (2016).

N. POPOV, M. PENYAZ, A. IVANNIKOV,
O. SEVRYUKOV, B. KALIN

National Research Nuclear University “MEPhI”, Moscow, Russia

NSPopov@mephi.ru

CORROSION RESISTANCE OF BRAZED JOINTS 12Cr18Ni10T/NiCrSiB AND 08Cr18Ni9/NiCrSiB

Brazing and welding are most popular methods in engineering for creating permanent joints. However, in some cases, welding is not possible due to technological problems. High temperature brazing is often used as only possible technology for producing grid, cell and thin-walled structures. Nowadays diffusion bonding is widely used for joining materials. Using diffusion brazing or transient liquid phase bonding (TLP-bonding), allow to obtain joints with high resistance to high temperatures, mechanical stress and influence of aggressive environment for long time without significant properties degradation [1]. This

technology based on process of isothermal solidification of melted filler metal due to element diffusion. Amorphous or nanocrystalline nickel-based foil, produced by rapidly quenching of the melt, are perspective for TLP-bonding stainless steels and nickel alloys [2,3]. Brazed joints usually are part of high stressed constructions, which exploited under high pressure, temperature, in aggressive environment and friction conditions. This fact is very important for development of producing technology of devices like honeycombs or heat exchangers.

Composition of filler metal and brazing mode affect on corrosion resistance of steel joints 08Cr18Ni9 (AISI 304) and 12Cr18Ni10T (AISI 321) brazed with Ni-Cr-Si-B and Ni-Cr-P filler metal. Two types of samples were used in work: cylindrical testing samples and thin-walled grid section. Filler metals differ from each other in Cr, Mo and Fe content.

Corrosion tests were carried out in a mixture of 5% CuSO₄ solution and 25% H₂SO₄ solution. The depth of corrosion damage was determined on the test samples. The main factor that reduces corrosion damage is the concentration of chromium in the body of the brazed joint. At a low content of 7 wt.% Cr, brazed joint degrades to a greater depth, local corrosion occurs in brazing seam. The optimum concentration is 15-20 wt.% Cr, brazed joint is resistant to corrosion.

The brazing mode affects the uniformity of chromium distribution over the seam thickness. With a short holding time, due to the athermal solidification of the seam center, a degenerate eutectic is formed which consists from boride or silicide phases. Homogeneous joint can be obtained by increasing holding time.

A study of the surface in contact with the aggressive medium was carried out. In areas subject to corrosion, chromium borides were found. This fact can be explained by the appearance of microgalvanic phases.

With increasing concentration up to 20 wt.% Cr phases (borides and silicides) are formed in the center of the seam that worsen the corrosion resistance. The content of molybdenum in filler metal increases the amount of degenerate eutectic in the center of the joint.

Capability of using Ni-Cr-Si-B and Ni-Cr-P systems for obtaining joints in grid thin-walled corrosion resistant steel structure was demonstrated.

1. S. Steuer, R. Singer. Suppression of Boride Formation in Transient Liquid Phase Bonding of Pairs of Parent Superalloy. The Minerals, Metals & Materials Society and ASM International. Vol.45. Issue 8. P.2226-2232 (2014).

2. A. Ivannikov, V. Tukhbatov. Rapid-quenched nickel-based solder for high-temperature brazing of various constructive elements. Tsvetnye Metally. Issue 12, P.27-31 (2014).

3. A. Battenbough, A. Osmanda. Properties of selected nickel and iron base brazing filler metals. Brazing, High Temperature Brazing and Diffusion Bonding. P.404-410 (2016).

Ю.А. ПЕРЛОВИЧ, М.Г. ИСАЕНКОВА, Я.А. БАБИЧ
*Национальный Исследовательский Ядерный Университет «МИФИ»,
Москва*
yababich@mephi.ru

ОСОБЕННОСТИ ПРОТЕКАНИЯ ПРОЦЕССА РЕКРИСТАЛЛИЗАЦИИ В ГЦК МЕТАЛЛАХ НА ПРИМЕРЕ МЕДИ

В настоящей работе проводилось исследование процессов рекристаллизации в ГЦК металлах на примере меди. Медные образцы подвергались холодной прокатке до степени 90 %, а затем отжигам в муфельной печи при разных температурах. Для полученных образцов на рентгеновском дифрактометре ДРОН-3 регистрировали прямые текстурные полюсные фигуры (ППФ), свидетельствующие о протекании при отжигах процессов рекристаллизации. Состояние кристаллической решетки в исследуемых образцах оценивали по угловой полуширине рентгеновских линий, записываемых для зерен двух ориентаций, соответствующих главным компонентам текстур прокатки и рекристаллизации. Структурное состояние зерен в прокатанном образце оказывается неоднородным; при этом фрагменты с ориентацией будущего максимума текстуры рекристаллизации уже после прокатки характеризуются вдвое меньшей полушириной, чем фрагменты в максимуме текстуры прокатки. По мере повышения температуры отжига обе группы зерен монотонно совершенствуются, но первые из них остаются более совершенными. В текстуре рекристаллизации меди преобладает кубическая компонента $\{100\}<100>$, которая постепенно усиливается, что свидетельствует о преимущественном росте в ГЦК-металле при рекристаллизации фрагментов с наиболее совершенной решеткой, в отличие от ОЦК-металлов, где зародышами рекристаллизации являются фрагменты с наиболее искаженной решеткой.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00619.

FEATURES OF THE RECRYSTALLIZATION PROCESS IN FCC METALS USING COPPER AS AN EXAMPLE

In present work studied the processes of recrystallization in FCC metals using copper as an example. Copper samples were cold rolled to a degree of 90 %, and then annealed in a muffle furnace at different temperatures. For the obtained samples at the X-ray diffractometer DRON-3 recorded textural direct pole figure (PPF), which showing the flow of processes of recrystallization during annealing. Condition of the crystal lattice in the test samples was evaluated by the angular half-width of X-ray lines, recorded for two orientations of the grains, corresponding to the main components of the rolling texture and recrystallization. The structural state of grains in a rolled sample is heterogeneous; wherein the orientation of the fragments with future maximum recrystallization texture after rolling are characterized by half-width at half than the fragments at the maximum rolling texture. With increasing annealing temperature, both groups monotonously grains are improved, but the first ones are more sophisticated. In the texture of the recrystallization copper predominates cubic component $\{100\}<100>$, which gradually increases, indicating that an advantageous increase in the FCC metal recrystallisation fragments with the most perfect lattice, unlike BCC metals, where the germs of recrystallization are fragments with the most distorted lattice.

The reported study was funded by RFBR according to the research project № 18-32-00619.

К.Х. АШИККАЛИЕВА^{1,2}, Т. В. КОНОНЕНКО^{1,2},
Е.Е. АШКИНАЗИ¹, Е.А. ОБРАЗЦОВА^{1,3}, В.М. ГОЛОЛОБОВ^{1,2}

1. Институт общей физики им. А.М. Прохорова РАН

2. Национальный исследовательский ядерный университет "МИФИ"

3. Институт биорганической химии им. М.М. Шемякина

и Ю.А. Овчинникова РАН

kuralay.physics@mail.ru

ОСОБЕННОСТИ СПОНТАННОГО РОСТА ЛАЗЕРНО-ИНДУЦИРОВАННЫХ ГРАФИТИЗИРОВАННЫХ МИКРОСТРУКТУР В ОБЪЕМЕ АЛМАЗА И ИХ ВНУТРЕННЕЙ СТРУКТУРЫ

В работе изучены особенности лазерного структурирования объема алмаза в условиях фиксированного положения перетяжки лазерного излучения. Лазерное излучение фокусировали вглубь алмазного кристалла перпендикулярно грани (100), процесс микроstructuring кристалла регистрировали через грань (110) кристалла посредством видеокамеры. Обработку алмаза проводили пикосекундными лазерными импульсами при варьировании числа импульсов (от 1 до 10 000) и энергии в импульсе. В результате, в объеме алмаза был создан набор нитевидных лазерно-индуцированных графитизированных микроструктур. Каждая из таких микроструктур являлась результатом спонтанного распространения лазерно-индуцированной волны графитизации в объеме алмаза [1, 2]. Для возможности непосредственного изучения лазерно-модифицированного материала, были получены сечения графитизированных микроструктур посредством механической полировки грани (110) алмазного кристалла. С помощью спектроскопии комбинационного рассеяния и высокоразрешающей растровой электронной микроскопии детально изучена внутренняя структура графитизированных микроструктур. Проведено сопоставление внутренней структуры графитизированных микроструктур с динамикой их роста в объеме алмаза, а также плотностью энергии на фронте модификации.

1. Kononenko T.V., Meier M., Komlenok M.S. et al. // Applied Physics A. 2008. № 90. P.645.

2. Kononenko T.V., Zavedeev E.V., Kononenko V.V. et al. // Applied Physics A. 2015. № 119. P.405.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-01072\19.

K.K. ASHIKKALIEVA^{1,2}, T. V. KONONENKO^{1,2},
E.E. ASHKINAZI¹, E.A. OBRASSTOVA^{1,3}, V.M. GOLOBOV^{1,2}

¹*Prokhorov General Physics Institute of the Russian Academy of Sciences*

²*National Research Nuclear University MEPhI*

³*Shemyakin–Ovchinnikov Institute of Bioorganic Chemistry of the Russian Academy of Sciences*

kuralay.physics@mail.ru

SPECIFICS OF SPONTANEOUS GROWTH OF LASER-INDUCED GRAPHITIZED MICROSTRUCTURES IN DIAMOND AND THEIR INTERNAL STRUCTURE

Here, features of the laser structuring of diamond bulk under fixed laser focus conditions have been studied. Laser beam was focused inside a diamond crystal perpendicular to its (100) face. The microstructuring process was registered through the (110) crystal face with a camera. The crystal was treated by picosecond laser pulses at varying the number of pulses (from 1 to 10 000) and the pulse energy. A set of wire-like laser-induced graphitized microstructures was formed in diamond as a result of a spontaneous propagation of laser-induced graphitization waves in diamond [1, 2]. To direct study the laser-modified material, the sections of the graphitized microstructures were obtained by polishing the (100) crystal face. An internal structure of the graphitized microstructures was studied in detail with Raman spectroscopy and scanning electron microscopy. The internal structure of the microstructures was compared with their growth dynamics and the fluence at the front of modification.

1. Kononenko T.V., Meier M., Komlenok M.S. et al. // *Applied Physics A*. 2008. № 90. P.645.

2. Kononenko T.V., Zavedeev E.V., Kononenko V.V. et al. // *Applied Physics A*. 2015. № 119. P.405.

The study was funded by RFBR according to the research project no. 18-32-01072\19.

Х.М.ГАДЖИЕВ, Т.А.ЧЕЛУШКИНА

Дагестанский государственный технический университет,

Махачкала, Россия.

gadjiev.xad@mail.ru

ПРИМЕНЕНИЕ 3D ТЕХНОЛОГИЙ ДЛЯ СОЗДАНИЯ ЭЛЕКТРОННЫХ КОМПОНЕНТОВ СВЧ ДИАПАЗОНА

В радиоэлектронной промышленности получили широкое распространение 3D принтеры для изготовления металлических или пластиковых конструктивных элементов [1]. В то же время 3D технологии могут быть эффективно использованы для создания и электронных компонентов, таких как резисторы, индуктивности конденсаторы, резонаторы и антенно-фидерные устройства СВЧ диапазона.

На рисунке 1 изображен 3D-принтер для печати изделий из различных по электрофизическим свойствам материалов. Вместо одного контейнера, содержащего частицы порошкообразного материала для спекания, с подвижным в вертикальном направлении дном, добавлено несколько однотипных контейнеров, содержащих частицы порошкообразных материалов с различными электрофизическими свойствами, которые в заданном порядке будут использованы для формирования каждого слоя печати, за счет горизонтального перемещения подвижной платформы с контейнерами относительно рабочей зоны для спекания изделия.

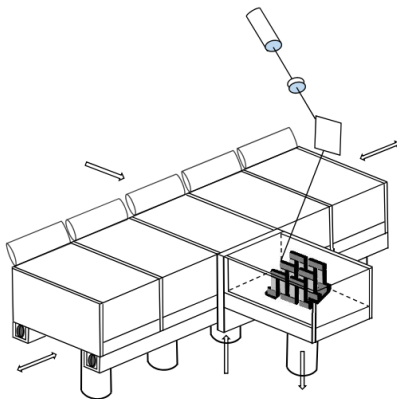


Рис. 1. Схема 3D-принтера для печати изделий из различных по электрофизическим свойствам материалов

После того, как закончено формирование спекания частиц одного по-

рошкообразного материала все контейнеры одновременно смещаются в сторону для того, чтобы контейнер с частицами порошкообразного материала с другими электрофизическими свойствами мог также нанести следующий слой на рабочую поверхность для спекания уже другого материала на том же уровне, что и напечатанный ранее материал. Таким образом, в одном слое можно одновременно сформировать несколько поверхностей состоящих из различных материалов с различными параметрами. По окончании процесса спекания лишние частицы порошкообразных материалов из этого слоя можно просто сдуть или собрать с помощью всасывающего устройства для помещения в тот же контейнер, откуда эти частицы порошкообразного материала были взяты. Для обеспечения высокой точности на границах формируемых поверхностей целесообразно начинать спекание с тех частиц порошкообразного материала, которые имеют наиболее высокую температуру плавления. Это позволит избежать паразитного взаимовлияния при спекании последующих частиц порошкообразного материала, т.к. температура лазерного луча для каждой последующих частиц порошкообразного материала будет снижаться и не сможет повлиять на паразитное плавление на границах предыдущего материала в этом слое. После того как сформированы все поверхности одного слоя, всё свободное пространство в этом слое необходимо заполнить самым легкоплавким материалом или другим, ему подобным, который может быть легко выплавлен, растворен и т.д. по окончании формирования изделия, или будет сохранен в качестве заливки для повышения влагозащищенности, прочности или выполнения других вспомогательных функций. Таким образом, могут быть сформированы электронные компоненты СВЧ диапазона, состоящие из проводящих металлических поверхностей и диэлектрической керамики. 3D технологии позволяют сформировать резонансные структуры в виде односторонней поверхности Мебуса, в которой диэлектрическая лента с двух сторон покрыта металлической поверхностью, в результате чего в каждом сечении ленты имеется емкость, а металлические поверхности представляют из себя двухвитковую индуктивность. Такой резонатор СВЧ диапазона возможно реализовать только аддитивными технологиями, причем применение полупроводниковых порошков с различными типами проводимости, позволяет реализовать регулируемые резонаторы СВЧ диапазона [2].

1. Патент США № 5753274. Apparatus for producing a three-dimensional object / Wilkening; Christian (Diessen, DE), Lohner; Andreas (Haar, DE).

2. Патент РФ № 2616440. Кодово-импульсный модулятор сверхвысокочастотных электромагнитных колебаний в виде многослойной поверхности Мебиуса с p-i-n-диодами / Исмаилов Т.А., Гаджиев Х.М., Крячко А.С., Челушкин Д.А., Шкурко А.С.

APPLICATION OF 3D TECHNOLOGIES FOR CREATION OF ELECTRONIC COMPONENTS OF MICROWAVE RANGE

In the electronics industry, 3D printers for the manufacture of metal or plastic structural elements have become widespread [1]. At the same time, 3D technologies can be effectively used to create electronic components, such as resistors, inductors, capacitors, resonators and microwave antenna feeder devices.

Figure 1 shows a 3D printer for printing products from materials of various electrophysical properties. Instead of a single container containing particles of powdered sintering material with a vertical movable bottom, several containers of the same type were added containing particles of powdered materials with different electrophysical properties, which will be used in the specified order to form each print layer due to horizontal movement of the movable platform with containers relative to the working area for sintering the product.

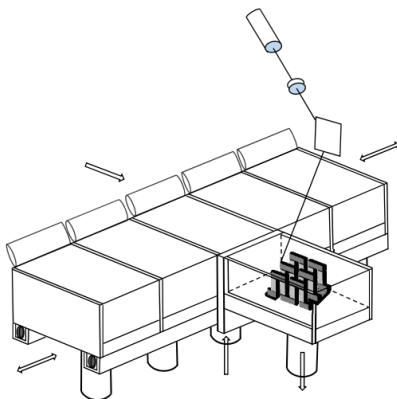


Fig. 1. Scheme of a 3D printer for printing products from materials of various electrophysical properties

After the formation of sintering particles of one powdery material is completed, all containers are simultaneously shifted to the side so that the container with particles of powdery material with other electrophysical properties can also apply the next layer to the working surface for sintering of another material at the same level as previously printed material. Thus, in one layer it is possible to simultaneously form several surfaces consisting of different materials with

different parameters. At the end of the sintering process, excess particles of powdered materials from this layer can simply be blown away or collected using a suction device for placement in the same container from where these particles of powdered material were taken. To ensure high accuracy at the boundaries of the formed surfaces, it is advisable to begin sintering with those particles of powder material that have the highest melting point. This will avoid parasitic interference during sintering of subsequent particles of a powdery material, because the temperature of the laser beam for each subsequent particles of the powdery material will decrease and will not be able to affect stray melting at the boundaries of the previous material in this layer. After all the surfaces of one layer are formed, all the free space in this layer must be filled with the most fusible material or another similar material that can be easily melted, dissolved, etc. at the end of the formation of the product, or will be saved as a fill to increase moisture resistance, strength or perform other auxiliary functions. In this way, electronic components of the microwave range, consisting of conductive metal surfaces and dielectric ceramics, can be formed. 3D technologies make it possible to form resonant structures in the form of a one-sided Moebius surface in which the dielectric tape is coated on two sides with a metal surface, as a result of which there is a capacitance in each section of the tape, and the metal surfaces are a two-turn inductance. Such a microwave cavity resonator can be realized only by additive technologies, and the use of semiconductor powders with various types of conductivity allows one to realize adjustable microwave resonators [2].

1. US patent No. 5753274. Apparatus for producing a three-dimensional object / Wilkening; Christian (Diessen, DE), Lohner; Andreas (Haar, DE).

2. RF patent No. 2616440. Code-pulse modulator of microwave electromagnetic waves in the form of a multilayer Moebius surface with pin diodes / Ismailov T.A., Gadjeiev H.M., Kryachko AS, Chelushkin D.A., Shkurko A.S.

ПОЛУЧЕНИЕ НАНОСЛОЕВ Co_3O_4 МЕТОДОМ СЛОТ-МАТРИЧНОЙ ПЕЧАТИ

Получение нанослоев оксида кобальта методами мокрой химии является перспективной возможностью для разработки и улучшения устройств солнечной энергетики. Сочетание простой методики синтеза и превосходных электрофизических свойств материала позволяет получать нанопленки, обладающие достаточно высокой однородностью покрытия поверхности при низкой себестоимости [1]. Синтезируемые нанослои оксида кобальта могут быть использованы в качестве дырочно-транспортного слоя в перовскитных солнечных элементах с целью повышения эффективности и стабильности устройств [2].

В данной работе мы сообщаем о возможности получения однородных нанослоев оксида кобальта методом слот-матричной печати дисперсии на проводящие подложки. Дисперсии для печати получались в результате ультразвукового воздействия на смесь нанопорошка оксида кобальта с водой. Нанопорошок был синтезирован методом мокрой химии с последующей термической обработкой при температуре 200°C. Полученный порошок имеет пластинчатую структуру. Предполагается, что один цикл печати позволяет нанести слой с толщиной, соответствующей среднему размеру частиц порошка. Использование метода слот-матричной печати позволяет достичь лучшего распределения наночастиц на поверхностях подложки. Для получения однородного распределения и предотвращения коагуляции наночастиц в процессе высыхания нанесенного слоя, поддерживалась постоянная температура подложки равная 95°C. Химический состав, однородность, структура и размер порошка и нанослоев оксида кобальта были исследованы с помощью рентгенофазового анализа, спектроскопии комбинационного рассеяния, сканирующей и просвечивающей электронной микроскопии, энергодисперсионной рентгеновской спектроскопии.

Результаты исследований свидетельствуют о формировании равномерного слоя оксида кобальта на поверхности подложек. Предложенный легкий и экономически выгодный метод печати из дисперсии может перспективно использоваться для получения различных двумерных пленок, применяемых в тонкопленочной фотовольтаике.

1. A. Bashir et al., “Spinel Co_3O_4 nanomaterials for efficient and stable large area carbon-based printed perovskite solar cells,” *Nanoscale*, vol. 10, no. 5, pp. 2341–2350, 2018.

2. A. E. Shalan et al., “Cobalt Oxide (CoOx) as an Efficient Hole-Extracting Layer for High-Performance Inverted Planar Perovskite Solar Cells,” *ACS Appl. Mater. Interfaces*, vol. 8, no. 49, pp. 33592–33600, 2016.

SLOT-DIE PRINTED CO₃O₄ NANOLAYERS

The production of cobalt oxide nanolayers by wet chemistry methods is a promising opportunity for the development of thin-film electronics and solar cells. The combination of a simple technique and excellent physical properties of the material allows one to obtain cost-effective nanofilms with a fairly high uniformity of surface coating [1]. The synthesized cobalt oxide nanolayers can be used as a hole-transport layer in perovskite solar cells in order to increase the efficiency and stability of devices [2].

In this paper, we report on the possibility of obtaining uniform cobalt oxide nanolayers by slot-die printing of the dispersion onto conductive substrates. Dispersions for printing were obtained as a result of ultrasonic treatment of a mixture of cobalt oxide nanopowder with water. Nanopowder was synthesized by wet chemistry followed by heat treatment at a temperature of 200 ° C. The resulting powder has platelet morphology. It is assumed that one printing cycle forms a layer with a thickness corresponding to the mean size of nanoparticles. Using the slot-die printing method allows to achieve a better distribution of nanoparticles on the surface of the substrate. To obtain a uniform distribution and prevent coagulation of nanoparticles during the drying of the applied layer, a constant substrate temperature of 95 ° C was maintained. The chemical composition, uniformity, structure and size of the powder and nanolayers of cobalt oxide were studied using X-ray d, Raman spectroscopy, scanning and transmission electron microscopy, and energy dispersive x-ray spectroscopy.

The results indicate the formation of a uniform cobalt oxide layer on the surface of the substrates. The proposed easy and cost-effective method of slot-die printing from dispersion can be prospectively used to obtain various two-dimensional films used thin-film photovoltaics.

1. A. Bashir et al., “Spinel Co₃O₄ nanomaterials for efficient and stable large area carbon-based printed perovskite solar cells,” *Nanoscale*, vol. 10, no. 5, pp. 2341–2350, 2018.

2. A. E. Shalan et al., “Cobalt Oxide (CoOx) as an Efficient Hole-Extracting Layer for High-Performance Inverted Planar Perovskite Solar Cells,” *ACS Appl. Mater. Interfaces*, vol. 8, no. 49, pp. 33592–33600, 2016.

ПЕРСПЕКТИВЫ ПРИМЕНЕНИЯ НАНОКОМПОЗИТА КОРУНД-ГРАФЕН

Проведено обобщение результатов изучения композита, полученных разными авторами.

Графен, являющийся двумерной алотропной модификацией графита был получен Новоселовым и Геймом в 2005 году [1]. Он обладает рядом уникальных электрофизических, механических, тепловых свойств. В настоящее время графен производят в промышленных масштабах.

Композит корунд-графен получают путем ультразвукового перемешивания в жидкости порошка графена и нанопорошка оксида алюминия с последующим их спарк-плазменным спеканием (СПС). В процессе спекания частицы графена оказываются вмурованы в зерна корунда или располагаются на их границах, оказывая армирующее воздействие. Присутствие графена в спеченном композите проявляется как в незначительном снижении плотности компакта, так и в увеличении его микротвердости [2]. При испытаниях на истирание при круговом движении сапфирового шарика по поверхности композита износ по сравнению с чистым корундом уменьшается на два порядка [3]. Вид поверхности дорожек износа приведен на рис. 1.

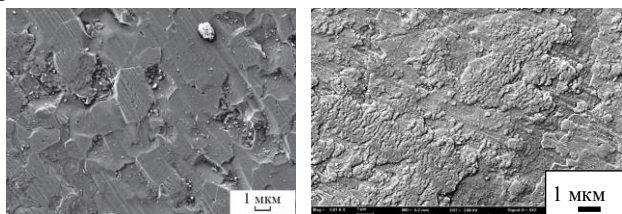


Рисунок 1. Поверхность дорожек износа для композита с 1 вес.% графена (левый снимок) и 2% графена (правый).

При 1% графена превалирует армирующий эффект: зерна почти не выбиваются с трущейся поверхности. При 2% графена поверхность износа покрыта вязкой массой, предположительно образующейся на начальной стадии износа из осколков корунда и частицами графена, вымываемыми из композита при трении.

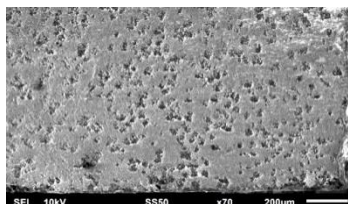
В серии работ [3-5] электросопротивление измеряли при нагреве до температуры 1600°C. Показано, что при получении композита методом СПС при давлении 40 МПа, сопротивление уменьшалось при нагреве на 4

порядка, как и чистого корунда [3]. При охлаждении электросопротивление восстанавливалось.

Если спекание смеси порошков с содержанием графена 2 вес.% проводили без приложения давления, электросопротивление полученной таблетки после остывания было на 6 порядков ниже, чем у корунда и составляло 0,25 Ом*м. Еще более низкие значения электросопротивления получены при спекании смеси оксида алюминия с 2 вес% графена в установке горячего прессования при радиационном нагреве [4] -- 0,09 Ом*м. Фотография скола такого композита, сделанная на РЭМ без нанесения проводящего покрытия, показана на рис. 2. Электропроводные участки имеют более темный цвет. Видно, что они образуют сетку, пронизывающую объем композита и обеспечивающую электропроводность всего образца. Темные участки при большем увеличении имеют столбчатую структуру, что нехарактерно для корунда.

Рисунок 2.

В работе [5] установлено, что при температуре около 1600°C в композите происходит химическое взаимодействие между углеродом и оксидом алюминия. Указанную температуру можно рассматривать как температурный предел устойчивости композита корунд-графен.



1. Stankovich S., DiKin D.A., Dommet G.H. et al. Graphene-based composite materials// Nature -2006. V.442. - P.282-286.
2. Жолнин А.Г., Кляцкина Е.А., Григорьев Е.Г. и др., Спарк-плазменное спекание нанокompозита Al₂O₃–графен // Физика и химия обработки материалов. -2017. № 4. - С.47-54.
3. Stolyarov V.V., Zholnin A.G., Klyatskina E.A., Structure and properties of nanocomposite Al₂O₃ + G processed by SPS // Monograph. Perspective materials and technologies, Vitebsk, Belarussia, -2017, V.1. –P.92-107.
4. Жолнин А.Г.Тенишев А.В., Столяров В.В. Влияние термомеханических условий компактирования на электросопротивление композита Al₂O₃/графен // Деформация и разрушение материалов. -2019. №2. -С.20-27.
5. Жолнин А.Г., Столяров В.В., Савельев М.Д., Шорников Д.П. Термостойкость композита корунд-графен // Сборник докладов 11-го Международного симпозиума (Минск, 10-12 апреля 2019 г.) Порошковая металлургия: Инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка. Минск.-2019. - С.460-469.

У.М. ЗАВОРОТНАЯ^{а)}, М.Г. ИСАЕНКОВА, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ,
С.Д. СТОЛБОВ, А.Е. РУБАНОВ

*Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Москва, РФ*

а) ulyanamzav@mail.ru

МОДЕЛИРОВАНИЕ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИЙ

Повышение мощности реакторов на тепловых нейтронах и выгорания топлива предполагает увеличение температуры эксплуатации конструктивных элементов. Циркониевые сплавы, используемые в качестве конструкционного материала, обладают низкими механическими и коррозионными свойствами в паро-водяной среде при температурах выше 350 °С. Для решения данной проблемы предлагается защитить поверхность оболочечных труб из сплавов на основе циркония путем создания многослойных композиций.

Основными требованиями, которым должны удовлетворять материалы, контактирующие с теплоносителем, являются: коррозионная стойкость на воздухе и в паре под давлением при 400 °С, низкое сечение захвата тепловых нейтронов, низкое поглощение водорода, отсутствие склонности к образованию гидридов, схожие термические коэффициенты линейного расширения (ТКЛР), отсутствие интерметаллидных фаз на границе с соседним слоем, технологичность. На основе перечисленных выше требований и литературных данных о коррозионной стойкости различных материалов в качестве защитных слоев выбраны следующие металлы: Та, Мо, Ti, Cr.

В данной работе по результатам моделирования холодной прокатки многослойной композиции Zr-Э125-Ti-Мо установлено, что независимо от толщины слоев максимальная относительная деформация по толщине наблюдается для циркониевого слоя. При этом деформации всех слоев в направлении прокатки (НП) многослойного листа близки по величине, но максимальная относительная деформация вновь регистрируется в Zr-слое, а минимальная в Мо. Относительные деформации Ti- и Мо-слоев близки по величине как для направления прокатки, так и по толщине листовой композиции. Максимальные эквивалентные остаточные напряжения зарегистрированы для Мо- и Zr-слоев, величина которых повышается с увеличением деформации за проход и в Мо-слое достигает 1000 МПа при деформации по толщине листовой композиции 30% за проход.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00619.

U.M. ZAVOROTNAYA^{a)}, M.G. ISAENKOVA,
YU.A. PERLOVICH, S.D. STOLBOV, A.E. RUBANOV
National Research Nuclear University "MEPhI", Moscow, Russian Federation
a) ulyanamzav@mail.ru

MODELING OF PLASTIC DEFORMATION IN MULTILAYER COMPOSITIONS

Increasing power and fuel burn-up levels demand structural elements to hold higher temperatures. Zirconium alloys used as a structural material have low mechanical and corrosive properties in a steam-water environment at temperatures above 350 °C. To solve this problem, it is proposed to protect the surface of cladding tubes made of zirconium-based alloys by producing multilayer compositions.

The main requirements that the materials in contact with the heat carrier must satisfy are: corrosion resistance in air and steam under high pressure and temperature of 400 °C, low thermal neutron capture cross section, low hydrogen absorption, lack of tendency to form hydrides, similar thermal linear expansion coefficients (TLEC) between materials of composite, the absence of intermetallic phases at the boundary, manufacturability. Based on the above requirements and published data on the corrosion resistance of various materials, the following metals were selected as protective layers: Ta, Mo, Ti, Cr.

In this work, according to the results of modeling cold rolling of the Zr-E125-Ti-Mo multilayer composition, it was established that, regardless of the thickness of the layers, the maximum relative strain in thickness is observed for the zirconium layer. Moreover, the deformations of all layers in the rolling direction (RD) of the multilayer sheet are close in magnitude, but the maximum relative deformation is again recorded in the Zr layer and the minimum in Mo. The relative deformations of the Ti and Mo layers are close in magnitude both for the rolling direction and in the thickness of the sheet composition. Residual stresses in Mo and Zr layers are increasing with increasing of strain per pass. The maximum equivalent residual stresses recorded was 1000 MPa in the Mo layer when the strain along the thickness of the sheet composition is 30% per pass.

The reported study was funded by RFBR according to the research project № 18-32-00619.

А.П. МЕЛЬНИКОВ¹, А.В. НАЗАРОВ^{1,2}

¹ *Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»,
Москва, Россия*

² *ФГБУ «Институт теоретической и экспериментальной физики им.
А.И. Алиханова НИЦ «Курчатовский институт», Москва, Россия
Melnikovap94@yandex.ru*

МОДЕЛИРОВАНИЕ АНИЗОТРОПИИ СКОРОСТИ РОСТА НАНОПОР В α -Fe и W

Дефекты влияют на многие физические свойства вещества и играют важную роль в процессах, связанных с диффузией, фазовыми превращениями и радиационными воздействиями. Изучение атомарной структуры в окрестности нанопор и расчет характеристик этих дефектов может помочь прогнозировать поведение материала при эксплуатации.

В отличие от большинства работ, в которых из решений уравнения изотропной теории упругости определяется поля смещений в окрестности дефекта (сферической поры) [1], в настоящей работе используется вариант метода молекулярной статики, позволяющий учитывать дискретный характер кристаллической структуры материалов [2, 3]. С использованием данного метода проведено моделирование для ОЦК (α -Fe, W) структур для различных размеров пор, рассчитаны поля смещений атомов в окрестности пор. Учет дискретного характера кристаллической структуры приводит к качественному различию по сравнению со стандартными подходами. В ОЦК металлах (α -Fe, W) для кристаллографического направления типа $\langle 100 \rangle$ наблюдается положительная величина смещений в окрестности поры. В α -Fe смещения в направлении $\langle 110 \rangle$ так же заметно различаются по абсолютному значению от смещений, полученных в рамках решения первого уравнения теории упругости.

В настоящей работе, как и в теории Лифшица-Слезова, рост пор рассматривается с использованием приближения среднего поля и стационарного решения уравнения диффузии вокруг каждой поры [4]. В стандартном подходе предполагается, что вклад в диффузионный поток вакансий упругого поля при использовании решения уравнения изотропной теории упругости в окрестности сферической поры равен нулю. Результаты моделирования показывают, что след от тензора деформаций не равен нулю: $\nabla \text{Sp} \epsilon \neq 0$, и кинетические уравнения для скорости роста пор должны содержать дополнительные члены, обусловленные этими деформациями, возникающими из-за пор. С помощью метода полиномиальной аппроксимации компонент векторов смещения атомов для выбранных кристаллографических направлений определяются компоненты тензора деформаций.

На основе кинетических уравнений и полученных в результате моделирования смещений атомов в окрестности нанопор рассчитаны скорости перемещения для различных кристаллографических направлений типа $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ в широком интервале температур и различных пере-
сыщениях вакансий. Проведен анализ влияния упругого поля смещений на скорость роста пор. Для α -Fe изменение формы первоначально сферических пор в рамках рассматриваемого приближения хорошо объясняется анизотропией потоков вакансий, обусловленной особенностями атомной структуры в окрестности поры.

1. G. S. Was. Fundamentals of Radiation Materials Science: Metals and Alloys, Springer, New York, 2007.
2. I.V. Valikova, A.V. Nazarov, Phys. Met. Metallogr. – 2008. – Vol. 105 – p.544.
3. I.V. Valikova, A.V. Nazarov, Phys. Met. Metallogr. – 2010. – Vol. 10 – p.220.
4. Cheremskoy P.G., Slezov V.V., Betehnin V.I. Voids in the solid. – M.: Energoatomizdat, 1990. – p. 376.

A.P. MELNIKOV¹, A.V. NAZAROV^{1,2}

¹*National research nuclear university (MEPhI), Moscow, Russia*

²*Institute for Theoretical and Experimental Physics named by A.I.Alikhanov of NRC «Kurchatov Institute», Moscow, Russia*
Melnikovap94@yandex.ru

MODELING THE VOID GROWTH RATE ANISOTROPY IN α -Fe and W

Defects affect many physical properties of a material and play an important role in processes related to diffusion, phase transformations and radiation effects. Studying the atomic structure in the vicinity of nanovoids and calculating the characteristics of these defects can help predict the behavior of the material during maintenance.

Unlike most works in which displacement fields in the vicinity of a defect (spherical void) [1] are determined from the solutions obtained using the equation of elasticity theory, in this paper we use a variant of the molecular static method which allows take into account the discrete character of the crystal structure of materials [2, 3]. Using this method, modeling was performed for bcc (α -Fe, W) and fcc (Al, Ni) structures for various void sizes, and the atomic displacement fields in the vicinity of void were calculated. Considering the discrete character of the crystal structure leads to a qualitative difference compared with standard approaches. In bcc metals (α -Fe, W), a positive magnitude of displacements in the vicinity of the void is observed for the crystallographic direction of the $\langle 100 \rangle$ type. In α -Fe, displacements in the $\langle 110 \rangle$ direction also

differ markedly in absolute value from displacements obtained in the framework of the solution of elasticity theory.

In this work, as in the Lifshitz-Slezov theory, void growth is considered using the mean field approximation and the stationary solution of the diffusion equation around each void [4]. The standard approach assumes that the contribution to the vacancy diffusion flux of the elastic field is zero when using the isotropic theory of elasticity in the vicinity of a nanovoid. The simulation results show that the trace from the strain tensor is not equal to zero: $\nabla Sp\varepsilon \neq 0$, and the kinetic equations for the void growth rate must contain additional terms due to these deformations arising from the voids. The components of the strain tensor are determined using the polynomial approximation method the components of the atomic displacement vectors for the selected crystallographic directions.

Based on the kinetic equations and the atomic displacements obtained in the simulation in the vicinity of the nanovoids, the displacement shift rates are calculated for various crystallographic directions such as $\langle 100 \rangle$, $\langle 110 \rangle$, $\langle 111 \rangle$ in a wide temperature range and various supersaturations of vacancies. An analysis is made of the effect of the elastic displacement field and the anisotropy of surface energy on the void growth rate. For α -Fe, the change in the shape of the initially spherical voids within the framework of the considered approximation is well explained by the anisotropy of the vacancy fluxes due to the features of the atomic structure in the vicinity of the voids.

1. G. S. Was. Fundamentals of Radiation Materials Science: Metals and Alloys, Springer, New York, 2007.
2. I.V. Valikova, A.V. Nazarov, Phys. Met. Metallogr. – 2008. – Vol. 105 – p.544.
3. I.V. Valikova, A.V. Nazarov, Phys. Met. Metallogr. – 2010. – Vol. 10 – p.220.
4. Cheremskoy P.G., Slezov V.V., Betehnin V.I. Voids in the solid. – M.: Energoatomizdat, 1990. – p. 376.

Н.С. МОРОЗОВ, Ю.А. ПЕРЛОВИЧ, М.Г. ИСАЕНКОВА,
О.А. КРЫМСКАЯ, Р.А. МИНУШКИН
Национальный исследовательский ядерный университет МИФИ, Москва
NSMorozov@mephi.ru

ВЛИЯНИЕ СТРУКТУРНЫХ И ТЕКСТУРНЫХ ОСОБЕННОСТЕЙ СТАЛЬНЫХ ТРУБ МАГИСТРАЛЬНЫХ ГАЗОПРОВОДОВ НА ИХ СТОЙКОСТЬ К КОРРОЗИОННОМУ РАСТРЕСКИВАНИЮ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ

Методами рентгеновской дифрактометрии проведено изучение структурных и текстурных особенностей фрагментов труб магистральных газопроводов (МГ) из стали класса прочности Х70 диаметром 1420 мм с толщиной стенки 16,5 мм, которые находились в эксплуатации на протяжении 25-30 лет. Трубы различались по степени поврежденности трещинами, возникшими в результате коррозионного растрескивания под напряжением (КРН).

Во всех изученных образцах обнаружена послойная текстурная неоднородность по толщине стенки труб МГ, которая формируется на стадии горячей прокатки исходных листов. Показано чередование слоев с плоскостями прокатки $\{100\}$ и $\{111\}$, что свойственно ОЦК-металлам. В дополнение к характерным компонентам текстуры прокатки ОЦК-металлов во внешних слоях листа присутствует компонента $\{110\}\langle 001 \rangle$. Выделены две группы труб, различающиеся степенью выраженности текстуры и типом послойным соотношением основных текстурных компонент. Измеренные рентгеновским методом остаточные технологические макронапряжения, возникающие при изготовлении труб, одинаковы у обеих групп и на внешней поверхности составляют около 340 МПа, линейно уменьшаясь до нулевых значений на расстоянии около 4 мм от внешней поверхности труб.

Выявлено, что транскристаллитные трещины могут замедлять свой рост или останавливаться при достижении границы между слоями с разными текстурами и, следовательно, с разными ориентациями зерен. Глубина таких трещин не превышает 2 мм, что характерно для группы труб с более острой текстурой. Повышение взаимной разориентации зерен различных компонент текстуры, выражающееся в ее существенном рассеянии, приводит к преобладанию в трубах интеркристаллитных трещин КРН, которые распространяются при меньших напряжениях, чем транскристаллитные. Поэтому такие трещины оказываются более глубокими и доходят до 3-4 мм.

Исследование выполнено при финансовой поддержке РФФИ в рамках научного проекта № 18-32-00619

N.S. MOROZOV, Yu.A. PERLOVICH, M.G. ISAENKOVA,
O.A. KRYMSKAYA, R.A. MINUSHKIN
National Research Nuclear University "MEPhI", Moscow, Russia;
NSMorozov@mephi.ru

THE INFLUENCE OF STRUCTURE AND TEXTURE CHARACTERISTICS OF STEEL TUBES FOR MAIN GAS PIPELINES ON THEIR RESISTANCE TO STRESS CORROSION CRACKING

X-ray diffraction methods have been used to investigate structure and texture characteristics of various tubes fragments of X70 steel from main gas pipelines (MGP), which were in operation 25-30 years. The tubes diameter is 1420 mm and the wall thickness – 16.5 mm. Studied fragments have varying degrees of damage by stress corrosion cracking (SCC).

All samples found to have layer-by-layer texture inhomogeneity along the wall thickness of MGP, which is formed by hot rolling process of initial steel sheets. Typical rolling texture for BCC-metals, which is characterized an alternation of layers with rolling planes {100} and {111}, was shown. In addition, the component {110}<001> present in the outer layers of the tubes. Two different pipes groups were distinguished by the value of the texture index and the type of layer-by-layer distribution of main components ratios. Residual technological macrostresses, which arose during the pipes manufacture, were measured by the X-ray method. Their distributions found to be the same for both groups and equal to ~340 MPa on the external surface, linearly decreasing to zero at a distance about 4 mm from the surface.

It was revealed that growth of transcrystalline SCC cracks could slow down or even stop when reach the boundary between layers with different textures and, therefore, with different grains orientations. The depth of such cracks does not exceed 2 mm. The increase in the mutual misorientation of grains with various texture components, which was expressed in its substantial scattering, leads to the predominance of intercrystalline SCC cracks, which propagated at lower stresses than transcrystalline ones. Therefore, these cracks develop deeper and their depth reaches about 3-4 mm.

The reported study was funded by RFBR according to the research project № 18-32-00619.

Е.А. ПРАВОТОРОВА¹, О.А. ТРОИЦКИЙ¹, О.Б. СКВОРЦОВ^{1,2},
В.И. СТАШЕНКО¹

¹*ИМАШ РАН, Москва, Россия*, ²*НТЦ Балнсамаш, Москва, Россия*
pravotorova@bk.ru

ВИБРОАКУСТИЧЕСКИЕ ЭФФЕКТЫ И УПРАВЛЕНИЕ ЭЛЕКТРОИМПУЛЬСНОЙ СВАРКОЙ

Использование воздействия вибрации или ультразвука на область сварки существенно меняет механические свойства материалов в области сварки. При этом наибольший эффект такие воздействия вызывают в поверхностных слоях материалов, вызывая улучшение микроструктуры материала и снятие остаточных напряжений. Снижение влияния остаточных напряжений в первую очередь в поверхностном слое, позволяет повысить вибрационную прочность и долговечность, а также радиационную стойкость [1].

При циклическом нагружении достаточно высокой амплитуды наблюдается существенное снижение остаточных поверхностных напряжений. Происходящие при этом процессы можно рассматривать как некоторый аналог температурного отжига, который может быть использован и для снижения влияния радиационных повреждений.

Сильное влияние вибрации приложенной к области сварки в процессе ее выполнения и после нее. При этом происходит разрушение дислокаций и улучшение равномерности структуры материала в области сварки, что сопровождается снижением остаточных напряжений приблизительно на 20% для сварки стальных конструкций [2]. При этом существенно улучшаются механические свойства материалов.

Расположение элементов и электродов во время электросварки в присутствии вибрации оказывает сильное влияние на процесс сварки, также как амплитуда и частота вибрационного воздействия. При этом увеличение амплитуды и частоты позволяет существенно увеличить изгибную прочность материалов в области соединения [3]. Эти данные показывают существенное влияние увеличения частоты вибрации на свойства при повышении частоты в области выше 100-200 Гц. К сожалению, авторы не проводили испытаний при более высоких частотах.

Ультразвуковые и вибрационные воздействия также позволяют улучшить обрабатываемость материалов в области сварного соединения. Подверженность механической обработки и микроструктура улучшаются, а коррозионная стойкость снижается при дополнительном воздействии вибрации для образцов из сплава алюминия Al5052 [4].

При оптимизации выбора параметров воздействующего ультразвука при сварке происходит снижение пористости и уменьшение расслоения

материала в области сварки. При этом существенно изменяются геометрические размеры области сварки, изменяются структура материала и эффективность защитного газового окружения области сварки [5].

Вместо использования сложного внешнего оборудования для генерации вибрации или ультразвука большой мощности можно воспользоваться возбуждением высокочастотной вибрации в электропроводящих элементах при пропускании через них импульсных токов, используемых при сварке [6]. Воздействие при этом сильных магнитных полей во время выполнения сварочных работ также позволяет повысить износостойкость, твердость и управлять фазовым составом материала при выполнении сварочных работ [7].

1.Буркин, С. П. Остаточные напряжения в металлопродукции: учебное пособие / С. П. Буркин, Г. В. Шимов, Е. А. Андрюкова. — Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2015. — 248 с.

2.Che-Wei Kuo, Chi-Ming Lin, Gen-Huey Lai, Yu-Che Chen, Yung-Tse Chang and Weite Wu Characterization and Mechanism of 304 Stainless Steel Vibration Welding // Materials Transactions, Vol. 48, No. 9. 2007. — pp. 2319–2323.

3.Pavel M.H., Rakib N/, Habib M.A., Sanin A.Y., and Salman A. A Study of Mechanical Properties of Vibration Assisted Arc Welding Joint // EJERS, European Journal of Engineering Research and Science Vol. 3, No. 3, March 2018. — С.46–52.

4.Fouladi S., Ghasemi A.H., Abbasi M., Abedini M., Khorasani A.M. and Gibson I. The Effect of Vibration during Friction Stir Welding on Corrosion Behavior, Mechanical Properties, and Machining Characteristics of Stir Zone // Metals 2017, 7, 421. — 13 p.

5.Krajewski A., Włosiński W., Chmielewski T., Kołodziejczak P. Ultrasonic-vibration assisted arc-welding of aluminum alloys // Bulletin of the Polish academy of sciences technical sciences, Vol. 60, No. 4, 2012. — 841–852.

6.Troickij O.A., Skvorcov O.B., Stashenko V.I. Ultrasonic Vibroacoustic Processes, Excited by Heating by Impulse Currents of Metals // 15th International School-Conference “New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application”, KnE Materials Science, Volume 2018. pages 621–628.

7.B. Nosov D.G., Maltsev V.V. The influence of magnetic fields by a melting rate of wire for arc surfacing under flux. Applied Mechanics and Materials Vol. 379 (2013) pp 178-182.

E.A. PRAVOTOIROVA¹, O.A. TROICKIJ¹, O.B. SKVORCOV^{1,2},
V.I. STASHENKO¹

¹*IMASH RAS, Moscow, Russia, ²STC "Zavod Balansirovochnykh mashin",
Moscow, Russia
pravotorova@bk.ru*

VIBROACOUSTIC EFFECTS AND ELECTRIC PULSE WELDING

Using the influence of vibration or ultrasound on the welding area significantly changes the mechanical properties of materials in the welding area. Moreover, such effects cause the greatest effect in the surface layers of materials, causing an improvement in the microstructure of the material and the removal of residual stresses. Reducing the effect of residual stresses primarily in the surface layer, allows to increase vibrational strength and durability, as well as radiation resistance [1].

During cyclic loading of a sufficiently high amplitude, a significant decrease in residual surface stresses is observed. The processes occurring in this case can be considered as some analogue of temperature annealing, which can be used to reduce the effect of radiation damage.

A strong influence of vibration applied to the welding area during and after it. In this case, the dislocations are destroyed and the uniformity of the material structure in the welding area is improved, which is accompanied by a decrease in residual stresses of approximately 20% for welding steel structures [2]. At the same time, the mechanical properties of materials are significantly improved.

The location of the elements and electrodes during electric welding in the presence of vibration has a strong influence on the welding process, as well as the amplitude and frequency of vibration exposure. In this case, an increase in the amplitude and frequency allows one to significantly increase the bending strength of materials in the joint region [3]. These data show a significant effect of an increase in the frequency of vibration on properties with an increase in frequency in the region above 100-200 Hz. Unfortunately, the authors did not test at higher frequencies.

Ultrasonic and vibration effects also allow to improve the workability of materials in the field of welded joints. The machining susceptibility and microstructure are improved, and the corrosion resistance decreases with the additional influence of vibration for samples made of Al5052 aluminum alloy [4].

When optimizing the choice of parameters of the impacting ultrasound during folding, there is a decrease in porosity and a decrease in the stratification of the material in the field of folding. In this case, the geometric dimensions of the weld area change significantly, the structure of the material and the effectiveness of the protective gas environment of the weld area change [5].

Instead of using sophisticated external equipment to generate high-power vibration or ultrasound, one can use the excitation of high-frequency vibration in electrically conductive elements by passing through the bottom of the pulsed currents used in welding [6]. The impact of strong magnetic fields during welding also improves the wear resistance, hardness and control the phase composition of the material during welding [7].

1.Burkin, S.P. Residual stresses in metal products: a training manual / S.P. Burkin, G.V. Shimov, E.A. Andryukova. – Yekaterinburg: Publishing House Ural. University, 2015. – 248 p.

2.Che-Wei Kuo, Chi-Ming Lin, Gen-Huey Lai, Yu-Che Chen, Yung-Tse Chang and Weite Wu Characterization and Mechanism of 304 Stainless Steel Vibration Welding // Materials Transactions, Vol. 48, No. 9. 2007. – pp. 2319–2323.

3.Pavel M.H., Rakib N/, Habib M.A., Sanin A.Y., and Salman A. A Study of Mechanical Properties of Vibration Assisted Arc Welding Joint // EJERS, European Journal of Engineering Research and Science Vol. 3, No. 3, March 2018. – C.46–52.

4.Fouladi S., Ghasemi A.H., Abbasi M., Abedini M., Khorasani A.M. and Gibson I. The Effect of Vibration during Friction Stir Welding on Corrosion Behavior, Mechanical Properties, and Machining Characteristics of Stir Zone // Metals 2017, 7, 421. – 13 p.

5.Krajewski A., Włosiński W., Chmielewski T., Kołodziejczak P. Ultrasonic-vibration assisted arc-welding of aluminum alloys // Bulletin of the Polish academy of sciences technical sciences, Vol. 60, No. 4, 2012. – 841–852.

6.Troickij O.A., Skvorcov O.B., Stashenko V.I. Ultrasonic Vibroacoustic Processes, Excited by Heating by Impulse Currents of Metals // 15th International School-Conference “New materials – Materials of innovative energy: development, characterization methods and application”, KnE Materials Science, Volume 2018. – P.621–628.

7.B. Nosov D.G., Maltsev V.V. The influence of magnetic fields by a melting rate of wire for arc surfacing under flux. Applied Mechanics and Materials Vol. 379 (2013) pp 178-182.

Б.А. ГУРОВИЧ¹, Б.В. ГОНЧАРОВ¹, Л.В. КУТУЗОВ¹,
К.Е. ПРИХОДЬКО^{1,2}, А.Г. ДОМАНОВСКИЙ¹, М.М.
ДЕМЕНТЬЕВА¹, В.Л. СТОЛЯРОВ, Е.Д. ОЛЬШАНСКИЙ, А.А.
ЧЕРЕПАНОВ, Е.М. МАЛИЕВА.

¹НИЦ «Курчатовский институт», г. Москва, Россия

²Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
bvgoncharov@gmail.com

СОЗДАНИЕ УЛЬТРАТОНКИХ ПЛЕНОК НИТРИДА НИОБИЯ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ МЕНЕЕ 100°C

Создание ультратонких сверхпроводящих NbN плёнок при пониженных температурах актуально для задач связанных с изготовлением многослойных структур, содержащих большое количество наноразмерных функциональных элементов. Традиционные методы получения ультратонких пленок нитрида ниобия, проявляющих сверхпроводящие свойства при криогенных температурах, обычно связаны с использованием высоких температур (800-1000°C) подложки во время напыления. В данной работе показаны методики изготовления пленок NbN, показывающие свойства, сравнимые с пленками, полученными при температурах 800C и выше, однако полученные при температурах близких к комнатным.

Пленки получены с помощью магнетронного и катодного распыления. Измерены зависимости сопротивления от температуры. Получены зависимости температуры перехода в сверхпроводящее состояние от толщин пленок. Измерены критические плотности тока для сверхпроводящего состояния, в зависимости от толщин пленок.

В работе созданы тонкие пленки NbN (толщины 3,5-10 нм) с использованием методик катодного и магнетронного распыления при температуре подложки ~100°C, проведены исследования микроструктуры полученных пленок. Пленки показали электрофизические характеристики близкие, к изготовленным при высоких температурах. Критическая температура перехода в сверхпроводящее состояние составила 4,2-12К, критическая плотность тока (1,2-5 МА/см²).

Работа выполнена при поддержке НИЦ «Курчатовский институт» (приказ от 25.06.2019 №1359).

B.A. GUROVICH¹, B.V. GONCHAROV¹, L.V. KUTUZOV¹,
K.E. PRIHODKO^{1,2}, D.A. KOMAROV¹, A.G. DOMANTOVSKY¹,
M.M. DEMENTEVA¹, V.L. STOLYAROV¹, E.D. OLSHANSKY¹,
A.A. CHEREPANOV¹, E.M. MALIEVA¹

¹NRC "Kurchatov Institute", Moscow, Russia

²National Research Nuclear University "MEPhI"

bvgoncharov@gmail.com

CREATION OF ULTRATHIN NIOBIUM NITRIDE FILMS AT TEMPERATURES LESS THAN 100°C

Ultrathin superconducting NbN films synthesis at low temperatures is relevant for the tasks that are associated with the manufacturing of multilayer structures containing a large number of nanoscale functional elements.

High temperatures (800-1000°C) of the substrate during deposition are common for producing ultrathin NbN films, with superconducting properties at cryogenic temperatures. In this paper we present the methods of manufacturing NbN films, produced at temperatures that are close to room temperature, with properties comparable to films, produced at temperatures of 800C and higher.

Films were synthesized by using magnetron and cathode sputtering techniques. Dependences of resistance vs temperature were measured. The temperature dependences of the transition to the superconducting state on the film thicknesses were made. The critical current densities for the superconducting state, depending on the thickness of the film, were measured.

Thin films of NbN (thickness 3.5-10 nm) were produced using cathode and magnetron sputtering techniques at a substrate temperature of ~100°C. The microstructure of these films was studied. Films are characterized by electrical properties (at cryogenic temperatures) similar to the films that were made at high temperatures.

The critical temperature of the transition to the superconducting state was in range 4.2–12 K. The critical current density was in range 1.2–5 MA / cm². It was found that these films were characterized by electrical properties (at cryogenic temperatures) similar to the films that were made at high temperatures.

The work was supported by the NRC "Kurchatov Institute" (№1359).

Е.В. ГАЛКИН, М.В. ЖАРОВ
Московский авиационный институт
(Научный исследовательский университет)
e.v.galkin@yandex.ru, MaximZharov@mail.ru

ПЕРСПЕКТИВНАЯ ТЕХНОЛОГИЯ ПОЛУЧЕНИЯ ГРАНУЛ МЕТАЛЛИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ СО СВЕРХВЫСОКИМИ СКОРОСТЯМИ КРИСТАЛЛИЗАЦИИ

Метод повышения свойств сплавов легированием практически исчерпал свои возможности применительно к обычным условиям производства полуфабрикатов из слитков. Одним из перспективных направлений повышения качества металлов и сплавов является гранулирование, основанное на применении высоких скоростей кристаллизации расплава материала. Сущность влияния скорости кристаллизации на структуру и свойства многокомпонентных сплавов сводится к созданию тонкого внутреннего строения зерна. Если для алюминия и низколегированных сплавов на его основе решающее влияние на свойства оказывает величина зерна, то для высоколегированных алюминиевых сплавов свойства в литом состоянии определяются, главным образом, размерами ветвей дендритов и степенью развития дендритной пористости. Увеличение скорости охлаждения жидкой фазы до начала кристаллизации и скорости самого процесса кристаллизации способствует измельчению внутреннего зерна металла за счет уменьшения толщины отдельных ветвей дендрита и увеличения числа этих ветвей [1]. С изменением внутреннего строения неизбежно измельчаются и более равномерно располагаются включения вторых фаз и внутренние микропоры, результатом чего является заметное повышение механических свойств материала. Исходя из возможности получения высокой скорости кристаллизации, простоты устройств и технологии производства, широкое распространение нашел центробежный способ литья гранул [2]. Способ заключается в том, что внутри вращающегося тигля-разбрызгивателя заливают расплавленный металл, который под действием центробежных сил разбивается на капли, которые выбрасываются через отверстия в цилиндрических стенках тигля в охлаждающую жидкость (воду). Важно, что при данном способе отливки гранул охлаждение капель, осуществ-

ляющееся в воде, обеспечивает достижение весьма высокой скорости охлаждения капле расплава, которая для гранул диаметром 2 мм составляет до 10000 °С в секунду. Применительно к сплавам системы Al-Zn-Mg-Cu структура гранул, получаемых данным способом, резко измельчена по сравнению со структурой слитка того же состава. Известно, что присутствие в высокопрочных сплавах хрома, марганца, циркония благоприятно влияет на комплекс механических свойств полуфабрикатов. Оно повышает температуру рекристаллизации сплава, что способствует сохранению прессэффекта после закалки полуфабрикатов. Высокие скорости кристаллизации при литье гранул позволяют получать аномально пересыщенные твердые растворы. При содержании циркония в сплаве в количестве 0,4 - 0,8% первичные циркониесодержащие интерметаллиды в структуре гранул отсутствуют. Цирконий в этом случае находится в пересыщенном твердом растворе. При нагреве перед горячей обработкой и в процессе пластической деформации пересыщенный твердый раствор распадается с выделением дисперсных циркониесодержащих фаз, вызывающих искажения кристаллической решетки. На определенной стадии распада эффект упрочнения достигает максимального значения.

Проведенные эксперименты по повышению скорости кристаллизации гранул совместным действием завихрений водных потоков и охлаждением в водных растворах веществ повышающих теплоту парообразования воды. В качестве таких веществ использовались 5-10 процентные водные растворы хлоридов щелочных металлов (NaCl) и гидридов окислов щелочных металлов. Переход ламинарного движения потока охлаждающей жидкости в турбулентное производился с помощью завихрителей. Проведенные эксперименты показали наибольшую эффективность данных воздействий с точки зрения повышения скорости кристаллизации гранул.

Получение гранул сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu проводили центробежным способом на специально изготовленной лабораторной установке [3]. Гранулы имели однородный гранулометрический состав и диаметр около 1 мм. Выход годного при литье гранул составил около 90 %. Расчетным путем установили скорость охлаждения гранул при данном способе кристаллизации. Полученные гранулы в дальнейшем готовили к обработке давлением. Нагрев проводили до температуры 420° С, время нагрева τ составляло 8 часов. Далее гранулы подвергались горячему прессованию с

получением прутка, профиля. Прессование проводили в лабораторной оснастке на гидравлическом прессе усилием 6000 кН с коэффициентами вытяжки λ равными 20÷30. Закалку изделий проводили с температуры 450 °С и с последующим искусственным старением при температуре 130 °С в течении 16 часов. Проведенные исследования структуры и механических свойств полученных гранулированных материалов подтвердили теоретические предположения. Определено значительное повышение механических свойств сплавов при увеличении скорости кристаллизации гранул.

Таким образом, на основании теоретических и экспериментальных исследований можно оценить перспективность разрабатываемой технологии. Проведенный технико-экономический анализ показал, что при крайне незначительном удорожании себестоимости изготовления полуфабрикатов и изделий из сплавов системы Al-Zn-Mg-Cu возможно увлечение прочностных характеристик гранулированных материалов на 15 - 18 %.

Список источников

1. Добаткин В.И., Елагин В.И. Гранулируемые алюминиевые сплавы. М.: Металлургия, 1981. – 176 с.
2. Петров А.П., Еремеев В.В, Еремеев Н.В. Краснобородько И.О., Злыднев И.М. "Перспективы развития и применения способа центробежного литья в области создания новых материалов на основе легких сплавов". // Научно-технический журнал "Двигатель", № 4, 2017. стр. 4-8.
3. Силин М.Б., Жаров М.В. Устройство для получения металлических гранул. Патент № 2125923, 1998 г.

НОВЫЕ МАТЕРИАЛЫ: ПЕРСПЕКТИВНЫЕ ТЕХНОЛОГИИ.
Сборник тезисов докладов 17-й Международной школы-конференции
для молодых ученых и специалистов.
5 ноября – 8 ноября 2019 г.

Подписано в печать 25.10.2019. Формат 60х84 1/16.

Печ. л. 13,75 Тираж 160 экз.

Изд № 002-3. Заказ № 170

Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»
Типография НИЯУ МИФИ
115409, Москва, Каширское ш. 31

ДЛЯ ЗАМЕТОК