

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РФ
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего
образования «Национальный исследовательский технологический университет
«МИСиС»

Махина Дарья Николаевна

СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ
МАТЕРИАЛОВ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ ГОРЯЧЕГО ИЗОСТАТИЧЕСКОГО
ПРЕССОВАНИЯ

05.16.01 - «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Автореферат диссертации

на соискание учёной степени кандидата технических наук

Научный руководитель: д.т.н., профессор

С.А. Никулин

Москва 2020

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования

Создание инновационных техники и технологий в различных отраслях промышленности требует использования в единой конструкции разнородных металлических материалов с отличными физико-химическими и механическими свойствами, которые обеспечат требуемый комплекс функциональных и эксплуатационных свойств. Для этих целей создаются биметаллические материалы (БМ), в которых за счет прочного и герметичного соединения металлов-компонентов в один монолитный материал достигается уникальное сочетание их различных свойств. При этом отличия физико-химических свойств соединяемых металлов и сплавов могут существенно затруднить получение такого соединения в БМ. Так, высокая химическая активность может приводить к образованию хрупких интерметаллических фаз на границе соединения БМ, разность температур плавления затруднить процесс получения качественного БМ, а разность коэффициентов линейного расширения являться причиной создания высоких напряжений в области соединения.

Для соединения разнородных металлических материалов существуют различные способы сварки в твердом состоянии, самыми распространенными из которых являются сварка прокаткой, трением, взрывом, диффузионная сварка. Они нашли широкое применение при соединении таких конструкционных материалов, как титан-сталь, алюминий-сталь, алюминий-медь и т.д. Перечисленные способы имеют ряд ограничений, в первую очередь, в части изготовления деталей сложной геометрической формы и разных размеров, что лимитирует их применение особенно для создания биметаллических изделий специального назначения в ракетно-космической технике (РКТ), атомной технике, судостроении, нефтехимии в других отраслях.

Поэтому наряду с разработкой новых сплавов создание и исследование новых способов получения и комплекса свойств БМ является актуальным. Одним из перспективных методов получения БМ является горячее изостатическое прессование (ГИП), которое имеет целый ряд преимуществ:

- возможность получения крупногабаритных деталей, сложных конструкций и сложной геометрической формы границы соединения за счет равномерного давления всестороннего сжатия;
- малые деформации в процессе соединения;
- проведение ГИП без последующей термической обработки (ТО) для снятия напряжений или увеличения области взаимной диффузии на границе соединения;
- возможность обеспечения температуры ГИП, близкой к значению температуры солидуса самого легкоплавкого из соединяемых материалов, без изменения геометрии изделия.

На момент начала работы способ получения БМ в условиях ГИП был недостаточно изучен и применялся для получения БМ с ограниченным набором соединяемых материалов. Практически отсутствовали данные о факторах, определяющих структуру и механические свойства получаемых таким способом БМ.

Актуальность диссертационной работы подтверждается выполнением работ в рамках Федеральной космической программы России на 2016-2025 годы и НИОКР «Разработка, опытное изготовление, испытание и подготовка к поставке специального оборудования в обеспечение выполнения российских обязательств по проекту ИТЭР в 2018 году».

Цель работы: создание новых БМ различного назначения способом ГИП и выявление факторов, определяющих их структуру и механические свойства.

Для достижения данной цели решались следующие основные задачи:

- 1) Выбрать и обосновать материалы-компоненты и определить режимы получения БМ способом ГИП.
- 2) Определить влияние различных факторов (промежуточных слоев, температуры, способов подготовки поверхности, способов герметизации перед ГИП) на структуру и прочность соединения на примере различных БМ: «моно-поли молибден»; «ЦМ2А-12Х18Н10Т»; «АМг6-12Х18Н10Т»; «CuCrZr-316L».
- 3) Определить физико-механические свойства различных БМ.

4) Разработать технологические приемы и режимы ГИП для получения новых БМ различного назначения.

Научная новизна результатов, полученных в работе, заключается в следующем:

1) Впервые получен БМ «моно-поли молибден» способом ГИП с использованием промежуточного слоя из более легкоплавкого материала. На примере соединения БМ «ЦМ2А – 12Х18Н10Т» установлено, что прочность соединения легированного молибдена с другими тугоплавкими металлами ограничена образованием хрупких твердых растворов на основе молибдена.

2) Впервые получен БМ «АМг6-12Х18Н10Т» методом ГИП через промежуточный слой алюминия и исследовано влияние технологических факторов (температуры ГИП, способа подготовки контактных поверхностей, условий герметизации) на его структуру и прочность.

3) Впервые установлено, что герметизация БМ «CuCrZr-316L» перед ГИП на воздухе приводит к снижению прочности соединения на границе «CuCrZr-316L» на 11 % при комнатной температуре и на 4,5 % при 150 °С по сравнению с герметизацией в вакууме.

4) Определены механические свойства БМ «моно-поли молибдена», «ЦМ2А-12Х18Н10Т», «АМг6-12Х18Н10Т» и «CuCrZr-316L», полученных методом ГИП.

Практическая значимость работы заключается в следующем:

1) Разработана и рекомендована к применению технология получения составного молибденового зеркала методом ГИП из пластин монокристаллического молибдена и подложки из поликристаллического молибдена, снимающая технологические ограничения на размеры рабочей поверхности изготавливаемых зеркал. Технология использована при создании прототипа составного молибденового зеркала.

2) Определены технологические параметры получения БМ «АМг6-12Х18Н10Т» новых геометрических форм способом ГИП для изготовления переходных элементов в системе трубопроводов баковых систем РКТ.

3) Разработана и рекомендована к применению технология получения методом ГИП заготовок биметаллических пьедесталов электрических соединителей «CuCrZr-316L» сложной формы для модулей бланкетов ИТЭР.

Основные положения и результаты, выносимые на защиту:

1) Результаты исследования структуры соединения монокристаллического и поликристаллического молибдена через промежуточный слой титана и физико-механических свойств составного молибденового зеркала.

2) Результаты исследования влияния промежуточных слоев и температуры на структуру и прочность БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т».

3) Результаты исследования влияния температуры и способов подготовки на структуру и свойства БМ «АМг6-12Х18Н10Т».

4) Результаты исследования влияния среды соединения на структуру и свойства БМ «CuCrZr-316L».

Объектами исследования являлись образцы БМ «моно-поли молибдена», «ЦМ2А-12Х18Н10Т», «АМг6-12Х18Н10Т», «CuCrZr-316L», полученные методом ГИП.

Достоверность полученных результатов подтверждается использованием стандартных, апробированных в лабораторных и промышленных условиях, методик исследования, современных методов анализа и обработки полученных результатов, а также согласованностью полученных результатов с экспериментальными данными других источников.

Апробация работы. Основные результаты диссертационной работы докладывались на следующих научных конференциях: IX Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2018», V Международная научно-техническая конференция «Инновационные проекты и технологии ядерной энергетики», 12th International conference on Hot Isostatic Pressing, XLVI Международная Звенигородская конференция по физике плазмы и управляемому термоядерному синтезу, 62-я Всероссийская научная конференция МФТИ «Конференция молодых специалистов «Инновации в атомной энергетике», 11-й Международный

симпозиум «Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. сварка».

Публикации: по теме диссертации опубликовано 10 печатных работ, из которых 3 статьи опубликованы в научно-технических журналах, рекомендованных ВАК, и 7 публикаций в других изданиях и сборниках трудов научных конференций.

Личный вклад автора заключается в формировании задач исследования, планировании и проведении экспериментов, исследовании структуры и проведении испытаний, интерпретации полученных результатов и определении закономерностей влияния факторов на структуру и свойства БМ, а также подготовке публикаций по теме работы.

Структура и объем диссертации: Диссертация состоит из введения, пяти разделов, выводов и списка использованных источников. Текст работы изложен на 116 страницах, включая 47 рисунков, 14 таблиц, библиографический список из 130 наименований.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность темы, анализируются направления развития метода ГИП как способа соединения разнородных металлов.

В **первой главе** представлен аналитический обзор литературы по теме диссертационной работы, где приведен анализ областей применения БМ и требований, предъявляемых к ним в зависимости от условий эксплуатации. Представлен обзор основных способов получения БМ сваркой в твердом состоянии. Определены основные БМ, их особенности и факторы, определяющие свойства конечных изделий. Проанализированы достоинства получения БМ методом ГИП. Показано, что в настоящий момент способ соединения в условиях ГИП востребован в ИТЭР для изготовления составных частей токамака, связанных с разработкой и изготовлением первой стенки реактора в виде слоистой панели из бериллия или вольфрама, соединенной с основанием из хромциркониевой бронзы и нержавеющей стали (Be/W-CuCrZr-316L). Также метод ГИП зарекомендовал себя для получения БМ из разнородных сталей, титановых сплавов со сталями. Рассмотрено влияние различных факторов на структуру и свойства БМ. На основе проведенного анализа сформулирована цель и определены задачи исследования.

Во **второй главе** представлены и обоснованы материалы-компоненты (таблица 1), выбранные для получения БМ в условиях ГИП, и описаны методы их исследования.

Таблица 1. Материалы для исследования

БМ	Область применения	Требования к соединению и исследуемые факторы
«Моно-поли молибден»	Молибденовое зеркало в системе диагностики ИТЭР, передающее оптическое излучение к детекторам	Ширина рекристаллизованного слоя монокристаллического молибдена не более 100 мкм, временное сопротивление при комнатной температуре не менее 150 МПа, теплопроводность конструкции зеркала не менее 120 Вт/м·К при 50 °С; определение временного сопротивления и теплопроводности при 400 °С
«ЦМ2А-12Х18Н10Т»	Переходный элемент трубопровода горячего тракта для создания перспективных ракетных двигателей	Исследование закономерностей диффузионных процессов и структурообразования при изготовлении БМ в условиях ГИП и определение прочности соединения.
«АМг6-12Х18Н10Т»	Переходный элемент для трубопроводов баковых систем в РКТ	Определение оптимальных технологических параметров для изготовления прочных БМ в условиях ГИП
«CuCrZr-316L»	Биметаллические пьедесталы электрических соединителей в составе модулей blankets вакуумной камеры ИТЭР	Определение технологических параметров изготовления БМ с прочностью соединения не менее 220 МПа при температуре 150 °С и восстановлением прочностных свойств бронзы в составе биметаллических пьедесталов

«Моно-поли молибден» как БМ получают без рекристаллизации основного материала через легкоплавкий промежуточный слой. Монокристаллический молибден необходим для рабочей части конструкции зеркала в системе диагностики «спектроскопия водородных линий», которая соединяется с поликристаллическим молибденом. Монокристаллический молибден используется как материал, наиболее устойчивый к распылению и нейтронному облучению, а поликристаллический молибден является основанием для монокристалла молибдена и обеспечивает охлаждение при комнатной и повышенной температурах. На рисунке 1 представлена схема соединения двух пластин монокристаллического молибдена и поликристаллического.

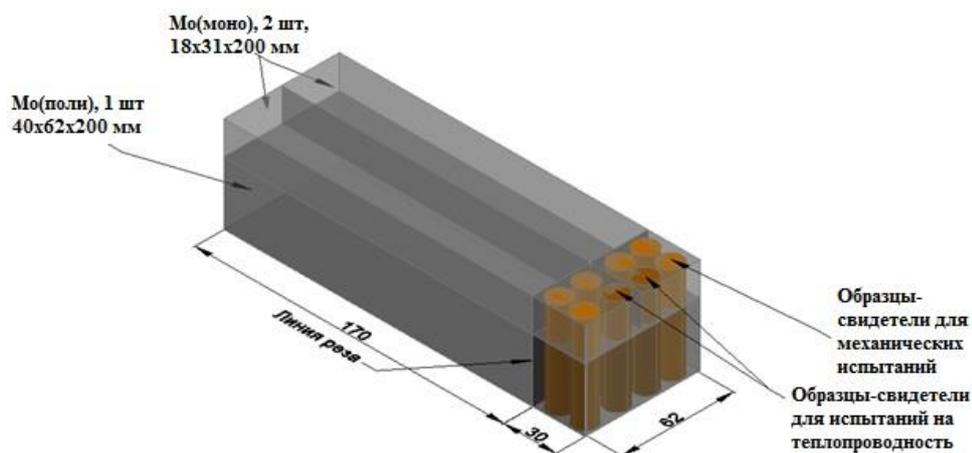


Рисунок 1 – Схема соединения монокристаллического и поликристаллического молибдена

Поскольку диффузионная сварка молибдена возможна при температурах более 1700 °С, а при этой температуре неминуемо произойдет рекристаллизация, то необходимо использование более легкоплавкого промежуточного слоя из титана. Титан с молибденом образуют непрерывный ряд твердых растворов и титан имеет температуру плавления 1670 °С, в то время как молибден - 2623 °С, за счет чего температура ГИП снижается и составляет 950 °С. Зеркало водоохлаждаемое, поэтому процесс эксплуатации предполагает нагрев рабочей части до температур, не превышающих 400 °С.

Молибден очень чувствителен к воздействию кислорода и азота при температурах более 400 °С, что приводит к снижению прочности. Поэтому обязательным условием получения прочного соединения является вакуумирование капсульной оснастки с молибденовыми заготовками до степени разрежения 0,13 Па, далее проводился режим ГИП: $T = 950 \pm 30^\circ\text{C}$, $t = 150 \div 180$ мин, $P \geq 150$ МПа.

Для получения БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т» были проведены исследования влияния промежуточных слоев и температуры ГИП на микроструктуру и механические свойства. БМ должен сочетать коррозионно- и радиационно-стойкий молибден марки ЦМ2А, работающий при повышенных температурах, и материал элементов конструкции из нержавеющей стали. Получение соединения «ЦМ2А–12Х18Н10Т» осложнено рядом факторов. Большая разница значений температур плавления молибдена и нержавеющей стали затрудняет выбор оптимальной температуры процесса. Значение температурного коэффициента линейного расширения стали в 3 раза больше, чем у молибдена, что приводит к возникновению напряжений в области соединения. Образование карбидов молибдена и интерметаллических фаз с легирующими элементами стали приводит к охрупчиванию границы соединения.

Для получения БМ «ЦМ2А–12Х18Н10Т» были использованы следующие промежуточные слои: ниобий при температуре ГИП 1200°С; никель при 950°С; титан-ниобий-медь при 950°С; ванадий-медь в два этапа: соединение ванадия и молибдена при 1200 °С и получение БМ через ванадий-медь при 950 °С; ванадий-электротехническая сталь в два этапа: соединение ванадия и молибдена при 1200 °С и получение БМ через ванадий-электротехническая сталь при 1050 °С.

Выбор промежуточных слоев был сделан на основе анализа диаграмм состояния молибдена, железа, хрома и никеля с другими химическими элементами. Ниобий образует с молибденом непрерывный ряд твердых растворов, а с компонентами стали ряд интерметаллических фаз. Никель, напротив, образует фазу MoNi с молибденом и соединяется со сталями без образования хрупких фаз. Для обеспечения отсутствия интерметаллических фаз использованы комплексные промежуточные слои. В системе титан-ниобий-медь титан образует непрерывный ряд твердых растворов с ниобием и молибденом, но имеет температуру плавления ниже. Медь имеет ограниченную растворимость с ниобием и образует твердые растворы с компонентами стали за исключением титана, содержание которого в стали менее 1%. Ванадий также образует ряд твердых растворов с молибденом, в γ -Fe его растворимость мала, что способствует образованию интерметаллических фаз. Для ограничения диффузии между ванадием и сталью использованы промежуточные слои из меди и α -Fe (электротехническая сталь). Медь имеет ограниченную растворимость в ванадии, а железо имеет широкую область растворимости с ванадием и образует интерметаллическую фазу FeV. Двухэтапный ГИП при использовании промежуточного слоя из ванадия обусловлен высокой температурой плавления молибдена и ванадия по сравнению с медью и ограничением диффузии между ванадием и электротехнической сталью. Поэтому на первом этапе ГИП при температуре 1200 °С происходит соединение ванадия с молибденом, а на втором этапе – получение БМ молибденосодержащий сплав-сталь.

Для получения БМ «ЦМ2А – 12Х18Н10Т» были получены заготовки основных материалов размером $\varnothing 54 \times 24$ мм, промежуточные слои 0,1-0,5 мм и капсульная оснастка $\varnothing 60 \times 50$ мм с толщиной стенки 3 мм. Герметизация капсул осуществлялась в вакуумной камере при разряжении 0,13 Па.

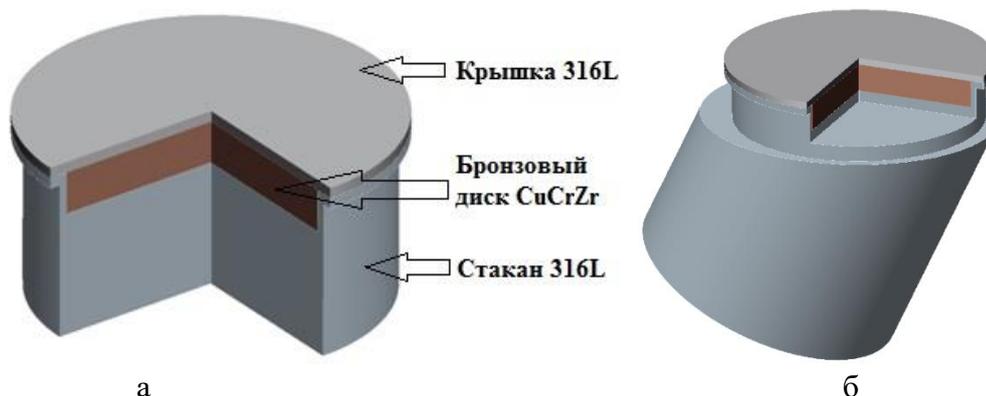
Основная сложность изготовления БМ «АМг6-12Х18Н10Т» обусловлена большой химической активностью алюминия, существенной разницей в значениях температуры плавления стали ($T_{пл} = 1539$ °С) и алюминия ($T_{пл} = 660$ °С), отличиями в коэффициентах линейного расширения (для алюминия $23,5 \cdot 10^{-6}$, для железа $11,9 \cdot 10^{-6}$ °С⁻¹ при комнатной температуре и, соответственно, $31,1 \cdot 10^{-6}$ и $14,3 \cdot 10^{-6}$ °С⁻¹ при 500 °С). С другими металлами алюминий образует хрупкие твердые соединения, а с кислородом воздуха – прочные слои окислов, что является основной причиной снижения прочности, ударной вязкости и большого разброса механических свойств соединения.

Магний отрицательно влияет на свариваемость алюминия со сталью. Поэтому для соединения алюминиевого сплава АМг6 со сталью 12Х18Н10Т выбран промежуточный слой алюминия АД1. Для исследования влияния температуры ГИП были проведены эксперименты получения БМ при температурах от 530 до 570 °С с шагом 10 °С при неизменном времени выдержки 30 мин и давлении не более 200 МПа. В работе применено и исследовано четыре способа подготовки контактных поверхностей алюминиевый сплав АМг6-сталь 12Х18Н10Т (таблица 2).

Таблица 2. Способы соединения алюминиевого сплава марки АМг6 со сталью 12Х18Н10Т через промежуточный слой алюминия марки АД1

Способ	Подготовка АМг6 и промежуточного слоя АД1	Подготовка стали	Способ герметизации	Режим ГИП
1	Шабрение	Обезжиривание и травление	ЭЛС вакуумной камере	540 °С, 30 мин
2	Гальваническое цинкование по ГОСТ 9.305-84			540 и 560 °С, 30 мин
3	Шабрение	Формирование зубчатого рельефа высотой 320 мкм и шагом 120 мкм способом токарной обработки, обезжиривание, травление	ЭЛС вакуумной камере	540 °С, 30 мин
4	Шабрение		АДС на воздухе	540 °С, 30 мин

Для проведения исследований в условиях ГИП получены заготовки биметаллического пьедестала «**CuCrZr-316L**», которые представляют собой стандартный или наклонный цилиндры (рисунок 2) диаметром 116-138 мм и высотой 116-187 мм, состоящие из стали 316L с размещенным внутри диском из бронзы CuCrZr.



а – стандартный, б – наклонный
Рисунок 2 – Заготовки биметаллических пьедесталов «**CuCrZr-316L**»

Технология получения заготовок биметаллических пьедесталов включает подготовку свариваемых поверхностей, сборку с герметизацией зоны соединения, ГИП ($T = 930 \pm 10^\circ\text{C}$, $t = 120$ мин, $P \geq 150$ МПа) и ТО: закалка в воду с температуры 980°C и времени выдержки в печи от 20 до 120 мин с последующим старением в течение 3 ч при температуре 480°C .

Для определения различий в структуре и прочности диффузионных соединений после ГИП и ТО герметизацию осуществляли двумя способами: путем вакуумирования сборки до степени разрежения 0,13 Па и на воздухе.

Принципиальная схема изготовления БМ методом ГИП представлена на рисунке 3.



Рисунок 3 – Принципиальная схема получения БМ методом ГИП

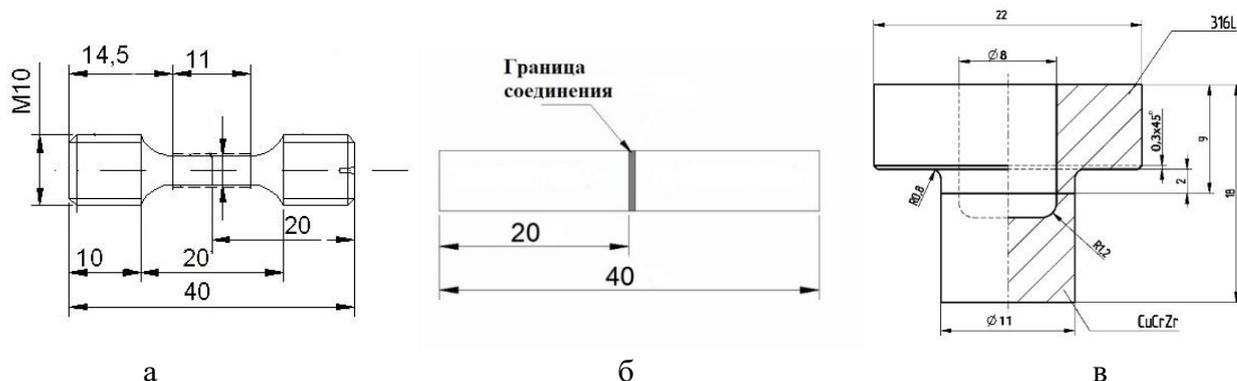
После проверки на герметичность сборку БМ подвергали ГИП на лабораторном и промышленном газостатах HIRP фирмы ABRA, Швейцария: лабораторный HIRP 10/26-200-2000 и промышленный HIRP 70/150-200-1300 с размерами камеры 10/26 и 70/150 см, соответственно.

Работают от 500 до 1300 °С при давлении до 200 МПа с обеспечением равномерного нагрева рабочей загрузки деталей. Для каждого материала задавали и контролировали температуру, давление и время выдержки.

Исследование микроструктур БМ проводилось на оптическом микроскопе Zeiss AxioObserver. На сканирующем электронном микроскопе JEOL JSM – 6610 LV с энергодисперсионным детектором рентгеновского излучения Oxfordinstruments X-Max при увеличениях $\times 50 - 5000$ исследовались микроструктуры границ и фрактографический анализ с определением химического состава.

Испытания с определением прочностных характеристик проводились на универсальной испытательной машине Schenk-Trebel RMC-100 при комнатной и повышенных температурах со скоростью движения активного захвата 1 мм/мин. Определение для каждого БМ осуществлялось на образцах, в середине рабочей зоны которых находилась область соединения перпендикулярно направлению нагрузки, прикладываемой при испытании.

Образцы для механических испытаний вырезали перпендикулярно плоскости биметаллического соединения так, чтобы область соединения находилась в середине рабочей части (рисунок 4). Испытания на растяжение с определением временного сопротивления биметаллических образцов «моно-поли молибден», «ЦМ2А-12Х18Н10Т» и «АМг6-12Х18Н10Т» проводили при комнатной температуре по ГОСТ 1497, образцов «моно-поли молибден» при 400 °С по ГОСТ 9651 в количестве не менее 3 образцов от заготовки. Эскиз образца для испытаний представлен на рисунке 4а.



а – растяжение; б – изгиб; в – грибок
Рисунок 4 – Образцы для испытаний БМ

Испытания на трехточечный изгиб с определением временного сопротивления при изгибе БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т» и «АМг6-12Х18Н10Т» проводили на образцах квадратного сечения со стороной 8 мм и длиной 40 мм при комнатной температуре по ГОСТ 14019 (рисунок 4б). Временное сопротивление БМ «CuCrZr-316L» при комнатной температуре и 150 °С измеряли на образцах типа грибок (рисунок 4в). Временное сопротивление, предел текучести и относительное удлинение бронзы определяли на пятикратных образцах типа IV при комнатной температуре (по ГОСТ 1497) и при 250 °С (по ГОСТ 9651).

Теплопроводность составного молибденового зеркала определялась расчетным путем по измеренной температуропроводности на автоматизированном комплексе NetzschLFA 457 Microflash методом лазерной вспышки. Испытанию подвергались образцы области соединения составных молибденовых зеркал, а также образцы монокристаллического и поликристаллического молибдена в среде аргона. Для проведения испытаний производилось напыление тонкого слоя графита на образцы. Теплопроводность составляющих материалов конструкции определялась по полученным значениям температуропроводности с использованием значений теплоемкости и плотности для соответствующих температур.

В третьей главе приводятся результаты исследования влияния промежуточных слоев на структуру и свойства составного молибденового зеркала в системе диагностики «спектроскопия водородных линий» ИТЭР на основе БМ «моно-поли молибден», а так же БМ «ЦМ2А –

12X18Н10Т» для применения в трубопроводах горячего тракта при создании перспективных ракетных двигателей.

Микроструктура соединения «моно-поли молибдена» (рисунок 5) представляет собой область взаимной диффузии с образованием твердых растворов молибдена в титане и титана в молибдене. Глубина диффузии титана в молибден монокристаллический составляет порядка 10 мкм, глубина диффузии титана в молибден поликристаллический – 15 мкм. Диффузия молибдена в титан достигает 50 мкм, то есть диффузия молибдена в титановую прослойку произошла практически до ее середины. При анализе структуры монокристалла молибдена областей рекристаллизации не обнаружено.

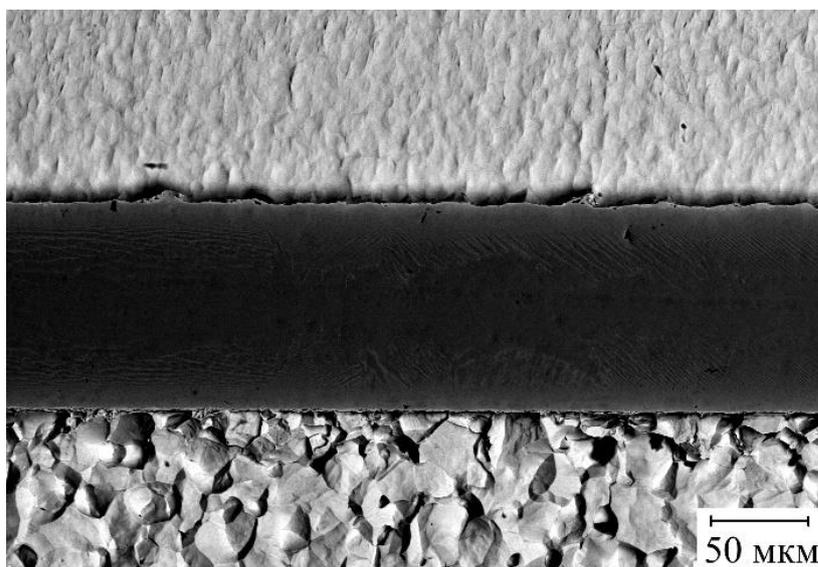


Рисунок 5 – Структура границ соединения «моно-поли молибдена» через промежуточный слой из титана (после травления в азотной кислоте)

Среднее значение временного сопротивления образцов соединения при комнатной температуре составляет 360 МПа с разрушением по поликристаллическому молибдену. При температуре 400 °С оно составляет 103 МПа с разрушением по монокристаллическому молибдену с деформацией по кристаллографической плоскости скольжения дислокаций с относительным удлинением монокристалла молибдена более 40%. Временное сопротивление соединения «моно-поли молибдена» выше, чем у основного металла, как при комнатной температуре, так и при температуре 400 °С.

Для каждого образца были проведены серии из 8 измерений температуропроводности при температурах 50 и 400°С. На графике (рисунок 6) представлены значения теплопроводности монокристаллического молибдена, поликристаллического молибдена и образцов, содержащих их соединение. Значения теплопроводности получены в результате пересчета полученных данных температуропроводности с учетом вклада, связанного с нанесением графитового слоя.

Из графика видно, что теплопроводность монокристаллического и поликристаллического молибдена при 50 °С близка к справочной, которая составляет 142 Вт/(м·К). Значения теплопроводности близких по толщине образцов соединения при одинаковых температурах близки. С ростом температуры теплопроводность монокристаллического молибдена, поликристаллического молибдена и соединения уменьшается.

Теплопроводность конструкции с промежуточным слоем из титана при температуре 50 °С согласно расчетам равна 141 Вт/(м·К), для конструкции без промежуточного слоя титана – 145 Вт/(м·К). При 400 °С теплопроводность зеркала с промежуточным слоем титана составит 118 Вт/(м·К), а без титана 120 Вт/(м·К).

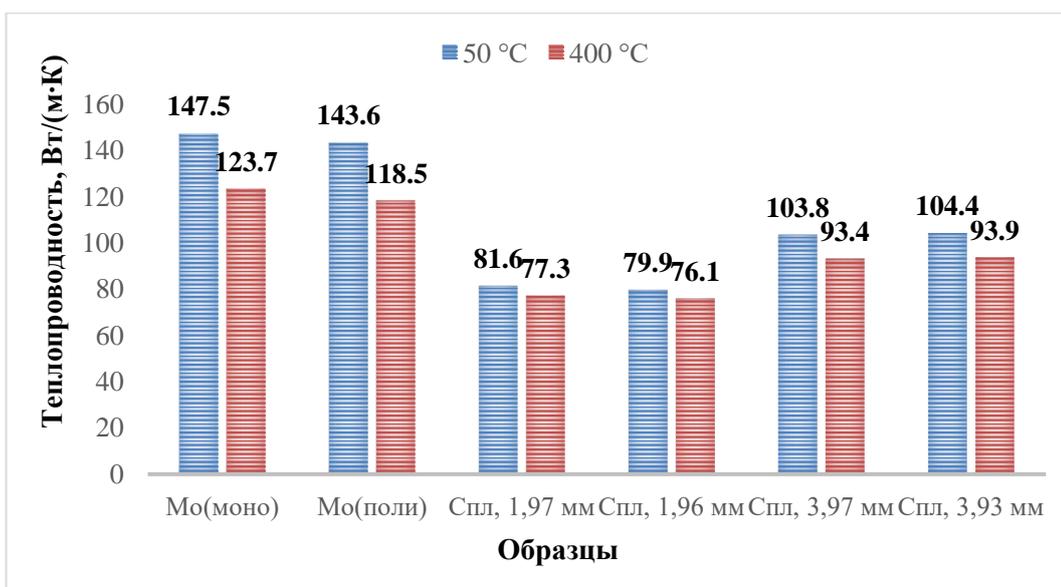


Рисунок 6 – Теплопроводность основных материалов (моно-Мо и поли-Мо) и области соединения через промежуточный слой титана (Спл)

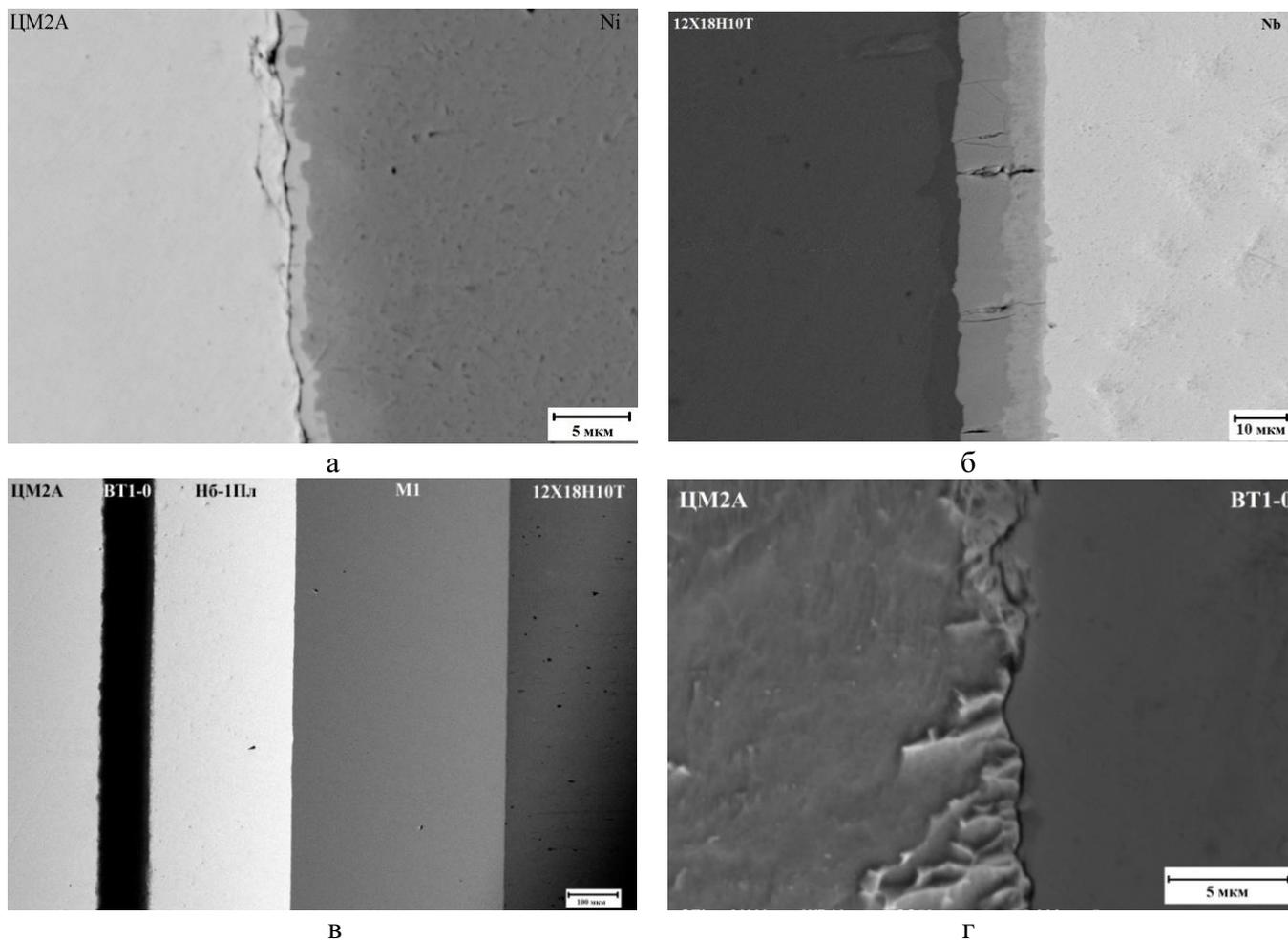
Таким образом, использование промежуточного слоя из титана при температуре ГИП 950 °С обеспечивает прочность соединения БМ «моно-поли молибден», превышающую прочность основного металла, как при комнатной, так и при повышенной температурах. Выбранный режим ГИП обеспечивает отсутствие рекристаллизации монокристаллического молибдена. Использование промежуточного слоя из титана толщиной 0,1 мм приводит к снижению теплопроводности конструкции на 3 % при 50 °С и на 2% при 400 °С.

Вторым исследуемым БМ являлся «ЦМ2А – 12Х18Н10Т». По результатам МРСА область взаимной диффузии между молибденом и никелем в сумме составила 10 мкм, из них 3 мкм глубина диффузии никеля в молибден, 5 мкм – молибдена в никель и четко выраженная переходная область с шириной 1,5 мкм, состоящая из интерметаллической фазы MoNi – 48 масс.% Ni и 52 масс.% Мо. Наблюдалось формирование трещины на границе никеля с молибденом ЦМ2А (рисунок 7а). Граница соединения между никелем и сталью представляет собой область твердых растворов элементов стали в никеле и никеля в стали шириной 20 мкм, концентрация Fe плавно увеличивается при переходе от никеля к стали, а концентрация никеля – уменьшается.

Молибден с ниобием образуют непрерывный ряд твердых растворов. В результате исследований области взаимной диффузии между ниобием и сталью (рисунок 7б) обнаружена прослойка переменного состава общей шириной 40 мкм с трещинами, перпендикулярными области соединения. Прослойка с трещинами имеет следующий состав: 44 масс.% Fe, 8 масс.% Cr, 40 масс.% Nb. Далее следует прослойка, которая состоит из 90 масс.% Nb, 8 масс.% Fe, 1 - 2 масс.% Cr и Ni. На границе с ниобием существует область шириной 2 мкм с концентрациями 93 масс.% Nb, 4 масс.% Fe, 3 масс.% Cr и Ni. Также установлено, что существует область твердого раствора ниобия в стали шириной 18 мкм. Таким образом, переходная область между сталью и ниобием имеет неоднородную структуру, которая состоит из твердых растворов и интерметаллидов сложного химического состава. При исследовании границы между ниобием и молибденом области взаимной диффузии не обнаружено. Причиной является низкая температура ГИП (1200°С), при которой диффузионные подвижности ниобия и молибдена малы.

Приграничные области контакта металлов диффузионного соединения, полученного через промежуточные слои титан-ниобий-медь (рисунок 7в), представляют собой области твердых растворов. При исследовании области взаимной диффузии титана и молибдена при увеличении $\times 3000-5000$ обнаружены тонкие трещины вдоль границы соединения (рисунок 7г). Их появление обусловлено высоким содержанием титана в молибдене, которое привело к снижению

пластичности. При испытаниях на растяжение образцов с прослойками титан-ниобий-медь разрушение происходило либо по прослойке из меди со значением временного сопротивления 419 ± 9 МПа, либо в зоне взаимной диффузии между титаном и молибденом при 225 ± 12 МПа. Место разрушения образцов обусловлено различиями количества и площади трещин в плоскости соединения молибдена и титана от образца к образцу. Разрушение по границе молибдена с титаном имеет хрупкий характер и происходит в плоскости образования твердого раствора на их основе. Химический состав вблизи поверхности излома неоднороден. Разрушение в плоскости медной прослойки происходит по вязкому механизму.

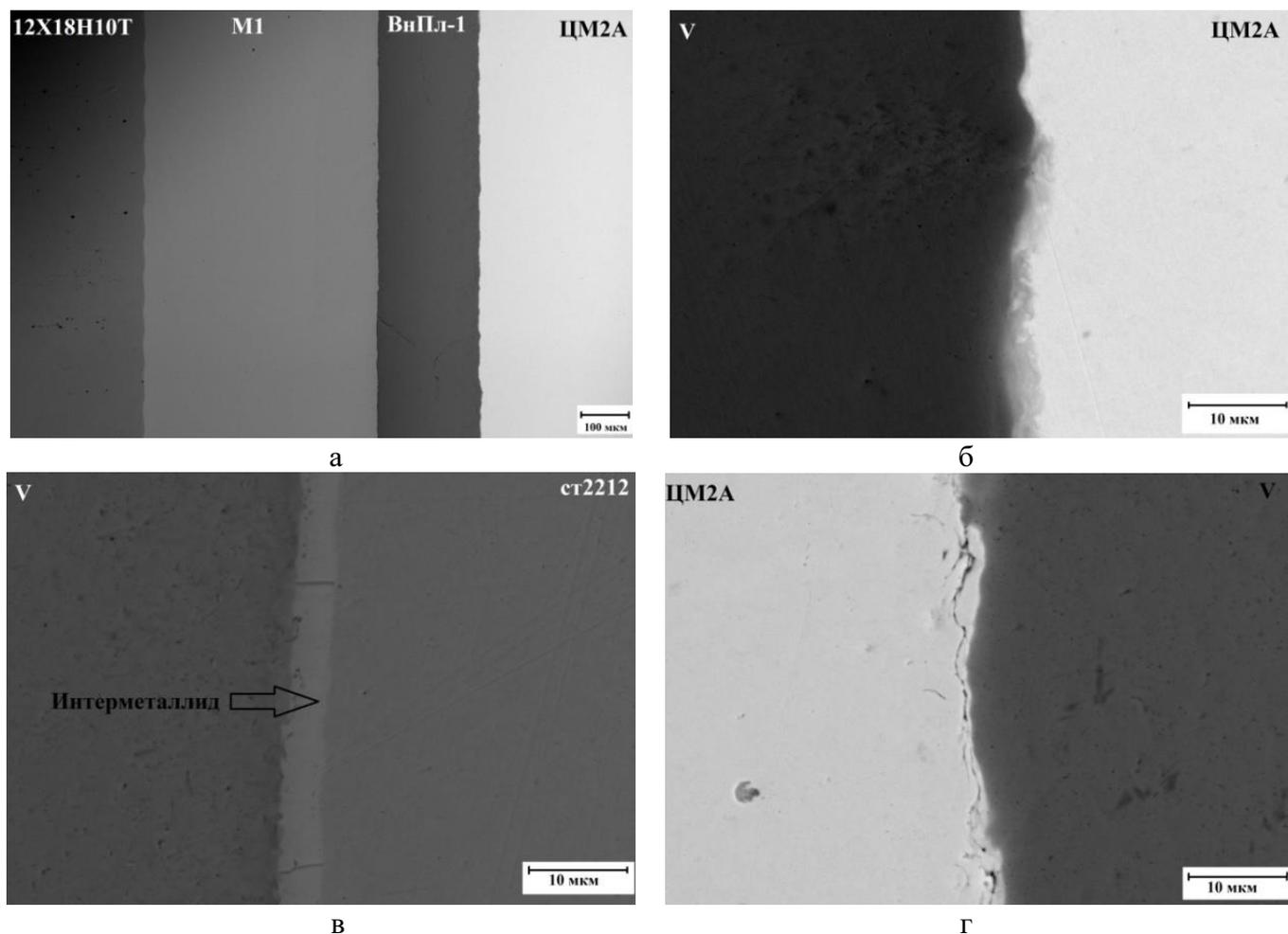


а – ЦМ2А-Ni; б – 12Х18Н10Т-Nb; в – ЦМ2А-Ti-Nb-Cu-12Х18Н10Т; г – ЦМ2А-Ti
Рисунок 7 – Строение границы соединений БМ «ЦМ2А – 12Х18Н10Т» с различными промежуточными слоями

Границы между основными материалами и промежуточными слоями из ванадия и меди (рисунок 8а) представляют собой области твердых растворов. Переходная область между ванадием и молибденом имеет ширину 5 мкм, глубина диффузии ванадия в медь 18 мкм, меди в ванадий – 24 мкм, глубина диффузии атомов железа, никеля и хрома в медь составляет 5 мкм, диффузия меди в сталь имеет глубину 20 мкм. Граница между ванадием и молибденом ЦМ2А шириной не более 5 мкм представляет собой твердый раствор (рисунок 8б). Образцы разрушились в плоскости взаимной диффузии между ванадием и молибденом, а значение временного сопротивления составило 280 ± 7 МПа. МРСА показал, что со стороны молибдена в зоне излома наблюдается содержание 98 масс.% из Мо и 2 масс.% V.

На границе электротехническая сталь-ванадий образовался слой интерметаллической фазы FeV, ширина которого составляет 5 мкм (рисунок 8в). Кроме того, наблюдается формирование твердого раствора ванадия в железе в промежуточном слое электротехнической стали глубиной 25

мкм. Граница между ванадием и молибденом не является однородной. Взаимная диффузия с образованием твердых растворов ванадия и молибдена произошла неравномерно, обнаружены многочисленные трещины в плоскости соединения (рисунок 8г). На границе соединения электротехнической и нержавеющей сталей наблюдается плавный рост концентраций никеля и хрома и снижение концентрации железа. Временное сопротивление соединения имеет значение 312 ± 12 МПа с разрушением в области взаимной диффузии Мо с V. По результатам МРСА поверхность разрушения со стороны молибдена в среднем имеет в своем составе 98 масс.% Мо и 2 масс.% V.



а – ЦМ2А-Cu-V-12X18H10T; б – ЦМ2А-V; в – V-ст2212; г – ЦМ2А-V

Рисунок 8 – Строение границы соединений БМ «ЦМ2А – 12X18H10T» при двухэтапном соединении

На границе электротехническая сталь-ванадий образовался слой интерметаллической фазы FeV, ширина которого составляет 5 мкм (рисунок 8в). Кроме того, наблюдается формирование твердого раствора ванадия в железе в промежуточном слое электротехнической стали глубиной 25 мкм. Граница между ванадием и молибденом не является однородной. Взаимная диффузия с образованием твердых растворов ванадия и молибдена произошла неравномерно, обнаружены многочисленные трещины в плоскости соединения (рисунок 8г). На границе соединения электротехнической и нержавеющей сталей наблюдается плавный рост концентраций никеля и хрома и снижение концентрации железа. Значение временного сопротивления соединения составило 312 ± 12 МПа с разрушением в области взаимной диффузии Мо с V. По результатам МРСА поверхность разрушения со стороны молибдена в среднем имеет в своем составе 98 масс.% Мо и 2 масс.% V.

Таким образом, использование промежуточного слоя из никеля приводит к образованию фазы MoNi, что охрупчивает соединение. Взаимную диффузию между молибденом и ниобием можно активизировать, повышая температуру ГИП. Однако это приводит к увеличению ширины прослойки хрупких интерметаллических фаз, поэтому необходимо осуществлять ГИП в 2 этапа с использованием дополнительных промежуточных слоев, например, из меди. Использование промежуточного слоя из ванадия и титана со стороны молибдена приводит к образованию твердых растворов на границе соединения. Твердый раствор на основе молибдена с титаном или ванадием имеет низкую пластичность, что приводит к повышению склонности границ молибден-титан, молибден-ванадий к хрупкому разрушению. Формирование интерметаллической прослойки на границе ванадия и электротехнической стали не влияет на прочность полученного соединения.

В четвертой главе приводятся результаты исследования влияния температуры ГИП, способов подготовки контактных поверхностей и среды ГИП на структуру и свойства БМ «АМг6 – 12Х18Н10Т».

При температуре ГИП 570 °С на границе стали и промежуточного слоя алюминия происходит образование переходной области шириной до 40 мкм с неоднородной структурой. Полученное соединение имеет высокую хрупкость, причиной которой является образование интерметаллической прослойки на границе со сталью в результате активной диффузии магния из алюминиевого сплава в промежуточный слой алюминия. При этом глубина диффузии магния достигает 0,5 мм и доходит до границы со сталью. Результаты МРСА показывают, что разрушение произошло по хрупкому механизму в плоскости интерметаллической прослойки с химическим составом 77,5 ат.%Al, 16,1 ат.%Fe, 4,3 ат.%Cr, 2,1 ат.%Ni.

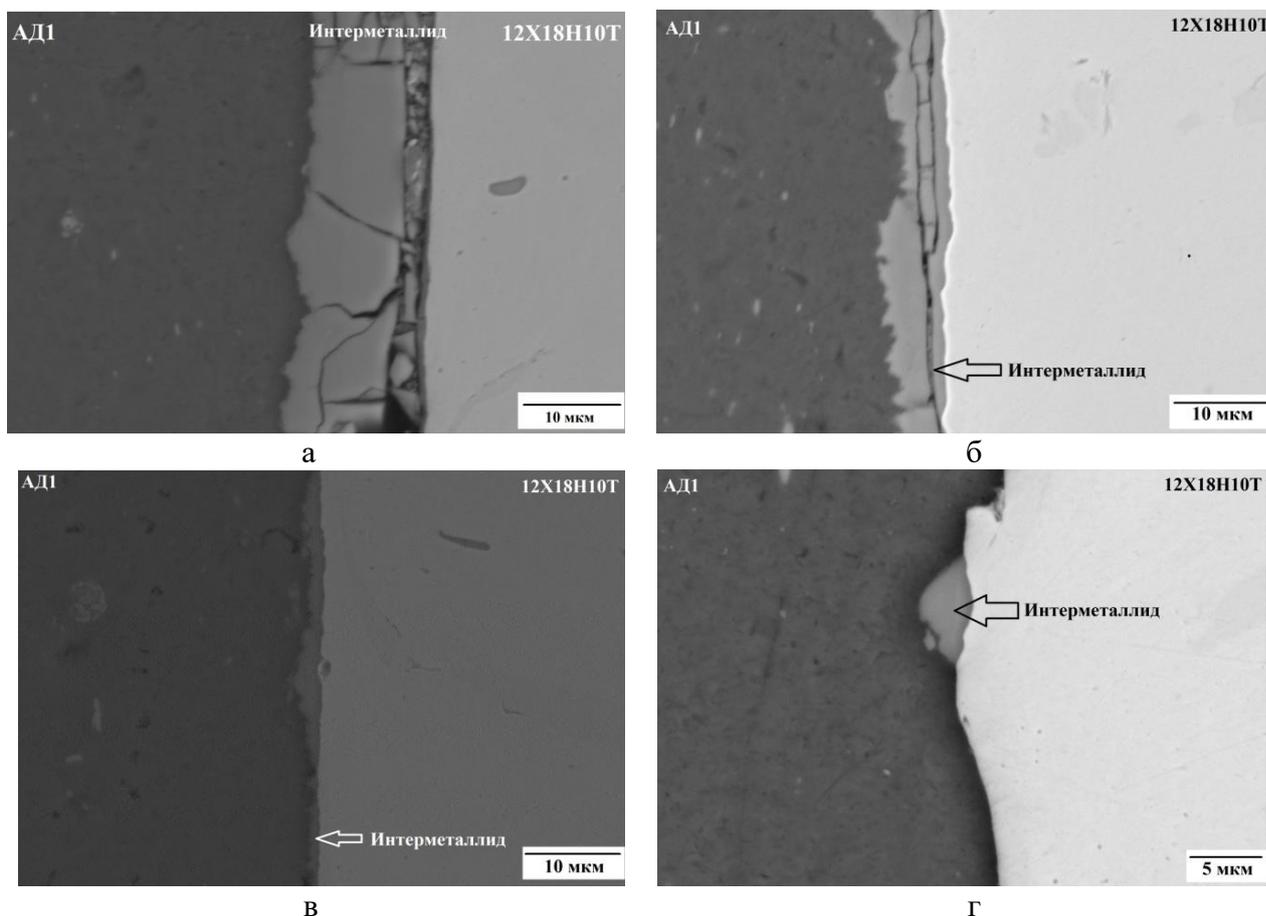
При снижении температуры ГИП до 560 °С и 550 °С диффузия магния идет менее активно. Как видно из рисунков 9а,б, на границе между сталью и промежуточным слоем алюминия происходит образование сплошной однородной переходной области шириной до 15 мкм и 7 мкм, соответственно, химический состав которой соответствует тому же интерметаллиду, который образуется и при 570 °С. На протяжении всей интерметаллической прослойки, преимущественно на ее границе со сталью, наблюдаются трещины, которые приводят к разрушению БМ уже при изготовлении образцов для испытаний.

При понижении температуры ГИП до 540 °С на границе алюминиевого промежуточного слоя и стали образуется дискретная интерметаллическая прослойка того же химического состава, состоящая из отдельных участков длиной от 3 мкм и толщиной до 3 мкм (рисунок 9в). Значение временного сопротивления при растяжении составляет от 157 до 205 МПа, разрушение происходит в области соединения промежуточного слоя алюминия и стали. При испытаниях на изгиб значение временного сопротивления составляет от 282 до 353 МПа, а разрушение образцов происходит частично по промежуточному слою алюминия и частично по границе алюминия со сталью.

Дальнейшее понижение температуры ГИП до 530 °С приводит к образованию на границе между алюминием и сталью зоны с отдельными частицами интерметаллической фазы размером до 5 мкм, наблюдаемыми при металлографическом анализе образцов (рисунок 9г). Анализ результатов испытаний на изгиб и растяжение показал, что разрушение во всех случаях происходило по границе между сталью и промежуточным слоем алюминия. Излом образцов неоднороден, с видимыми участками стали и алюминия на поверхности.

Используемые в работе способы соединения алюминиевого сплава АМг6 со сталью 12Х18Н10Т через промежуточный слой алюминия АД1 приведены в таблице. 2.

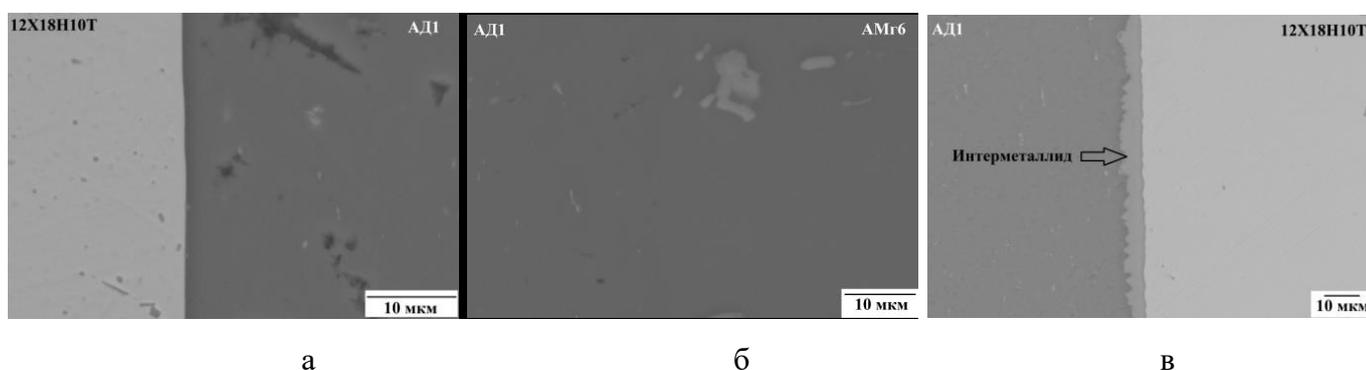
При исследовании влияния подготовки контактных поверхностей и среды получения БМ «АМг6 – 12Х18Н10Т» для всех способов соединения был выбран режим ГИП при $T = 540$ °С, $\tau = 30$ мин. Для способа 2 проведен дополнительный режим ГИП при $T = 560$ °С, $\tau = 30$ мин.



а – сплошная интерметаллическая прослойка 560°С; б – сплошная интерметаллическая прослойка при 550°С; в – прерывистая интерметаллическая прослойка при 540°С; г – прерывистая интерметаллическая прослойка при 530°С

Рисунок 9 – Структура БМ «АМг6 – 12Х18Н10Т» на границе стали с промежуточным слоем алюминия после ГИП

Способ 1 описан при исследовании влияния температуры ГИП (540 °С). Результаты МРСА показали, что при способе 2 происходит диффузия цинка в промежуточный слой алюминия со стороны стали на глубину 50 мкм с образованием твердого раствора цинка в алюминии. На границе наблюдаются отдельные мелкие образования, похожие на интерметаллическую фазу размером менее 1 мкм (рисунок 10а). Граница алюминиевой прослойки со сплавом алюминия размыта (рисунок 10б) и определяется по концентрации магния. Высокая активность атомов магния и алюминия приводит к полному растворению цинка в сплаве.

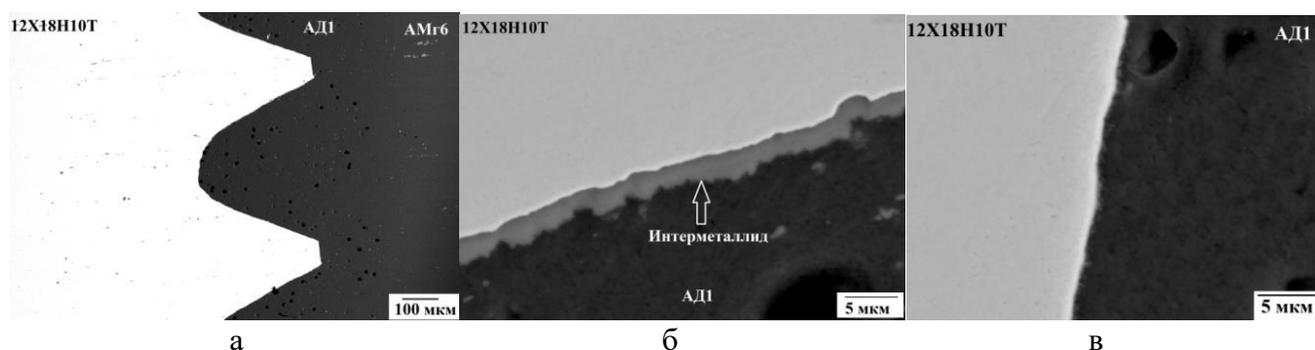


а – 12Х18Н10Т-АД1, температура ГИП 540 °С; б – АД1-АМг6, температура ГИП 540 °С; в – интерметаллическая прослойка на границе АД1-12Х18Н10Т, температура ГИП 560 °С

Рисунок 10 – Границы соединения алюминиевого сплава со сталью, полученного способом 2

Для повышения активности атомов и создания развитой области взаимной диффузии на границе стали с промежуточным слоем алюминия способом 2 температура ГИП увеличена до 560 °С. При этом на границе соединения образуется сплошная интерметаллическая прослойка толщиной до 6,5 мкм (рисунок 10в), которая также не содержит цинк. Глубина диффузии цинка в промежуточный слой алюминия составила 50 мкм. Несмотря на то, что температура плавления твердого раствора цинка в алюминии меньше, чем у чистого алюминия, температура получения БМ с равномерной границей, представляющей собой область диффузионного взаимодействия, при способе 2 выше, чем для способов 1 и 3.

Анализ структуры на границе стали и промежуточного слоя алюминия, полученного способом 3 (рисунок 11а), показал, что образование интерметаллической фазы наблюдается преимущественно на боковых поверхностях и на некоторых вершинах зубчиков рельефа стали (рисунок 11б). У основания зубчиков рельефа интерметаллической фазы нет (рисунок 11в). Максимальная толщина интерметаллической фазы на границе соединения достигает 4 мкм.



а – общий вид соединения; б – 12X18H10Т-АД1 на боковой поверхности зубчиков рельефа;
в – 12X18H10Т-АД1 у основания зубчиков рельефа

Рисунок 11 – Строение границы соединения алюминиевого сплава со сталью, полученного способом 3 ГИП при 540 °С

При получении соединения способом 4 у основания зубчиков обнаружены пустоты, а протяженность интерметаллической фазы в плоскости соединения мала по сравнению с соединением, полученным при герметизации в вакууме способом 3. Такие изменения могут быть вызваны окислением алюминия кислородом воздуха в процессе ГИП и сопротивлением воздушной среды на границе, что препятствовало взаимодействию алюминия со сталью.

Несмотря на то, что способ 2 обеспечивает получение равномерной структуры, прочность соединения существенно ниже по сравнению со способами 1 и 3 (таблица 3). Это вызвано образованием твердого раствора цинка в алюминии на границе соединения со сталью. Значения прочности образцов, полученных способом 3, имеют наиболее стабильные значения, что объясняется равномерным распределением интерметаллической фазы в плоскости соединения алюминия со сталью.

Таблица 3. Характеристики прочности БМ «АМг6 – 12X18H10Т» при испытаниях на растяжение и трехточечный изгиб

Способ	Температура ГИП, °С	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	$\sigma_{\text{изг}}$, МПа
1	540	189 ± 31	329 ± 29
2	540	56 ± 15	79 ± 27
	560	90 ± 21	67 ± 24
3	540	196 ± 4	295 ± 8

Таким образом, установлено, что максимальные и стабильные прочностные характеристики БМ «АМг6 – 12X18H10Т» достигаются при способе соединения 3 и режиме ГИП $T = 540$ °С,

$\tau = 30$ мин, $P \leq 200$ МПа. При этом обязательными условиями является создание вакуумной среды в области соединения, формирование зубчатого рельефа на контактной поверхности стали и шабрение алюминия. Такой режим получения БМ рекомендован для технологии изготовления переходных элементов «АМг6-12Х18Н10Т» через промежуточный слой алюминия АД1 для топливных баковых систем РКТ.

В пятой главе рассматриваются результаты исследования получения БМ «CuCrZr-316L» сложной геометрической формы методом ГИП с использованием разных способов герметизации и последующей ТО.

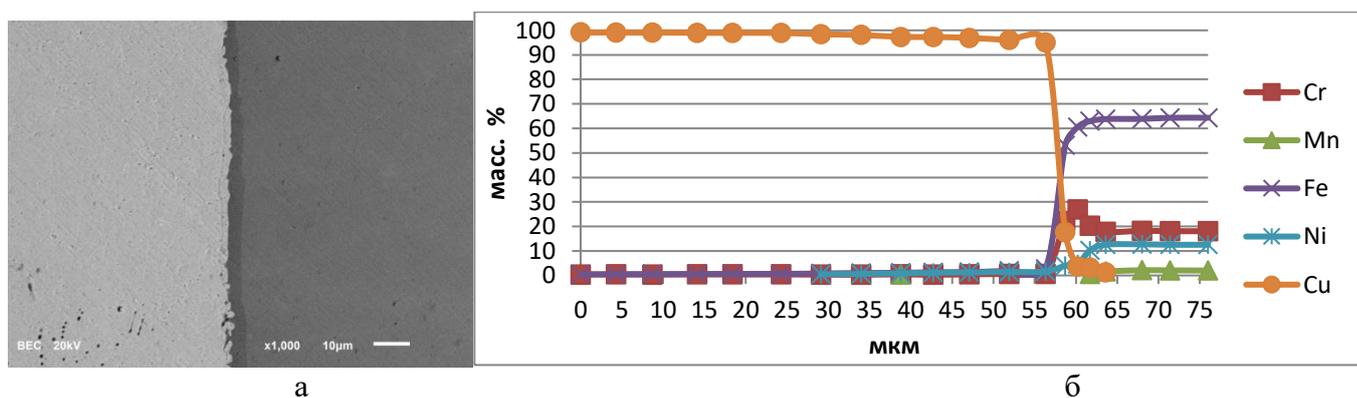
Как видно из таблицы 4, образцы, полученные в условиях герметизации на воздухе, имеют прочность несколько ниже, чем при герметизации в вакууме. Тем не менее, значения прочности во всех случаях значительно превышают требуемые 220 МПа при температуре 150°C, установленные ИТЭР к соединению «CuCrZr-316L».

Таблица 4. Результаты испытаний на отрыв биметаллического соединения «CuCrZr-316L»

Т, °С	Условия герметизации	σ_b , МПа	Место разрушения
20	вакуум	437	CuCrZr
	воздух	388	CuCrZr
150	вакуум	382	CuCrZr
	воздух	365	CuCrZr

При исследовании границы соединения между сталью 316L и бронзой CuCrZr методом оптической микроскопии наблюдается переходная область со стороны стали (рисунок 12а). Пор, отслоений и других дефектов сварного соединения не обнаружено. В результате исследований биметаллического соединения «CuCrZr-316L» методом МРСА установлено наличие переходной зоны, представляющей собой твердый раствор железа, хрома, никеля в меди и твердый раствор меди в стали. Общая ширина переходной зоны составляет 55 мкм: глубина диффузии железа в бронзу составляет 50 мкм, меди в сталь – 5 мкм (рисунок 12б).

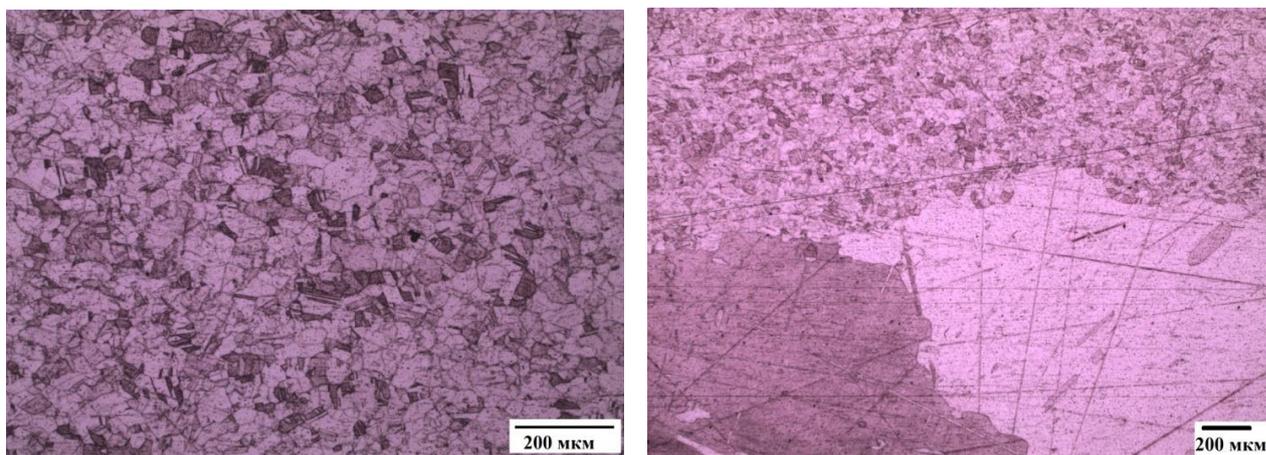
Отличий в структуре переходной области при исследовании методами СЭМ и МРСА в зависимости от способа герметизации не обнаружено: переходная область имеет одинаковую ширину и схожий химический состав.



а – микроструктура; б - распределение концентрации основных элементов
Рисунок 12 – Область соединения бронзы CuCrZr и стали 316L

Механические свойства бронзы CuCrZr после ТО восстанавливаются и имеют значения: $\sigma_b = 318,5$ МПа, $\sigma_{0,2} = 258$ МПа, $\delta = 17,4\%$.

По результатам исследования микроструктуры бронзы обнаружено, что после ТО наблюдаются зоны с нормальным размером зерна от 20 до 140 мкм и аномально большими зернами размером до 10 мм (рисунок 13). Аномальный рост зерен в сплаве CuCrZr вызван повышенной концентрацией хрома, который способствует образованию крупных зерен.



а
б
а – нормальный размер зерна; б – зерна большого размера
Рисунок 13 – Микроструктура бронзы CuCrZr

Таким образом, проведенное исследование позволило определить способы герметизации перед ГИП для получения БМ «CuCrZr-316L» как биметаллических пьедесталов электрических соединителей для модуля бланкета ИТЭР, использование которых приведет к сокращению времени производства, трудоемкости, энергоемкости и снижению себестоимости процесса серийного производства. Эти результаты использованы при серийном производстве заготовок биметаллических пьедесталов для модулей бланкета вакуумной камеры ИТЭР.

ВЫВОДЫ

1) Получены методом ГИП БМ «моно – поли молибден», «ЦМ2А – 12Х18Н10Т», «АМг6 – 12Х18Н10Т», «CuCrZr – 316L» и выявлены основные факторы, определяющие их структуру и физико-механические свойства: температура при ГИП; состав промежуточных слоев; среда соединения, способы подготовки контактных поверхностей. Для различных пар соединяемых материалов оптимальной структурой переходных слоев на границе соединения являются твердые растворы переменного состава без выделений (или с минимальным количеством) интерметаллических фаз.

Определены режимы ГИП, обеспечивающие заданную прочность БМ соединений: для «моно-поли молибден» $T = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 150 \div 180\text{ мин}$, $P \geq 150\text{ МПа}$; для «ЦМ2А-12Х18Н10Т» с использованием комбинированных слоев из V-Fe и V-Cu необходимо проведение ГИП в 2 этапа, а при использовании слоя Ti-Nb-Cu проведение ГИП в один этап по режиму: $T = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 30\text{ мин}$, $P \geq 150\text{ МПа}$; для «АМг6-12Х18Н10Т» $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 30\text{ мин}$, $P \leq 200\text{ МПа}$ через промежуточный слой алюминия; для «CuCrZr-316L» $T = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 120\text{ мин}$, $P \geq 150\text{ МПа}$.

2) В условиях ГИП получен БМ «моно – поли молибден» с промежуточным слоем из титана, обеспечивающим отсутствие рекристаллизации в монокристалле молибдена. Значение временного сопротивления такого БМ при комнатной температуре составляет 326 МПа при разрушении по поликристаллическому молибдену, при температуре 400 °С - 103 МПа с разрушением по монокристаллическому молибдену. Теплопроводность конечной конструкции молибденового зеркала из «моно-поли молибдена» при 50 и 400 °С составляет 141 и 118 Вт/(м·К), соответственно.

3) Методом ГИП получены БМ соединения трудно свариваемого молибдена ЦМ2А с аустенитной сталью 12Х18Н10Т с применением промежуточных слоев. Применение промежуточного слоя из никеля или ниобия приводит к образованию хрупких интерметаллических прослоек на границе соединения, что приводит к охрупчиванию и не обеспечивает прочность БМ. Применение комбинации промежуточных слоев «титан-ниобий-медь», «ванадий-медь» обеспечивает соединение, где каждая граница представляет собой область твердых растворов. Достигнутые значения временного сопротивления БМ с промежуточными слоями «ванадий-медь» и «ванадий-электротехническая сталь» составляют 280 МПа и 312 МПа, соответственно, а «титан-

ниобий-медь» от 225 МПа при разрушении в зоне взаимной диффузии между титаном и молибденом до 419 МПа при разрушении по медной прослойке.

4) Установлено, что максимальная прочность БМ «АМг6-12Х18Н10Т» при его получении методом ГИП через промежуточный слой из алюминия достигается при температуре ГИП 540 °С, шабрении алюминия и нанесении рельефа на контактную поверхность стали при герметизации в вакууме, и равна при растяжении 196 МПа и при изгибе 295 МПа. При этом на границе стали с промежуточным слоем алюминия образуется только дискретная интерметаллическая прослойка толщиной до 4 мкм.

5) Показано, что герметизация капсульной оснастки на воздухе при получении методом ГИП БМ «CuCrZr-316L» для биметаллических пьедесталов электрических соединителей сложной геометрической формы обеспечивает прочность соединения 388 МПа при комнатной температуре и 365 МПа при 150 °С.

6) Результаты работы использованы при изготовлении прототипа составного молибденового зеркала и серийной партии заготовок биметаллических пьедесталов для ИТЭР. Установлена принципиальная возможность получения БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т» и определены технологические параметры изготовления БМ «АМг6-12Х18Н10Т» новых габаритов для существующих и перспективных изделий ракетно-космической техники.

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

Публикации в изданиях, рекомендованных ВАК РФ

1. **Махина Д.Н.**, Денисов В.Н., Перминова Ю.С., Бутрим В.Н., Никулин С.А. Структура и механические свойства биметалла молибден–сталь, полученного в условиях горячего изостатического прессования // Деформация и разрушение материалов. – 2019. – № 5. – С. 27–32. **Makhina D.N.**, Denisov V.N., Perminova Y.S., Butrim V.N., Nikulin S.A. Structure and Mechanical Properties of the Molybdenum–Steel Bimetal Fabricated by Hot Isostatic Pressing // Russian Metallurgy (Metally).-V 2019. – № 10. – P. 1024 – 1028.
2. **Махина Д.Н.**, Никулин С.А., Денисов В.Н., Кляцкин А.С. Влияние условий получения на структуру и прочность биметаллического соединения сплав АМг6–сталь 12Х18Н10Т /Д.Н. Махина, // Деформация и разрушение материалов. – 2020. – № 3. – С. 30 – 36.
3. **Махина Д.Н.**, Денисов В.Н., Кляцкин А.С., Никулин С.А. Влияние температуры горячего изостатического прессования на структуру и механические свойства биметалла «алюминиевый сплав АМг6 – сталь 12Х18Н10Т // Цветные металлы. – 2020. – № 3. – С. 83–87.

Публикации в других изданиях и сборниках трудов научных конференций

1. **Махина Д.Н.**, Медведев Д.А., Бутрим В.Н., Кляцкина Е.А., Денисов Д.В., Перминова Ю.С., Ксенофонтов А.А. Структура и свойства соединения $Mo_{mono}/Ti/Mo_{поли}$, полученного в условиях горячего изостатического прессования при изготовлении составных молибденовых зеркал // Сб. трудов IX-я Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2018» - ПРОСТ 2018. 24 – 26 апреля 2018 года, Москва. – М.: ООО «Студио-Принт», 2018. – С. 74.
2. **Махина Д.Н.**, Медведев Д.А., Денисов В.Н., Кляцкина Е.А., Хомяков С.Э., Свириденко М.Н. Свойства и структура заготовок пьедесталов электросоединителей CuCrZr-316L, полученных диффузионной сваркой в условиях горячего изостатического прессования // Сборник докладов V Международной научно-технической конференции «ИННОВАЦИОННЫЕ ПРОЕКТЫ И ТЕХНОЛОГИИ ЯДЕРНОЙ ЭНЕРГЕТИКИ». - V МНТК НИКИЭТ - 2018, 2-5 октября 2018 г., Москва. - М.: АО «НИКИЭТ», 2018. - С. 1026-1034.
3. Butrim V.N., Beresnev A.G., Denisov V.N., Klyatskin A.S., Medvedev D.A., **Makhina D.N.** Experience in HIP Diffusion Welding of Dissimilar Metals and Alloys // HIP17 - 12th International

conference on Hot Isostatic Pressing, Sydney, Tuesday 05 December 2017 - Friday 08 December 2017. BookofAbstracts, p.7

4. Чебурова А.В., Хомяков С.Э., Лешуков А.Ю., Свириденко М.Н., **Махина Д.Н.**, Денисов В.Н. Биметаллическое соединение CuCrZr-316L для пьедесталов электрических соединителей бланкета ИТЭР // Сборник тезисов докладов XLVI Международной Звенигородской конференции по физике плазмы и управляемому термоядерному синтезу. - 18 - 22 марта 2019, Москва, 2019. - С. 302.
5. Чебурова А.В., Хомяков С.Э., Митин Д.А., Лешуков А.Ю., Свириденко М.Н., Толкачев Д.В., Шершов А.В., **Махина Д.Н.**, Денисов В.Н., Путрик А.Б. Биметаллическое соединение CuCrZr-316L для пьедесталов электрических соединителей бланкета ИТЭР // Сборник докладов Конференции молодых специалистов «ИННОВАЦИИ В АТОМНОЙ ЭНЕРГЕТИКЕ» - 1-3 октября 2019 г., Москва, 2019. – С. 1061 – 1067.
6. Кляцкин А.С., Денисов В.Н., **Махина Д.Н.**, Медведев Д.А., Ксенофонтов А.А., Кляцкина Е.А. Способ изготовления охлаждаемого молибденового зеркала для работы в экстремальных условиях // Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. Сварка. Сборник докладов 11-го Международного симпозиума. В 2-х частях. – 2019. – С. 232 - 236.
7. Хомяков С.Э., Митин Д.А., Свириденко М.Н., Могилевский П.Е., Ёлкин В.Н., Соловьев О.В., Шершов А.В., Денисов В.Н. **Махина Д.Н.** Изготовление биметаллического соединения CuCrZr-316L для пьедесталов электросоединителей бланкета ИТЭР // Годовой отчет НИКИЭТ-2018. – 2018. – С. 34-38.