

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

На правах рукописи

Махина Дарья Николаевна

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

05.16.01 - «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание учёной степени кандидата технических наук

Научный руководитель: д.т.н., профессор

С.А. Никулин

Москва 2020

СОДЕРЖАНИЕ

	стр.
ВВЕДЕНИЕ	5
1 Аналитический обзор литературы	9
1.1 Применение биметаллических материалов в качестве элементов конструкций	9
1.2 Требования, предъявляемые к соединению разнородных металлов	11
1.3 Основные способы соединения разнородных металлов	14
1.3.1 Сварка взрывом	15
1.3.2 Сварка прокаткой	18
1.3.3 Сварка трением	21
1.3.4 Диффузионная сварка	23
1.4 Диффузионная сварка в условиях ГИП	28
1.5 Технологические параметры ДС в условиях ГИП	37
1.5.1 Физико-химические свойства материалов, выбор условий соединения и промежуточных слоев	37
1.5.2 Способы подготовки контактных поверхностей исходных материалов	43
1.6 Выводы и постановка задач исследования	46
2 Материалы и методы исследования	48
2.1 Выбор и обоснование материалов для получения БМ методом ГИП	48
2.2 Материалы – компоненты, разработка способов и режимов получения биметаллических материалов методом ГИП	51
2.3 Технология изготовления и методы исследования БМ	60
2.3.1 Технология изготовления	60
2.3.2 Пробоподготовка	62
2.3.3 Методы исследования структуры и распределения химических элементов	62
2.3.4 Механические испытания	64
2.3.5 Определение физических свойств	66
3 Биметаллические материалы на основе молибдена: «моно-поли молибден» и «ЦМ2А-12Х18Н10Т»	69
3.1 Структура и свойства БМ «моно-поли молибден»	69
3.2 Структура и свойства БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т»	74

4 Биметаллический материал «АМг6-12Х18Н10Т»	83
4.1 Влияние температуры ГИП на структуру и свойства БМ	83
4.2 Влияние предварительной подготовки исходных материалов на структуру и свойства БМ	88
5 Биметаллический материал «CuCrZr-316L»	96
5.1 Структура и свойства биметаллического соединения	96
5.2 Структура и свойства бронзы CuCrZr	98
ВЫВОДЫ	101
ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ	103
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	105

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ НАИМЕНОВАНИЙ

АДС – аргонодуговая сварка

АО – акционерное общество

БМ – биметаллический материал

БП – биметаллический пьедестал

ДС – диффузионная сварка

ГИП – горячее изостатическое прессование

ИТЭР – Международный термоядерный экспериментальный реактор

МРСА – микрорентгеноспектральный анализ

НИОКР – научно-исследовательские и опытно-конструкторские работы

РАН – российская академия наук

РКТ – ракетно-космическая техника

СЭМ – сканирующая электронная микроскопия

СЧ НИР – составная часть научно-исследовательской работы

ТО – термическая обработка

ЭЛС – электронно-лучевая сварка

ЭС – электросоединитель

ВВЕДЕНИЕ

Создание инновационной 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 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.

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

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.

Благодарность. Автор выражает благодарность научному руководителю профессору, д.т.н. С.А. Никулину за оказанную помощь при выполнении работы, рекомендации и критические замечания, к.т.н. В.Н. Денисову за помощь в постановке и проведении исследований, М.Н. Свириденко за помощь в проведении работы и критический анализ исследований биметаллических пьедесталов.

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»..

Апробация работы. Основные результаты диссертационной работы докладывались на следующих научных конференциях: IX Евразийская научно-практическая конференция «Прочность неоднородных структур ПРОСТ-2018», г. Москва, НИТУ МИСиС, 2018 г.; V Международная научно-техническая конференция «Инновационные проекты и технологии ядерной энергетики», г. Москва, АО «НИКИЭТ», 2018 г.; 12th International conference on Hot Isostatic Pressing, International HIP Committee, г. Сидней, Австралия, 2017г.; XLVI Международная Звенигородская конференция по физике плазмы и управляемому термоядерному синтезу, научный совет РАН по физике плазмы и научный совет РАН по комплексной проблеме «физика низкотемпературной плазмы», г. Звенигород Московской обл., 2019 г.; 62-я Всероссийская научная конференция МФТИ, Конференция молодых специалистов «Инновации в атомной энергетике», г. Москва, АО «НИКИЭТ» 2019 г.; 11-й Международный симпозиум «Порошковая металлургия: инженерия поверхности, новые порошковые композиционные материалы. сварка», государственного научного учреждения «Институт порошковой металлургии имени академика О.В. Романа» г. Минск, Белоруссия, 2019 г.

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.

1 Аналитический обзор литературы

1.1 Применение биметаллических материалов в качестве элементов конструкций

Соединение различных металлических материалов при создании конструкций и механизмов, работающих в сложных условиях эксплуатации, требующих сочетания различных физико-химических свойств в одном изделии, является чрезвычайно актуальной задачей. Эту задачу не всегда удастся решить, соединяя материалы традиционными применяемыми в технике методами, из-за существующих ограничений, связанных с особенностями физико-химических и механических свойств материалов. Эффективным способом решения этой задачи является создание БМ, использование которых для изготовления отдельных соединительных переходных элементов позволяет осуществить соединение разнородных элементов конструкции традиционными способами сварки. Кроме того, соединение различных материалов в БМ позволяет использовать его как наиболее подходящий материал для каждого из элементов конструкции, работающих в сложных условиях.

Таковыми примерами является использование БМ для газовых турбин с длительным сроком службы при высоких температурах [1], в ядерных технологиях с необходимой радиационной и коррозионной стойкостью [2,3] и других отраслях.

В таких технических устройствах и конструкциях, работающих в условиях высоких температур и нагрузок, наиболее часто используют металлы ниобий, молибден, тантал, вольфрам и сплавы на их основе. Эти металлы имеют объемно-центрированную кристаллическую решетку и высокие температуры плавления (выше 1730 °С), высокую плотность, низкую теплоемкость, небольшие коэффициенты термического расширения и обладают высокой термической стойкостью [4,5]. Основным недостатком этих материалов является склонность к интенсивному окислению при нагреве. Для защиты от окисления и увеличения срока эксплуатации жаропрочные ниобиевые и ванадиевые трубы плакируют нержавеющей сталью [6,7].

Другим примером является использование БМ из циркониевых сплавов и нержавеющей сталей для элементов внутриреакторных приборов – зондов, измеряющих температуру, давление и другие параметры в атомной технике [8,9].

Для крупнейшего в мире термоядерного реактора ИТЭР требуется создание принципиально новых конструкций, сочетающих в себе множество разнородных материалов [10]. Гипервапатрон является одним из наиболее перспективных устройств для

удаления тепловых потоков до 20 – 30 МВт/м² в термоядерных реакторах. Типичная гипервапатронная панель состоит из слоя бериллия или вольфрама в качестве материала брони, слоя из медного сплава CuCrZr в качестве теплоотвода с охлаждающими каналами для улучшения теплообмена и из нержавеющей стали 316L в качестве основной структуры материала [11].

В ракетно-космической, авиационной, судостроительной и автомобильной технике широко применяются БМ «алюминиевый сплав-сталь». В них алюминиевые сплавы характеризуются низкой плотностью и высокой коррозионной стойкостью в естественной и агрессивных средах, хорошей деформируемостью, высоким соотношением прочности и веса [12]. В свою очередь, стали обладают высокой прочностью, повышенной ударной вязкостью, хорошим сопротивлением ползучести и низкой стоимостью [13]. Применение таких БМ является эффективным инженерным решением, позволяющим использовать в единой конструкции элементы из алюминиевых сплавов и сталей [14-18].

В космических летательных аппаратах «Союз-М» и «Прогресс-М» для хранения компонентов ракетного топлива используются титановые шар-баллоны, изготавливаемые из деформируемых сплавов ВТ6, ВТ6С и ВТ14 с высокими прочностными и антикоррозионными свойствами [19]. Крепление шар-баллона к стальной конструкции осуществляется традиционными способами сварки плавлением через биметаллический переходный элемент титановый сплав-сталь [20]. Кроме того, соединение титанового сплава со сталью используется в теплообменном оборудовании, криогенной технике, ядерной и химической технологии [5, 21-23].

БМ нашли широкое применение в электронике и электротехнике в качестве составных частей бесконтактных устройств. Традиционно композиция включает в себя дорогостоящие дефицитные высокопроводящие металлы в сочетании с металлами, обеспечивающими высокие прочностные свойства. Сочетание высокой электропроводности и относительно небольшой стоимости сделали медь самым распространенным элементом таких БМ композиций. БМ на основе алюминия и его интерметаллических фаз с другими металлами, обладающими высокими излучательными свойствами, применяют при изготовлении анодов для электровакуумных приборов. В электрохимических процессах применяют биметаллические контакты типа медь-титан и медь-алюминий для увеличения срока службы токопроводящих деталей [24].

В машиностроении широко используются биметаллические подшипники скольжения, основой которых является углеродистая сталь, плакированная антифрикционным материалом: алюминиевые сплавы, бронзы, латуни, баббиты [24].

Сталь также используется в качестве основы для изготовления износостойких БМ, применяемых для изготовления режущего инструмента. Сочетание слоев из твердой и более мягкой сталей увеличивает срок службы биметаллического изделия и снабжает инструмент уникальным свойством – самозатачивание. Твердая сталь обычно легирована дефицитными тугоплавкими элементами, такими как хром, ванадий, вольфрам [24].

В нефтехимической и газовой промышленности широко используются БМ изделия в качестве резервуаров для хранения веществ, сосудов высокого давления, реакторов, теплообменников. Например, для производства полиэстера и других углеводородов используется колонна для жидкофазного окисления ароматических углеводородов при температуре 250 °С. Рабочее пространство такой колонны плакировано слоем титана, обеспечивающим высокую коррозионную стойкость. В качестве плакирующего материала также активно используются циркониевые сплавы, а в качестве основы – стали [17].

Таким образом, сочетание разнородных металлов в единой конструкции обусловлено требованиями условий эксплуатации изделий к их физико-химическим, механическим и другим свойствам, которые невозможно удовлетворить использованием одного материала. В зависимости от условий работы узлов конструкции, в составе которых предполагается использование разнородных металлов, подбираются соответствующие материалы и устанавливаются требования к их соединению.

1.2 Требования, предъявляемые к соединению разнородных металлов

Требования к соединению материалов в БМ определяются, прежде всего, условиями их работы. Для ответственных конструкций в зоне соединения БМ не допускается наличие пор и расслоений, но, кроме того, предъявляются требования к прочности, коррозионной стойкости, стойкости к перепадам температур, тепло- и электропроводности, высокому уровню герметичности и другим свойствам.

Суперсплав на основе никеля Inconel 625 обладает высокой коррозионной стойкостью, но большие производственные затраты ограничивают индивидуальное применение этого сплава. С целью снижения затрат применяется способ покрытия более дешевых материалов (углеродистых сталей) суперсплавом Inconel 625. Важным требованием при получении соединения является сохранение коррозионной стойкости суперсплава. При плакировке наплавкой образуются микросегрегации и эвтектика на границе соединения Inconel 625 со сталью ASTM A517, а при сварке взрывом структура соединения получается химически более однородной, что способствует высокой коррозионной стойкости [25].

Одним из самых популярных биметаллов на международном рынке является титан-сталь, где титан обеспечивает высокую коррозионную стойкость, а сталь высокую прочность и технологичность. Большой проблемой получения такого соединения является высокая химическая активность между атомами железа и титана, что приводит к образованию ряда интерметаллических фаз. Кроме того, их химический состав меняется в зависимости от химического состава стали. И основной задачей является получение соединения, прочность которого будет не меньше прочности наименее прочного из соединяемых металлов [22].

Коррозионная стойкость молибдена значительно выше никелевых и титановых сплавов, однако низкая пластичность при комнатных температурах и плохая свариваемость ограничивают широкое применение молибдена. Для снижения себестоимости конструкций и повышения эксплуатационных характеристик углеродистую сталь плакируют молибденом или его сплавом. Качество такого соединения в зависимости от условий эксплуатации определяется пределом прочности при испытании на срез, изгиб и показателями ударной вязкости. Все эти характеристики определяются структурой области соединения молибдена или его сплава со сталью, а именно размером области взаимной диффузии, образованием карбидов и интерметаллических фаз [26].

Медь и сплавы на ее основе получили широкое распространение вследствие высокой электропроводности и низкой стоимости. При соединении меди с нержавеющей сталью к соединению предъявляются высокие требования тепло- и электропроводности, которые зависят от структуры границы соединения. При диффузионном соединении образующиеся интерметаллические фазы на границе не обладают достаточным электрическим сопротивлением и шириной, чтобы увеличить удельное сопротивление биметаллической границы соединения, но снижают теплопроводность, что не наблюдается при получении соединения пайкой (припой на основе серебра). При пайке на границе соединения измеряемый ток ниже, чем значение на границе, полученной диффузионной сваркой (ДС) [27].

К соединению сплава CuCrZr со сталью 316L, получившего широкое распространение в конструкциях ИТЭР, предъявляются определенные требования прочности [28]. Охрупчивающие факторы при соединении сплава CuCrZr со сталью 316L зависят от способа соединения. При сварке взрывом это могут быть оплавы, а при ДС в условиях ГИП диффузионные изменения локального состава как в медном сплаве, так и в нержавеющей стали [29].

Соединение алюминий-медь широко используется в качестве переходного элемента в шинных системах с высоким постоянным током для передачи электроэнергии

(рисунок 1). Критическими параметрами такого соединения являются удельное электрическое сопротивление и прочность соединения слоев меди и алюминия. Установлено, что прочность и электропроводность соединения значительно снижаются при увеличении толщины интерметаллических соединений и их оптимальная ширина не должна превышать 2,5 мкм [30]. В случае, когда от соединения алюминий-медь требуются высокая твердость, износостойкость, низкая тепло- и электропроводность, целесообразно увеличивать ширину интерметаллических фаз за счет термической обработки [31].

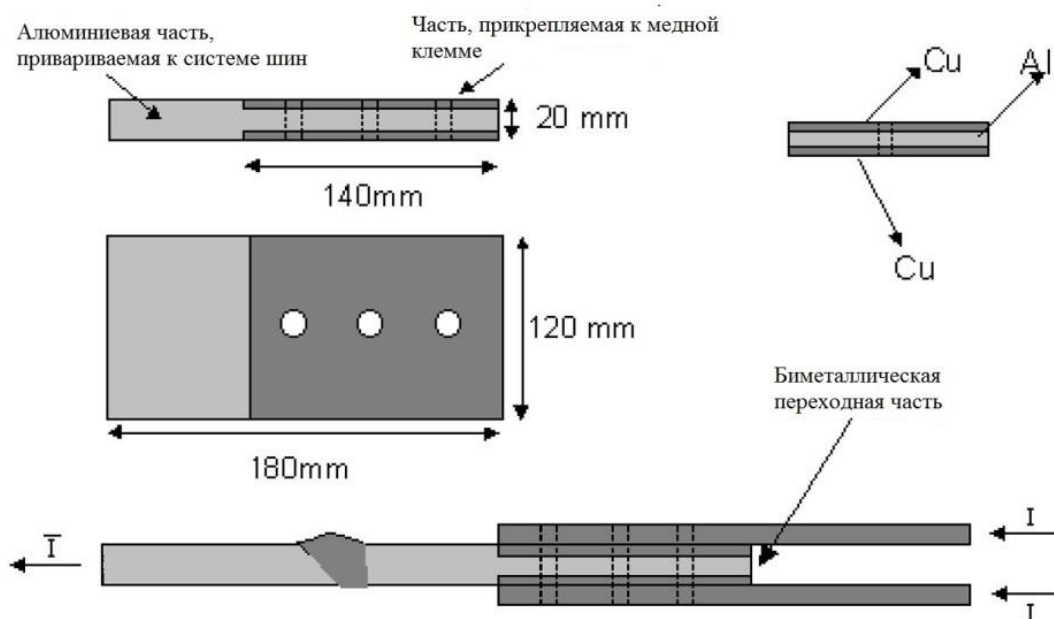


Рисунок 1 - Биметаллический переходник Cu-Al [30]

Работоспособность переходного элемента из биметалла алюминий-сталь может снизиться вследствие нагрева в процессе соединения сваркой плавлением переходного элемента с элементами конструкции или пропуска тока через биметаллическое соединение [14]. Причиной этого является формирование интерметаллидов на границе, которое приводит к охрупчиванию соединения. Скорость зарождения и роста интерметаллидов зависит от времени и температуры термического воздействия [32,33]. Кроме того, морфология и размеры интерметаллидов на границе алюминия со сталью определяют прочность соединения [34,35]. Особое внимание уделяется коррозионной стойкости биметалла алюминий-сталь в агрессивных средах (морская вода, влажный воздух и антиобледенительные растворы) [36,37].

Таким образом, в зависимости от свойств соединяемых материалов и условий эксплуатации формируются требования, предъявляемые к БМ, многие из которых определяются структурой границы соединения. Анализ свойств и строения границы

соединения разнородных металлов позволяет понять причины снижения заданных свойств БМ и найти пути их улучшения. Одним из основных факторов, определяющих структуру границы соединения, является способ получения БМ, каждый из которых имеет свои достоинства и недостатки.

1.3 Основные способы соединения разнородных металлических материалов

Проблема соединения металлов и сплавов является одной из основных при разработке и применении новых материалов. Существует множество металлических материалов, которые невозможно соединить традиционными способами сварки. Создание БМ из разнородных металлов усложняется различиями их физико-химических, механических и других свойств:

- высокой химической активностью компонентов соединяемых материалов, которая приводит к образованию охрупчивающих фаз на границе биметаллического соединения;
- большой разницей температур плавления соединяемых материалов, что затрудняет процесс получения качественного соединения;
- разницей коэффициентов линейного расширения, что может привести к образованию трещин и разрушению.

В настоящее время широко применяются четыре основных способа соединения разнородных металлов: сварка плавлением, пайка, клепка и сварка в твердой фазе (без расплавления соединяемых материалов с образованием металлических связей в области соединения). Для создания неразъемных надежных БМ для ответственных элементов конструкций успешно применяются способы сварки в твердой фазе, основными достоинствами которой являются [9,11,22,23]:

- отсутствие расплавления соединяемых материалов;
- исключение применения дорогостоящих припоев из драгоценных металлов;
- возможность применения термической обработки совместно с процессами сварки;
- более высокая прочность соединения в сравнении с клеевыми и паянными соединениями, которую можно варьировать в широких пределах в зависимости от требований к конструкции.

Известно множество способов сварки в твердой фазе, из которых наиболее широко используются: сварка взрывом, сварка совместной прокаткой, сварка трением и ДС [9,17,24,38,39].

1.3.1 Сварка взрывом

Сварка взрывом [17] нашла широкое применение в области изготовления плакированных плит и переходных элементов из разнородных металлов, получение которых происходит следующим образом:

- основная заготовка (плита, лист) устанавливается на опорном фундаменте, в качестве которого используется бетон, упрочненный арматурой с песчаной подушкой для гашения взрывной волны;
- метаемая заготовка (второй лист металла) располагается под углом $3 - 10^\circ$ относительно основной заготовки;
- для осуществления взрыва вдоль метаемой пластины распределяется взрывчатое вещество, которое приводится в действие детонатором;
- после приведения детонатора в действие происходит взрыв и метаемая заготовка в течение доли секунд соединяется с основной заготовкой и образует единую биметаллическую заготовку/плиту.

Сварку взрывом можно отнести к технологии холодной сварки, в основе которой лежат высокоскоростные деформационные процессы (рисунок 2). Следствием этого является формирование соединения между основным и метаемым материалами. Основными этапами формирования соединения при сварке взрывом, также как и других способов соединения в твердой фазе, являются физический контакт, активация поверхностей и схватывание металлов [40]. Отсутствие нагрева благоприятно сказывается на структуре области соединения, так как не провоцирует образование трещин вследствие разницы коэффициентов температурного расширения и интерметаллидов, охрупчивающих соединение.

Граница раздела при сварке взрывом состоит из волнистого, прямого и расплавленного слоя. Они зависят от скорости удара и величины угла. Получаемая граница раздела образуется в результате взаимодействия волн разрежения. Основными факторами, определяющими процесс является сила удара и механическое трение, формируемое за счет струи и ее взаимодействия с пластинами [41]. Качество соединения сильно зависит от параметров процесса: подготовка поверхности материала, расстояние между пластинами, взрывная нагрузка, энергия и скорость детонации. Выбор параметров основан на механических свойствах, плотности и скорости поперечной волны каждого компонента [42,43]. При сварке взрывом может образоваться твердый и хрупкий интерметаллид, который отрицательно влияет на качество соединения.



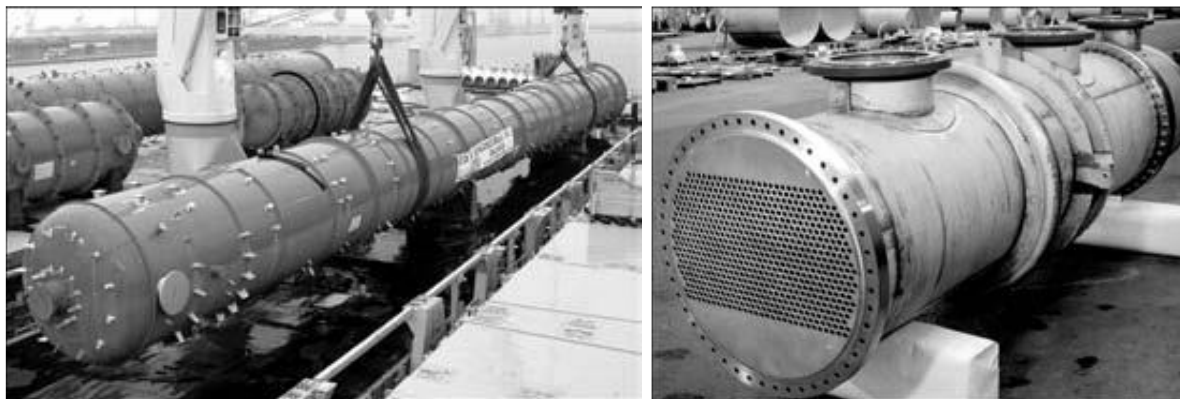
Рисунок 2 – Схема соединения металлов при сварке взрывом

Для устранения остаточных напряжений в области соединения после сварки взрывом, получения равномерной структуры, увеличения области взаимной диффузии и, как результат, увеличения прочностных характеристик биметаллическое соединение подвергается отжигу [14,31,33,44].

Потребителями листов и плит, полученных сваркой взрывом, являются нефтегазовая, гидрометаллургическая и химическая промышленности для изготовления коррозионностойких сосудов под давлением и теплообменников (рисунок 3) [17,45].

Из биметаллических листов также изготавливаются подшипники скольжения [46] и переходные элементы для судостроительной, космической, автомобильной отрасли и самыми распространенными из них являются алюминий-сталь, медь-сталь, алюминий-титан, алюминий-медь, титан-алюминий, сталь-цирконий [17,47 – 50].

Современные технологии позволяют изготовить листы и плиты с толщиной метаемой пластины (плакирующий слой) от 0,1 до 50,0 мм и основной пластины от 0,1 мм до 100 мм [17]. Максимальная толщина биметаллического материала, получаемого сваркой взрывом, зависит от физико-механических свойств метаемых пластин.



а

б

а – стальная колонна, плакированная титаном, для производства терефталевой кислоты; б – конденсатор охладителей азотной кислоты (циркониевые трубы с кожухом из нержавеющей стали)

Рисунок 3 – Коррозионностойкие сосуды из биметаллических листов, изготовленных сваркой взрывом [17]

Из тугоплавких металлов сваркой взрывом успешно изготавливаются композиции с титановыми сплавами, которые являются самыми технологичными. При сварке взрывом титана с медью возможно получить биметаллический лист со стабильно высоким качеством соединения по всей его площади толщиной 10 мм [51]. При этом микроструктура соединения имеет волнообразный характер с вихревыми зонами, где встречаются мелкие раковины и поры. Отмечается повышенная микротвердость образовавшегося соединения, что вызвано пластической деформацией. Получение сваркой взрывом композиций с тугоплавкими металлами осложнено их низкой пластичностью при комнатных температурах. В литературе приводятся данные о получении в плети стержней диаметром до 3 мм из технологичных сплавов вольфрама MB50, ВНЖ-90 и ВМРГ-ВП [52], биметаллического соединения меди и алюминия с танталом [53], поэтапное получение трехслойного материала 316L-CuCrZr-W [54].

Этим способом возможно получение сложных композиций типа медь-тантал с образованием на границе соединения промежуточного слоя толщиной от 20 до 40 мкм, структура которого представляет собой тонкодисперсную гетерофазу. [55].

Выбор режима сварки для получения толстых сталеалюминиевых листов осложняется существенным отличием физико-химических свойств материалов-компонентов [56].

К достоинствам сварки взрывом следует отнести :

- возможность получения широкого ряда БМ, широко используемых в промышленности: алюминий-сталь, медь-сталь, алюминий-титан, алюминий-медь, титан-алюминий, сталь-цирконий;
- малую длительность процесса соединения, получение БМ изделий в один этап;
- возможность соединения плохо свариваемых металлов, например тантал-медь;
- возможность получения крупногабаритных БМ листов и плит;
- возможность использования промежуточных слоев и создания многослойных композиций.

Основными недостатками данного способа являются:

- сложность подготовки контактных поверхностей для крупногабаритных плит и листов;
- ограниченность толщины соединяемых металлов и форм биметаллических соединений;
- необходимость термической обработки после сварки для снятия напряжений в результате большой ударной нагрузки;
- невозможность соединения малопластичных материалов из-за образования высоких напряжений, которые приводят к разрушению;
- высокая стоимость технологии и возможность получения одного биметаллического соединения в результате процесса, что затрудняет получение многослойных и серийных композиций.

Сварка взрывом успешно применяется в промышленности для изготовления биметаллических листов крупных габаритов. Однако этот способ соединения разнородных металлов ограничен геометрической формой и толщиной соединяемых пластин (не более 150 мм) [17]. Кроме того, при получении многослойных композиционных материалов сварка взрывом является многоэтапным процессом, при котором количество границ соединения определяет количество операций сварки взрывом, что приводит к повышению напряжений, разрушению и разупрочнению металлов. Соединение сваркой взрывом непластичных металлов (молибден, вольфрам и другие) затруднено из-за воздействия высоких напряжений на материалы-компоненты [52,54].

1.3.2 Сварка прокаткой

Сварка при совместной прокатке металлических материалов является одним из эффективных способов получения вакуум-плотных плит из разнородных металлических материалов [58]. Процесс соединения обычно происходит в вакууме, включая операции

нагрева, прокатки и охлаждения, что является необходимым для соединения материалов, которые активно взаимодействуют с воздухом при высокой температуре. Используются два способа создания вакуумной среды при совместной прокатке разнородных материалов: использование вакуумных прокатных станков и вакуумной герметизации пакетов, в которые помещаются соединяемые материалы. Второй способ используется чаще, так как является технически и экономически более выгодным [26,58]. Основными факторами, определяющими формирование структуры и свойств на границе соединения, являются степень пластической деформации, температура и скорость прокатки. Высокие напряжения в очаге деформации при прокатке обеспечивают быструю взаимную диффузию на границе соединения, что позволяет эффективно предотвращать возможное образование интерметаллидов [26].

Способом совместной прокатки получают молибден-стальные плиты из молибдена марки ЦМ2А и стали марки Ст3, для соединения которых были опробованы промежуточные слои V, Nb, Ta, Ni, Cr, бронзы и двойных прослоек Nb-Cu и Cr-Ni [26]. Это обусловлено формированием устойчивых химических соединений в соответствии с диаграммой состояния Fe-Mo. При сварке прокаткой наиболее успешным оказался способ соединения без использования промежуточных слоев, в этом случае на границе молибденового сплава ЦМ2А и стали Ст3 формируется прослойка из карбида $(Mo,Fe)_6C$ и наблюдается обезуглероживание стали на небольшой глубине, при этом диффузии молибдена в сталь и железа в сплав молибдена не происходит [26].

Полученные способом совместной прокатки титан-стальные материалы нашли широкое применение в атомной отрасли. При вакуумной сварке прокаткой титанового сплава Ti-6Al-4V с нержавеющей сталью 0Cr18Ni10Ti напрямую и через промежуточный слой из меди (0,5 мм) можно получать материалы с толщиной титанового сплава и нержавеющей стали 20 мм, и длиной 100 и 120 мм, соответственно [57].

В процессе прокатки многослойного пакета Ti-Nb-Cu-нержавеющая сталь происходит создание ювенильно чистой поверхности в результате растекания оксидной пленки по поверхности соединяемых металлов. При этом оксидная пленка носит фрагментарный характер и возможно появление локальных непроваров [58].

Для атомной энергетики способом совместной прокатки получают биметаллические плиты цирконий-сталь, сталь-сталь, токостенные трубы из циркониевого сплава Э110 с покрытием из чистого циркония. Исследованы соединения циркониевого сплава Э110 с нержавеющей сталью 12Х18Н10Т через промежуточные слои из никеля и ниобия, в том числе после выдержки в автоклаве от 50 до 1000 ч при рабочих температурах и

коррозионных испытаний в воде при 350 °С под давлением. При этом прочность на границе соединения выше прочности наименее прочного из используемых материалов [59].

Сваркой прокаткой получались биметаллические листы алюминий-сталь [60,61] и из плакированного алюминием сплава АМг6 или АМг4 со сталью 12Х18Н10Т для использования в судостроении, ракетно-космической и криогенной технике [62,63]. Биметаллические листы алюминиевый сплав-сталь, в зависимости от химического состава соединяемых материалов и их толщины, получают комбинацией классической сварки прокаткой в сочетании с литьем или лазерным нагревом [64-66]. Методом горизонтального двухвалкового литья с последующей холодной прокаткой и отжигом в работе [67] соединялась ферритная нержавеющая сталь 409L с алюминиевым сплавом АА1100.

Созданию однородной микроструктуры на поверхности полученного таким способом БМ соединения способствует устранение остаточных пустот, а также формирование волнообразной границы во время холодной прокатки, что приводит к увеличению прочности соединения. В отличие от обычной технологии прокатки, двухвалковое литье позволяет изготавливать плакированный лист непосредственно из расплава. Это имеет много преимуществ, таких как компактность оборудования, снижение затрат на эксплуатацию и использование энергии. Кроме того, в основе лежит процесс взаимодействия жидкость-твердое вещество или полутвердое вещество, который положительно сказывается на качестве соединения [67].

Основными достоинствами сварки прокаткой являются:

- возможность контроля технологических параметров, которые позволяют варьировать структуру и свойства соединения;
- малая длительность процесса для обеспечения взаимной диффузии на границе соединения;
- возможность комбинирования сварки прокаткой с другими технологиями, такими как литье или лазерный нагрев;
- получение пакета из нескольких слоев материалов за один технологический процесс.

К недостаткам способа совместной прокатки следует отнести следующее. Не все прокатные станы подходят для получения биметаллических плит, технологическое получение способом сварки прокаткой осложняется большим износом имеющихся станов и отсутствием новых. Толщины соединяемых плит ограничены, способ подходит для получения плит малой и средней толщины. Применение промежуточных слоев для некоторых биметаллических соединений невозможно, так как деформационные процессы приводят к разрывам и расслоениям. Прокатка пакетов с разнородными металлами

зачастую осуществляется в несколько переходов, что вызывает большие деформационные напряжения в металле и требует дополнительной термической обработки после каждого передела, что увеличивает время и трудозатраты получения биметалла.

1.3.3 Сварка трением

Сварка трением происходит за счет выделения тепла при взаимном движении двух соединяемых поверхностей. Этот способ успешно применяется для соединения разнородных металлов. В промышленности используют три варианта процесса сварки трением: роторный, линейный и орбитальный. [66-72].

При ротационной сварке трением одна часть вращается вокруг своей оси, в то время как другая остается неподвижной, соединение происходит за счет силы давления вращающейся и неподвижной частей [68]. При линейной сварке трением одна часть неподвижна, а другая часть движется возвратно-поступательно под давлением. Данная технология является ключевой для производства и ремонта авиационных двигателей [69,70]. Орбитальная сварка представляет собой комбинацию линейной и ротационной сварки, в которой две соединяемые части вращаются вокруг своих продольных осей с одинаковой постоянной угловой скоростью [71].

В сварке трением основными факторами процесса являются: давление и время трения, давление осадки и скорость вращения соединений. Прочность сцепления, особенно при соединении разнородных металлов, зависит так же от шероховатости поверхностей соединяемых материалов [69]. Сварка трением успешно применяется для соединения различных металлов.

Способом ротационной сварки с последующей термической обработкой соединяют жаропрочные никелевые сплавы. Прочность такого соединения не уступает прочности основного металла [72].

Данный способ используется для соединения чистого алюминия со сталями Ст3 и Х18Н9Т диаметром от 16 до 20 мм [66]. Сплав АМг3 в отличие от сплава АМг6 имеет удовлетворительные свойства соединения при сварке трением со сталями. При соединении стали 12Х18Н10Т с алюминием АД1 с регулируемым торможением вращения наблюдается диффузия железа со стороны алюминия шириной от 3 до 5 мм, при этом образования интерметаллических фаз в области соединения нет [73].

При получении БМ пяти разнородных металлических комбинаций Fe-Ti, Cu-Ti, Fe-Cu, Fe-Ni и Cu-Ni [74] показано, что увеличение времени взаимодействия приводит к снижению прочности в нерастворимых системах (Fe-Cu) и в системах, образующих

устойчивые химические соединения (Fe-Ti и Cu-Ti) из-за формирования толстого интерметаллического слоя на границе соединения. В то же время в растворимых системах увеличение времени взаимодействия повышает прочность БМ за счет образования твердого раствора.

Сварка трением позволяет соединять ферритные и аустенитные нержавеющие стали. При этом деформация происходит только со стороны ферритной стали, а получаемое соединение имеет прочность выше прочности основного металла за счет формирования мелкозернистой структуры в области соединения. Процесс соединения затрудняется из-за разницы в коэффициентах теплового расширения этих сталей, что является причиной образования трещин и твердых структурных составляющих на границе раздела, и, как следствие, может привести к разрушению соединения [75].

Используется также сварка трением с перемешиванием [76]. Вращающийся инструмент со штифтом и буртиком вставляется в примыкающие края листов или пластин для соединения и перемещения вдоль линии соединения (рисунок 4). Нагревание достигается за счет трения между инструментом и заготовкой и пластической деформации заготовки. Сочетание вращения и перемещения инструмента приводит к перемещению материала от передней к задней части штифта. В процессе сварки трением с перемешиванием материал претерпевает интенсивную пластическую деформацию. Тонкие сварные швы обеспечивают хорошие механические свойства.

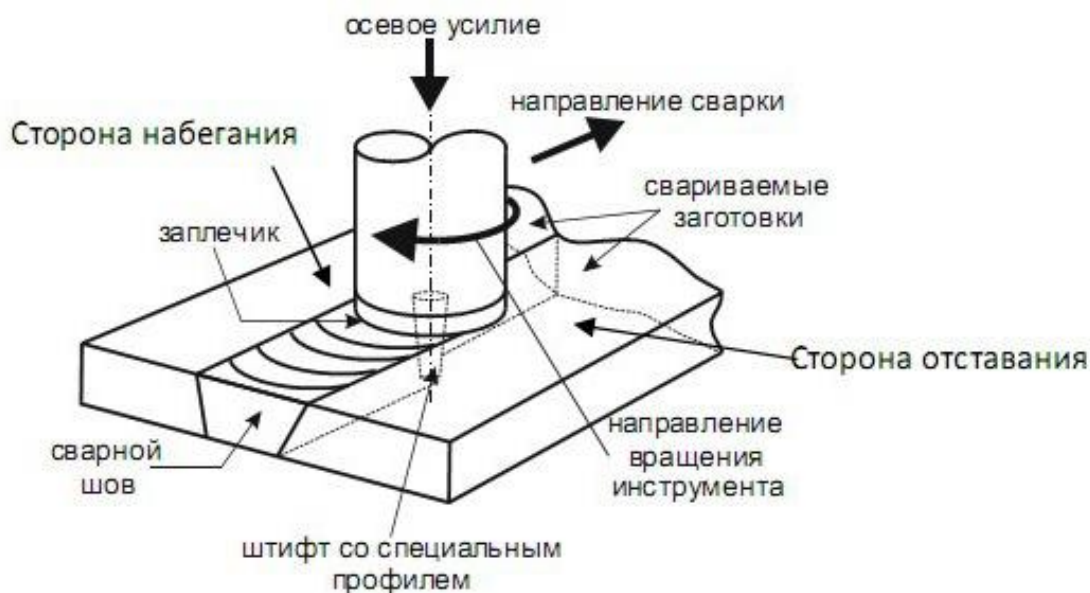


Рисунок 4 – Схема сварки трением с перемешиванием

Способ внедрен при производстве биметаллических элементов в судостроении и авиакосмической технике. Как и при традиционной сварке плавлением, конструкции стыковых и кольцевых швов являются наиболее распространенными конфигурациями соединений для сварки трением с перемешиванием. При этом не требуется никакой специальной подготовки для стыковых и кольцевых соединений. Кроме алюминиевых сплавов этот способ успешно используется для соединения таких металлических материалов, как медь, титан, сталь, магний и их композиты [77-81].

К основным преимуществам сварки трением следует отнести высокую производительность, малые затраты энергии, возможность автоматизации, отсутствие специальной подготовки контактных поверхностей.

К недостаткам сварки трением следует отнести ограничения по геометрическим формам и габаритам БМ изделий, а также невозможность использования промежуточных слоев, что существенно сужает возможности соединения различных металлов.

1.3.4 Диффузионная сварка

Принципиально новый метод сварки - ДС в вакууме [82], позволяет осуществлять соединение металлов, сплавов и неметаллических материалов посредством диффузионного взаимодействия через контактные поверхности, инициируемого нагревом (температура нагрева составляет около 50-90% от абсолютной температуры плавления исходных материалов) с приложением давления сжатия в течение времени (от нескольких минут до нескольких часов).

ДС имеет множество ряд преимуществ по сравнению с другими способами соединения материалов. Этот способ является экономичным, потому что не требует использования дорогостоящих припоев, флюсов, электродов, а также не нуждается в дополнительной механической обработке, что исключает потери металла. Не требует термической обработки, так как свойства металлов в области соединения не изменяются. Также применение ДС не увеличивает массу конструкции в отличие от некоторых других способов соединения, что является необходимым в авиакосмической и судостроительной областях.

Выделяют несколько основных этапов формирования диффузионного соединения [83]. Первым этапом является физический контакт в результате сближения контактных поверхностей на расстояние порядка межатомных расстояний кристаллической решетки. При этом возникает физическое или слабое химическое взаимодействие, которое

осуществляется за счет пластической деформации более пластичного из соединяемых материалов. Это обусловлено выходом дислокаций на соединяемой поверхности.

На второй стадии происходит образование активных центров на поверхности более твердого из соединяемых материалов. Стадия характеризуется бездиффузионным взаимодействием, обусловленным микропластической деформацией. Схватывание происходит в местах, где дислокации выходят на контактную поверхность, энергетическое состояние атомов позволяет формировать новые химические связи [84]. При этом кинетика активации контактных поверхностей зависит от температуры, повышение которой обеспечивает:

- увеличение частоты выхода и скорости движения дислокаций на контактных поверхностях соединяемых материалов;
- снижение прочности связей между атомами металлов и кислорода на контактной поверхности;
- уменьшение высоты потенциального энергетического барьера, препятствующего образованию химических связей;
- уменьшение модуля сдвига;
- увеличение числа атомов, участвующих в образовании химических связей;
- увеличение площади очагов схватывания.

На третьей стадии происходит объемное взаимодействие на границе соединяемых материалов.

Скорость взаимной диффузии и размягчение металлов ускоряется с повышением температуры сварки. Давление обеспечивает отсутствие пустот и разрушает окислы на поверхности металлов, что способствует процессу формирования новых химических связей и объемной диффузии. Время ДС обычно выбирается минимальным, так как активная диффузия может привести к сильному изменению химического состава на границе соединения, а также образованию хрупких интерметаллических фаз.

Давление обеспечивает микропластическую деформацию в зоне контакта поверхностей материалов, что приводит к устранению микронеровностей, способствует инициации механизма ползучести и упрочнению в зоне контакта материалов. Так, увеличение давления от 4,9 до 19,6 МПа при ДС стали 45Х14Н14В2М приводит к росту прочности соединения на 300 МПа дальнейшее увеличение давления до 49 МПа незначительно сказывается на прочности [82]. При ДС под влиянием импульсных токов стали 20 с медью марки М1 при давлении до 30 МПа идет активный процесс деформации на границе соединения [85]. Дальнейшее увеличение давления более 50 МПа не улучшает физический контакт между сталью и медью.

Диффузия в твердом состоянии – термически активируемый процесс и коэффициент диффузии (D) зависит от температуры как:

$$D = D_0 \exp(-Q/RT), \quad (1)$$

где D_0 – предэкспоненциальный множитель, Q - энергия активации.

Механизмы ползучести и диффузии также зависят от времени ДС. Время выдержки, необходимое для обеспечения качественной сварки, зависит от температуры, материалов и размеров элементов соединяемых материалов. Поэтому время и температура сварки для каждого случая определяются отдельно. Ширина зоны взаимной диффузии (X), образующейся на границе между двумя материалами в процессе ДС, определяется по формуле:

$$X = k\sqrt{t}, \quad (2)$$

где k – константа кинетической скорости при температуре (T) и t – длительность процесса соединения.

Важным фактором, влияющим на эффективность ДС, является использование промежуточных слоев, позволяющих решить ряд следующих проблем, возникающих при соединении разнородных металлов:

- уменьшение влияния различий в значениях коэффициентов линейного теплового расширения свариваемых материалов и, как результат, снижение остаточных напряжений;
- уменьшение химической неоднородности на границе соединения;
- снижение уровня основных параметров режимов сварки (температура, давление, время выдержки).

В зависимости от соединяемых материалов процесс ДС разнородных металлов вызывает изменения свойств основных металлов в зоне соединения.

Не каждая пара металлов может иметь удовлетворительное соединение. Поэтому обычно используют один или несколько промежуточных слоев металлов. Коэффициент термического расширения промежуточных слоев и основных металлов должен иметь равномерное изменение от одного основного металла к другому. Промежуточные слои должны обладать хорошей взаимной растворимостью, а образование интерметаллических фаз должно быть подавлено [86].

По результатам исследования соединения ДС металлов групп IVa (Ti, Zr), Va (Nb, Ta, V) и VIa (Mo) с нержавеющей сталью типа AISI 430 и 321 предложена следующая классификация соединений [86] :

- а – металлы, свариваемые напрямую;
- б – соединения с одним или несколькими промежуточными слоями:
- б₁ – изготавливаемые в одну операцию;

б₂ – изготавливаемые в две и более операций.

К группе (а) относятся пары металлов, которые имеют хорошее соединение с небольшими остаточными напряжениями при оптимальном диапазоне температур.

Группа (б) включает основные металлы с очень разными химическими и физическими свойствами. Для них необходимо применение одного или более промежуточных слоев. Вариант (б₁) возникает, когда температура сварки соединения одного из основных металлов с промежуточным слоем превышает температуру плавления другого основного металла или одного из промежуточных слоев. К варианту (б₂) относят соединения с промежуточными слоями, полученными электролитическим методом или вакуумным осаждением.

Диффузионная зона имеет оптимальные свойства, если область соединения металлов образует ряд твердых растворов, например, Cu-Ni, Ag-Au, Mo-Ti, V-Nb. Соединение таких металлов относительно легко контролировать, поскольку толщина диффузионной зоны не оказывает заметного влияния на механические свойства.

Свойства соединения ухудшаются, если в диффузионной зоне образуются интерметаллические фазы, как в бинарных сплавах с ограниченной растворимостью, например, Ti-Fe, Zr-Fe, Al-Fe. В некоторых случаях (например, Al-Fe) можно добиться получения качественного соединения при точном контроле и соответствующей геометрии соединения [87].

Необходимо учитывать и различия в коэффициентах линейного расширения и температурах плавления металлов. Так, для обеспечения плавного изменения этих характеристик при соединении титана с нержавеющей сталью использовался промежуточный слой из V-Ni-Cu и трехслойный лист V-Cu-Ni [84].

Из тех же соображений соединение Zr₂Sn с нержавеющей сталью производилось через промежуточные слои из никеля, меди и ванадия, а соединение молибдена с нержавеющей сталью через промежуточные слои из тантала, ванадия, никеля и меди [86]. Пример такой составной заготовки для ДС показан на рисунке 5.

Соединение нержавеющей стали и титана выполнялось через промежуточные слои из меди и ванадия или ниобия [82]. Ванадий и ниобий образуют непрерывный ряд твердых растворов с титаном, а медь препятствует диффузии углерода из нержавеющей стали, что может вызвать образование карбидов. Соединение молибдена со сталью 12X13 осуществлялось без использования промежуточных слоев, предел прочности такого соединения составляет $382 \div 451$ МПа. А при сварке молибдена со сталью 12X18H10T на границе соединения образуются интерметаллиды молибдена с железом (Mo₆Fe₇) и молибдена с никелем (MoNi, MoNi₃, MoNi₄). Кроме того, возможно соединение

разнородных сталей, чугунов со сталями, разнородных металлов и их сплавов, тугоплавких и активных металлов и их сплавов [82].

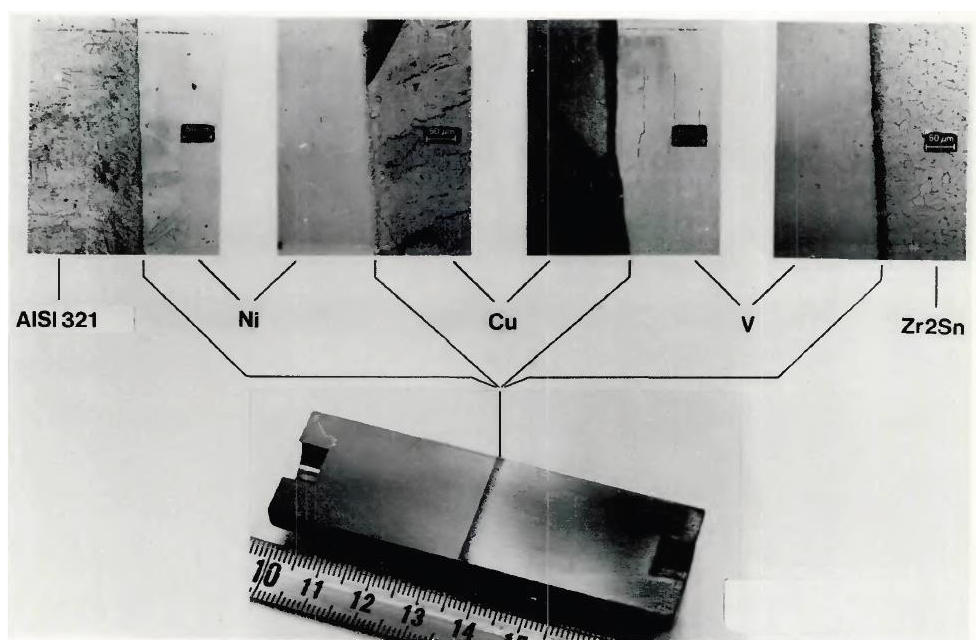


Рисунок 5 – Пример ДС Zr₂Sn (Zircaloy 2) и AISI 430 через промежуточные слои [86]

Получение БМ «алюминий-малоуглеродистая сталь» методом ДС проводилось напрямую и с использованием промежуточных слоев из Ag, Ni и Ni-Ag-Cu при изменяемых параметрах условий соединения [88]. Максимальная прочность получена через промежуточный слой никеля в вакуумной среде при $T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $p = 0,5\text{ кг/мм}^2$, $t = 5\text{ мин}$ и при использовании комбинированного Ni-Ag-Cu промежуточного слоя в среде аргона при $T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$, $p = 0,5\text{ кг/мм}^2$, $t = 60\text{ мин}$. При этом образуются интерметаллические фазы Al_3Ni_2 и Al_3Ni . При соединении алюминиевых сплавов со сталью через промежуточный слой Ag формируются интерметаллиды на границе Ag с алюминиевым сплавом [89,90]. При соединении алюминиевого сплава 5A02 (с содержанием магния 2,2 масс.%) со сталью SUS304 без использования промежуточных слоев происходит формирование интерметаллических фаз Al_5Fe_2 и $\text{Al}_{13}\text{Fe}_4$ [91]. Время выдержки оказывает существенное влияние на ширину области взаимной диффузии, от которой зависит прочность соединения. Максимальная прочность соединения достигается при $525\text{ }^{\circ}\text{C}$, времени выдержки 60 мин и давлении 10,9 МПа в вакуумной среде, при этом ширина области взаимной диффузии составляет 0,8 мкм.

Таким образом, основными преимуществами ДС являются:

- малые остаточные напряжения и отсутствие необходимости дополнительной термической обработки;

- получение разнообразных соединений металлов (в том числе имеющих низкую пластичность) с использованием комплексных промежуточных слоев;
- возможность изменения параметров процесса (температура, давление, время выдержки, среда) для достижения максимальной прочности соединения.

К недостаткам этого способа следует отнести:

- ограничения по габаритам и геометрическим формам получаемых БМ из-за одноосного приложения нагрузки;
- высокие затраты на специальное оборудование и технологическую оснастку, особенно при получении соединения в вакуумной среде;
- малые габариты установок ДС, что не позволяет осуществлять поточное изготовление БМ.

ДС как способ получения БМ динамично развивается. Она позволяет получать надежное соединение трудносвариваемых разнородных металлов, таких как тугоплавкие и химически активные, с конструкционными материалами. В последние десятилетия для ДС стали применять газостаты (установка для горячего изостатического прессования), используемые традиционно для уплотнения металлических отливок и формирования материалов порошковой металлургии.

1.4 Диффузионная сварка в условиях ГИП

Метод горячего изостатического прессования (ГИП) первоначально начал применяться для производства синтетических промышленных алмазов на предприятиях ASEA (Швеция) и General Atomic (США) в 1940 г [92]. В 1955 г. проект установки ГИП был зарегистрирован как полезная модель Баттельским исследовательским институтом в США в качестве способа изготовления ядерных топливных сборок из диоксида урана и циркалоя. В 1960-е годы способ ГИП применялся для спекания порошков при получении быстрорежущих сталей и сверхтвердых сплавов [92,93]. В СССР ДС в условиях ГИП возникла в 80-е годы XX века и сегодня является перспективным способом получения соединений разнородных металлов.

В настоящее время процесс ГИП имеет широкий спектр промышленного применения, основными направлениями которого являются: вторичное уплотнение твердых металлов для устранения микро- и макропористости; улучшение свойств материалов, таких как суперсплавы; отжиг микроструктурных дефектов литых и спеченных материалов; изготовление керамических материалов способом порошковой металлургии; диффузионное соединение металлических комбинаций.

Технология ГИП является относительно экономически затратной, поэтому ее применение в промышленных масштабах рационально в основном для ответственных изделий в высокотехнологичных отраслях, к которым предъявляются особые требования по комплексу эксплуатационных характеристик.

ГИП предполагает равномерный нагрев рабочей загрузки деталей, находящейся под давлением инертного газа, приложенного к этой поверхности. Способ используется для изготовления деталей из материалов, которые трудно или невозможно получить другими способами, а также для соединения сборных деталей, таких как уплотняемые пористые материалы. ДС в условиях ГИП наиболее эффективна для получения соединений сложной формы, особенно с применением порошковых материалов, чему способствует давление всестороннего сжатия и изостатическое прессование. Оборудование ГИП может обеспечить высокую температуру и всестороннее давление одновременно, ДС на объемной поверхности может быть выполнена в один этап, что существенно сокращает время обработки.

В настоящее время способ ДС методом ГИП используется, в основном, для соединения металлов, керамики и композитов. Одним из таких примеров является соединение карбидов (WC, TiC, TaC) и нитридов (Si_3N_4 , TiN, AlN) с металлами и сплавами (стали и суперсплавы на основе Ni) [9].

Обычный агрегат ГИП состоит из камеры высокого давления, печи, газовой системы, блока питания, приборов и средств управления и вспомогательных систем (рисунок 6) и работает при температурах от 500 до 2200 °C с давлением до 200 МПа.

В камеру высокого давления помещается высокотемпературная печь и по контуру стенок расположена система водяного охлаждения для снятия тепла. Изорама имеет составные сегменты, соединенные болтами, которые обмотаны высокопрочной пластичной лентой из стали. Загрузка деталей при такой конструкции происходит также через верх. Высокотемпературная печь внутри камеры высокого давления обычно вставная и представляет собой нагревательные элементы из графита или молибдена [93]. Всестороннее давление обеспечивается с помощью компрессора и расширения инертного газа в результате его нагрева. Управление установкой ГИП осуществляется через пульт управления. Это электрическая система, где осуществляется контроль всех параметров: температура и давление в печи, электрообеспечение, газообеспечение, вспомогательные системы (вакуумная система, система охлаждения и т.д.).

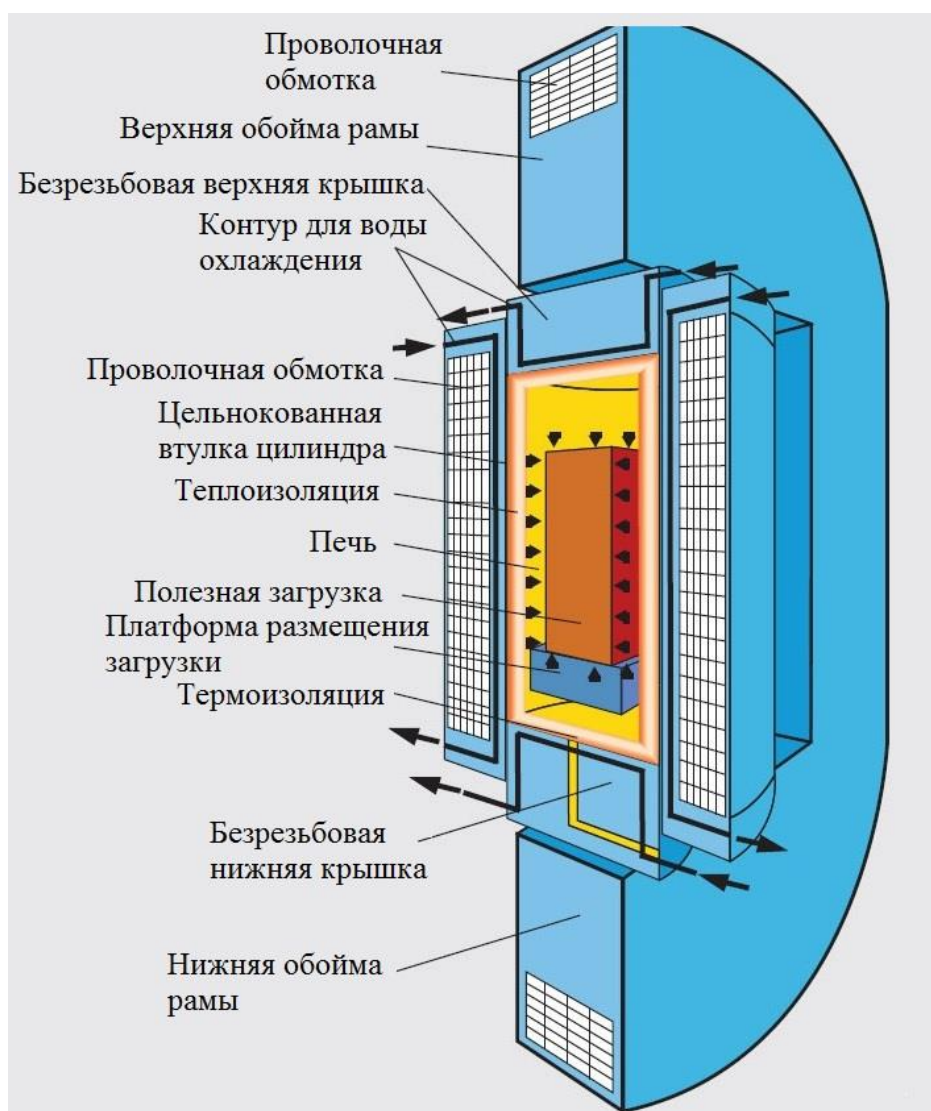


Рисунок 6 – Схема устройства газостата [94]

После режима ГИП отработанный газ рекомендуется откачивать. Чистота газа важна при обработке деталей, чувствительных к примесям углеводородов, кислорода, водорода и т.д.

На рисунке 7 представлена типичная циклограмма режима ГИП. Температура измеряется двумя термопарами, закрепленными в верхней и нижней части объема загруженных деталей, для более точного контроля температурного режима. Как видно из циклограммы, в отдельно взятом случае время выхода параметров давления и температуры до заданного режима достигает порядка трех часов, время выдержки составляет два часа и еще около пяти часов идет снижение давления и температуры.

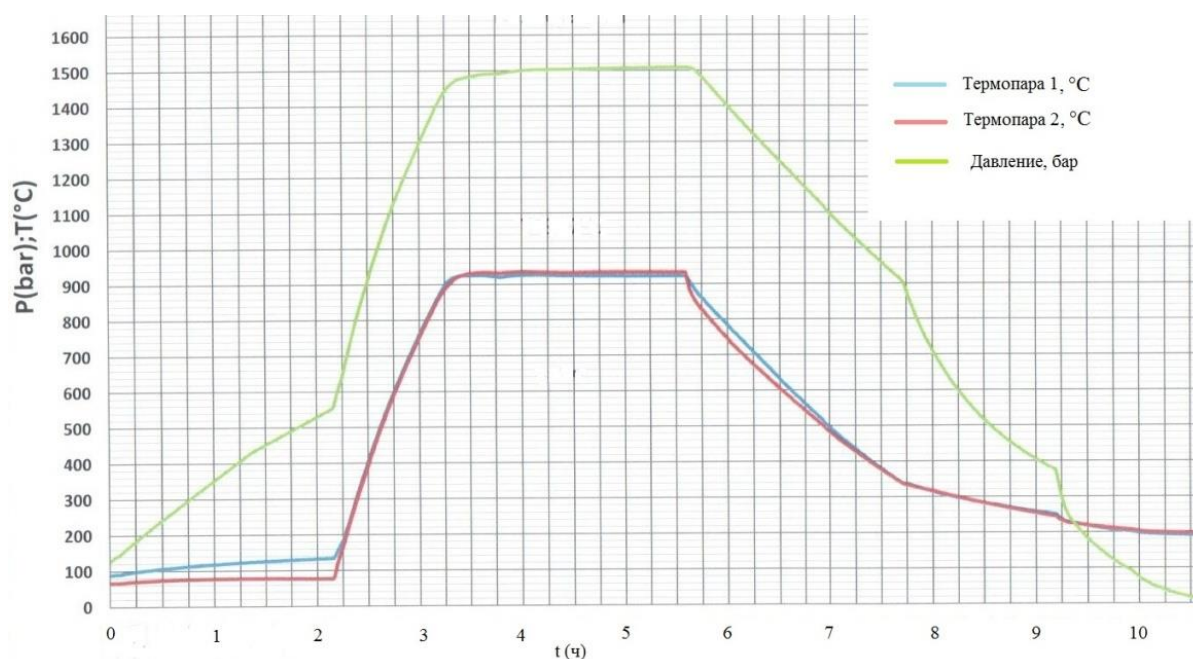
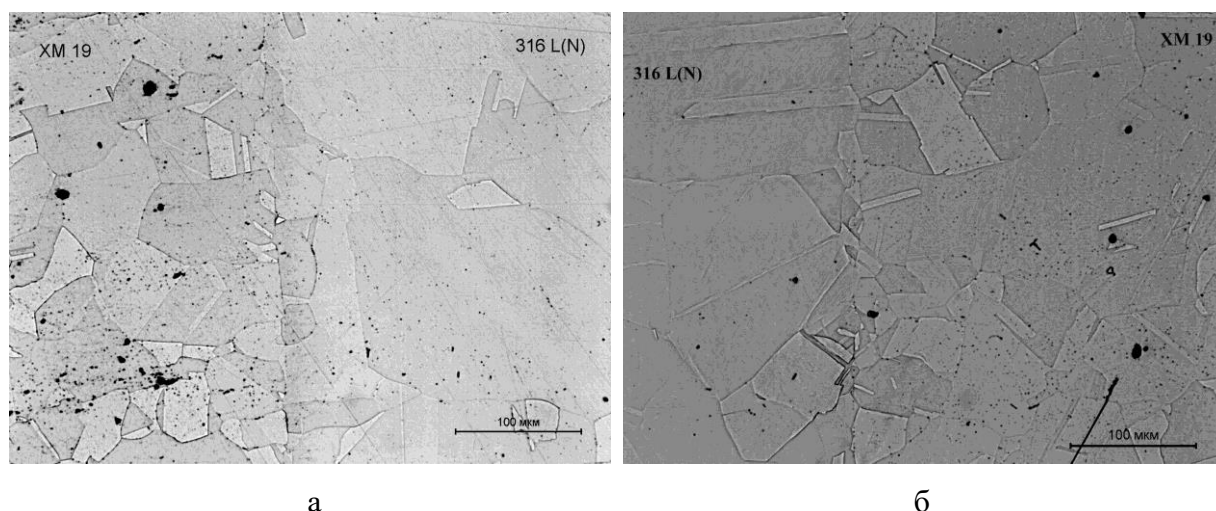


Рисунок 7 – Типичная циклограмма режима ГИП

Биметаллические материалы перед ДС в условиях ГИП помещают в капсульную оснастку, которую обычно герметизируют в вакууме. Метод обладает большой гибкостью и благодаря изостатическому приложению давления может быть применен для изготовления трудносвариваемых изделий сложной формы при разных температурах, давлении и времени выдержки. В зависимости от требований к качеству соединения герметизация осуществляется в вакуумной среде или в атмосфере воздуха. Например, при соединении разнородных сталей марки ХМ19 и 316L [95] в условиях вакуумирования области соединения (рисунок 8а) и без него (рисунок 8б) наблюдаются общие зерна на границе соединения без образования оксидных фаз в зоне соединения.

Не все металлы могут быть соединены в атмосфере воздуха. Интенсивное окисление тугоплавких металлов при температурах от 400 °C приводит к формированию оксидной пленки на поверхности металла и диффузии кислорода вглубь металла с образованием твердых растворов внедрения и оксидов, что приводит к охрупчиванию. Для металлов IV и Va групп таблицы Менделеева также опасно взаимодействие с водородом при температурах от 250 °C [96].

Основными контролируемыми параметрами с целью обеспечения диффузии на границе соединяемых материалов в условиях ГИП являются: давление (P), температура (T) и время выдержки (t). Кроме этого, на соединение и свойства БМ влияет исходная шероховатость соединяемых поверхностей и природа промежуточных слоев [9].



а – с вакуумированием; б – без вакуумирования и подготовки контактных поверхностей
Рисунок 8 – Граница соединения аустенитных сталей XM19 и 316L

Одним из определяющих факторов получения качественных БМ способом ДС в условиях ГИП является использование промежуточных слоев. Они способствуют снижению температуры, а также предотвращают образование интерметаллидов и других охрупчивающих фаз на границе соединения. Мягкий материал промежуточного слоя улучшает контакт и позволяет аккомодировать остаточные напряжения, образующиеся на границе разнородных материалов из-за разности коэффициентов термического расширения.

Способ ГИП имеет все преимущества классической ДС и дает возможность варьировать способы подготовки поверхности, применять промежуточные слои и устанавливать атмосферу соединения разнородных металлов в капсуле, что позволяет получать соответствующие свойства соединения разнородных металлов.

В настоящее время существует небольшой опыт применения ГИП для получения БМ в изделиях, применяемых для особо ответственных элементов технических устройств, сведений о которых в отечественных и зарубежных источниках крайне мало. Однако, для целого ряда ответственных технических систем использование ГИП для получения БМ весьма эффективно [95-101].

ДС в условиях ГИП оказалась самой востребованной для изготовления множества конструкционных элементов ИТЭР, так как позволяет контролировать и изменять множество параметров с возможностью применения промежуточных слоев для достижения структуры, обеспечивающей требуемые свойства.

В конструкции первой стенки реактора применяется нержавеющая сталь 316LN, которая экранируется медным хром-циркониевым сплавом (CuCrZr) по причине его

высокой теплопроводности, сочетающейся с высокой прочностью. Способ ГИП является наиболее перспективным методом соединения, поскольку его можно применять при получении изделий сложных форм и больших размеров (не превышающих размеры камеры газостата).

Бериллий обладает набором уникальных физико-химических свойств, но существуют сложности его соединения с другими металлами и сплавами, в частности, применительно к первой стенке реактора ИТЭР. Плиты из бериллия соединяются с композиционной основой - сплавом меди и нержавеющей стали. Это позволяет первой стенке реактора рассеивать ожидаемые тепловые нагрузки и противостоять механическим нагрузкам, вызванным электромагнитными силами. Получение первой стенки реактора осуществляется методом ГИП в два этапа. На первом этапе происходит соединение хром-циркониевой бронзы с нержавеющей сталью при температуре 1040 °С с последующей закалкой и старением для восстановления прочностных и электропроводящих свойств сплава CuCrZr. Вторым этапом необходимо осуществить соединение бериллия. Опыт показывает, что при температуре ГИП 800 °С происходит чрезмерное старение сплава CuCrZr. В результате исследований установлено, что бериллий и CuCrZr могут соединяться при температуре 560 °С с использованием промежуточных слоев из меди и титана. Медный и титановый промежуточные слои сглаживают разницу дифференциального теплового расширения во время охлаждающей части цикла ГИП и способствуют снижению температуры ГИП [97,98].

Другим вариантом соединения бериллия с медной основой может быть промежуточный слой из алюминия. Проблемой такого соединения являются стойкие оксидные пленки, образующиеся на поверхности алюминия. Для получения хорошего контакта и атомного переноса через границу соединения оксидные пленки на поверхности металла должны быть разрушены или удалены. Давление в процессе ГИП способствует разрушению оксидной пленки сдвигом благодаря шероховатости поверхности. Плоская поверхность приводит к минимальным сдвиговым смещениям и ограниченному искажению поверхности оксида. И, напротив, шероховатая поверхность увеличивает сдвиговые смещения, способствуя разрыву оксидной пленки. Кроме того, деформация усиливает диффузию за счет образования точечных дефектов выше равновесной концентрации [99].

Вторым материалом, выбранным для использования в качестве облицовки первой стенки, является вольфрам, обладающий хорошей теплопроводностью и высокой устойчивостью к радиационным повреждениям. Из-за больших различий теплофизических свойств (температура плавления, коэффициент теплового расширения) вольфрама и стали, которые приводят к большим остаточным напряжениям при охлаждении до комнатной

температуры, их соединение затруднительно. С целью снятия остаточных напряжений возможно использование промежуточных слоев из Ti, V, Ni, Nb, которые хорошо взаимодействуют с основными металлами конструкции, улучшая качество соединения W/316L [100].

Кроме соединения вольфрама со сталью необходимо соединение вольфрама с медным сплавом. В этом случае также большую роль играет разница коэффициентов теплового расширения. Другой проблемой является температура соединения. Теплоотводящий материал из медного сплава (CuCrZr) предполагает относительно низкие температуры соединения (около 500 °С). CuCrZr подвергается старению до оптимальной прочности при температуре 480 °С. Разупрочнение происходит быстро при температуре выше 500 °С, что приводит к ухудшению механических свойств или необходимости повторного формирования пересыщенного твердого раствора путем нагрева и выдержки при 1000 °С с последующим быстрым охлаждением, которое опять же приводит большим остаточным напряжениям. Одним из лучших способов получения такого соединения является ДС в условиях ГИП с предварительным нанесением на вольфрамовые детали медного слоя толщиной порядка 1 мм [99]. В работе [100] отмечается, что подслои никеля обеспечивают более качественное металлургическое соединение на границе между вольфрамом и медью.

Для изготовления узла крепления кассеты дивертора ИТЭР осуществлялось соединение коррозионно-стойкой нержавеющей стали AISI 316L и высокопрочной стали ХМ19 (рисунок 9) [95].

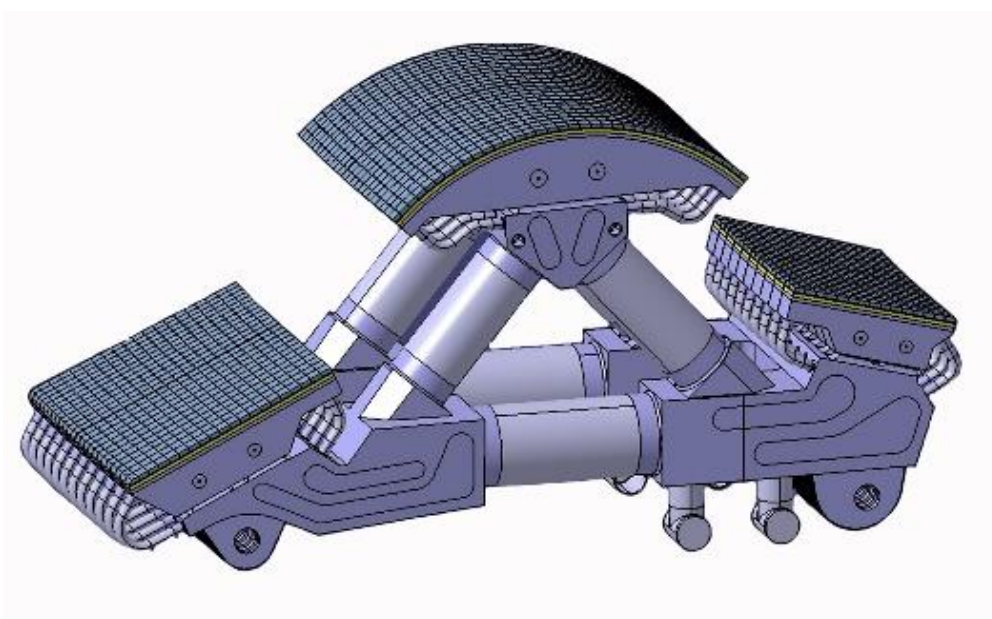


Рисунок 9 – Эскиз дивертора

Существует опыт получения соединения стали марки 09Х17Н-Ш и со сталью 08Х18Н10Т и титановым сплавом ПТ-3В [102]. В таблице 1 представлены параметры получения соединений и значения пределов прочности при растяжении. Как видно из полученных результатов, увеличение температуры и времени выдержки ГИП при прочих равных условиях приводит к увеличению прочности соединения сталей. Рельеф на поверхности свариваемых материалов увеличивает площадь контакта, что приводит к увеличению прочности, и интенсифицирует механическую активацию процесса соединения. Стоит отметить, что предел прочности соединения 09Х17Н-Ш – ПТ-3В имеет высокие значения. К сожалению, авторы не приводят данные по микроструктуре границы соединения, что затрудняет анализ влияния диффузионных процессов на прочностные характеристики.

Таблица 1. Характеристики ГИП и прочность соединений 09Х17Н-Ш – 08Х18Н10Т и 09Х17Н-Ш – ПТ-3В

Материалы	Режим ГИП	Подготовка контактных поверхностей	σ_B , МПа
09Х17Н-Ш – 08Х18Н10Т	$T = 922\text{ }^{\circ}\text{C}$ $t = 135\text{ мин}$ $P = 151\text{ МПа}$	Механическая обработка, без рельефа	342
		Лазерная обработка	481
	$T = 1100^{\circ}\text{C}$ $t = 90\text{ мин}$ $P = 167\text{ МПа}$	Механическая обработка, без рельефа	405
		Механическая обработка, без рельефа, никелевое гальваническое покрытие стали 08Х18Н10Т	580,8
	$T = 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$ $t = 180\text{ мин}$ $P = 167\text{ МПа}$	Механическая обработка, без рельефа	575
		Рельеф на стали 08Х18Н10Т в форме равнобедренного треугольника	571
		Рельеф на обеих сталях в форме равнобедренного треугольника	579
09Х17Н-Ш – ПТ-3В	$T = 922\text{ }^{\circ}\text{C}$ $t = 135\text{ мин}$ $P = 151\text{ МПа}$	Механическая обработка, без рельефа, никелевое гальваническое покрытие стали	464
		Механическая обработка, без рельефа, прослойка из тантала	683

Соединение титанового сплава ВТ6 – сталь 12Х18Н10Т через прослойки из ниобия и меди исключает формирование интерметаллидов между титаном и сталью [95]. Ниобий с

титаном имеют непрерывный ряд твердых растворов, но активно взаимодействуют с углеродом и образуют карбиды, приводящие к снижению прочности соединения. Для препятствия диффузии углерода в ниобий использовался промежуточный слой из меди, который имеет ограниченную растворимость с ниобием и компонентами стали.

Известно получение соединения порошкового титанового сплава TC4 со сталью GCr15 при режиме ГИП $T = 900\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 150\text{ МПа}$, $t = 4\text{ ч}$. Отмечается достижение предела прочности 564 МПа без использования промежуточных слоев и 502 МПа с использованием никелевого промежуточного слоя [103].

При создании международного линейного коллайдера возникла необходимость изготовления биметаллического диска из титанового сплава (Ti-6Al-4V) и OFHC (бескислородная медь с высокой теплопроводностью) для уменьшения темнового тока в структуре ускорителя бегущей волны при градиенте поля до 80 МВ/м. В результате проведенных исследований [104] способом ДС в условиях ГИП при 700 – 800 °С, давлении 1200 кгс/см² и времени выдержки 2 часа получено соединение с пределом прочности при растяжении 4,9 кгс/мм². Область взаимной диффузии соединения имеет ширину от 7,3 до 20 мкм. Отмечается высокое качество такого соединения, отсутствие пор и включений. Поверхности соединяемых материалов перед помещением в капсулу тщательно шлифовались и обрабатывались ацетоном. Капсула перед ГИП подвергалась вакуумированию.

Анализ относительно небольшого опыта ДС в условиях ГИП позволяет отметить преимущества этого способа соединения материалов:

- всестороннее давление сжатия позволяет получать биметаллические материалы сложной геометрической формы с габаритами, ограниченными камерой газостата;
- герметизация сборки перед ГИП позволяет создавать вакуум в области соединения и нагревать без изменения геометрической формы БМ до температур, близких к температуре солидуса самого легкоплавкого из металлов;
- контроль основных параметров (температура, давление, время выдержки) и применение промежуточных слоев позволяют получать БМ с заданными свойствами;
- после ГИП БМ имеет малые остаточные напряжения, что исключает необходимость дополнительной термической обработки;
- промышленные газостаты позволяют за один цикл ГИП изготовить партию БМ в одинаковых условиях.

К недостаткам способа относят высокую стоимость полученных в условиях ГИП БМ, обусловленную высокой стоимостью оборудования, трудозатратами и длительностью цикла обработки.

1.5 Технологические параметры ДС в условиях ГИП

Качество биметаллического материала, главным образом, определяют физико-химические свойства соединяемых металлов, от которых зависит необходимость применения промежуточных слоев, способ их нанесения, способ подготовки контактных поверхностей, среда соединения, режим ГИП. Рассмотрим основные из них.

1.5.1 Физико-химические свойства материалов, выбор условий соединения и промежуточных слоев

Исходя из диаграмм состояния, химические элементы в твердом состоянии могут образовывать механические смеси кристаллитов чистых элементов, непрерывный ряд твердых растворов, иметь ограниченную растворимость и образовывать эвтектику, устойчивые химические соединения, иметь полиморфические превращения.

Соединение металлов, имеющих непрерывный ряд твердых растворов или ограниченную растворимость без образования эвтектики или химических соединений, не представляет большой сложности. Например, при сварке меди с никелем и его сплавами на границе таких соединений происходит взаимная диффузия с образованием твердых растворов. Использование промежуточных слоев или узкий интервал параметров соединения для ограничения диффузии на границе БМ необходимы, если соединяемые металлы образуют интерметаллические фазы.

Для повышения прочностных характеристик сварных соединений меди и ее сплавов с железом и сталями эффективным решением является слой гальванического никеля [105].

При ДС стали 20ХЗМВФ и оловянной бронзы БрОСН 10-2-3 промежуточные слои из никеля и меди, полученные вакуумным осаждением, позволяют снизить температуру сварки с 750 – 850 °С до 660 – 700 °С [105]. Снижение температуры предотвращает рост ликвационных образований олова и свинца на границе соединения.

Для ряда материалов эффективным является применение промежуточного слоя из никеля. ДС сплавов на основе тугоплавких металлов осуществляются при температурах более низких по сравнению с температурой рекристаллизации, что предотвращает насыщение газами и рост зерен. Интенсификацию диффузионных процессов обеспечивают промежуточные слои, напыляемые в вакууме. Толщина такого слоя составляет от нескольких долей микрометра до десятков микрометров с мелкозернистой структурой. Они растворяются в свариваемых металлах и не оказывают существенного влияния на прочность соединения. При сварке вольфрамоникобиевого сплава ВН-3 в качестве материала для промежуточного слоя применяют никель, обладающий малой

растворимостью в ниобии. При температурах ниже 1100 °С коэффициент диффузии никеля в ниобии на три порядка меньше, чем у ниобия в никеле. Режим $T = 1000\text{ °C}$, $P = 20\text{ МПа}$ и $t = 30\text{ мин}$ позволяет достигать предела прочности соединения 0,9 от предела прочности основного материала.

Кроме того, при ДС тугоплавких металлов между собой, а также со сталями и сплавами, возможна с применением промежуточных слоев на основе ультрадисперсных порошков никеля и меди, в том числе их смесей [106,107].

Соединения никелевого сплава ХН60В с ниобиевым ВН2АЭ, равнопрочные сплаву ХН60В, получаются с применением двойных промежуточных слоев молибден-палладий или молибден-вольфрам. Предел прочности соединения на отрыв с двойным слоем молибден-палладий выше, чем у соединения со слоем молибден-вольфрам, и составляет около 80 % от предела прочности сплава ВН2АЭ [82].

Для изготовления режущих биметаллических элементов штампов основание из стали 5ХГСВ соединяют с твердым вольфрамокобальтовым сплавом ВК20 через слой никеля или пермаллоя 50Н [82]. Высококачественные соединения твердого сплава КНТ16 со сталью ШХ15 также получают через промежуточный слой никеля, который способствует более интенсивному протеканию диффузионных процессов в зоне соединения и компенсирует разницу в коэффициентах линейного температурного расширения свариваемых материалов [82]. Промежуточный слой никеля также интенсифицирует процесс образования соединения жаропрочного сплава АНВ-300 с конструкционной сталью 40Х, что позволяет повысить предел прочности соединения до 680 – 700 МПа. Никель выполняет роль барьера для проникновения углерода из стали 40Х в аустенитный сплав АНВ-300 и предотвращает образование карбидов в зоне соединения [82].

ДС титановых сплавов ОТ-4 и ВТ-14 с медью М1 и бронзой БрХ08 проводят через слой молибдена или ниобия. С титаном указанные материалы образуют непрерывный ряд твердых растворов, тогда как с медью молибден практически не взаимодействует. Прочность соединений, полученных с применением промежуточных слоев, выше, чем при непосредственном соединении титана с медью [82].

Пары соединяемых металлов могут иметь высокие показатели прочности как с использованием промежуточных слоев, так и без них.

Сплавы класса V-Ti-Cr хорошо соединяются с хромистой ферритной сталью 12Х17 [108,109]. При температуре 850 °С формируется область взаимодействия шириной 6 – 8 мкм, при этом диффузия ванадия в сталь достигает 10 – 12 мкм. По результатам

испытаний на растяжение слоистого материала 12X17/V–4Ti–4Cr/12X17 на границах соединения не образуется трещин или расслоений, композиция разрушается как монолит.

Молибден при соединении со сталью 12X13 (мартенситно-ферритный класс) без использования промежуточных слоев на границе соединения помимо твердых растворов α -Fe и α -Mo образует прослойку интерметаллидов ε -Fe₃Mo₂ и σ -FeMo. Прочность соединения, полученного по режиму $T = 850 \div 1000$ °C, $p = 9,8 \div 14,7$ МПа, $t = 15 \div 20$ мин, составляет от 382 до 451 МПа. Также отмечается получение соединения молибдена со сталью 12X18Н10Т (аустенитный класс) при температуре 1200 °C, но прочностные и структурные характеристики соединения не приводятся [82]. При этом в работе [86] отмечается, что сварка молибдена непосредственно со сталями нуждается в использовании промежуточных слоев. На рисунке 10 представлено взаимодействие Mo с элементами периодической системы. Ванадий, ниобий и тантал группы IVa являются оптимальными для использования в качестве промежуточных слоев для соединения с Mo. В соответствии с порядком коэффициентов термического расширения, для соединения молибдена со сталью выбрана комбинация Mo-Ta-V-Ni-Cu-AISI типа 321 с коэффициентами линейного расширения 5,1-6,5-8,3-13,3-17,7-18 и показывает равномерное изменение от одного основного металла к другому. Прочностные характеристики такого соединения не определялись.



Рисунок 10 – Взаимодействие молибдена с другими элементами периодической системы

Сварку титановых сплавов BT5-1 и BT6 (сплавы по структуре $\alpha+\beta$) со сталью 12X18H10T в работах [81,95] осуществляют через промежуточные слои из ниобия или ванадия и меди, что предотвращает формирование интерметаллидов на границе. При этом прочность такого соединения равна или превышает прочность наименее прочного в соединении материала (медь). Сварка титановых сплавов OT4 и ПТ-3В (структура псевдо α) со сталями возможна без промежуточных слоев с получением значений предела прочности порядка 400-600 МПа [82,102,110]. Отмечается, что предел прочности в данном случае определяется шириной области взаимной диффузии, при ширине интерметаллической прослойки 3 – 3,5 мкм происходит охрупчивание соединения.

Алюминий является химически активным металлом, который практически со всеми элементами способен образовывать хрупкие фазы. Например, при соединении алюминиевых сплавов с медью происходит образование интерметаллических фаз Al_2Cu , Al_4Cu_9 , $AlCu$ [111]. Прочность соединения зависит от толщины интерметаллической прослойки, которая контролируется режимами сварки или применяются промежуточные слои из цинка, серебра, никеля. Алюминий с железом также образуют ряд интерметаллических фаз $FeAl_3$, Fe_2Al_2 , Fe_2Al_5 , $FeAl_2$, $FeAl$, Fe_3Al . Получение соединения между технически чистым алюминием и сталью возможно при правильном выборе режима [15,33,66], при этом толщина интерметаллической прослойки не должна превышать 6 мкм. Легирующие элементы магний, кремний и медь затрудняют соединение со сталью. Поэтому рекомендуется использовать промежуточные слои, например, для сплава АМц отмечается эффективность промежуточного слоя никеля с гальваническим подслоем меди [82].

Магний не растворяется в железе, но резко ускоряет рост интерметаллических фаз, интенсифицируя развитие процессов реактивной диффузии. Сплавы с магнием рекомендуется соединять со сталями через промежуточный слой технически чистого алюминия [66]. При соединении сплава алюминия, содержащего 2,2 масс.% Mg, с хромоникелевой сталью без использования промежуточного слоя и выборе оптимального режима $T = 525^\circ C$, $p = 10,9$ МПа, $t = 60$ мин достигается высокая прочность соединения [91]. При этом на границе наблюдается формирование интерметаллидов Al_5Fe_2 и $Al_{13}Fe_4$, но при размере порядка 0,8 мкм обеспечивается максимальная прочность (рисунок 11).

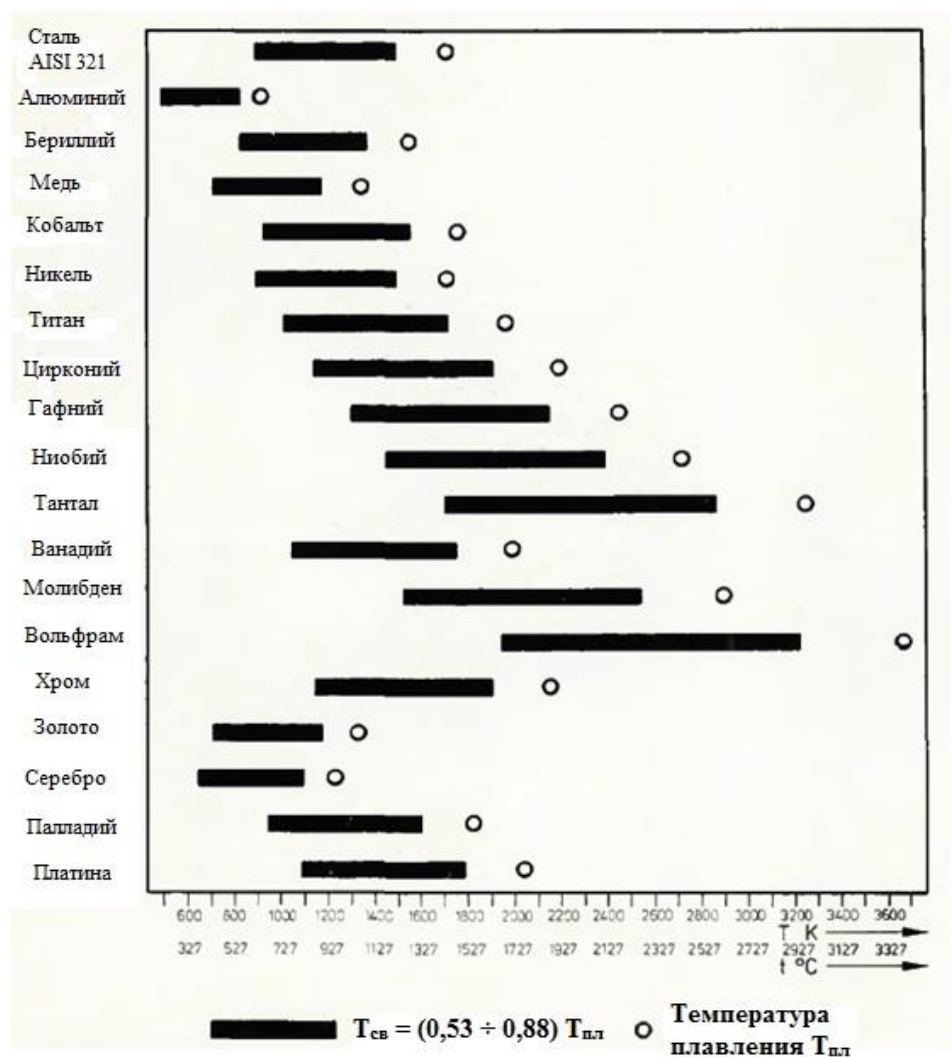


Рисунок 12 – Диапазоны температур, рекомендованные для ДС материалов [86]

Давление при ДС в условиях ГИП обеспечивает полный физический контакт свариваемых поверхностей, что необходимо для осуществления взаимной диффузии на границе соединения. Низкое давление может привести к появлению дефектов: пор, непроваров, несплошностей. При увеличении давления свыше 20 МПа существенного повышения прочности не происходит [82,86].

Прочностные свойства получаемого биметаллического материала определяются свойствами материалов-компонентов, а также свойствами промежуточных слоев при их использовании. Применение промежуточных слоев вызвано необходимостью снижения температуры сварки или исключением формирования охрупчивающих фаз. Основными факторами, влияющими на структуру соединения, являются температура и время выдержки, при этом функцией давления является обеспечение полноты физического контакта, исключая образование пор и расслоений.

1.5.2 Способы подготовки контактных поверхностей исходных материалов

Важным фактором, влияющим на качество соединения материалов, является состояние контактных поверхностей: геометрия поверхности; чистота механической обработки; наличие оксидов, органических веществ, окалина и др.

Влияние загрязнений поверхности материалов на качество соединения изучалось в работе [112]. На контактную поверхность в определенных местах наносился тонкий слой масла, оксида хрома, а также оставляли ржавчину и окалину. После сборки биметаллическую заготовку подвергали горячей прокатке ($T = 1200\text{ }^{\circ}\text{C}$) со степенью деформации 70 – 75 %. Качество зоны соединения контролировали ультразвуковым методом, а также визуально. Результаты показали, что наличие любого загрязнения на контактной поверхности приводит к отслоению. Наиболее отрицательное влияние на схватывание оказывают масляные пленки, способные распространяться при нагреве по поверхности и тем самым увеличивая площадь расслоения.

Из других загрязнений более всего препятствует схватыванию слоев оксид хрома. Даже при его небольшом количестве расслоение в готовом биметалле, как в случае загрязнения маслом, занимает площадь, значительно превышающую площадь загрязнения в исходной заготовке. Наличие окалина и ржавчины, т.е. оксидов железа, в меньшей степени препятствует схватыванию слоев. В этом случае площадь расслоений в готовом биметалле в несколько раз меньше, чем площадь загрязнения в исходной заготовке.

Другим фактором, оказывающим значительное влияние на качество соединения, является микроструктура соединяемых материалов. На примере титанового сплава ОТ4 было показано, что наличие в зоне контакта рекристаллизованного слоя, обладающего большей степенью деформации по сравнению с основным металлом, будет способствовать повышению качества сварного соединения за счет создания благоприятных условий для развития собирательной рекристаллизации и формирования общих зерен вдоль линии стыка [113]. Такой слой может быть сформирован при рекристаллизации в условиях ДС металлических слоев, наклепанная поверхность которых предварительно подвергалась механической обработке. Глубина слоя с достаточной для рекристаллизации степенью деформации зависит от вида предварительной обработки и составляет от 8 – 10 мкм при шлифовании до 25 мкм при точении.

Геометрию поверхности условно разделяют на макро- и микрогеометрию. Под макрогеометрией понимают точность формы детали: отклонения от плоскостности, выпуклости, конусообразность и т.д. Микрогеометрия обусловлена способом обработки контактных поверхностей, обычно измеряется как шероховатость поверхности. Она

оценивается посредством профилограмм по ряду параметров, наиболее распространенными из которых являются R_z – высота неровностей поверхности по десяти точкам и R_a – среднее арифметическое отклонение профиля поверхности. Шероховатость поверхности контролируют качественно (сравнение с эталоном) или количественно (профилометрия или профилография) [114].

Основные способы подготовки контактных поверхностей можно подразделить на механические, химические, электрохимические, высокоэнергетические и комбинированные.

К механическим способам подготовки относятся точение (на диске), фрезерование, шлифовка, полировка, пескоструйная обработка, обработка металлическими щетками и др. Их преимуществами являются возможность создания поверхности требуемой шероховатости, высокая производительность, легкость удаления с обрабатываемой поверхности загрязнений или окалины, возможность включения данной операции в технологический процесс [115-117].

Химические и электрохимические способы подготовки позволяют получать поверхность с малой шероховатостью и достигать высокого качества очистки (от окалины и т.д.). К недостаткам метода относятся достаточно низкая производительность, необходимость подбора оптимального химического реактива, вредное влияние химических реактивов. Данные методы могут применяться после этапа механической обработки поверхностей для устранения наклепа [118,119].

К высокоэнергетическим способам подготовки поверхностей относят лазерный, плазменный и ряд других. Их применяют, в основном, для небольших участков, т.к. обработка больших поверхностей связана с техническими трудностями и большими энергозатратами.

Применительно к получению соединений разнородных материалов [115] отмечается необходимость тонкой механической обработки контактных поверхностей с последующим обезжириванием для удаления поверхностных пленок (оксидных, органических или водных и т.д.). Механическая обработка создает тонкий нагартованный слой на поверхности, наличие которого может привести к понижению температуры рекристаллизации на границе раздела компонентов.

Исследовано влияние способа подготовки поверхности при соединении в условиях ГИП образцов малоактивируемой феррито-мартенситной стали (материалов, предполагаемых к использованию для blankets и первой стенки экспериментального термоядерного реактора) [116]. Для подготовки поверхности использовался способ ручной полировки. Такая обработка позволила достичь очень низкой шероховатости поверхности

(0,16 мкм). Однако такая обработка оказалась не очень эффективной, так как не обеспечила удовлетворительной прочности соединения. Причиной недостаточно высоких свойств, как предполагают авторы, стало возможное образование толстого слоя оксида на контактной поверхности, что затруднило соединение.

Исследовано влияние шлифовки и фрезерования на качество соединения методом ГИП образцов из малоактивируемой мартенситной стали для составных элементов термоядерного реактора [117]. При изменении параметров обработки создавались поверхности с различной степенью шероховатости (R_z от 1,3 до 10,6 мкм). После такой обработки образцы очищались в ультразвуковой ванне, наполненной этанолом и ацетоном. Показано, что фрезерование обеспечивает лучшее качество соединения, чем шлифование, поскольку обеспечивает более чистую поверхность с более тонким оксидным слоем. При этом для шлифованных образцов разная величина шероховатости поверхности не оказала существенного влияния на качество соединения, а для фрезерованных образцов лучшее качество поверхности было отмечено для образцов с минимальной шероховатостью поверхности.

При сварке сталей 09X17H-Ш и 08X18H10T применялись и другие технологические приемы: нанесение гальванического никелевого покрытия и создание на свариваемых поверхностях рельефа механической и лазерной обработкой [102]. Для соединения сталей опробованы варианты с рельефом как на одной, так и на обеих свариваемых поверхностях, образованным выступами, имеющими в сечении форму равнобедренного и прямоугольного треугольников. Для варианта, когда рельеф был на обеих свариваемых деталях, применяли взаимное угловое смещение выступов. Оценивали также вариант создания рельефа путем обработки свариваемой поверхности импульсным лазерным излучением с диаметром точки 1 мм и перекрытием точек 50 %. Наличие или отсутствие рельефа на соединяемых поверхностях сталей 09X17H-Ш и 08X18H10T, равно как и гальваническое покрытие, обеспечило одинаковый уровень прочности соединения (предел прочности ~580 МПа) при температуре прессования 1100 °C и времени 180 мин. При меньшем времени прессования (90 мин) в отсутствие гальванического покрытия наблюдалась существенно более низкая прочность соединения (предел прочности ~ 400 МПа). Подобный уровень прочности соединения получали при температуре прессования 922 °C, при этом прочность была ниже в случае поверхности без рельефа (предел прочности ~340 МПа) и выше в случае лазерной обработки поверхностей (предел прочности ~480 МПа) (Таблица 1).

Таким образом, подготовка поверхности механическими и химическими способами перед соединением необходима для удаления окислов, окалин, жировых слоев, которые снижают прочность соединения и препятствуют диффузионным процессам. Кроме того,

шероховатость поверхности увеличивает площадь контакта, что приводит к увеличению прочности соединения. В целом, применительно к ГИП данных о влиянии различных обработок поверхности на качество и прочность соединения по сравнению с другими способами ДС недостаточно.

1.6 Выводы и постановка задач исследования

Проведенный аналитический обзор литературы позволяет сделать следующие выводы:

1. БМ являются неотъемлемой частью ответственных конструкций во всех областях промышленности. В связи с появлением новых сплавов и принципиально новых конструкций необходимо создание новых БМ и развитие способов их получения в зависимости от назначения и требований, предъявляемых к свойствам соединения.

2. Наиболее востребованными являются БМ, представляющие собой соединение распространенных конструкционных металлических материалов (например, углеродистая или коррозионностойкая сталь) с металлическими материалами с уникальными физико-химическими свойствами (дорогостоящие коррозионностойкие и радиационностойкие металлы и сплавы на их основе) или конструкционными сплавами на основе меди, алюминия, титана.

3. ДС в условиях ГИП является перспективным способом получения биметаллических материалов, так как сочетает в себе все достоинства классической ДС с возможностью получения БМ сложной геометрической формы, что является уникальным параметром в сравнении с другими способами получения БМ, имеющими строгие ограничения по геометрической форме изделий.

4. В отличие от других способов соединения разнородных металлов структура и свойства БМ, полученных методом ГИП, мало изучены. Практически нет данных о влиянии технологических параметров в условиях ГИП и других факторов на структуру и свойства биметаллических соединений.

Анализ данных российских и зарубежных источников показал, что на момент начала работы способ соединения разнородных металлов методом ГИП применялся, главным образом, для получения материалов W/Be-CuCrZr-316L для элементов конструкции международного термоядерного реактора. Несмотря на неоспоримые достоинства метода ГИП, информации о получении других БМ таким способом не было.

Диссертационная работа посвящена созданию и исследованию БМ различного назначения методом ГИП, выявлению закономерностей формирования структуры и свойств различных соединений.

Основными задачами работы являются:

1. Выбрать и обосновать материалы-компоненты и определить режимы получения БМ методом ГИП.
2. Определить влияние различных факторов (промежуточных слоев, температуры и времени, 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, полученных методом ГИП.
4. Разработать технологические приемы и режимы ГИП для получения новых БМ различного назначения.

2 Материалы и методы исследования

2.1 Выбор и обоснование материалов для получения БМ методом ГИП

Исходя из цели и основных задач настоящей работы, были выбраны и обоснованы несколько пар материалов-компонентов для создания методом ГИП БМ для актуальных применений в новых технических устройствах в атомной энергетике и ракетно-космической отрасли. Определены факторы, влияющие на структуру и свойства БМ, и требования, предъявляемые к БМ и их материалам-компонентам.

В оптических системах диагностики водородных линий ИТЭР в качестве рабочей поверхности диагностического зеркала используется монокристаллический молибден как материал, устойчивый к нейтронному облучению [120]. Существующие технологии позволяют вырастить монокристаллы молибдена диаметром до 50 мм методом электроннолучевой бестигельной зонной плавки. Для зеркал большого размера предполагается составная конструкция, в которой отражающая часть, изготовленная из двух пластин, одинаково ориентированных в кристаллографических плоскостях монокристаллического молибдена ($Mo_{\text{моно}}$), соединена с подложкой из поликристаллического молибдена марки МЧ ($Mo_{\text{поли}}$). Это обеспечивает снижение себестоимости и снимает технологические ограничения на размеры изготавливаемых зеркал. Важным условием получения составного молибденового зеркала является отсутствие рекристаллизации и изменения геометрии монокристалла молибдена. Прочность соединения должна обеспечивать его целостность при нагрузках, возникающих в процессе изготовления зеркала (фрезерная и токарная обработка, шлифование, полировка и т.д.) и при его эксплуатации.

Одним из способов получения таких зеркал является метод ГИП. Сочетание высокого давления всестороннего сжатия и температуры позволяет получать соединение разнородных металлов без деформации и без образования пор в области соединения. А использование промежуточных слоев позволяет снизить температуру ГИП до температур, исключающих рекристаллизацию и обеспечивающих надежное соединение.

Развитие ракетно-космической и атомной отраслей промышленности послужило толчком для широкого применения молибдена и его сплавов, обладающих особыми свойствами: высокая жаропрочность, радиационная и коррозионная стойкость в агрессивных средах. Проблемой применения молибденовых сплавов в трубопроводах горячего тракта для перспективных ракетных двигателей является сложность их соединения с элементами конструкций, изготовленных из коррозионностойких

аустенитных сталей. Способы сварки плавлением для таких соединений использовать невозможно по причине охрупчивания сварного шва при образовании общей сварочной ванны из-за формирования хрупких интерметаллических фаз молибдена с железом, большой разницы температур плавления и коэффициентов линейного расширения компонентов, а также формирования карбидов и растворов внедрения молибдена с примесными атомами кислорода [121].

В современной технике активно используются как нелегированный, так и легированный молибден. Эффективное твердорастворное упрочнение молибдена другими тугоплавкими металлами приводит к повышению температуры рекристаллизации и предела прочности при повышенных температурах [96].

Для получения биметаллического материала «молибденовый сплав-сталь» методом ГИП выбраны сплав ЦМ2А и нержавеющая сталь 12Х18Н10Т как самые распространенные конструкционные материалы. На начало работ литературных данных о соединении тугоплавких металлов с конструкционными сталями очень мало, а информации о структуре и прочностных характеристиках биметаллического материала молибден ЦМ2А – аустенитная сталь 12Х18Н10Т, полученных способом ГИП, не обнаружено.

Во многих отраслях промышленности используется биметаллический материал «алюминиевый сплав-сталь». При наличии многих способов получения биметаллического соединения «алюминиевый сплав – сталь» для получения преимущественно плоскостных и стыковых соединений существует необходимость разработки способа получения соединения со сложной геометрической формой для переходных элементов топливных и криогенных систем.

Сплав АМг6 нашел широкое распространение практически во всех современных сферах деятельности благодаря сочетанию высокой прочности, коррозионной стойкости против атмосферной коррозии и хорошей свариваемости [96]. Нержавеющая сталь марки 12Х18Н10Т также активно применяется во всех отраслях промышленности, так как обладает высокими эксплуатационными свойствами. Метод ГИП является оптимальным для получения соединения между этими материалами, так как позволяет контролировать множество важных параметров для достижения качественного соединения и дает возможность получать соединения сложной геометрической формы.

Хромциркониевая бронза и нержавеющая сталь 316L применяются в ИТЭР в качестве материала биметаллических пьедесталов (БП) электросоединителей (ЭС) модулей blankets с вакуумной камерой ИТЭР (рисунок 13). Стальной частью БП соединяются сваркой плавлением с корпусом вакуумной камеры, бронзовая часть обеспечивает электрический контакт с ЭС модулей blankets, предназначенных для предохранения

первой стенки от электромагнитного воздействия [122]. БП имеют сложную геометрическую форму, поэтому оптимальным способом их получения также является метод ГИП. Опытное производство БП представляет собой сложный и многоэтапный процесс, включающий подготовку исходных материалов в соответствии с чертежами конечных заготовок, ГИП, закалку и старение для восстановления свойств хромциркониевой бронзы. Для определения оптимальных параметров технологии изготовления методом ГИП БП исследован БМ «CuCrZr – 316L».

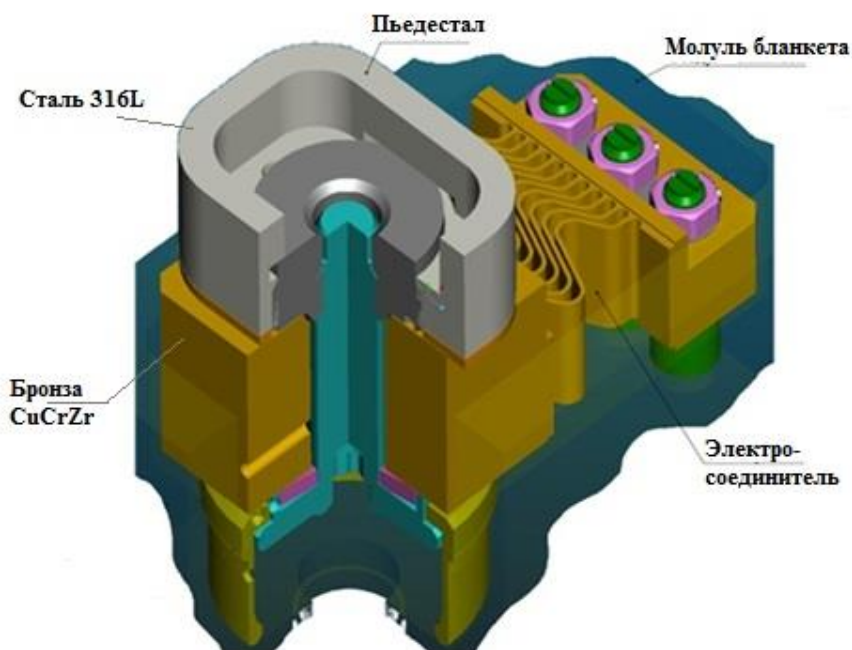


Рисунок 13 – Схема расположения БП ЭС в составе модуля blankets

Таким образом, для получения методом ГИП и дальнейших исследований в данной работе выбраны четыре БМ:

- «моно – поли молибден»;
- «ЦМ2А – 12Х18Н10Т»;
- «АМг6 – 12Х18Н10Т»;
- «CuCrZr – 316L».

Выбор БМ обоснован необходимостью решения следующих задач:

- получение соединения без интенсивной пластической деформации при температурах ниже температуры рекристаллизации с целью сохранения уникальных качеств исходного монокристаллического молибдена;
- соединение тугоплавкого молибдена марки ЦМ2А с широко применяемой коррозионностойкой сталью 12Х18Н10Т;

– создание альтернативного и конкурентоспособного способа получения соединения сложной формы химически активного алюминиевого сплава АМг6 с коррозионностойкой сталью 12Х18Н10Т;

– исследования влияние технологических параметров ГИП на структуру и свойства БМ «CuCrZr-316L».

2.2 Материалы – компоненты, разработка способов и режимов получения биметаллических материалов методом ГИП

БМ «моно – поли молибден», «ЦМ2А – 12Х18Н10Т»

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 14 представлена схема соединения двух пластин монокристаллического молибдена и поликристаллического.

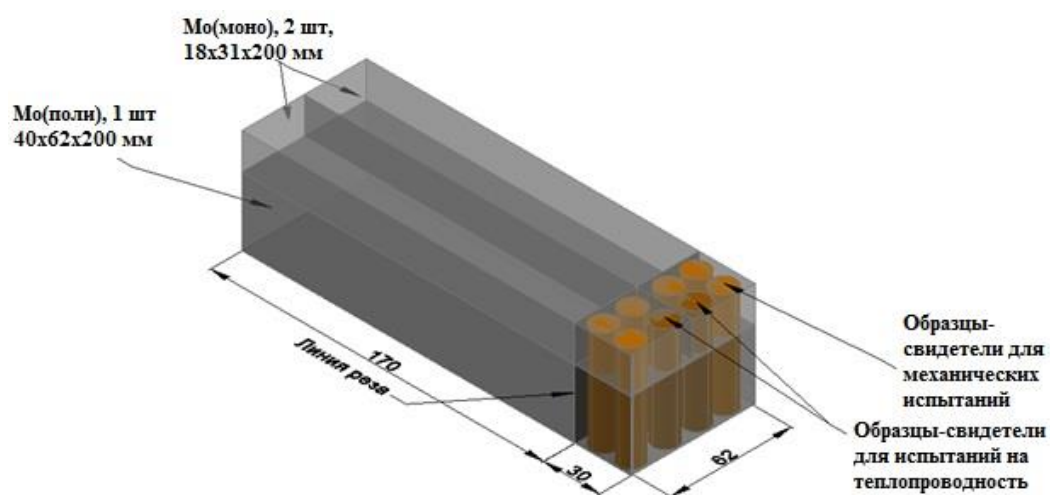


Рисунок 14 – Схема соединения монокристаллического и поликристаллического молибдена

Основными требованиями к биметаллическому материалу «моно – поли молибден» являются: исключение рекристаллизации монокристалла молибдена, прочностные

характеристики соединения и теплопроводность при комнатной и повышенной (400 °С) температурах.

Получение БМ «моно – поли молибден» без использования промежуточных слоев возможно при температуре 1700 °С [106], что недопустимо при получении данного соединения. При таких температурах неизбежно произойдет рекристаллизация металла, что приведет к резкому снижению радиационной стойкости. Поэтому для соединения материалов необходимо использование более легкоплавкого промежуточного слоя с целью снижения температуры ГИП.

На основании анализа диаграмм состояния [123] в качестве оптимального материала промежуточного слоя выбран технически чистый титан (марки ВТ1-0, таблица 2) как материал, имеющий неограниченную растворимость в молибдене и не образующий охрупчивающих соединений, с близкими физико-химическими свойствами и существенно более низкой температурой плавления ($T_{пл} (Ti) = 1670\text{ }^{\circ}\text{C}$, $T_{пл} (Mo) = 2623\text{ }^{\circ}\text{C}$)

Таблица 2. Химический состав исходных материалов для получения «моно – поли молибдена»

Материал	Химический состав, масс. %										
	Mo	Ti	C	Fe	Al	Ni	Si	O	N	W	H
Молибден моно	осн	-	До 0,004	до 0,005	до 0,005	до 0,005	до 0,005	до 0,005	до 0,001	до 0,2	-
Молибден поли	осн	-	до 0,005	до 0,01	до 0,004	до 0,005	до 0,01	до 0,008	-	-	-
ВТ1-0	-	осн	до 0,07	до 0,025	до 0,7	до 0,04	до 0,1	до 0,2	до 0,04	-	до 0,01

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. Подготовка контактных поверхностей молибденовых заготовок и титановой прослойки осуществлялась способом обезжиривания в нефтяном растворителе с последующим химическим травлением и обезвоживанием поверхности. Температура ГИП выбрана 950 °С, что обусловлено температурой плавления титана и положительным опытом соединения титана с тугоплавким ниобием в условиях ГИП [95]. Режим ГИП: $T = 950 \pm 30\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 150 \div 180\text{ мин}$, $P \geq 150\text{ МПа}$.

Создание биметаллического материала «ЦМ2А – 12Х18Н10Т» необходимо для соединения коррозионно- и радиационно-стойкого молибдена марки ЦМ2А, работающего при повышенных температурах, с элементами конструкции из нержавеющей стали. Получение соединения «ЦМ2А – 12Х18Н10Т» осложнено рядом факторов:

- большая разница значений температур плавления молибдена ($T_{пл} = 2623\text{ }^{\circ}\text{C}$) и нержавеющей стали ($T_{пл} = 1420\text{ }^{\circ}\text{C}$) 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 диффузионного соединения;
- образование карбидов молибдена и интерметаллидов молибдена с легирующими элементами стали, охрупчивающих границу диффузионного соединения.

В бинарной системе Fe-Mo существуют области ограниченной растворимости (рисунок 15). Мо растворяет 16,7 ат.% Fe при $1480\text{ }^{\circ}\text{C}$ и 4,5 ат.% при $1100\text{ }^{\circ}\text{C}$. При дальнейшем снижении температуры растворимость также снижается. С другой стороны, растворимость Mo в Fe составляет 26 ат.% при $1450\text{ }^{\circ}\text{C}$, но γ -Fe растворяет только 4 ат.%, и образуются интерметаллиды Mo_2Fe_3 и MoFe , что нежелательно из-за охрупчивания на границе соединения металлов.

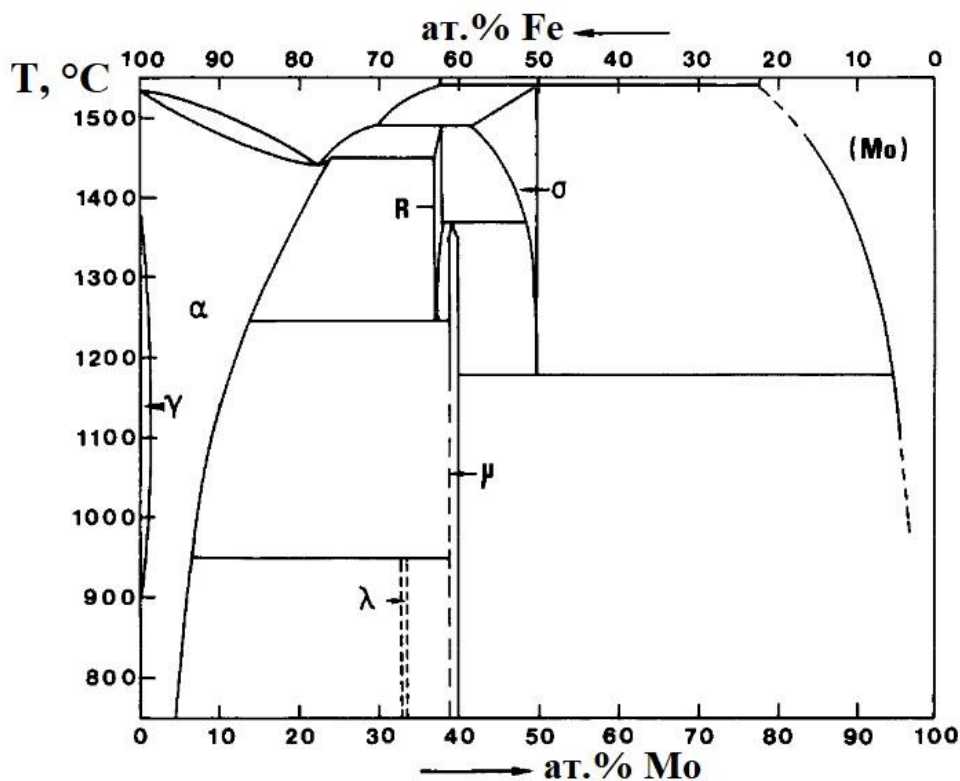


Рисунок 15 - Диаграмма Fe-Mo [124]

Для получения БМ «ЦМ2А – 12Х18Н10Т» были использованы следующие промежуточные слои: ниобий при температуре ГИП 1200°С; никель – 950°С; титан-ниобий-медь – 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 сделан на основе анализа диаграмм состояния молибдена, железа, хрома и никеля с другими химическими элементами [123]. Ниобий образует с молибденом непрерывный ряд твердых растворов, а с компонентами стали ряд интерметаллидов. Никель, напротив, образует интерметаллическую фазу MoNi с молибденом и соединяется со сталями без образования хрупких фаз. Для обеспечения отсутствия интерметаллических фаз во всей области соединения также использованы комплексные промежуточные слои.

Диффузионное соединение показывает оптимальные свойства, если комбинация металлов образует ряд твердых растворов [86]. Ванадий с молибденом имеют неограниченную растворимость без образования фаз. Ванадий и $\alpha\text{-Fe}$ образуют твердые растворы и стабильную фазу σ (FeV), ее формирование происходит при концентрации V в $\alpha\text{-Fe}$ от 39 до 54,7 ат.% при температуре 1075 °С. Максимальная ширина области гомогенности $\gamma\text{-Fe}$ составляет 1,28 масс.% V при 1150 °С. Хотя содержание углерода в стали невелико, существует возможность диффузии углерода в V. В этом случае появятся карбиды ванадия. Проблему образования интерметаллических фаз и карбидов решит использование промежуточных слоев из $\alpha\text{-Fe}$ [125] (электротехническая сталь) или меди. Медь имеет ограниченную растворимость в ванадии и стали, не предполагает формирование интерметаллических фаз.

Титан, также как и ванадий, образует непрерывный ряд твердых растворов с молибденом. Максимальная растворимость железа в титане незначительна, а титана в железе 0,44 ат.% при температуре эвтектидного превращения. С увеличением концентрации железа происходит образование интерметаллидов TiFe и TiFe_2 , что отрицательно сказывается на характеристиках прочности и пластичности. Для соединения молибдена через промежуточный слой титана со сталью также использовали прослойки из ниобия и меди [82,95]. Выбор прослоек обоснован тем, что ниобий с титаном образует непрерывный ряд твердых растворов, а медь с ниобием и сталью имеет ограниченную растворимость и не образует интерметаллидов. Прослойка ниобия необходима для предотвращения формирования легкоплавких соединений на основе титана и меди, а

прослойка меди на границе со сталью необходима для предотвращения формирования карбидов ниобия с углеродом стали и интерметаллидов Fe_2Nb (ϵ) и Fe_7Nb_6 (μ).

Для получения соединения «ЦМ2А – 12Х18Н10Т» через промежуточные слои из ванадия и меди предложен двухэтапный ГИП, так как температура образования области взаимной диффузии между ванадием и молибденом находится в области температуры плавления меди, что негативно скажется на свойствах конечного биметаллического материала. В связи с этим, на первом этапе необходимо осуществить соединение ванадия и молибдена при температуре ГИП 1200 °С. Вторым этапом – соединение стали и меди с молибденом, уже плакированным ванадием, при температуре 950 °С.

Для изготовления биметаллических образцов диаметром 55 мм, высотой 45 мм использовался пруток молибденового сплава марки ЦМ2А и пруток стали марки 12Х18Н10Т. Заготовки промежуточных слоев диаметром 55 изготавливались из следующих полуфабрикатов: лента никелевая НП2 толщиной 0,1 мм; полоса толщиной 0,1 мм – ванадий марки ВнПл-1; лист толщиной 0,5 мм – медь марки М1; фольга толщиной 0,1 мм – титан марки ВТ1-0; полоса толщиной 0,3 мм – ниобий марки Нб-1Пл; лента толщиной 0,5 мм – электротехническая сталь марки ст2212.

После обезжиривания и травления заготовки помещались в капсулу диаметром 60 мм и высотой 50 мм из стали 12Х18Н10Т, которая герметизировалась в вакууме со степенью разряжения 0,13 Па. Температура ГИП варьировалась в интервале 950-1200°С в зависимости от $T_{\text{пл}}$ самого легкоплавкого металла в составе образца.

Таким образом, основной задачей является исследование влияния промежуточного слоя из титана на структуру, прочность и теплопроводность биметаллического материала «моно-поли молибден». Для получения БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т» требуется исследование влияния промежуточных слоев и температуры ГИП на микроструктуру и механические свойства БМ.

БМ «АМг6 – 12Х18Н10Т»

Основная сложность изготовления биметалла обусловлена большой химической активностью алюминия, существенной разницей в значениях температуры плавления стали ($T_{\text{пл}} = 1539$ °С) и алюминия ($T_{\text{пл}} = 660$ °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 твердые слои

окислов, что является основной причиной снижения прочности, ударной вязкости и большого разброса механических свойств соединения.

При взаимодействии алюминия с железом образуются интерметаллиды: FeAl_3 , Fe_2Al_2 , Fe_2Al_5 , FeAl_2 , FeAl , Fe_3Al . Процесс сварки алюминиевого сплава марки АМг6 со сталью 12Х18Н10Т затрудняется из-за содержания в алюминиевом сплаве магния в количестве от 5,8 до 6,8 %. Магний практически нерастворим в железе и приводит к интенсификации процесса диффузии, в результате чего ускоряется рост прослойки хрупких интерметаллидов [82].

Для получения биметалла «алюминиевый сплав-сталь» в качестве основных материалов использовались прутки алюминиевого сплава марки АМг6 (основа Al, 6,4 масс.% Mg, 0,1 масс.% Si, 0,2 масс.% Fe, 0,7 масс.% Mn) и прутки нержавеющей стали марки 12Х18Н10Т (Fe основа, 0,042 масс.% C, 17,42 масс.% Cr, 9,23 масс.% Ni, 0,38 масс.% Ti, 0,47 масс.% Mn, 0,51 масс.% Si). В качестве промежуточного слоя применялся алюминиевый лист марки АД1 (99,64 масс.% Al) толщиной 0,5 мм.

Магний отрицательно влияет на свариваемость алюминия со сталью. Поэтому для соединения алюминиевого сплава АМг6 со сталью 12Х18Н10Т выбран промежуточный слой алюминия АД1, который успешно используется для получения биметалла «алюминий–сталь» способом совместной прокатки [16] и диффузионной сварки [82]. Известно, что температура и время выдержки влияют на формирование интерметаллической прослойки между сталью и алюминием [32]. Поэтому были исследованы соединения «АМг6-12Х18Н10Т» через промежуточный слой АД1 при температурах от 530 до 570 °С с шагом 10 °С. Это позволило определить оптимальную температуру получения БМ «АМг6-12Х18Н10Т» в условиях ГИП с минимальным образованием интерметаллидов и проанализировать влияние температуры на структуру и свойства биметаллического соединения. Для получения биметаллических образцов использован лабораторный газостат при неизменных времени выдержки (30 мин) и давлении (не более 200 МПа).

Для получения соединения контактные поверхности основных материалов и промежуточных слоев предварительно обезжиривали и химически травили. При сварке плавлением алюминия и его сплавов неотъемлемой операцией является шабрение алюминия, цель которого механическое удаление плотной оксидной пленки [126]. Поэтому алюминиевый сплав АМг6 и алюминий АД1 дополнительно подвергали шабрению для утонения плотной оксидной пленки на контактной поверхности.

Другим способом удаления оксидной пленки является цинкатная обработка алюминия, применяемая при гальваническом нанесении покрытий на алюминий [127], в

результате чего оксидная пленка растворяется и на поверхность алюминиевых заготовок осаждается покрытие из цинка толщиной 0,15 мкм.

При сварке трением или прокаткой оксидная пленка алюминия подвергается деформационному воздействию, в результате чего на поверхности оказывается неокисленный алюминий, который активно участвует в диффузионных процессах на границе соединения. Деформационное воздействие на окисную пленку в условиях ГИП возможно при формировании зубчатого рельефа на стальной контактной поверхности.

В работе применено и исследовано четыре способа подготовки контактных поверхностей алюминиевый сплав АМг6-сталь 12Х18Н10Т в условиях ГИП (таблица 3).

Таблица 3. Способы соединения алюминиевого сплава марки АМг6 со сталью 12Х18Н10Т через промежуточный слой алюминия марки АД1

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

Для герметизации области ДС биметалла и изоляции от попадания инертного газа в камере лабораторного газостата HIRP, заготовки алюминиевого сплава марки АМг6 и стали

марки 12X18H10T размером $\varnothing 55 \times 24$ мм с промежуточным слоем алюминия марки АД1 помещали в стальную капсулу $\varnothing 60 \times 50$ мм с толщиной стенки 3 мм. Герметизацию капсул способами 1-3 осуществляли в вакуумной камере при разряжении 0,13 Па способом электронно-лучевой сварки (ЭЛС).

При сварке разнородных металлов большое влияние на качество соединения имеет среда. Поэтому, как правило, соединение осуществляется в вакууме или в других защитных средах с целью предотвратить окисление контактных поверхностей. При получении соединения способом ДС в условиях ГИП, при условии герметизации капсулы на воздухе, герметичная капсула не имеет притока кислорода, а минимальные зазоры между заготовками и стенками капсулы гарантируют содержание малого количества кислорода. Для оценки влияния вакуума и воздушной атмосферы на качество соединения проведена герметизация соединения способом 4 в атмосфере воздуха способом аргонодуговой сварки (АДС).

Таким образом, для достижения максимальной прочности соединения АМгб-12X18H10T было исследовано влияние способов подготовки контактных поверхностей, способа герметизации и температуры ГИП на структуру и свойства БМ.

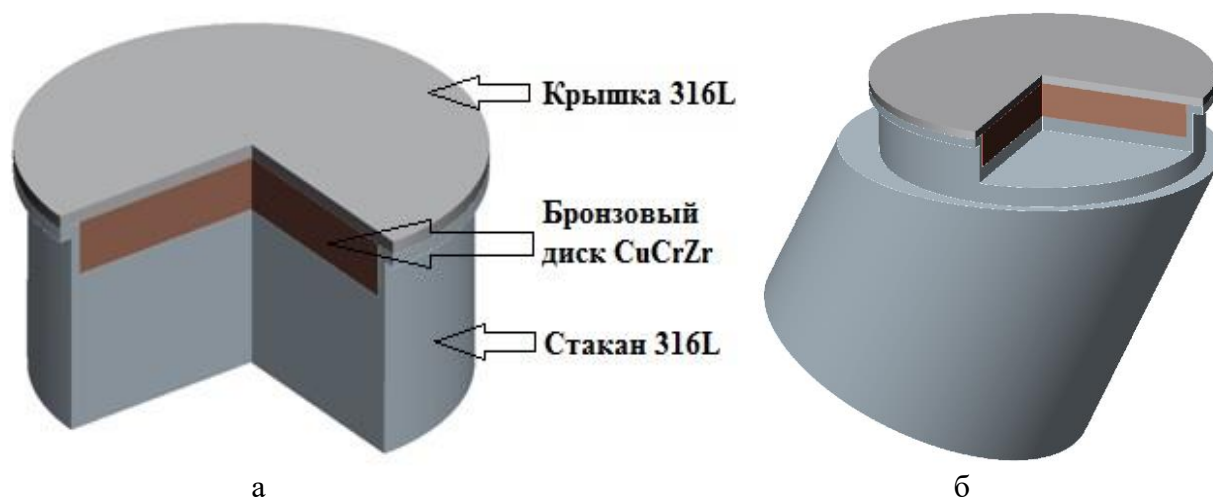
БМ «CuCrZr-316L»

В составе БП биметаллический материал «CuCrZr-316L» должен иметь прочность соединения не менее 150 МПа при 220 °С, на границе соединения не допускается наличие пор, отслоений, инородных включений и т.п. Сплав CuCrZr является дисперсионно упрочняемым, поэтому для восстановления свойств после ГИП необходима термическая обработка.

Заготовка БП представляет собой стакан прямой или наклонной формы из стали 316L диаметром от 116 до 138 мм и высотой от 116 до 187 мм с размещенным внутри диском из бронзы CuCrZr (рисунок 16). Химические составы сплавов CuCrZr и 316L (таблица 4) находились в пределах назначенного диапазона составов спецификации ИТЭР.

Заготовка БП имеет сложную геометрическую форму (рисунок 16б), вследствие чего создание вакуума в каждой такой заготовке увеличивает ее стоимость. Процесс вакуумирования перед ГИП является энергозатратным, трудоемким и увеличивает время изготовления образцов изделия. Соединение при ГИП осуществляется в ограниченной среде, поэтому при герметизации в атмосфере воздуха его количество в зоне соединения ограничено. При этом количество воздуха, находящегося в зазорах, незначительно и является не критическим для сплавов, обладающих высоким сродством к кислороду и

способных растворять его в больших количествах. Известно, что соединение в атмосфере воздуха может привести к снижению прочности вследствие растворения компонентов воздуха в бронзе или стали [82]. Поэтому герметизацию заготовок БП перед ГИП осуществляли двумя способами: в вакууме до степени разряжения 0,13 Па через отверстие со штуцером на крышке электронным лучом и на воздухе способом АДС.



а – стандартный; б – наклонный

Рисунок 16 – Заготовки БП

Таблица 4. Химический состав материалов – компонентов (мас.%).

CuCrZr	Cu	Cr	Zr	Zn	Sn	P
	Основа	0,78	0,098	0,001	0,003	0,023
	Pb	Fe	Si	Ni	O	Cd
	0,004	0,001	0,007	0,004	0,003	до 0,005
	Nb	Co	Ta	Sb		
	до 0,005	до 0,005	до 0,005	до 0,005		
316L	Fe	C	Mn	Si	P	S
	Основа	0,028	1,88	0,35	0,014	0,005
	Cr	Ni	N	Nb	Co	Ti
	17,02	12,00	0,095	0,012	0,02	0,01

Для получения БП выбран режим ГИП: $T = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$, $P = 150\text{ МПа}$, $t = 2\text{ ч}$. Для восстановления свойств бронзы CuCrZr выбран режим ТО: закалка в воду с температуры $980\text{ }^{\circ}\text{C}$ при выдержке 20 мин и старение при $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ в течение 3 ч.

Таким образом, для достижения заданных свойств необходимо определение технологических параметров получения БМ «CuCrZr–316L» методом ГИП с последующей

ТО, в частности, установить зависимость способа герметизации на свойства соединения CuCrZr–316L и бронзу CuCrZr, а также определить их влияние на структуру и механические свойства в составе заготовки БП.

2.3 Технология изготовления и методы исследования БМ

2.3.1 Технология изготовления

Принципиальная схема изготовления БМ методом ГИП представлена на рисунке 17. Заготовки основных материалов и капсульной оснастки нужных размеров получали на токарно-фрезерном станке. Промежуточные слои вырезали из фольги гильотинными ножницами. После чего осуществляли подготовку контактных поверхностей: обезжиривание, травление и обезвоживание. Сборку в капсульную оснастку и герметизацию осуществляли сразу после подготовки контактных поверхностей для исключения окисления. Основные швы капсульной оснастки сваривали способом АДС.



Рисунок 17 – Принципиальная схема получения БМ методом ГИП

Вакуумирование капсульной оснастки с заготовками осуществлялось в вакуумной камере со степенью вакуумирования 0,13 Па электронным лучом. Для этого на крышке капсульной оснастки вырезали отверстие, к которому приваривали трубку способом АДС,

куда вставляли пруточек. После достижения максимального вакуума в камере пруточек расплавляется в трубке электронным лучом, в результате чего достигается вакуум в области соединения. При герметизации на воздухе приваривали крышку капсулы без отверстия способом АДС, в результате чего в области соединения создавалось замкнутое пространство с ограниченным содержанием воздуха.

Герметичность капсульной оснастки сборки проверялась погружением в резервуар с горячей водой. Если в сварных соединениях имеются дефекты, то воздух, проникший в контейнер, расширяется и выходит через тот же дефект, через который он проник в заготовку. Целостность сварных соединений или дефектных участков визуально оценивали воздушными пузырьками (рисунок 18).

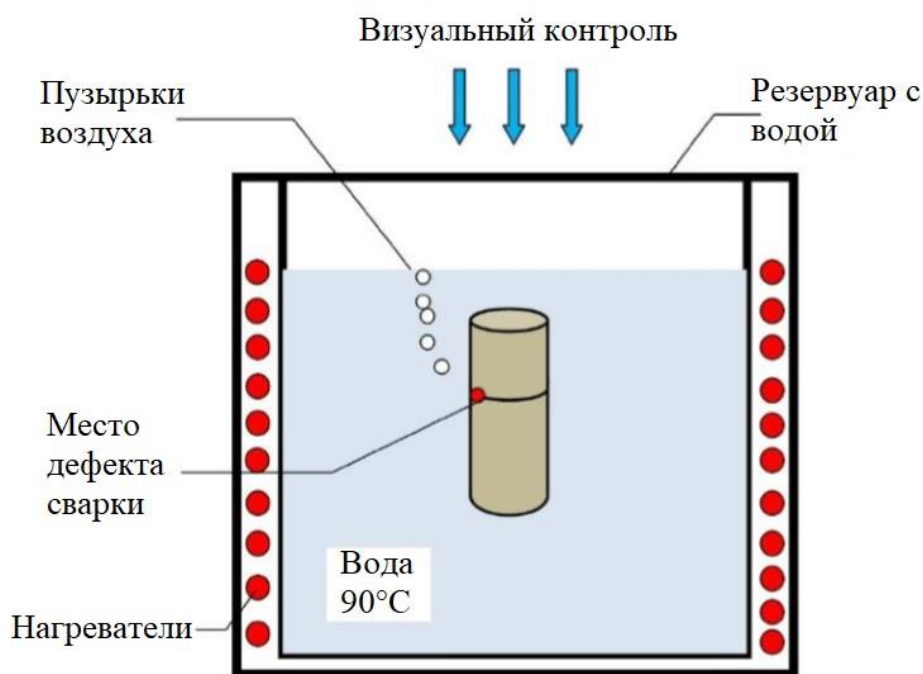


Рисунок 18 – Принципиальная схема установки для проверки на герметичность

После проверки на герметичность сборка помещалась в камеру газостата. В работе использовано два газостата 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 °C при давлении до 200 МПа с обеспечением равномерного нагрева рабочей загрузки деталей. Режим ГИП определяет температуру, давление и время выдержки. Для каждого материала задавали и контролировали температуру, давление и время выдержки.

После ГИП БМ CuCrZr-316L ТО проводили в электропечи сопротивления СНОЛ 1000/12-ДВ в атмосфере воздуха. Быстрое охлаждение в воду при закалке с температурой не более 70 °С выполняли для каждого контейнера поочередно: контейнер доставали из печи вручную с помощью клещей и опускали в закалочную ванну. Следующий контейнер доставали из печи сразу после достижения в печи температуры 980 °С. Старение проводили одновременно для всех заготовок БП с охлаждением в печи.

Снятие капсульной оснастки осуществляли на токарно-фрезерном станке.

2.3.2 Пробоподготовка

Промежуточным этапом получения образцов исследования являлась эрозионная резка. Для этого из БМ вырезали заготовки образцов на установке эрозионной резки Novick AR 3200. После чего на токарно-фрезерном станке изготавливали образцы для испытаний на растяжение, изгиб и определения теплопроводности.

Образцы для исследования области соединения и измерения микротвердости вырезали на металлорежущем станке Buehler-Met, оснащенном рециркуляционной системой охлаждения. Запрессовку перед шлифовкой и полировкой осуществляли на установке горячей запрессовки SimpliMet-1000 в электропроводящем компаунде компании Buehler (США-Германия). Шлифовку и полировку проводили на шлифовально-полировочном станке Ecomet 250/300 с автоматической насадкой Automet компании Buehler в последовательности:

1. Абразивная водостойкая бумага P320;
2. Алмазный диск с суспензией 9 мкм;
3. Ткань для полировки с суспензией 3 мкм;
4. Финальная полировка на ткани с суспензией 1 мкм.

Для дальнейших исследований образцы «моно-поли молибдена» травили в растворе азотной кислоты для выявления границы соединения и CuCrZr-316L в растворе перекиси водорода и аммиака для выявления границ зерен бронзы.

2.3.3 Методы исследования структуры и распределения химических элементов

Исследование микроструктуры границ полученных соединений и поверхности образцов после механических испытаний проводили на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) JEOL JSM – 6610 LV в режиме вторичных и отраженных электронов при увеличениях от 100 до 5000.

Анализ фазового состава и распределения химических элементов в зоне соединения и на поверхности образцов после механических испытаний проводили методом микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) с локальностью анализа 1 мкм² и глубиной 1 мкм на сканирующем электронном микроскопе JSM - 6610 LV (СЭМ JEOL) с рентгеновским микроанализатором (энергодисперсионный детектор рентгеновского излучения). Размер пучка рентгеновского излучения составлял 100 нм, зона рассеяния составляла 1 мкм. Величина получаемого сигнала в точке определялась усреднением процентного содержания элемента в «пятне» диаметром 1 мкм.

Исследование химического состава проводили по концентрационным профилям элементов, получаемым при непрерывной съемке вдоль линий, пересекающих границу соединения материала (рисунок 19), а также по отдельным точкам для более детального анализа (рисунок 20). Кроме того, при увеличениях от 1000 до 3000 крат строились карты распределения химических элементов при непрерывной съемке области исследования.

Анализ микроструктуры образцов биметаллического соединения CuCrZr-316L проводили на микроскопе Axio Observer с использованием программного обеспечения Image Expert для определения размера зерна бронзы CuCrZr методом подсчета зерен по ГОСТ 21073.2-75.

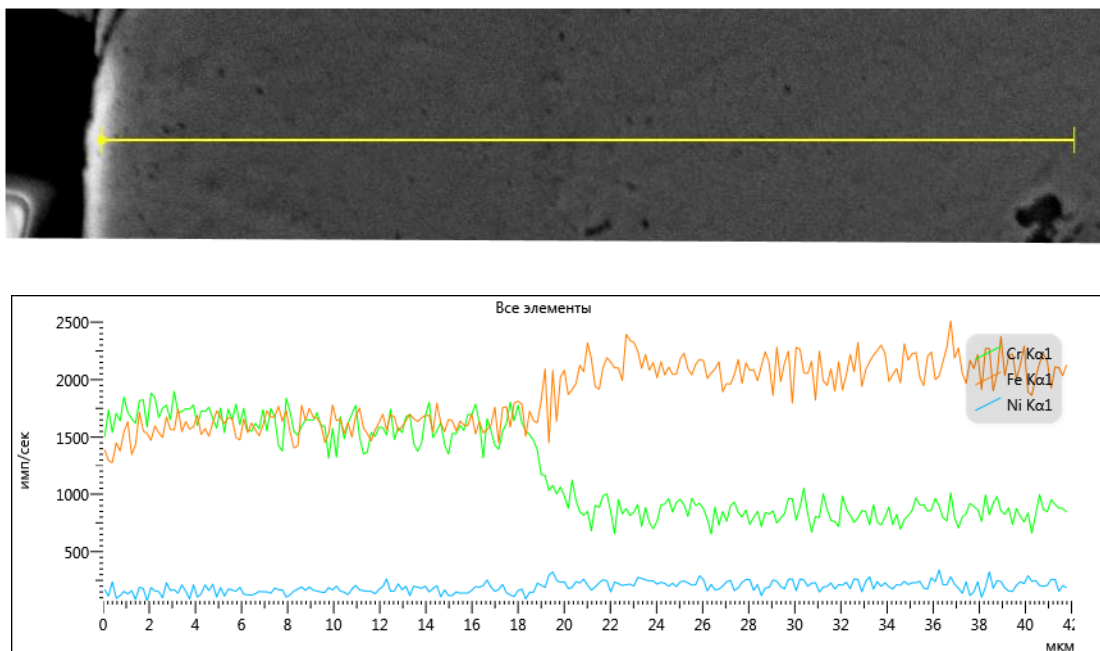


Рисунок 19 – Типичный вид структуры и профиля распределения элементов при съемке
вдоль линии

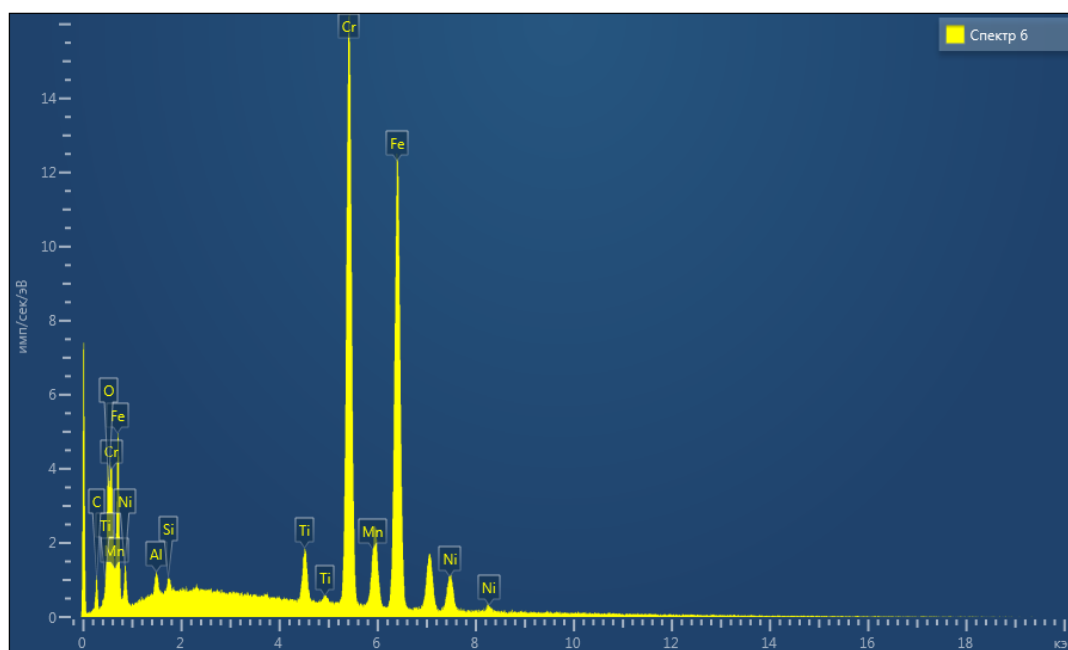
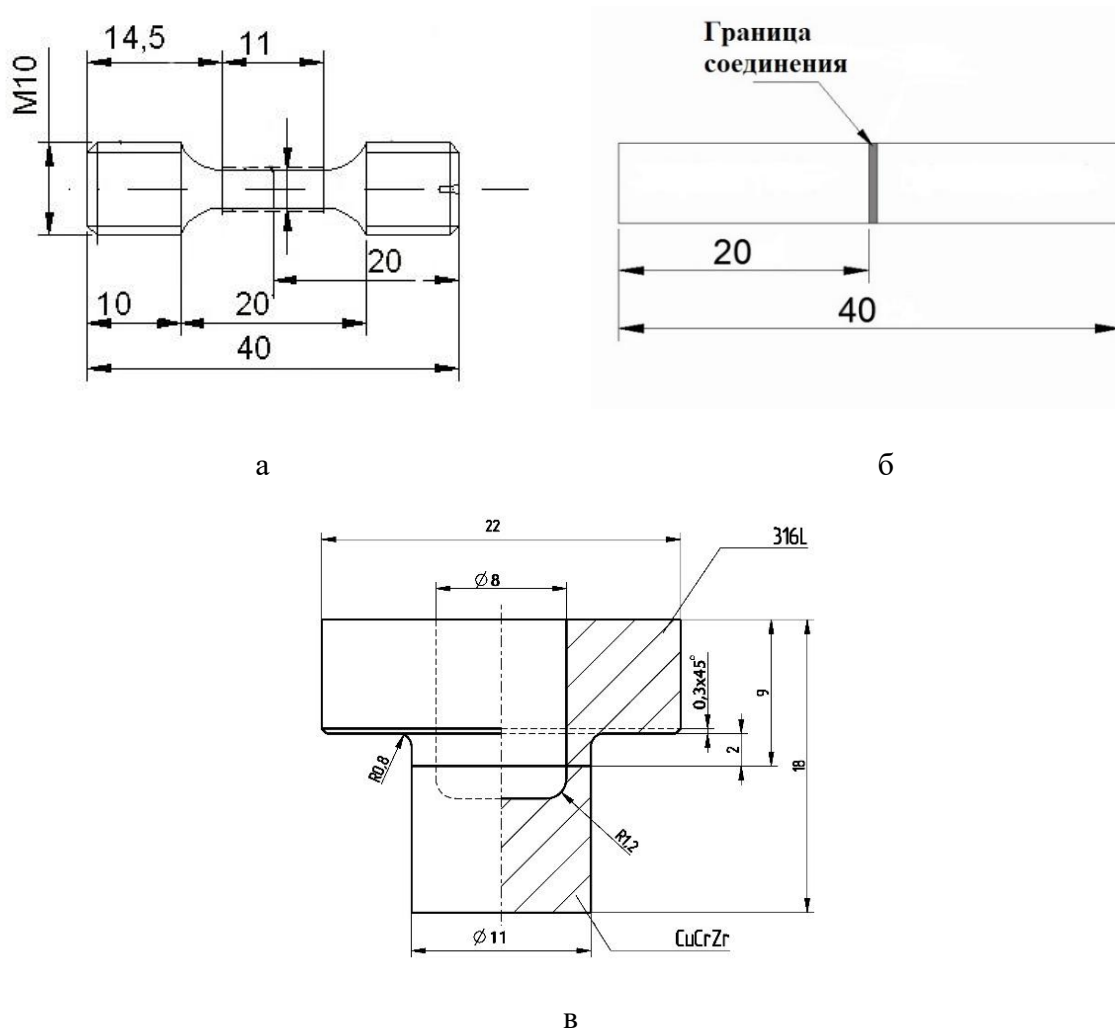


Рисунок 20 – Определение химических элементов в области исследования по отдельным точкам

2.3.4 Механические испытания

Механические испытания для определения прочности БМ проводили при растяжении и изгибе образцов БМ при комнатной или повышенной температуре на универсальной испытательной машине Schenck-Trebel RMC-100, оснащенной термической камерой для нагрева Schenck ER 08/44, и на универсальной испытательной машине UTC 111.2-50-22 при комнатной температуре. Скорость движения активного захвата составляла 1 мм/мин.

Образцы для механических испытаний вырезали перпендикулярно плоскости биметаллического соединения так, чтобы область соединения находилась в середине рабочей части образца (рисунок 21). Испытания на растяжение с определением предела прочности 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 21а.



а

б

в

а – растяжение; б – изгиб; в – грибок

Рисунок 21 – Образцы для испытаний БМ

Испытания на трехточечный изгиб с определением предела прочности при изгибе биметаллических образцов «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 21б). Предел прочности БМ «CuCrZr-316L» при комнатной температуре и 150 °С измеряли на образцах типа грибок (рисунок 21в). Предел прочности, 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).

Измерение микротвердости БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т» и «АМг6-12Х18Н10Т» осуществляли в направлении, перпендикулярном границе соединения, через промежуточный слой с шагом 0,01 на стенде для измерения микротвердости Tukon 1102 индентором Виккерса с нагрузкой 10 г. Микротвердость измеряли на образцах после металлографических исследований.

Твердость бронзы измеряли методом Роквелла по ГОСТ 9013 со стальным наконечником диаметром 1/16 дюйма по шкале HRB на твердомере Роквелла MacroMet 5101T. Количество измерений не менее трех на образце. Для измерения использовали образцы после металлографических исследований.

2.3.5 Определение физических свойств

Теплопроводность материалов диагностического зеркала и термическое сопротивление соединения конструкции диагностического зеркала определяли по результатам измерений температуропроводности материалов образцов, вырезанных из области соединения моно- и поликристаллического молибдена через промежуточный слой титана.

Определение коэффициента температуропроводности БМ «моно-поли молибден» проводили на установке Netzsch LFA 457 Microflash методом лазерной вспышки при температурах 50 и 400 °С. Испытания на установке проводили с использованием держателей образцов цилиндрической формы диаметром 12,7 мм и/или квадратного сечения размером 10x10 мм². Образцы для измерения представляли собой диски диаметром 12,5 мм и толщиной 2 мм и 4 мм. Для улучшения поглощения лазерного излучения на тепловоспринимающую поверхность напыляли графитовое покрытие. Проводили серию не менее чем из 5 измерений для одной температуры печи. Испытания проводили в среде инертного газа аргона со степенью чистоты не ниже 99,993 %.

Образцы размещали вниз тепловоспринимающей поверхностью в держатели, которые размещали над отверстиями в специальной подставке печи. Особое внимание уделялось вертикальности и симметрии самих образцов, а также их установке в держатель. Схема измерения температуропроводности образца представлена на рисунке 22.

С помощью ПО Netzsch Proteus задавали параметры испытаний, где указывали тип, размеры образца, продувочный газ, скорость продувки, напряжение лазера, тип покрытия образца, модель расчета температуропроводности, значения температур, при установлении которых производится импульсное лазерное воздействие (вспышка) и количество воздействий при каждой температуре (от одного до трех). После окончания испытания автоматически с помощью заложенной в ПО модели расчета определяется коэффициент температуропроводности.

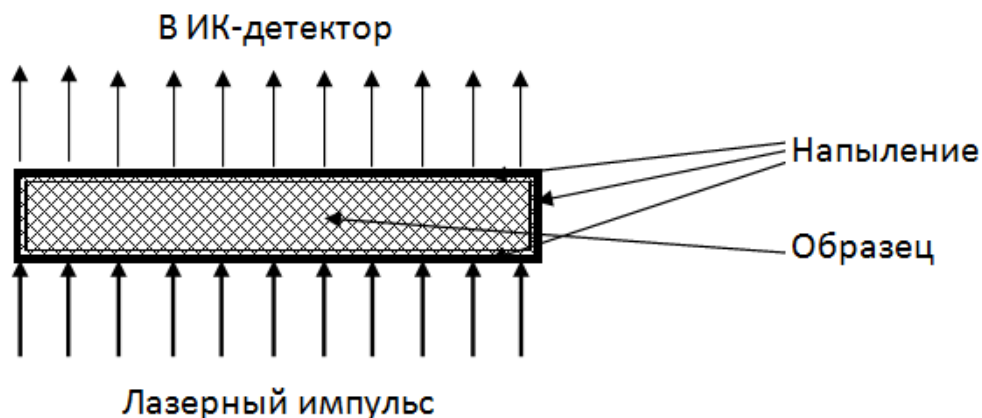


Рисунок 22 - Схема измерения температуропроводности образца

Под теплопроводностью подразумевали эффективную теплопроводность в направлении, перпендикулярном плоскости соединения монокристаллического и поликристаллического молибдена через титановую прослойку. Для стационарных условий теплового воздействия

$$\frac{\delta_k}{\lambda_{\text{эф}}} = \frac{\delta_{\text{Мо МК}}}{\lambda_{\text{Мо МК}}} + \frac{\delta_{\text{Мо ПК}}}{\lambda_{\text{Мо ПК}}} + \frac{\delta_{\text{СПЛ}}}{\lambda_{\text{СПЛ}}}, \quad (3)$$

где δ_k , $\delta_{\text{Мо МК}}$, $\delta_{\text{Мо ПК}}$, $\delta_{\text{СПЛ}}$ — толщины конструкции зеркала, монокристаллического молибдена, поликристаллического молибдена и области соединения, соответственно, $\lambda_{\text{эф}}$, $\lambda_{\text{Мо МК}}$, $\lambda_{\text{Мо ПК}}$, $\lambda_{\text{СПЛ}}$ — теплопроводность конструкции зеркала, монокристаллического молибдена, поликристаллического молибдена и области соединения, соответственно. Под конструкцией понималась конструкция диагностического зеркала, а также конструкция образца для испытаний.

В области соединения использовано её термическое сопротивление $r_{\text{СПЛ}}$. В этом случае формула (3) принимает вид:

$$\frac{\delta_k}{\lambda_{\text{эф}}} = \frac{\delta_{\text{Мо МК}}}{\lambda_{\text{Мо МК}}} + \frac{\delta_{\text{Мо ПК}}}{\lambda_{\text{Мо ПК}}} + r_{\text{СПЛ}}, \quad (4)$$

Для образцов из одного материала теплопроводность связана с температуропроводностью соотношением:

$$\lambda = a \cdot c \cdot \rho. \quad (5)$$

где a — коэффициент температуропроводности; c — удельная теплоемкость, ρ — плотность.

Аналогично эффективная теплопроводность связана с эффективной температуропроводностью:

$$\lambda_{\text{эф}} = a_{\text{эф}} \cdot (c \cdot \rho)_{\text{эф}}, \quad (6)$$

Где:

$$(c \cdot \rho)_{\text{эф}} = \frac{((c \cdot \rho \cdot \delta)_{\text{Мо МК}} + (c \cdot \rho \cdot \delta)_{\text{Мо ПК}} + (c \cdot \rho \cdot \delta)_{\text{спл}})}{\delta_{\text{к}}} \text{ и } \delta_{\text{к}} = \delta_{\text{Мо МК}} + \delta_{\text{Мо ПК}} + \delta_{\text{спл}}, \quad (7)$$

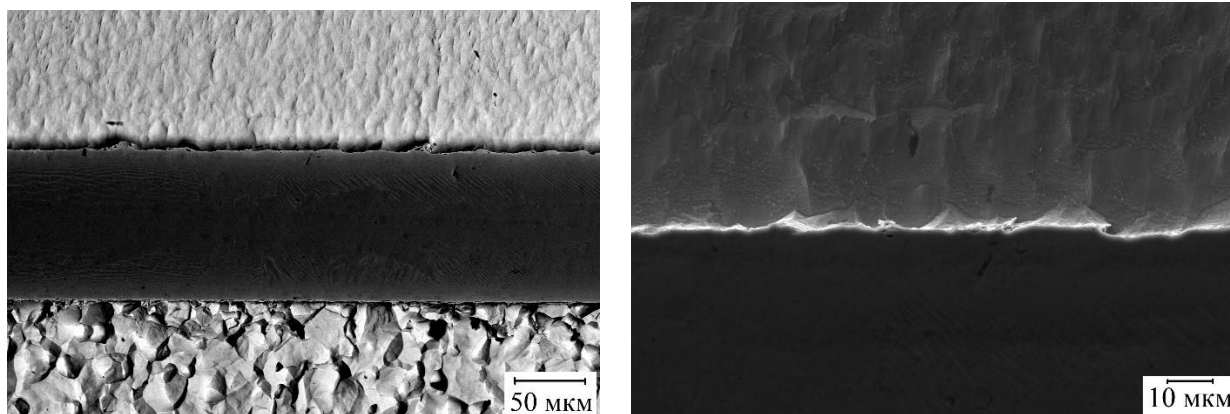
Образец представляет собой соединение двух одинаковых слоев поли- и монокристаллического молибдена толщиной, равной половине толщины образца каждый, соединенных между собой с термическим сопротивлением $\gamma_{\text{спл}}$. В области соединения объемная теплоемкость материала (титана) $(c \cdot \rho)$ не ниже, чем 2400 кДж/(м³·К), а для поли- и монокристаллического молибдена не выше 2650 кДж/(м³·К), толщина области соединения порядка 0,1 мм. Систематическая погрешность определения эффективной объемной теплоемкости образца, связанная с пренебрежением отличия объемных теплоемкостей молибденов и области соединения не превысит 0,5 % для 2-х мм образцов, для 4-х мм образцов – 0,25%, для более толстых конструкций – еще меньше. Тогда формула для эффективной объемной теплоемкости выглядит так:

$$(c \cdot \rho)_{\text{эф}} = \frac{((c \cdot \rho \cdot \delta)_{\text{Мо МК}} + (c \cdot \rho \cdot \delta)_{\text{Мо ПК}})}{\delta_{\text{к}}} \text{ и } \delta_{\text{к}} = \delta_{\text{Мо МК}} + \delta_{\text{Мо ПК}}. \quad (8)$$

3 Биметаллические материалы на основе молибдена: «моно-поли молибден» и «ЦМ2А-12Х18Н10Т»

3.1 Структура и свойства БМ «моно-поли молибден»

Микроструктура соединения монокристаллического и поликристаллического молибдена через промежуточный слой титана представлена на рисунке 23. По результатам МРСА глубина диффузии титана в молибден монокристаллический не превышает 10 мкм, глубина диффузии титана в молибден поликристаллический – 15 мкм. Диффузия атомов титана в молибден поликристаллический идет глубже, так как энергия активации диффузии по границам зерен меньше энергии активации объемной диффузии. Диффузия молибдена в титан достигает 50 мкм, то есть химический состав титанового промежуточного слоя практически полностью изменен. Структура промежуточного слоя неоднородна (рисунок 23а), что связано с диффузией молибдена и фазовым превращением. Титан ВТ-01 состоит из фазы α -Ti, а молибден является β -стабилизатором, поэтому диффузия молибдена привела к формированию фазы β -Ti. При исследовании поверхности монокристаллического молибдена на металлографическом шлифе участков с областями рекристаллизации монокристаллического молибдена не обнаружено. Как видно из рисунка 23б, признаков рекристаллизации в монокристалле молибдена на границе с титаном нет.



а

б

а – х 300 в отраженных электронах; б – граница монокристаллического молибдена и титана во вторичных электронах

Рисунок 23 – Структура БМ «моно-поли молибден» с промежуточным слоем из титана

По результатам испытаний на растяжение при комнатной температуре разрушение во всех случаях происходило по поликристаллическому молибдену. Среднее значение предела прочности образца при комнатной температуре составляет 360 ± 40 МПа. При 400°C разрушение происходит с деформацией по кристаллографической плоскости скольжения дислокаций монокристаллического молибдена с относительным удлинением монокристалла молибдена более 40%. Среднее значение предела прочности при этом составляет 103 ± 4 МПа.

На рисунке 24 представлены результаты определения коэффициента температуропроводности монокристаллического и поликристаллического молибдена, а также их соединения через титановую прослойку в зависимости от температуры и толщины образцов.

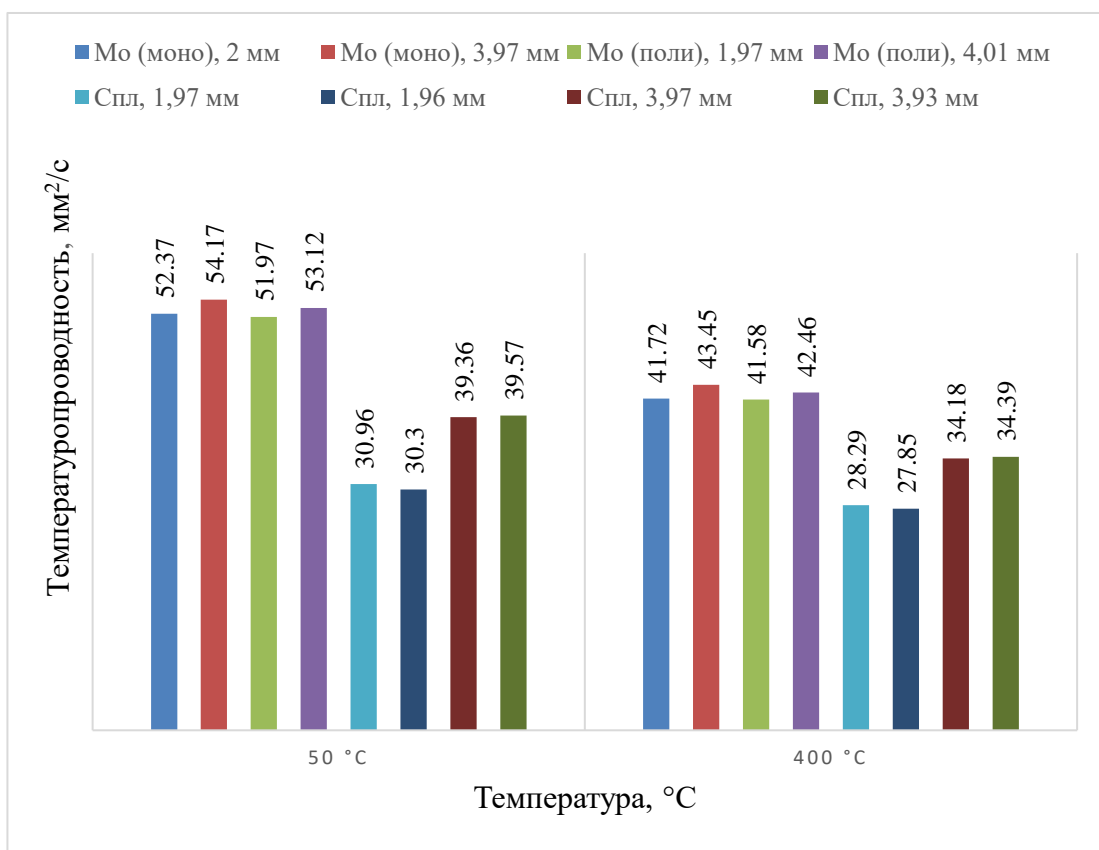


Рисунок 24 – Температуропроводность основных металлов и области соединения БМ «моно-поли молибден»

Как видно из графика, значения температуропроводности образцов, вырезанных из области соединения «моно-поли молибдена» ниже, чем значения монокристаллического и поликристаллического молибдена. При этом температуропроводность образцов области соединения с толщиной 3,97 и 3,93 мкм на 23% выше, чем у образцов с толщиной 1,97 и

1,96 мм. Температуропроводность всех исследуемых материалов с ростом температуры закономерно уменьшается. Разница значений температуропроводности одного и того же материала при разной толщине, вероятно, вызвана влиянием термического сопротивления графита, напыленного на образцы.

Учитывая, что номинальная толщина образцов ($h_{обр}$) 2 и 4 мм, а толщина покрытия ($h_{пок}$) менее 0,04 мм, то $h_{пок} / h_{обр} < 2 \cdot 10^{-2}$ и вкладом покрытия в объемную теплоемкость можно пренебречь. Тогда $(c \cdot \rho)_{эф} = (c \cdot \rho)_{Мо}$ и формула для эффективной теплопроводности переходит в формулу для эффективной температуропроводности:

$$\frac{\delta_k}{a_{эф}} = \frac{\delta_{Мо}}{a_{Мо}} + (c \cdot \rho)_{Мо} r_{спл} \cdot \quad (9)$$

Для образцов одного и того же материала получаем:

$$a_{Мо} = \frac{a_1 \cdot a_2 \cdot (\delta_1 - \delta_2)}{(\delta_1 \cdot a_2 - \delta_2 \cdot a_1)} \cdot \quad (10)$$

Подставляя в (10) значения температуропроводности (график 2), получаем теплофизические характеристики монокристаллического и поликристаллического молибдена, представленные в таблице 5.

Таблица 5. Теплофизические характеристики молибдена

Материал	T, °C	C, Дж/(кг·К)	ρ , кг/м ³	a, мм ² /с	λ , Вт/(м·К)	$\Gamma_{пок} \cdot 10^7$, м ² К/Вт
Мо (моно)	50	257.4	10213	56.13	147.5	9.7
	400	268.5	10158	45.36	123.7	14.1
Мо (поли)	50	258.6	10234	54.28	143.6	6.1
	400	268.9	10174	43.36	118.5	7.0

Как видно из таблицы, термическое сопротивление покрытия мало и одного порядка для разных образцов, разброс значений термического сопротивления покрытия вызван разной толщиной покрытия. Полученные значения теплопроводности поликристаллического молибдена близки к справочной $\lambda_{Мо} = 142$ Вт/(м·К).

Термическое сопротивление области соединения через промежуточный слой из титана определено при допущениях:

- толщины слоев поли и монокристаллического молибдена одинаковые и равны половине толщины образца;

- учитывая, что $(c \cdot \rho)_{Мо} \sim 2,6 - 2,7$ а $(c \cdot \rho)_{спл} > \sim 2,4$ МДж/м³ и $h_{спл} / h_{обр} < 5 \cdot 10^{-2}$, вкладом объемной теплоемкости области соединения в эффективную теплоемкость образца $(c \cdot \rho)_{эф}$ можно пренебречь.

Подставляя в (4) полученные значения, рассчитаны эффективные теплопроводности образцов, содержащих область соединения. Результаты представлены в таблице 6.

Таблица 6. Эффективная теплопроводность образцов

Образец	T, °C	a, мм ² /с	ср. кв. откл. мм ² /с	λ , Вт/(м·К)	$r_{\text{спл}} \cdot 10^6$, м ² К/Вт
Спл, 1,97 мм	50	30,96	0,1	81,6	10,6
	400	28,29	0,16	77,3	9,2
Спл, 1,96 мм	50	30,3	0,1	79,9	11,0
	400	27,85	0,06	76,1	9,6
Спл, 3,93 мм	50	39,57	0,18	104,4	10,6
	400	34,39	0,09	93,9	9,3
Спл, 3,97 мм	50	39,36	0,19	103,8	10,9
	400	34,18	0,08	93,4	9,7

На рисунке 25 представлен график значений эффективной теплопроводности монокристаллического и поликристаллического молибдена, а также области соединения.

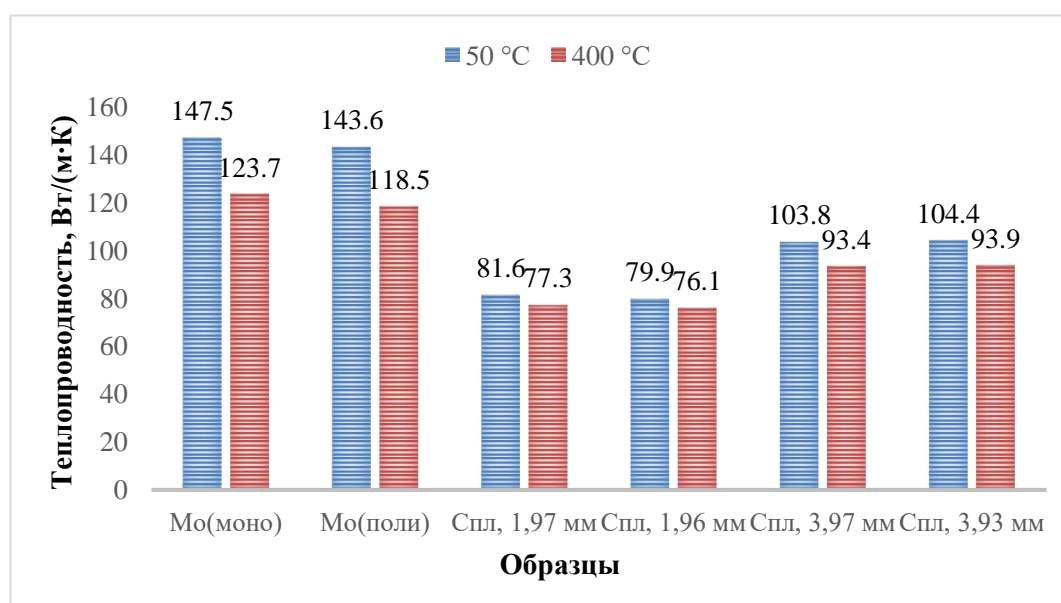


Рисунок 25 – Расчетная эффективная теплопроводность монокристаллического и поликристаллического молибдена, области их соединения через промежуточный слой титана толщиной 0,1 мм

По результатам расчетов значения эффективной теплопроводности сильно зависят от толщины образцов: при 50°С для двухмиллиметровых образцов $\lambda \sim 80,8$ Вт/(м·К), для четырехмиллиметровых образцов $\lambda \sim 104$ Вт/(м·К), при 400 °С зависимость меньше (для

двухмиллиметровых образцов $\lambda \sim 76,6$ Вт/(м·К), для четырехмиллиметровых образцов $\lambda \sim 93,6$ Вт/(м·К)), что соответствует уменьшению теплопроводности молибдена и росту теплопроводности титана с повышением температуры.

Для оценки правильности определения термического сопротивления использована трехслойная модель определения температуропроводности образца Спл 1,96 мм, содержащего область соединения при обработке результатов испытаний. Полученные при этом значения теплопроводности составили: при 50°C – 11,5 Вт/(м К), при 400°C 12 Вт/(м К). При определении использованы характеристики области соединения: толщина промежуточного слоя титана 0,1 мм и постоянные значения плотности и теплоемкости титана – 4500 кг/м³ и 530 Дж/(кг К).

Значения теплопроводности, определенные как обратные величине термического сопротивления соединения толщиной 0,1 мм, несколько ниже и составляют 9,5 Вт/(м К) при 50°C и 10,5 Вт/(м К) при 400°C.

Рост теплопроводности соединения с ростом температуры происходит в обоих случаях. Разность значений не превышает 10% и, возможно, вызвана неточностью значений характеристик материала области соединения, параметры которых изменились в результате диффузии молибдена в титан. Таким образом, соотношение полученных разным путем значений теплопроводности соединения можно считать удовлетворительным.

Теплопроводность конструкции прототипа составного диагностического зеркала (рисунок 14) при толщине монокристаллического молибдена 18 мм, поликристаллического молибдена 40 мм с промежуточным слоем титана 0,1 мм и без него приведены в таблице 7.

Таблица 7. Параметры конструкции диагностического зеркала

T, °C	50	400
δ (Мо моно), мм	18	18
δ (Мо поли), мм	40	40
δ (зеркала), мм	58	58
$\lambda_{\text{Мо МК}}, \text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$	148	124
$\lambda_{\text{Мо ПК}}, \text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$	143,7	118,6
$r_{\text{спл}} \cdot 10^6, \text{м}^2\cdot\text{К}/\text{Вт}$	10,8	9,5
$\lambda_{\text{заг}} (\text{Мо моно} + \text{Ti} + \text{Мо поли}), \text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$	141	118
$\lambda_{\text{заг}} (\text{Мо моно} + \text{Мо поли}), \text{Вт}/(\text{м}\cdot\text{К})$	145	120

В результате расчетов при температуре 50 °C теплопроводность конструкции с промежуточным слоем из титана будет составлять 141 Вт/(м·К) и это составляет 97 % от

значения теплопроводности для конструкции без промежуточного слоя титана – 145 Вт/(м·К). При 400 °С теплопроводность зеркала с промежуточным слоем титана составит 118 Вт/(м·К), без титана 120 Вт/(м·К). Таким образом, промежуточный слой титана приводит к снижению теплопроводности конструкции на 3 % при 50 °С и на 2% при 400 °С.

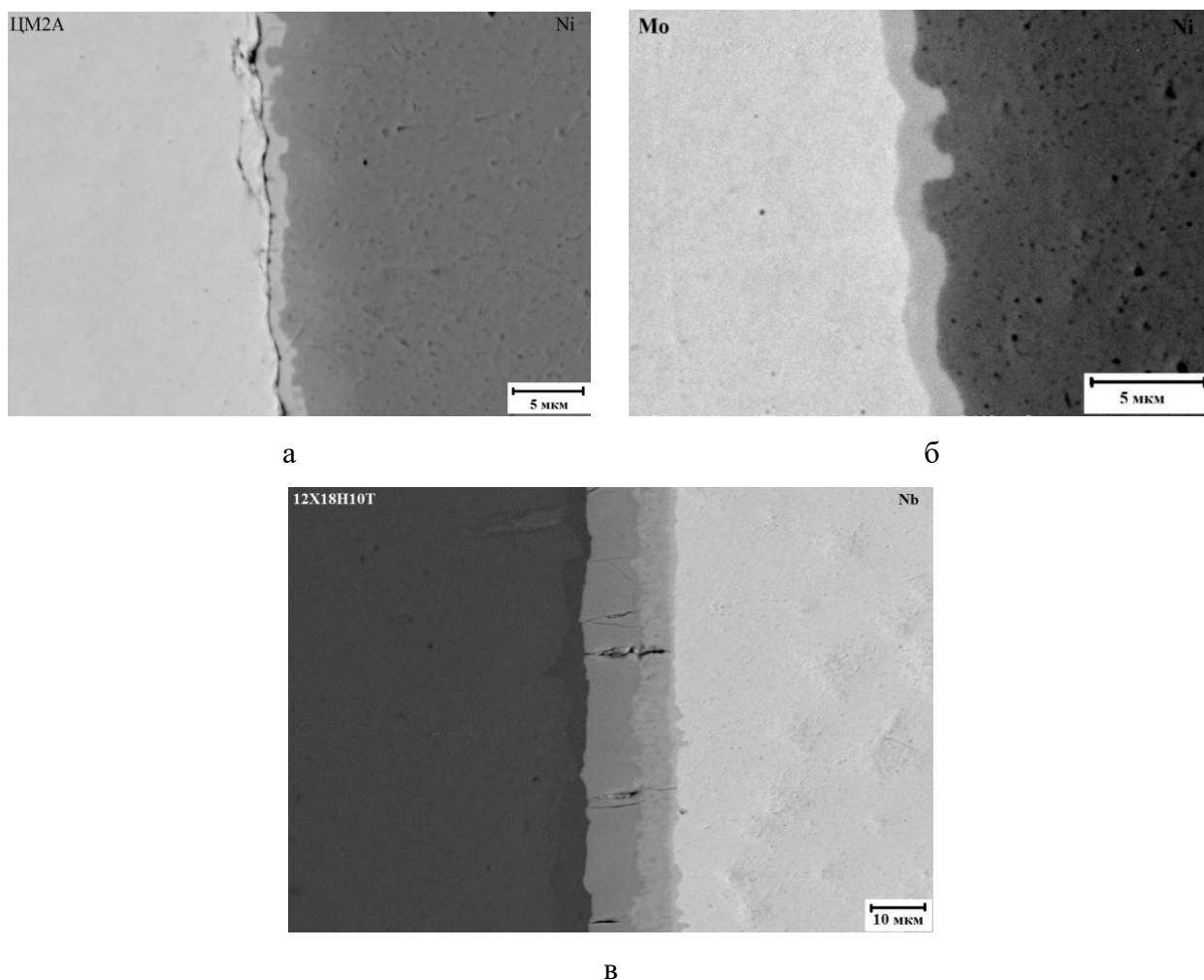
Таким образом, использование промежуточного слоя из титана при температуре ГИП 950 °С обеспечивает прочность соединения БМ «моно-поли молибден», превышающую прочность основного металла, как при комнатной, так и при повышенной температурах. Выбранный режим ГИП обеспечивает отсутствие рекристаллизации монокристаллического молибдена. Значения теплопроводности при 50 °С и 400 °С в пересчете на конечную конструкцию составного диагностического зеркала составляют 141 Вт/(м·К) и 118 Вт/(м·К), соответственно. 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.

3.2 Структура и свойства БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т»

По результатам исследования структуры БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т» через промежуточный слой из никеля наблюдалось формирование трещины на границе никеля с молибденом ЦМ2А (рисунок 26а). По результатам МРСА область взаимной диффузии между молибденом и никелем составила 10 мкм, из них 3 мкм глубина диффузии никеля в молибден, 5 мкм – молибдена в никель. В структуре есть четко выраженная переходная область с шириной 1,5 мкм, состоящая из интерметаллида MoNi – 48 масс.% Ni и 52 масс.% Mo. Граница соединения между никелем и сталью представляет собой область твердых растворов элементов стали в никеле и никеля в стали шириной 20 мкм, концентрация железа плавно уменьшается при переходе от стали к никелю, а концентрация никеля – увеличивается. При соединении молибдена марки МЧ с никелем при тех же условиях и режиме ГИП образования трещин не наблюдается (рисунок 26б). Предполагается, что трещина образуется из-за присутствия легирующих элементов в молибдене марки ЦМ2А, а насыщение никелем приводит к охрупчиванию.

В результате исследований области взаимной диффузии между ниобием и сталью (рисунок 26в) была 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 с химическим составом 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 и состоит из твердых растворов и интерметаллидов сложного химического состава. Молибден с ниобием имеют неограниченную растворимость. 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.



а – ЦМ2А-Ni; б – Мо-Ni; в – Nb-12X18H10T

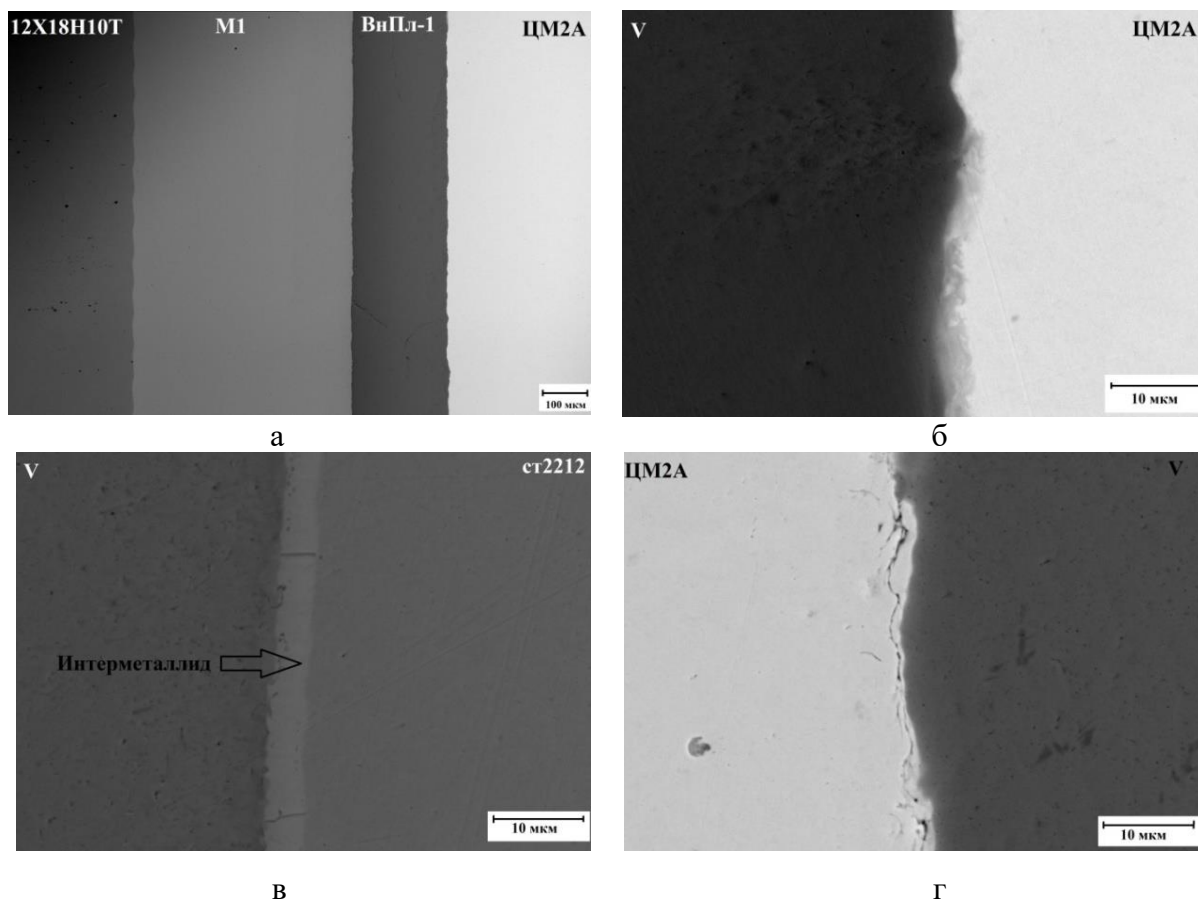
Рисунок 26 – Границы соединений

Границы соединения БМ «ЦМ2А-12X18H10Т», полученного через промежуточные слои титан-ниобий-медь (рисунок 27а), 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 27б). Их появление обусловлено высоким содержанием титана в молибдене, которое привело к снижению пластичности. Глубина диффузии молибдена в титан составила 35 мкм, титана в молибден – 3 мкм, глубина диффузии титана в ниобий – 20 мкм и ниобия в титан – 25 мкм, глубина

Figure 1 consists of two panels. Panel (a) is an optical micrograph showing a dark vertical line representing the interface between the BT1-0 substrate and the CM2A film. The labels CM2A, BT1-0, and the interface are visible at the top. A 100 μm scale bar is at the bottom right. Panel (b) is a scanning electron micrograph (SEM) showing a cross-section of the interface. The labels CM2A and BT1-0 are at the top. A 5 μm scale bar is at the bottom right.

Рисунок 27 – Границы соединений БМ «ЦМ2А – 12Х18Н10Т» через промежуточные слои титан-ниобий-медь

На границе «электротехническая сталь – ванадий» образовалась прослойка интерметаллида FeV, ширина которой составляет 5 мкм (рисунок 28в). 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 трещины в плоскости соединения (рисунок 28г). На границе соединения электротехнической и нержавеющей сталей наблюдается плавный рост концентраций никеля и хрома и снижение концентрации железа (рисунок 29).



а – ЦМ2А-Cu-V-12Х18Н10Т; б – ЦМ2А-V при соединении через промежуточные слои ванадий-медь; в – V-ст2212; г – ЦМ2А-V при соединении через промежуточные слои ванадий-электротехническа сталь

Рисунок 28 – Граница соединений БМ «ЦМ2А – 12Х18Н10Т» при двухэтапном ГИП

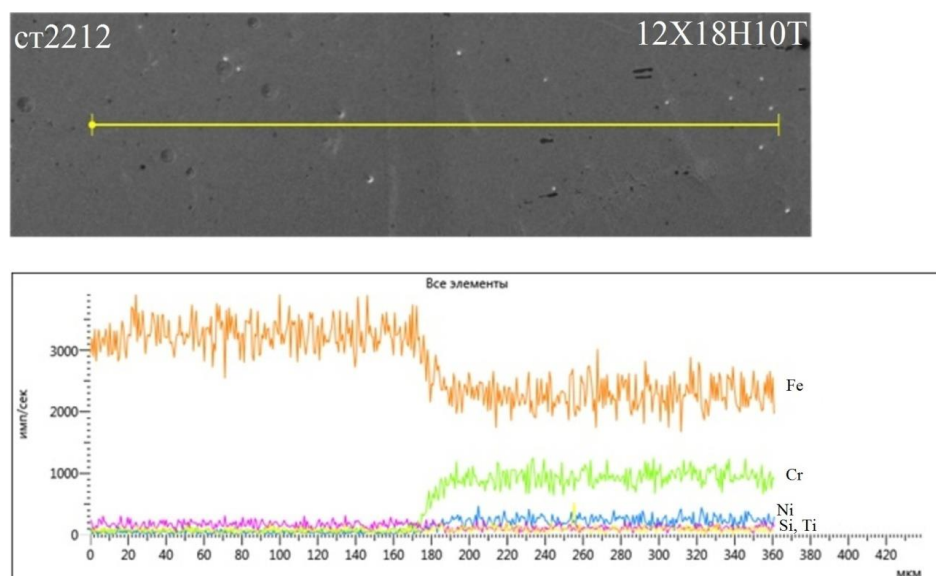
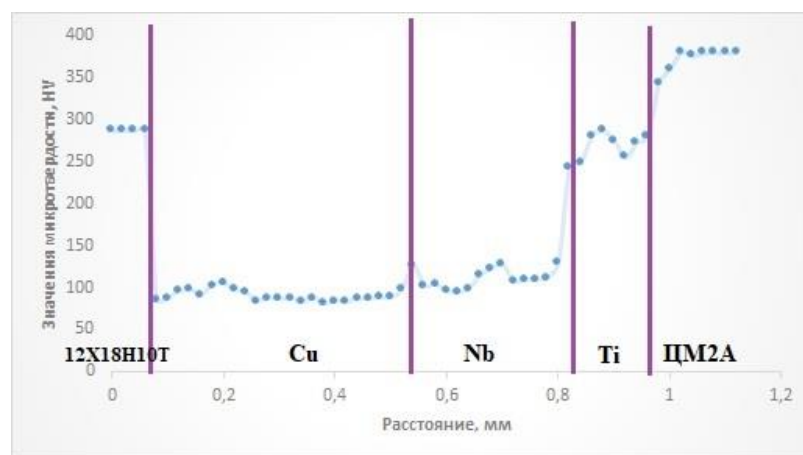
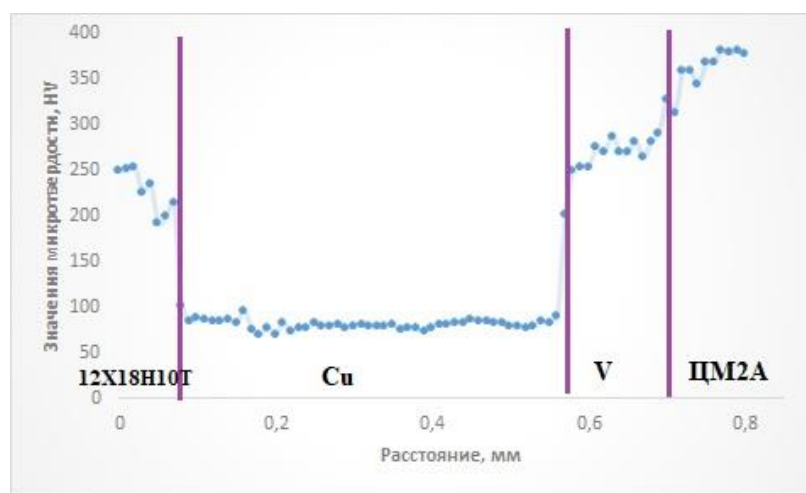


Рисунок 29 – Распределение элементов в области взаимной диффузии электротехнической и нержавеющей сталей

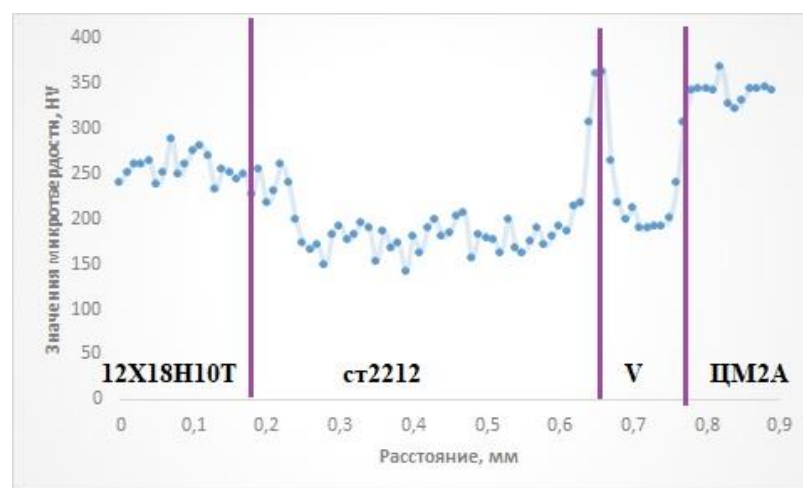
Результаты измерения микротвердости в направлении, перпендикулярном плоскости соединения БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т», через промежуточные слои титан-ниобий-медь, ванадий-медь и ванадий-электротехническая сталь представлены на рисунке 30. Значения микротвердости снижаются при переходе от стали 12Х18Н10Т к меди (рисунок 30а,б). На границе стали 12Х18Н10Т и ст2212 наблюдается плавное снижение твердости, вызванное диффузией хрома и никеля в ст2212 (рисунок 30в). В области взаимной диффузии меди и ниобия увеличивается твердость, предположительно это вызвано формированием твердых растворов на основе меди и ниобия. На границе промежуточного слоя титана и молибдена происходит плавный рост микротвердости, что обусловлено диффузией молибдена в титан (рисунок 30а). На границе ванадия и стали ст2212 наблюдается резкое увеличение значений микротвердости в результате образования интерметаллической фазы FeV.



а



б



В

а – Ti-Nb-Cu; б – V-Cu; в – V-ст2212

Рисунок 30 – График значений микротвердости в области соединения БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т» через промежуточные слои

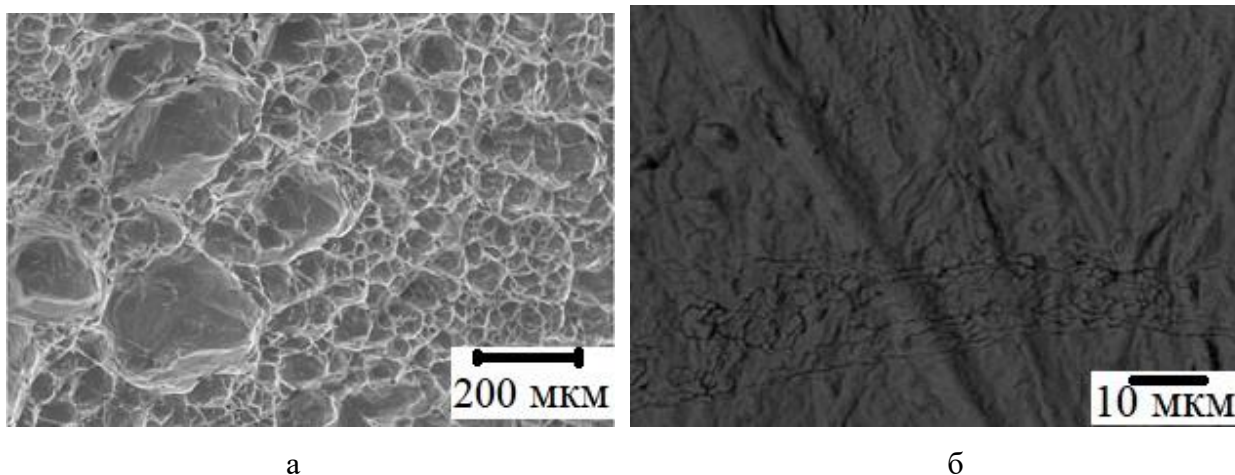
В таблице 8 представлены значения предела прочности при изгибе полученных образцов БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т». Как видно из таблицы, максимальный предел прочности при изгибе 85,9 МПа получен с использованием промежуточного слоя из ниобия с разрушением по границе соединения стали и ниобия, несмотря на отсутствие диффузии на границе между ниобием и молибденом марки ЦМ2А. Во всех остальных случаях разрушение происходит в области взаимной диффузии молибдена и промежуточных слоев из никеля, титана или ванадия. В результате диффузии атомов никеля, титана или ванадия в молибден повышается его склонность к хрупкому разрушению.

Таблица 8. Результаты испытаний на изгиб БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т»

№ п/п	Промежуточный слой	$\sigma_{\text{изг}}$, МПа	Место разрушения
1	Никель	$53,7 \pm 25$	Переходная область между никелем и молибденом
2	Ниобий	$85,9 \pm 16$	Переходная область между ниобием и сталью
3	Титан-ниобий- медь	48 ± 16	Переходная область между титаном и молибденом
4	Ванадий-медь	66 ± 8	Переходная область между ванадием и молибденом
5	Ванадий-сталь	36 ± 19	Переходная область между ванадием и молибденом

Предел прочности при растяжении образцов, полученных через промежуточные слои из никеля и ниобия, установить не удалось, так как образцы разрушились в процессе изготовления.

При испытаниях на растяжение БМ с промежуточными слоями титан-ниобий-медь разрушение происходило либо по меди с пределом прочности 419 ± 9 МПа, либо в области взаимной диффузии между титаном и молибденом, в этом случае предел прочности составил 225 ± 12 МПа. Место разрушения образцов обусловлено различиями количества и площади трещин в плоскости соединения молибдена и титана в зависимости от образца. Разрушение в плоскости медной прослойки вязкое ямочное (рисунок 31а). Разрушение по границе молибдена с титаном хрупкое и происходит в плоскости образования твердого раствора на основе молибдена и титана (рисунок 31б), химический состав вблизи поверхности излома неоднороден.



а – разрушение по промежуточному слою меди; б – поверхность молибдена ЦМ2А

Рисунок 31 – Поверхность после разрушения БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т» через промежуточные слои Ti-Nb-Cu

Образцы, полученные через промежуточные слои из ванадия и меди, разрушились в плоскости взаимной диффузии ванадия и молибдена, а предел прочности составил 280 ± 7 МПа. Поверхность разрушения хрупкая, на поверхности излома хорошо видны границы зерен (рисунок 32). По результатам МРСА установлено, что химический состав поверхности разрушения со стороны молибдена следующий: 98 масс.% Мо и 2 масс.% V. На поверхности излома наблюдаются участки с повышенным содержанием ванадия. Это объясняется активной диффузией ванадия по границам зерен молибдена. Использование промежуточного слоя ванадия также, как и титана, приводит к сильному легированию

молибдена, что является причиной охрупчивания области соединения БМ «ЦМ2А-12Х18Н10Т».

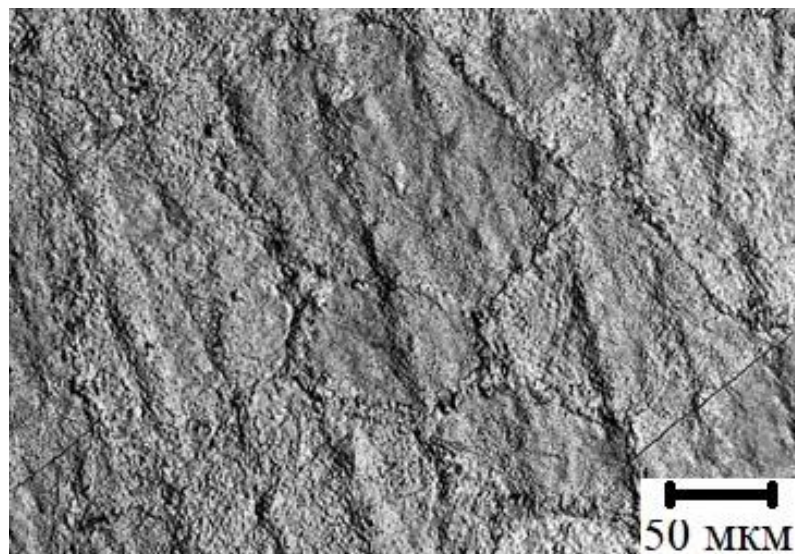


Рисунок 32 – Поверхность разрушения ванадия после испытания на растяжение

Несмотря на формирование между электротехнической сталью и ванадием интерметаллической прослойки FeV и неравномерное диффузионное соединение ванадия с молибденом, достигается предел прочности соединения 312 ± 12 МПа. Поверхность разрушения всех образцов имеет хрупкий характер. Разрушение происходило в области взаимной диффузии Mo с V, где сформировались трещины. По результатам МРСА поверхность разрушения со стороны молибдена в среднем имеет в своем составе 98 масс.% Mo и 2 масс.% V, как и в случае БМ, полученного через промежуточные слои из ванадия и меди при температуре ГИП 1050°C.

Таким образом, использование промежуточного слоя из никеля приводит к образованию интерметаллической фазы MoNi, что охрупчивает соединение. Для обеспечения взаимной диффузии между молибденом и ниобием следует увеличить температуру ГИП. Однако такое увеличение приводит к расширению прослойки хрупких интерметаллических фаз. Поэтому для получения данного БМ необходимо осуществлять ГИП в 2 этапа:

- соединение тугоплавких молибдена и ниобия;
- соединение со сталью 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.

Таким образом, методом ГИП получены БМ «моно – поли молибден» и «ЦМ2А – 12Х18Н10Т». Определены режимы ГИП БМ: для «моно-поли молибден» $T = 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 150 \div 180$ мин, $P \geq 150$ 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: $T = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 30$ мин, $P \geq 150$ МПа.

В условиях ГИП получен БМ «моно – поли молибден» с промежуточным слоем из титана, обеспечивающего отсутствие рекристаллизации в монокристалле молибдена. Предел прочности такого БМ при комнатной температуре составляет 326 МПа с разрушением по поликристаллическому молибдену, при температуре $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ - 103 МПа с разрушением по монокристаллическому молибдену и относительным удлинением более 40%. Теплопроводность конечной конструкции диагностического зеркала из «моно-поли молибдена» при 50 и $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ составляет 141 и 118 Вт/(м·К), соответственно.

Показана возможность получения 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, но приводит к формированию хрупкого твердого раствора с высокой концентрацией титана или ванадия в молибдене. При этом достигнутый предел прочности БМ соединения с промежуточными слоями «ванадий-медь» и «ванадий-ферритная сталь» составляет 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 Биметаллический материал «АМг6-12Х18Н10Т»

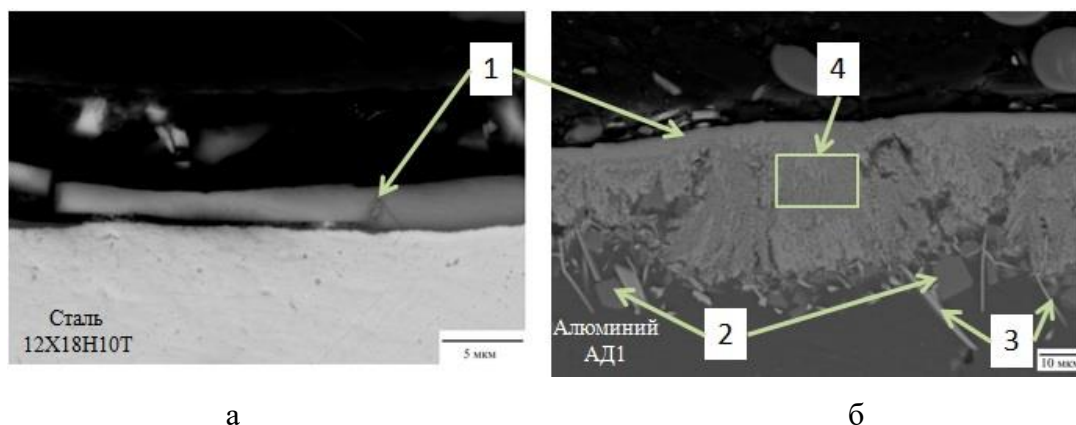
4.1 Влияние температуры ГИП на структуру и свойства БМ

Формирование интерметаллических фаз на границе между алюминием и сталями зависит от температуры, времени выдержки и химического состава сталей. Известно, что в интервале температур 500 – 600 °С на границе соединения начинается реактивная диффузия и толщина интерметаллических фаз при этом сильно зависит от времени выдержки [32-34]. Поэтому в работе проведены исследования влияния температуры ГИП на структуру и свойства БМ «АМг6-12Х18Н10Т» через промежуточный слой алюминия АД1 в интервале от 530 до 570 °С с шагом 10 °С при неизменном времени выдержки 30 мин и давлении не более 200 МПа. Структура зоны соединения стали с промежуточным слоем алюминия после ГИП при температурах 530-570 °С показана на рисунках 33-34.

При температуре ГИП 570 °С на границе стали и промежуточного слоя алюминия образовалась переходная область шириной до 40 мкм с неоднородной структурой (рисунок 33а, б). Химический состав образовавшихся фаз, отмеченных цифрами 1-4 на рисунке 33 а,б, представлен в таблице 9. При вырезке из заготовки БМ образцы для механических испытаний хрупко разрушились в плоскости соединения, соответствующей области измерения 1 (таблица 9) (рисунок 33в). Причиной разрушения является образование хрупкой интерметаллической прослойки на границе со сталью в результате активной диффузии магния из сплава марки АМг6 в промежуточный слой алюминия.

Таблица 9. Химический состав фаз, сформировавшихся на границе между сталью и промежуточным слоем алюминия, ат.%

Область измерения	Химические элементы, ат.%						
	Al	Mg	Fe	Cr	Ni	Mn	Ti
1	77,5	-	16,1	4,3	2,1	-	-
2	77,6	13,7	0,2	7,1	-	0,8	0,6
3	81,6	7,4	8,8	0,4	1,2	0,6	-
4	76,6	6,6	11,4	3,2	1,3	0,7	-



а – интерметаллическая фаза на поверхности стали; б – фазы в промежуточном слое алюминия; в – поверхность разрушения БМ в плоскости интерметаллической фазы

Рисунок 33 – Структура и излом БМ «12X18H10T–АМг6», полученного при температуре ГИП 570°С

При снижении температуры ГИП до 560 и 550 °С диффузия магния идет менее активно. Как видно из рисунка 34а, б на границе между сталью и промежуточным слоем алюминия образуется однородная переходная область интерметаллической фазы шириной до 15 и 7 мкм, соответственно. Химический состав интерметаллической фазы в этой зоне соответствует области измерения 1 (таблица 9). На протяжении всей прослойки интерметаллической фазы, преимущественно на границе со сталью, наблюдаются трещины, которые приводят к разрушению БМ в процессе изготовления образцов для испытаний. Разрушение БМ так же как при ГИП 570 °С происходит по хрупкой интерметаллической прослойке уже в процессе изготовления образцов для испытаний.

Таким образом, формирование хрупкой интерметаллической прослойки толщиной от 7 до 40 мкм при температуре ГИП 550-570 °С приводит к охрупчиванию и разрушению образцов для механических испытаний в плоскости соединения прослойки алюминия АД1 и стали 12X18H10T уже при их изготовлении.

При снижении температуры ГИП до 540 °С на границе алюминиевой прослойки и стали образуется не сплошная, а дискретная прослойка интерметаллической фазы, максимальная толщина которой не превышает 3 мкм (рисунок 34в). А при температуре ГИП 530 °С на границе между алюминием марки АД1 и сталью формируется зона с отдельными частицами интерметаллической фазы, длина которых не превышает 5 мкм (рисунок 34г).

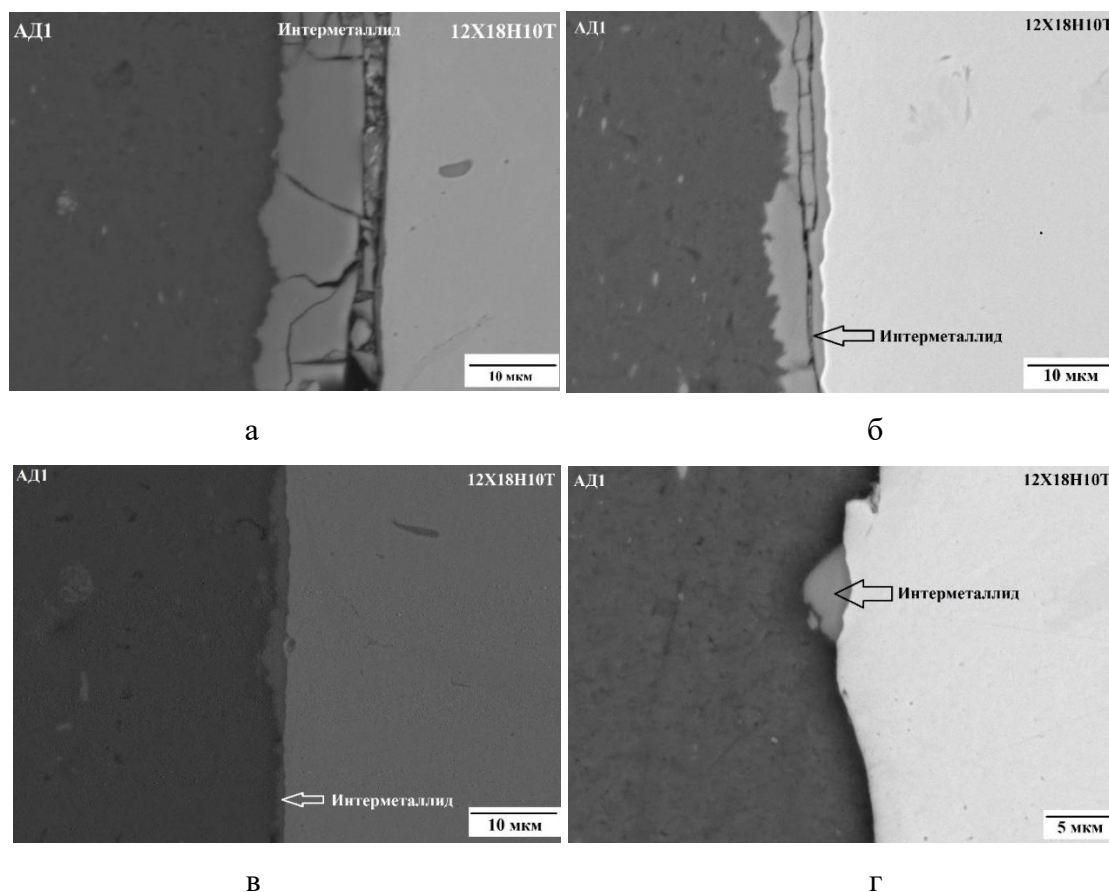
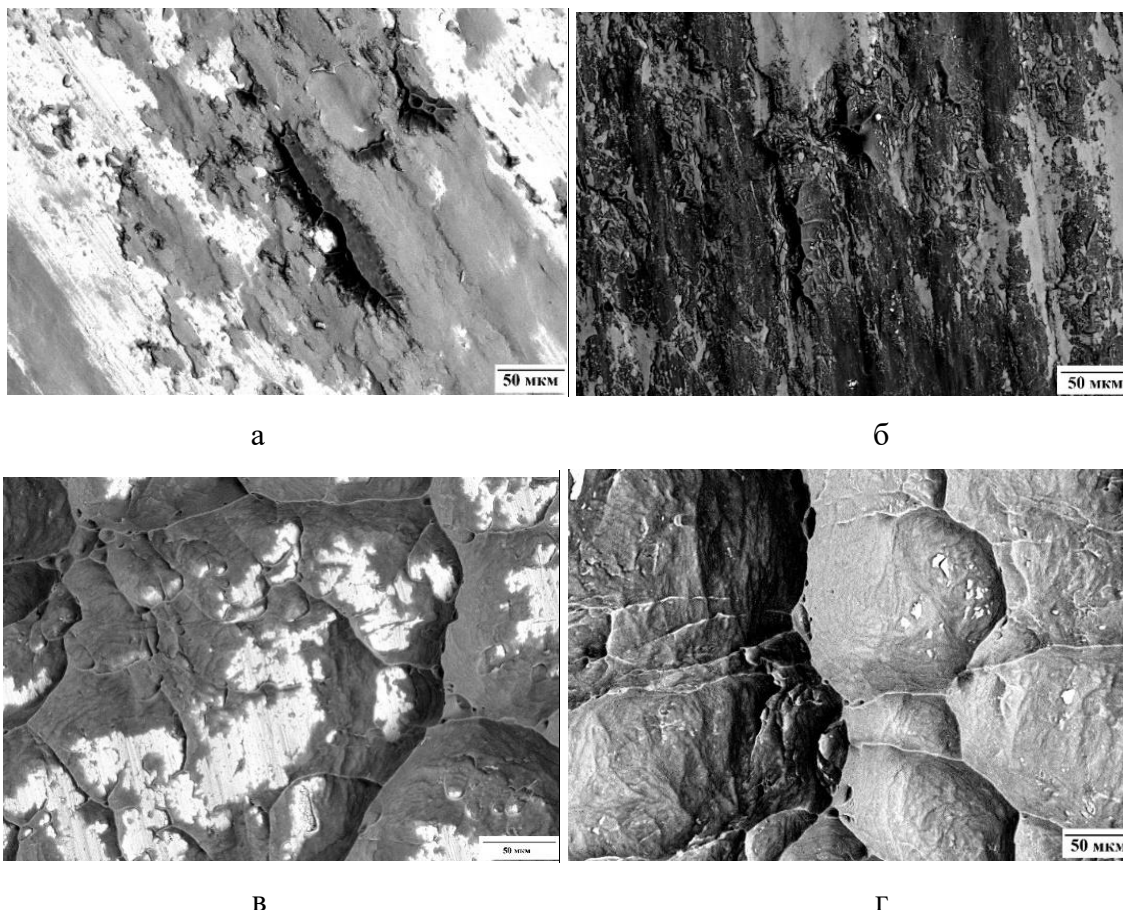


Рисунок 34 – Структура БМ на границе стали с промежуточным слоем алюминия при температурах ГИП: а – 560°С; б – 550°С; в – 540°С; г – 530°С

Отсутствие сплошной интерметаллической прослойки на границе соединения после ГИП позволило изготовить образцы и провести их механические испытания. Предел прочности при растяжении образцов после ГИП 540 °С составляет от 157 до 205 МПа, разрушение происходит в области соединения прослойки АД1 и стали 12X18H10T (рисунок 35а, б). На рисунке 35а представлена поверхность излома со стороны стальной части образца. Светлые области на поверхности излома представляют собой сталь марки 12X18H10T, а более темные – участки алюминия и интерметаллической фазы. Со стороны алюминиевой части образца на изломе обнаружены обширные более светлые участки интерметаллической фазы (рисунок 35б).

Предел прочности при испытаниях на изгиб составляет от 282 до 353 МПа, а разрушение происходит частично по промежуточному слою алюминия АД1 и частично по границе АД1 со сталью (рисунок 35в, г). Поверхность излома со стороны стальной части образца представлена на рисунке 35в, где светлые участки представляют собой сталь 12Х18Н10Т, а темные участки – алюминий. На рисунке 35г представлен излом со стороны алюминиевой части образца, где на темной поверхности алюминия заметны более светлые участки – интерметаллическая фаза.



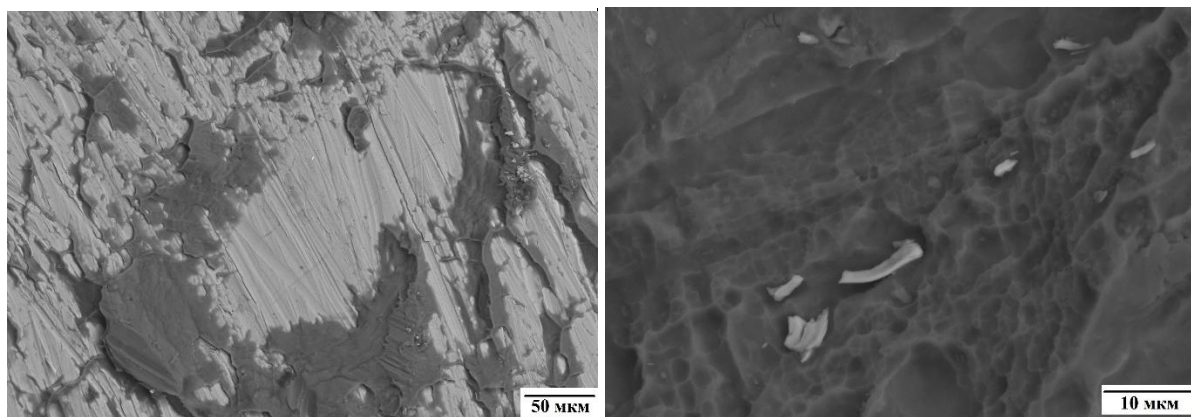
а – на растяжение, со стороны стальной части образца; б – на растяжение, со стороны алюминиевой части образца; в – на изгиб, со стороны стальной части образца; г – на изгиб, со стороны алюминиевой части образца

Рисунок 35 – Поверхность изломов образцов, полученных при ГИП 540 °С, после испытаний

Анализ изломов образцов из БМ, полученных при температуре ГИП 530 °С, после испытаний на изгиб и растяжение показал, что разрушение во всех случаях происходило по границе между сталью марки 12Х18Н10Т и прослойкой алюминия марки АД1 (рисунок 36). Изломы образцов неоднородны. Светлые участки представляют собой сталь 12Х18Н10Т, а темные участки – алюминий, оставшийся на поверхности излома после разрушения

(рисунок 36а). В местах, где обнаружен алюминий, происходило формирование интерметаллической фазы толщиной до 3 мкм. На рисунке 36б показана поверхность излома со стороны алюминия после испытания на изгиб. Темная поверхность представляет собой слой алюминия АД1, а светлые – интерметаллическую фазу.

Максимальный предел прочности при растяжении БМ соединения, полученного при температуре ГИП 530 °С составляет 163 МПа. При этом предел прочности при изгибе составляет 252 МПа.



а

б

а – поверхность со стороны стальной части образца; б – поверхность со стороны алюминиевой части образца

Рисунок 36 – Поверхность изломов образцов, полученных при ГИП 530 °С, после испытаний на изгиб

На основании полученных данных составлена схема разрушения биметаллического соединения алюминиевый сплав-сталь, полученного ГИП при 530 и 540 °С (рисунок 37). На схеме видно, что разрушение происходит как в промежуточном слое алюминия, так и по границе соединения алюминия со сталью. Полученные значения предела прочности при растяжении превышают прочность промежуточного слоя АД1 (предел прочности листа АД1 в отожженном состоянии равен 60 - 100 МПа), который имеет наименьший предел прочности при растяжении в сравнении с основными материалами- компонентами БМ (сталью 12Х18Н10Т и алюминиевым сплавом АМг6).

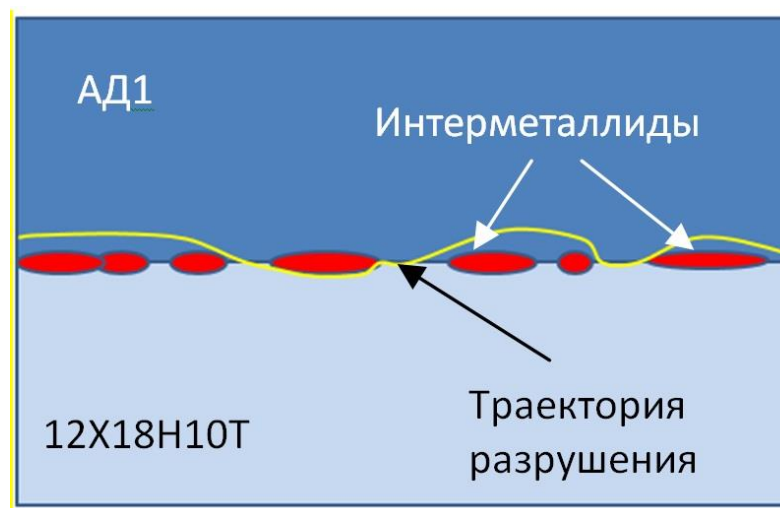


Рисунок 37 – Схема разрушения БМ «АМг6–12Х18Н10Т»

Таким образом, структура и толщина интерметаллической прослойки на границе между сталью 12Х18Н10Т и промежуточным слоем алюминия АД1 в БМ «сплав АМг6 – сталь 12Х18Н10Т» определяют его прочность. При температурах ГИП от 550 до 570 °С идет активная диффузия на границе соединения стали с промежуточным слоем алюминия, что приводит к образованию интерметаллической прослойки шириной от 7 до 40 мкм, соответственно, и к охрупчиванию зоны соединения. Оптимальной температурой ГИП для получения БМ является 540 °С. При этом в зоне соединения образуется состоящая из отдельных частиц интерметаллидов дискретная прослойка толщиной не более 3 мкм. Предел прочности при растяжении такого БМ соединения достигает 205 МПа.

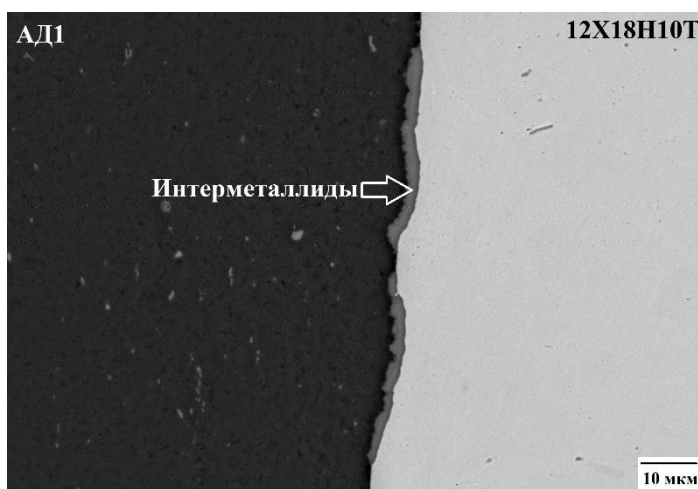
4.2 Влияние предварительной подготовки исходных материалов на структуру и свойства БМ

Прочная оксидная пленка на поверхности алюминия и его сплавов препятствует протеканию диффузии и формированию равномерной структуры на границе соединения. В работе исследовано три способа подготовки контактных поверхностей перед ГИП (таблица 3, способы 1-3):

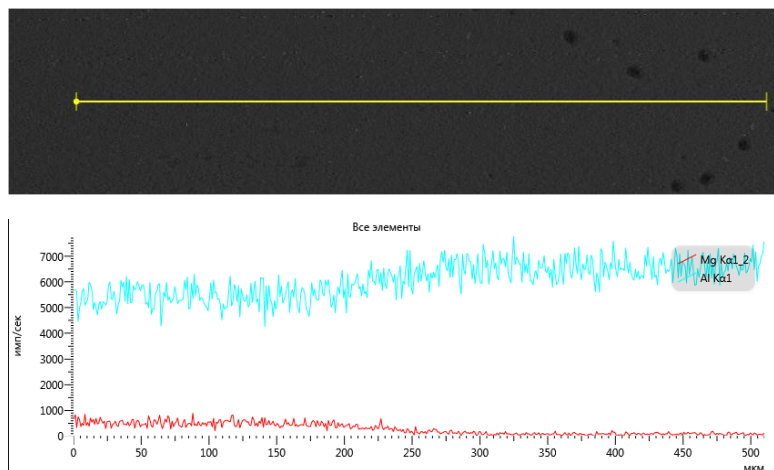
- шабрение металлов-компонент из алюминия и сплава АМг6;
- гальваническое осаждение цинка на поверхность металлов-компонент из алюминия и сплава АМг6;
- шабрение металлов-компонент из алюминия и сплава АМг6 и формирование зубчатого рельефа на поверхности стали.

Кроме того, для исследования влияния среды, сформированной в капсульной оснастке, проведен анализ влияния воздуха (таблица 3, способ 4) и вакуума со степенью разряжения 0,13 Па (таблица 3, способ 3) на структуру БМ «АМг6-12Х18Н10Т».

Как видно из рисунка 38а, при соединении способом 1 на границе алюминиевой прослойки и стали образуется дискретная интерметаллическая прослойка толщиной до 3 мкм, химический состав которой представлен в таблице 10. Четкой границы между алюминиевым сплавом и промежуточным слоем алюминия нет. О диффузионном взаимодействии материалов свидетельствует плавное уменьшение концентрации магния от сплава АМг6 к промежуточному слою алюминия, представленное на рисунке 38б.



а



б

а – интерметаллическая прослойка на границе соединения АД1-12Х18Н10Т,

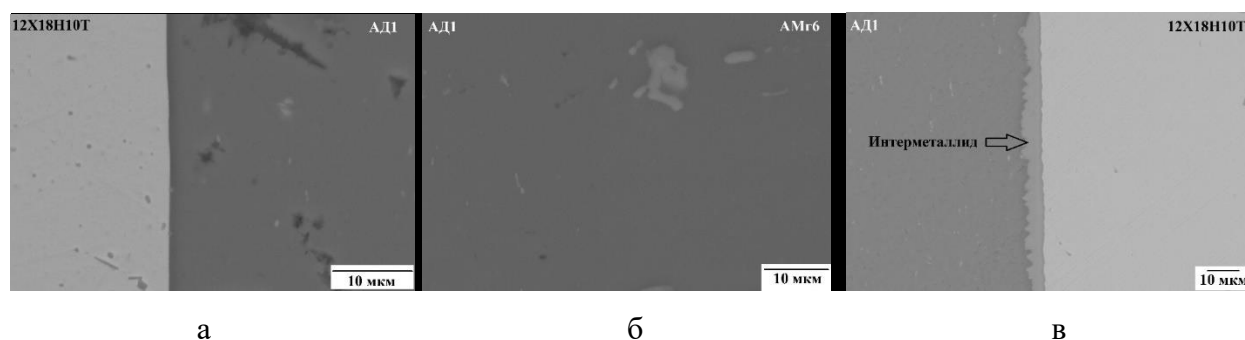
б – распределение Al и Mg на границе соединения АМг6-АД1

Рисунок 38 – Структура границы соединения алюминиевого сплава со сталью, полученного способом 1

Таблица 10. Химический состав интерметаллической прослойки на границе соединения стали с промежуточным слоем алюминия

Способ соединения	Т _{ГИП} , °С	Химические элементы, масс.%					
		Al	Fe	Cr	Ni	Si	Mn
1	540	62.5	26.2	6.8	3.1	1.0	0.4
2	560	67.1	23.3	5.8	2.7	0.9	0.4
3	540	59.5	28.3	7.1	3.8	0.9	0.4
4	540	60.0	28.2	7.3	3.4	0.5	0.4

На границе соединения стали и промежуточного слоя алюминия, полученного способом 2 при температуре ГИП 540 °С, нет интерметаллической прослойки (рисунок 39а). МРСА показал, что 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. На границе алюминиевой прослойки со сплавом алюминия (рисунок 39б) нет четкой границы, цинк методом МРСА не обнаружен. По-видимому, высокая активность атомов магния и алюминия в сплаве АМг6 приводит к полному растворению цинка в сплаве.



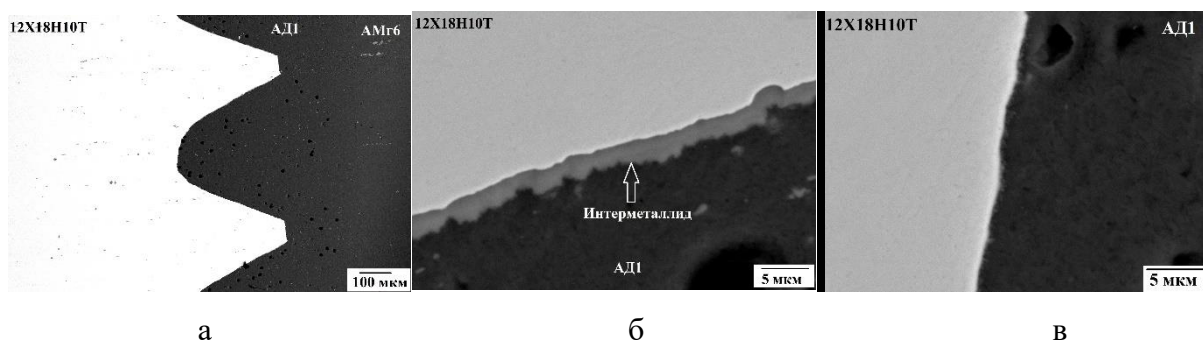
а – 12X18H10Т-АД1, температура ГИП 540 °С; б – АД1-АМг6, температура ГИП 540 °С; в – интерметаллическая прослойка на границе АД1-12X18H10Т, температура ГИП 560 °С

Рисунок 39 – Структура границы соединения алюминиевого сплава со сталью, полученного способом 2

Для повышения активности атомов и создания области взаимной диффузии на границе стали с промежуточным слоем алюминия способом 2 температура ГИП была повышена до 560 °С. В результате этого на границе соединения образовалась сплошная интерметаллическая прослойка толщиной до 6,5 мкм (рисунок 39в), которая также не содержит цинк (таблица 10). 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.

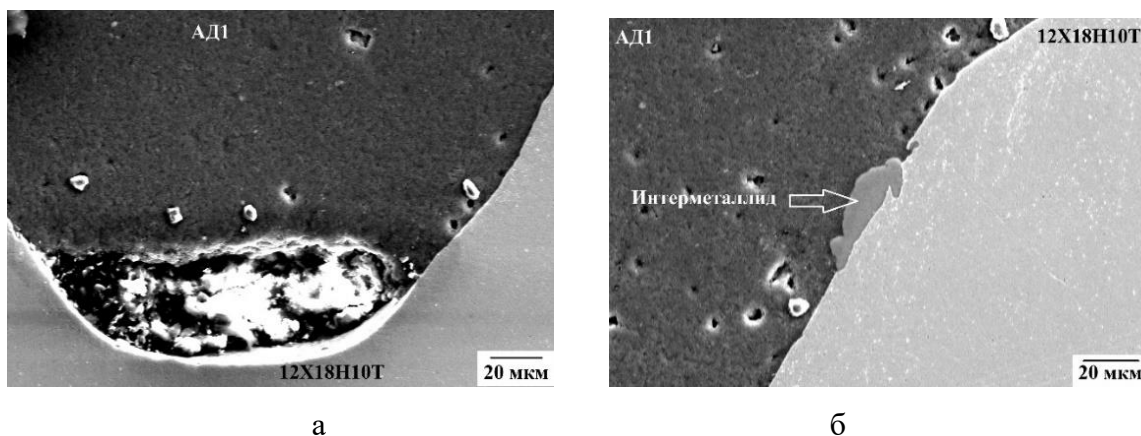
Общий вид соединения, полученного способом 4, представлен на рисунке 40а. Строение границы между алюминиевым сплавом и промежуточным слоем алюминия аналогично полученному по способу 1. Анализ структуры на границе стали и промежуточного слоя алюминия показал, что образование интерметаллических фаз наблюдается преимущественно на боковых поверхностях и на некоторых вершинах зубчиков рельефа (рисунок 40б, таблица 10). У основания зубчиков рельефа интерметаллических фаз не обнаружено (рисунок 40в). Максимальная толщина интерметаллической фазы на границе соединения достигает 4 мкм.



а – общий вид соединения; б – 12X18H10T-АД1 на боковой поверхности зубчиков рельефа; в – 12X18H10T-АД1 у основания зубчиков рельефа

Рисунок 40 – Строение границы соединения алюминиевого сплава со сталью, полученного способом 3, ГИП при 540 °С

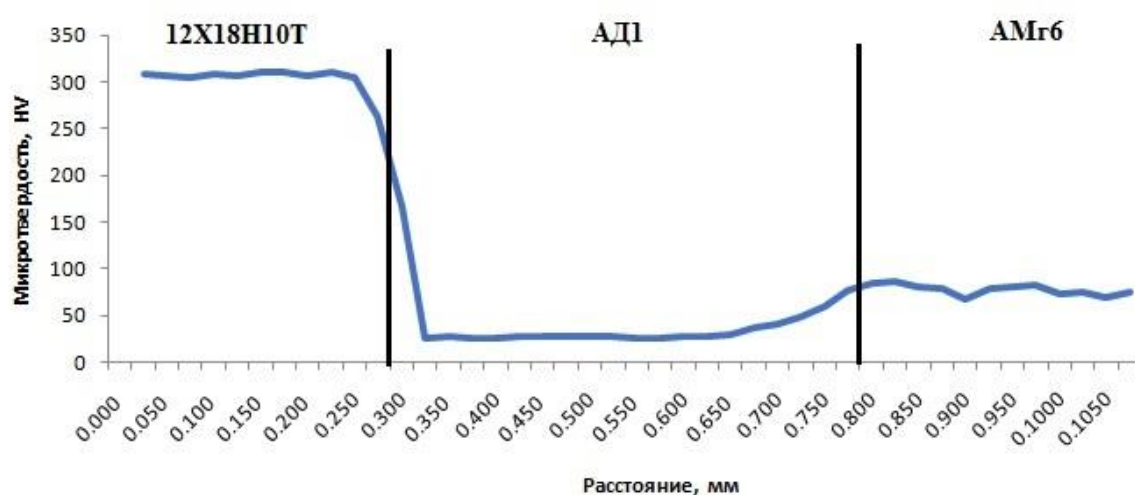
Микроструктура соединения, полученного способом 4 с герметизацией на воздухе, представлена на рисунке 41. Несмотря на малое количество кислорода в капсуле, структура биметаллического соединения имеет заметные отличия от структуры, полученной с герметизацией в вакууме. У основания зубчиков наблюдаются темные участки (пустоты) (рисунок 41а), а на боковой поверхности зубчиков интерметаллическая фаза, протяженность которой по границе соединения мала по сравнению с соединением, полученным при герметизации в вакууме способом 3 (рисунок 41б). Такие изменения могут быть вызваны окислением алюминия кислородом воздуха в процессе ГИП и сопротивлением воздушной среды на границе, что препятствовало взаимодействию алюминия со сталью.



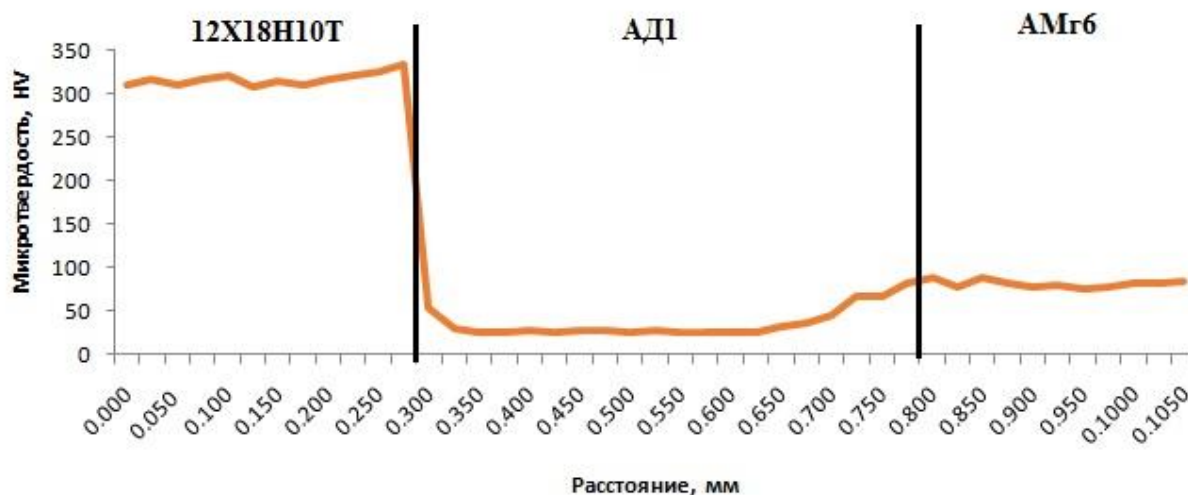
а – 12X18H10T-АД1 у основания зубчиков; б – 12X18H10T-АД1 на боковой поверхности зубчиков

Рисунок 41 – Структура границы соединения БМ «АМг6-12X18H10Т», полученного способом 4 при герметизации на воздухе, ГИП при 540 °С

Изменение микротвердости в области соединения образцов БМ, полученных способами 1 и 2, показано на рисунке 42. Плавное увеличение значений микротвердости от прослойки алюминия к алюминиевому сплаву соответствует плавному увеличению концентрации магния (рисунок 38б). Измерения микротвердости промежуточного слоя алюминия вдоль границы со сталью показали, что для образцов, полученных способом 1, микротвердость приграничной зоны равна 24,3 НВ, а способом 2 – 30,8 НВ. Увеличение микротвердости соединения, полученного способом 2, вызвано образованием твердого раствора цинка в алюминии в зоне соединения.



а



б

а – способ 1; б – способ 2 (ГИП при 540 °С)

Рисунок 42 – Изменение микротвердости на границе соединения БМ «АМг6-12Х18Н10Т»

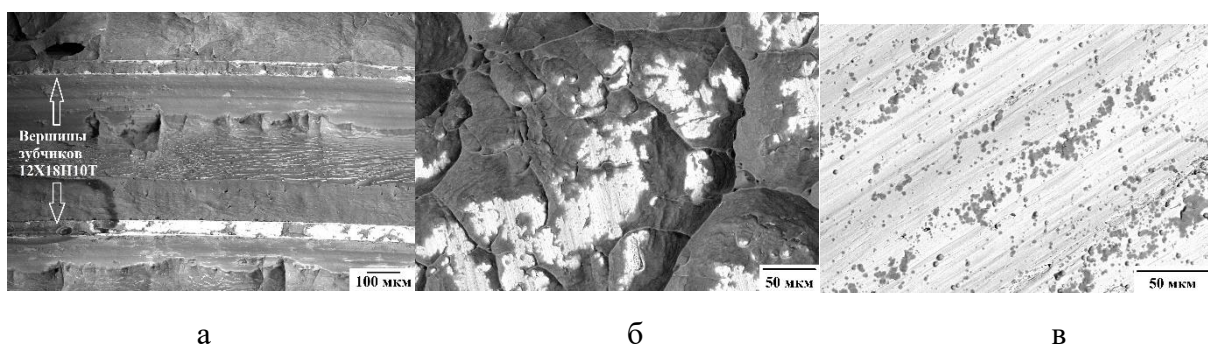
В таблице 11 представлены значения пределов прочности БМ при растяжении и изгибе. Наибольшее значение предела прочности при испытании на растяжение имеет соединение, полученное способом 3 (196 МПа) за счет увеличения площади диффузионного взаимодействия в зоне соединения. Средняя прочность образцов, полученных способом 1, всего на 7 МПа меньше. При этом доверительный интервал значения составляет ± 31 МПа. Для образцов, полученных способом 3, доверительный интервал меньше и составляет ± 4 МПа, что свидетельствует о большей стабильности прочности БМ при растяжении. Предел прочности при изгибе выше у соединения, полученного способом 1 (329 МПа), что может быть связано с отсутствием концентраторов напряжений в виде рельефа на границе соединения как у образцов, полученных способом 3 (295 МПа). Прочность соединения, полученного способом 2, по сравнению со способами 1 и 3 значительно ниже. Это вызвано диффузией цинка в промежуточный слой алюминия и поверхностные слои стали.

Таблица 11. Прочность БМ «АМг6-12Х18Н10Т» при испытаниях на растяжение и изгиб

Способ	Температура, °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

Разрушение БМ соединения «АМг6-12Х18Н10Т» происходит на границе промежуточного слоя алюминия и стали для всех трех способов соединения. Анализ

изломов после испытаний на изгиб показал, что большая площадь поверхности разрушения образцов, полученных способом 3, приходится на прослойку из алюминия, а меньшая на область образования интерметаллической фазы (рисунок 43). В изломах образцов, полученных способом 1, большая площадь поверхности разрушения приходится на границу и приграничную область соединения (рисунок 43б), где по результатам МРСА светлые участки представляют собой сталь, а темные - алюминий. Образцы, полученные способом 2, как при ГИП 540 °С, так и при ГИП 560 °С, разрушаются в зоне соединения стали с промежуточным слоем алюминия (рисунок 38в), где по данным МРСА светлые участки, обогащенные цинком, имеют химический состав, отличный от исходного состава стали (70,58 масс.% Fe; 17,97 масс.% Cr; 8,16 масс.% Ni; 0,33 масс.% Ti; 0,4 масс.% Si; 1,10 масс.% Mn; 0,61 масс.% Al; 0,87 масс.% Zn), а темные участки, обогащенные алюминием, имеют в своем составе 65,95 масс.% Al, 23,04 масс.% Fe, 6,53 масс.% Cr, 2,49 масс.% Ni, 1,24 масс.% Si, 0,34 масс.% Ti, 0,42 масс.% Mn.



а – способ 3 (ГИП при 540 °С), б – способ 1 (ГИП при 540 °С);
в – способ 2 (ГИП при 560 °С)

Рисунок 43 – Изломы стальной части БМ соединения «АМг6-12Х18Н10Т» после испытаний на изгиб

Из этого следует, что в зависимости от способа соединения алюминиевого сплава АМг6 со сталью 12Х18Н10Т через промежуточный слой алюминия АД1 в условиях ГИП структура и прочность биметалла имеют отличия. При шабрении алюминиевых компонентов (способ 1) предел прочности при растяжении и изгибе достигает 189 и 329 МПа, соответственно. При этом на границе соединения образуется дискретная прослойка интерметаллической фазы толщиной до 3 мкм. При наличии рельефа на поверхности стали (способ 3) предел прочности при растяжении увеличивается до 196 МПа. При испытаниях на изгиб большая площадь разрушения приходится на промежуточный слой алюминия, в то время как при способе 1 разрушение идет преимущественно по границе стали и промежуточного слоя алюминия. При герметизации

на воздухе (способ 4) не происходит полного физического и диффузионного контакта. Это не обеспечивает герметичность на границе промежуточного слоя алюминия и стали. При цинкатной обработке алюминия (способ 2) на границе между сталью и алюминием происходит образование твердого раствора цинка в алюминии, что приводит к снижению прочности соединения при растяжении и изгибе. При этом граница стали и промежуточного слоя алюминия одинаковая и равномерная на всем протяжении при температурах ГИП 540 и 560 °С.

Таким образом, методом ГИП получен БМ «АМг6 – 12Х18Н10Т». Выявлены основные факторы, определяющие его структуру и физико-механические свойства: температура ГИП, среда соединения, способ подготовки контактных поверхностей. Установлено, что при получении БМ «АМг6-12Х18Н10Т» через промежуточный слой из алюминия максимальная прочность $\sigma_b = 196 \pm 4$ МПа, $\sigma_{изг} = 295 \pm 8$ МПа достигается при температуре ГИП 540 °С, шабрении алюминия и нанесении рельефа на контактную поверхность, стали при герметизации в вакууме. При этом на границе стали с промежуточным слоем алюминия образуется только дискретная интерметаллическая прослойка толщиной до 4 мкм.

5 Биметаллический материал «CuCrZr-316L»

5.1 Структура и свойства биметаллического соединения

Структура биметаллического соединения после герметизации двумя способами (в атмосфере воздуха и вакууме) и ТО при исследовании методами СЭМ и МРСА не отличается. В обоих случаях отсутствуют дефекты сварного соединения (поры, отслоения и т.д.) и на границе биметаллического соединения наблюдается переходная область средней шириной 55 мкм (рисунок 44).

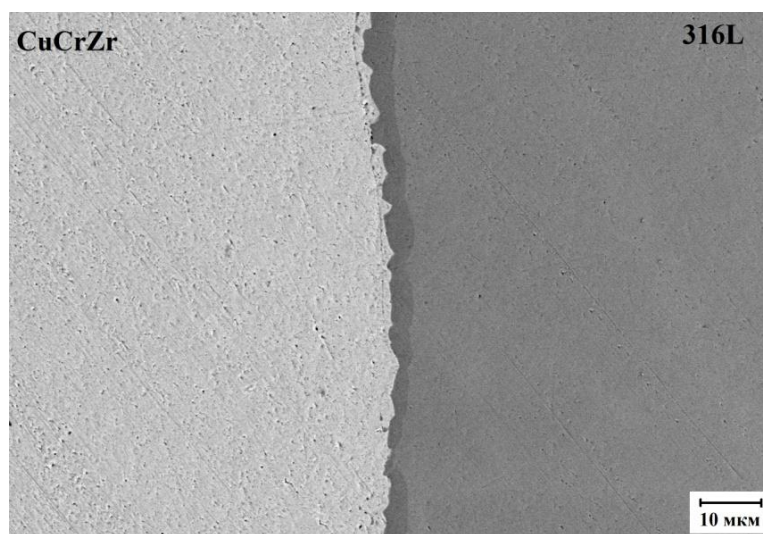


Рисунок 44 - Микроструктура биметаллического соединения CuCrZr-316L при герметизации в вакууме и на воздухе

Переходная зона на границе соединения между бронзой и сталью представляет собой твердые растворы переменного состава. Результаты анализа распределения основных химических элементов в переходной области представлены на рисунке 45. Глубина диффузии железа и других легирующих элементов стали в бронзу составляет до 50 мкм, а меди в сталь до 5 мкм.

Результаты испытаний на растяжение биметаллического соединения CuCrZr-316L представлены в таблице 12. Образцы, полученные в условиях герметизации на воздухе, имеют прочность на 40 МПа ниже, чем в условиях герметизации в вакууме. Это вызвано диффузией кислорода с поверхности бронзы внутрь и образованием оксидов. Тем не менее, значения прочности во всех случаях значительно превышают требования ИТЭР (220 МПа при температуре 150°C).

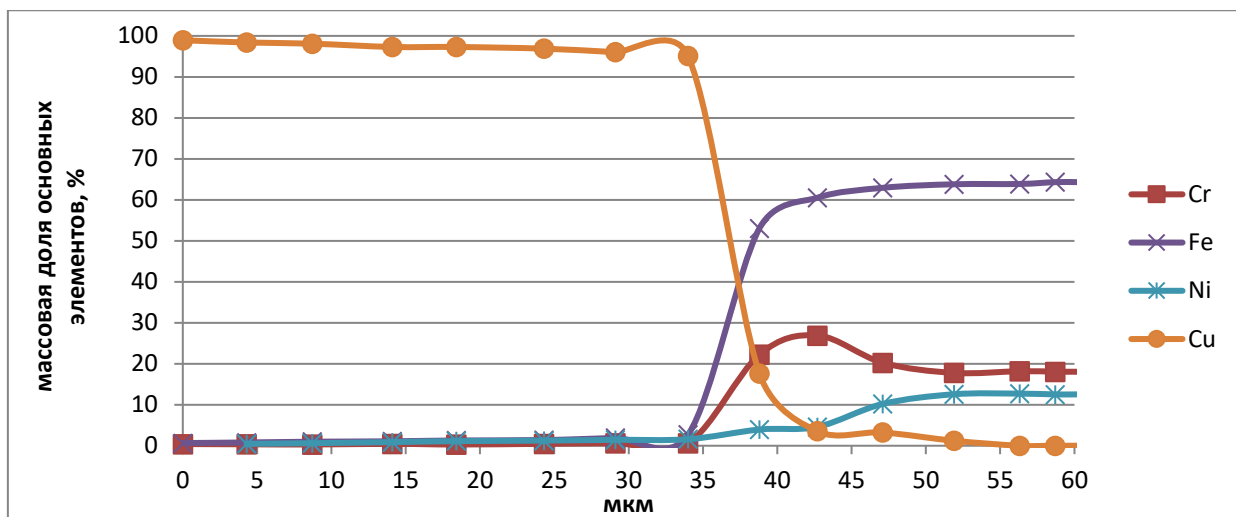


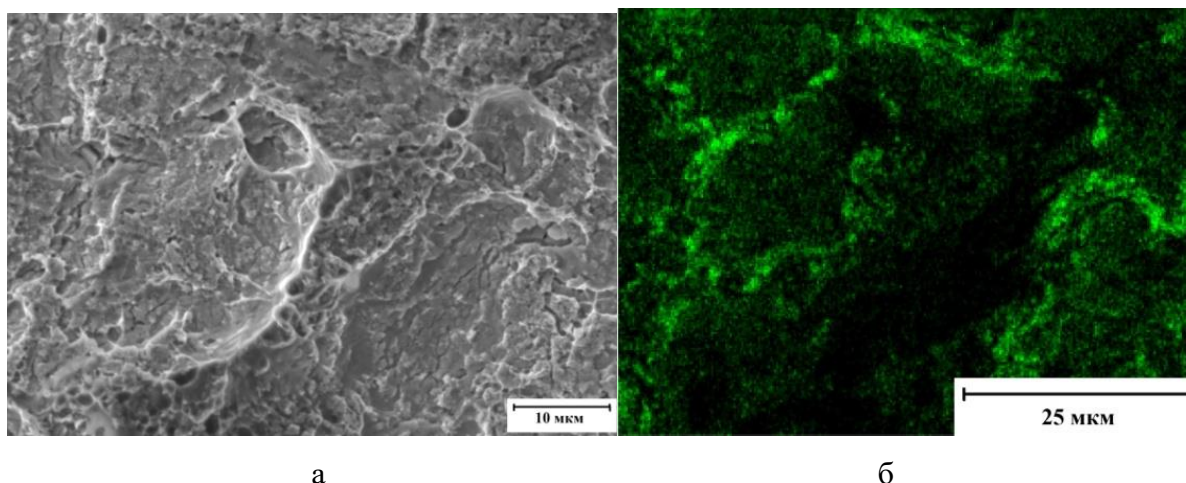
Рисунок 45 - График распределения концентрации основных элементов на границе биметаллического соединения CuCrZr-316L

Таблица 12. Значения предела прочности при растяжении образцов биметаллического соединения CuCrZr-316L

Т _{исп} , °С	Условия герметизации	σ _в , МПа
20	вакуум	437 ± 15
	воздух	395 ± 16
150	вакуум	382 ± 16
	воздух	342 ± 14

При визуальном анализе излома во всех случаях разрушение происходит по бронзе. Исследования изломов методами СЭМ и МРСА показали, что разрушение происходит в переходной области биметаллического соединения со стороны бронзы вследствие увеличенного содержания циркония в бронзе вблизи границы раздела. Обогащенная цирконием область достигает ширины до 2 мкм, а концентрация циркония в ней до 12%, что в 100 раз больше, чем содержание циркония в сплаве CuCrZr в исходном состоянии. Повышенное содержание циркония вызвано диффузией углерода из стали в бронзу и приводит к образованию хрупких карбидных фаз циркония [128].

На рисунке 46 показаны поверхность разрушения бронзовой части после испытания биметаллического соединения (рисунок 46а) и распределение циркония (рисунок 46б). Видно, что излом имеет смешанный характер с ямками вязкого разрушения и фасетками скола. Разрушение происходит в области, обогащенной цирконием.



а - изображение, полученное во вторичных электронах; б - распределение циркония
Рисунок 46 - Поверхность разрушения биметаллического соединения CuCrZr-316L

Таким образом, при разных способах герметизации на воздухе и в вакууме формируется одинаковая структура биметаллического соединения. Снижение прочности соединения при герметизации на воздухе вызвано диффузией кислорода в бронзу. Разрушение биметаллического соединения происходит по вязко-хрупкому механизму в плоскости образования фазы, обогащенной цирконием в переходной области со стороны бронзы.

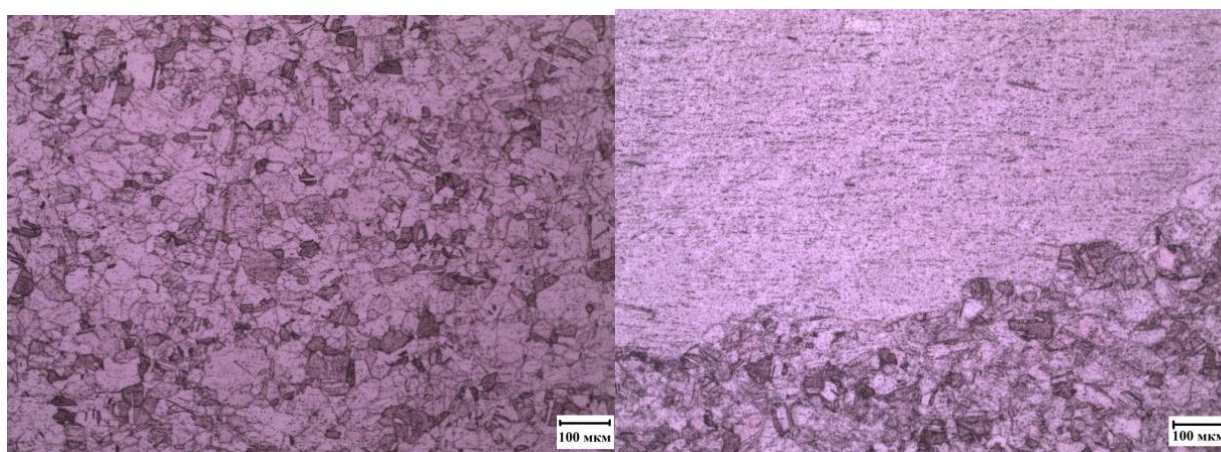
5.2 Структура и свойства бронзы CuCrZr

Результаты механических испытаний образцов бронзы после соединения в условиях ГИП с последующей ТО представлены в таблице 13.

Таблица 13. Механические свойства бронзы CuCrZr

Условия герметизации	T, °C	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %
вакуум	20	390 ± 14	297 ± 8	$17,2 \pm 2,3$
воздух		395 ± 15	259 ± 8	$17,4 \pm 1,8$
вакуум	250	304 ± 10	250 ± 9	$16,5 \pm 1,9$
воздух		298 ± 8	230 ± 12	$19,3 \pm 3,2$
Требуемые значения механических свойств CuCrZr в составе БП	20	>280	>175	>15
	250	>220	>150	>10

В структуре бронзы при обоих способах герметизации наблюдаются зоны с нормальным размером зерна 20 - 140 мкм и аномальным ростом зерна до десяти миллиметров (рисунок 47). Аномальный рост зерен в бронзе обусловлен высокой концентрацией хрома, что провоцирует образование крупных зерен [129,130].



а - нормальный размер зерна; б – образование аномально крупных зерен

Рисунок 47 - Структура бронзы в составе заготовки БП после ГИП и ТО

Твердость исходных образцов бронзы составляла 73,9 HRB. После ГИП и ТО средние значения твердости образцов бронзы с мелким зерном равны 66,0 HRB, а образцов с наличием в структуре аномально крупных зерен 71,0 HRB. Наличие крупных зерен в структуре бронзы несущественно повлияло на ее твердость.

Таким образом, микроструктура и механические свойства бронзы CuCrZr в БП после ГИП не зависят от выбранных способов герметизации.

Таблица 14. Твердость и процентное распределение нормальных и аномальных зерен в бронзе CuCrZr

№ п/п	Твердость, HRB	% зерен с размером 20-140 мкм	% крупных зерен с размером более 300 мкм
1	69,3 ± 0,36	100	0
2	72,1 ± 0,69	50	50
3	68,3 ± 0,40	100	0
4	60,3 ± 0,69	100	0
5	72,0 ± 1,51	0	100
6	74,3 ± 0,84	50	50
7	69,3 ± 0,24	50	50
8	73,3 ± 0,80	0	100
9	68,0 ± 0,62	0	100
10	68,1 ± 0,49	50	50
исх	73,9 ± 1,03	100	0

Таким образом, проведенное исследование позволило оптимизировать способ герметизации для получения БМ «CuCrZr-316L» методом ГИП как биметаллических пьедесталов ЭС для модуля бланкета ИТЭР, использование которых приведет к сокращению времени производства, трудоемкости, энергоемкости и удешевлению 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 определены 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» ГИП $T = 540\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 30\text{ мин}$, $P \leq 200\text{ МПа}$ через промежуточный слой алюминия; для «CuCrZr-316L» ГИП $T = 930\text{ }^{\circ}\text{C}$, $t = 120\text{ мин}$, $P \geq 150\text{ МПа}$.

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 с разрушением по поликристаллическому молибдену, при температуре $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ – 103 МПа с разрушением по монокристаллическому молибдену. Теплопроводность конечной конструкции молибденового зеркала из «моно-поли молибдена» при 50 и $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 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 соединения с промежуточными слоями «ванадий-медь» и «ванадий-электротехническая сталь» составляет 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.

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 Мо_{моно}/Ti/Мо_{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.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

- 1 Ремизов, А.Е. Некоторые аспекты аэродинамической интерференции в межтурбинных переходных каналах ГТД / А.Е. Ремизов // Омский научный вестник. – 2012. – №. 1 (107). – С. 136 – 140.
- 2 Givord, I.P. New metals and alloys for nuclear applications / I.P. Givord // Kerntechnik. – 1971. – V.13(11) – I. 5 – P. 498 – 504.
- 3 Воеводин, В.Н. Конструкционные материалы ядерной энергетики – вызов 21 века / В.Н. Воеводин // Вопросы атомной науки и техники. — 2007. — № 2. — С. 10 – 22.
- 4 Olson, D.L. Welding, brazing and joining of refractory metals and alloys / D.L. Olson, B. Mishra, D.W. Wenman // Mineral Processing and Extractive Metallurgy Review. – 2001. – V. 22. – №. 1. – P. 1 – 23.
- 5 Wadsworth, J. Recent advances in aerospace refractory metal alloys / J. Wadsworth, T.G. Nieh, J.J. Stephens // International materials reviews. – 1988. – V. 33. – №. 1. – P. 131 – 150.
- 6 Малахов, А.Ю. Плакирование взрывом внутренней части стальной трубы жаропрочным ниобиевым сплавом / А.Ю. Малахов, И.В. Сайков, О.Л. Первухина и др. // Перспективные материалы. – 2015. – №. 10. – С. 80 – 84.
- 7 Votinov, S.N. Corrosion resistance of vanadium alloys clad by a ferritic corrosion resistant steel in liquid-metal heat-transfer agents / S.N. Votinov, V.P. Kolotushkin, I.E. Lyublinskii et al. // Russian metallurgy (Metally). – 2009. – V. 2009. – I. 1 – P. 82 – 87
- 8 Калинин, Б.А. Разработка и применение быстро закалённых припоев для прецизионной пайки разнородных материалов атомной техники / Б.А. Калинин, В.Т. Федотов, О.Н. Севрюков, и др. // Вопросы атомной науки и техники. – 2005. – № 5. – С. 150 – 155.
- 9 Bhanumurthy, K. Diffusion bonding of nuclear materials / K. Bhanumurthy, D. Joyson, S.B. Jawale et al. // BARC Newsl. – 2013. – V. 331. – P. 19 – 25.
- 10 Голубчиков, Л. Г. Материаловедческие задачи реактора ИТЭР / Л.Г. Голубчиков, Д.К. Курбатов // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез. – 2004. – №. 2. – С. 80 – 94.
- 11 Wei, R. Microstructure and properties of W-Cu/CuCrZr/316L joint bonded by one-step HIP technique / Wei R., Li Q., Wang W.J. et al. // Fusion Engineering and Design. – 2018. – V. 128. – P. 47 – 52.
- 12 Аникина, В.И. Структура и свойства алюминиево-магниевых сплавов: монография / В.И. Аникина, Т.Р. Гильманшина, В.Н. Баранов. – Красноярск: Сибирский федеральный университет, 2012. – 112 с.

- 13 Гольдштейн, М.И. Специальные стали. / Гольдштейн М.И., Грачев С.В., Векслер Ю.Г. – Москва: Металлургия, 1985. – 408 с.
- 14 Гуревич, Л.М. Исследование влияния режимов сварки взрывом и термической обработки на структуру и свойства биметалла АД1+ сталь Ст3 / Л.М. Гуревич, Д.В. Проничев, А.Ф. Трудов и др. // Известия Волгоградского государственного технического университета, сер. «Проблемы материаловедения, сварки и прочности в машиностроении». – 2014. – №. 9. – С. 17 – 31.
- 15 Харченко, Г.К. Изготовление переходников нержавеющая сталь—алюминий способом сварки давлением в вакууме / Г.К. Харченко, Ю.В. Фальченко, В.Е. Федорчук и др. // Автоматическая сварка. – 2012. – №. 1. – С. 30 – 32.
- 16 Орыщенко, А.С. Биметаллические сталеалюминиевые соединения в судостроительных корпусных конструкциях / А.С. Орыщенко, Е.П. Осокин, В.И. Павлова, и др. // Автоматическая сварка. – 2009. – № 10 (678). – С. 43 – 47.
- 17 Бэнкер, Д.Г. Промышленное применение сварки взрывом (Обзор) / Д.Г. Бэнкер // Автоматическая сварка. – 2009. – №. 11. – С. 49 – 53.
- 18 Ковалев, В.В. Особенности получения сталеалюминиевых соединений методами сварки плавлением / В.В. Ковалев, Р.С. Михеев, Н.В. Коберник // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия «Машиностроение». – 2016. – №. 4 (109). – С. 93 – 111.
- 19 Азингареев, В.В. Особенности технологии формообразования сферических поверхностей методом пластической деформации / В.В. Азингареев, Н.А. Амельченко // Актуальные проблемы авиации и космонавтики. – 2012. – Т. 1. – №. 8. – С. 7 – 8.
- 20 Жуковский, В.Б. Технология получения биметаллических переходников титан-сталь для шар-баллонов методами горячего изостатического прессования и сварки взрывом / В.Б. Жуковский, И.В. Прокопьев, А.Ю. Литвинчук // Решетневские чтения. – 2010. – Т. 1. – №. 14. – С. 303 – 304.
- 21 Михайлов, В.И. Особенности сварки тонкостенных титановых труб с трубными решетками из биметалла титан-сталь для теплообменного оборудования / А.Ю. Михайлов А.Ю., В.А. Семенов, М.И. Голдобаев и др. // Металлообработка. – 2002. – №. 4. – С. 26 – 30.
- 22 Трыков, Ю.П. Титан-сталь: от биметалла до интерметаллидных композитов / Ю.П. Трыков, В.Г. Шморгун, Л.М. Гуревич // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2008. – Т. 2. – №. 10. – С. 5 – 14.

- 23 Бондарев, Б. И. Перспективные технологии легких и специальных сплавов. К 100-летию со дня рождения академика Белова А.В. / Б.И. Бондарев, В.М. Чуйко, А.Н. Кузнецов и др. // Сборник статей. — М.: Физматлит, 2006. — 432 с.
- 24 Сиротенко, Л.Д. Применение биметаллических материалов в машиностроении / Л.Д. Сиротенко, Е.С. Шлыков, Т.Р. Абляз // Современные проблемы науки и образования. — 2015. — №. 2. — С. 163 – 163.
- 25 Rajani, H.Z. Comparison of corrosion behavior between fusion cladded and explosive cladded Inconel 625/plain carbon steel bimetal plates / H.Z. Rajani, S.A. Mousavi, F.M. Sani // Materials & Design. — 2013. — V. 43. — P. 467 – 474.
- 26 Гуляев, А.П. Коррозионно-стойкие сплавы тугоплавких металлов. / А.П. Гуляев — М.: Наука, 1982. — 119 с.
- 27 Yilmaz, O. Electrical and thermal properties of the interface at diffusion-bonded and soldered 304 stainless steel and copper bimetal / O. Yilmaz, H. Celik // Journal of Materials Processing Technology. — 2003. — V. 141. — №. 1. — P. 67 – 76.
- 28 Wang, P. Study on the microstructure and properties evolution of CuCrZr/316LN-IG explosion bonding for ITER first wall components / P. Wang, J. Chen, Q. Li et al. // Fusion Engineering and Design. — 2017. — V. 124. — P. 1135 – 1139.
- 29 Goods, S.H. Solid state bonding of CuCrZr to 316L stainless steel for ITER applications / S.H. Goods, J.D. Puskar // Fusion Engineering and Design. — 2011. — V. 86. — №. 9 — P. 1634 – 1638.
- 30 Abbasi, M. Growth rate of intermetallic compounds in Al/Cu bimetal produced by cold roll welding process / M. Abbasi, A.K. Taheri, M.T. Salehi // Journal of Alloys and Compounds. — 2001. — V. 319. — №. 1 – 2. — P. 233 – 241.
- 31 Проничев, Д.В. Исследование влияния термической обработки на структуру и свойства оплавов, формирующихся в км алюминий-медь при сварке взрывом / Д.В. Проничев, Л.М. Гуревич, О.В. Слаутин и др. // Известия Волгоградского государственного технического университета. — 2015. — №. 12. — С. 40 – 43.
- 32 Соколова, Т.В. Исследование переходной зоны биметалла аустенитная сталь ЭП838-алюминий / Т.В. Соколова // Вестник Российского университета Дружбы Народов. Серия: инженерные исследования. — 2005. — №1. — С. 74 – 79.
- 33 Кузьмин, В.И. Исследование кинетики роста диффузионной прослойки при термообработке сваренного взрывом сталеалюминиевого композиционного материала / В.И. Кузьмин, В.И. Лысак, В.О. Харламов и др. // Известия Волгоградского государственного технического университета. — 2014 — Т 7. — № 20 (147). — С. 47 – 54.

- 34 Jiang, W. Effect of heat treatment on bonding strength of aluminum/steel bimetal produced by a compound casting / W. Jiang, G. Li, Y. Wu et al. // *Journal of Materials Processing Technology*. – 2018. – V. 258. – P. 239 – 250.
- 35 Pourali, M. Influence of welding parameters on intermetallic compounds formation in dissimilar steel/aluminum friction stir welds / M. Pourali, A. Abdollah-Zadeh, T. Saeid et al. // *Journal of Alloys and Compounds*. – 2017. – V. 715. – P. 1 – 8.
- 36 Проничев, Д.В. Коррозионная стойкость композиционного материала алюминий-сталь / Д.В. Проничев, М.Л. Гуревич, М.Д. Трунов и др. // *Инновации в машиностроении (ИнМаш-2015)*. – 2015. – С. 373 – 377.
- 37 Shi, Y. Corrosion behavior of aluminum-steel weld-brazing joint / Y. Shi, J. Li, G. Zhang et al. // *Journal of Materials Engineering and Performance*. – 2016. – V. 25. – №. 5. – P. 1916 – 1923.
- 38 Сергеева, Е.В. Сварка трением с перемешиванием в авиакосмической промышленности (обзор) / Е.В. Сергеева // *Автоматическая сварка*. – 2013. – №. 5. – С. 58 – 62.
- 39 Зяхор, И. В. Линейная сварка трением металлических материалов (Обзор) / И.В. Зяхор, М.С. Завертанный, С.В. Чернобай // *Автоматическая сварка*. – 2014. – № 12. – С. 29 – 36.
- 40 Лысак, В.И. Деформационно-энергетические аспекты процесса сварки взрывом / В.И. Лысак, С.В. Кузьмин, А.П. Пеев // *Известия Волгоградского государственного технического университета, сер. «Сварка взрывом и свойства сварных соединений»*. – 2008. – №. 3. – С. 4 – 15.
- 41 Findik, F. Recent developments in explosive welding / F. Findik // *Materials & Design*. – 2011. – V. 32. – №. 3. – P. 1081 – 1093.
- 42 Acarer, M. The influence of some factors on steel/steel bonding quality on there characteristics of explosive welding joints / M. Acarer, B. Gülenç, F. Findik // *Journal of Materials Science*. – 2004. – V. 39. – №. 21. – P. 6457 – 6466.
- 43 Mousavi, A.A. Numerical and experimental studies of the mechanism of the wavy interface formations in explosive/impact welding / A.A. Mousavi, S.T.S. Al-Hassani // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. – 2005. – V. 53. – №. 11. – P. 2501 – 2528.
- 44 Bina, M.H. Effect of heat treatment on bonding interface in explosive welded copper/stainless steel / M.H. Bina, F. Dehghani, M. Salimi // *Materials & Design*. – 2013. – V. 45. – P. 504 – 509.
- 45 Young, G.A. Explosion clad works for reactors / G.A. Young // *Hydrocarbon Eng.* – 2005. – March. – P. 109 – 110.

- 46 Штерцер, А.А. Использование взрывных технологий для производства подшипников скольжения дизельных двигателей / А.А. Штерцер, Б.С. Злобин, В.Ю. Ульяницкий и др. // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2011. – Т. 13. – №. 4 – 4.
- 47 McKinney, C.R. Explosion bonded metals for marine structural applications / C.R. McKinney, J.G. Banker // Marine Techn., Society of Naval Architects and Marine Eng. – 1971. – July. – P. 285 – 292.
- 48 Zhang, H. Microstructure and mechanical properties investigations of copper-steel composite fabricated by explosive welding / H. Zhang, K.X. Jiao, J.L. Zhang et al. // Materials Science and Engineering: A. – 2018. – V. 731. – P. 278 – 287.
- 49 Costanza, G. Metallurgical characterization of an explosion aluminum - steel joint / G. Costanza, V. Crupi, E. Guglielmino et al. // Metall. Ital. – 2016. – V. 11. – P. 17 – 22.
- 50 Sedighi, M. Experimental study of through-depth residual stress in explosive welded Al–Cu–Al multilayer / M. Sedighi, M. Honarpisheh // Materials & Design. – 2012. – V. 37. – P. 577 – 581.
- 51 Бердыченко, А.А. Плакирование крупногабаритных листов титана медью / А.А. Бердыченко, Г.А. Вольферц, Л.Б. Первухин // Ползуновский вестник. – 2012. – №. 1/1. – С. 41 – 45.
- 52 Поварова, К.Б. Изучение влияния воздействия ударных волн на структуру и свойства тяжелых сплавов на основе тугоплавких металлов (сварка взрывом) / К.Б. Поварова, П.В. Макаров, К.Н. Шамшев и др. // Металлы. – 2004. – №. 2. – С. 95 – 102.
- 53 Greenberg, B.A. The problem of intermixing of metals possessing no mutual solubility upon explosion welding (Cu–Ta, Fe–Ag, Al–Ta) / B.A. Greenberg, M.A. Ivanov, V.V. Rybin et al. // Materials characterization. – 2013. – V. 75. – P. 51 – 62.
- 54 Картон, Э. Сварка взрывом элементов конструкций Международного термоядерного экспериментального реактора / Э. Картон, М. Стуивинга // Автоматическая сварка. – 2009. – №. 11. – С. 57 – 60.
- 55 Maliutina, I.N. Structure and microhardness of Cu-Ta joints produced by explosive welding / I.N. Maliutina, V.I. Mali, I.A. Bataev et al. // The Scientific World Journal. – 2013. – V. 2013. – P. 1 – 7.
- 56 Цицилин, В.В. Особенности сварки взрывом толстых стальных листов с алюминиевыми сплавами / В.В. Цицилин, Г.А. Вольферц // Известия Волгоградского государственного технического университета. – 2004. – №. 6. – С. 70 – 72.

- 57 Zhao, D.S. Relative slipping of interface of titanium alloy to stainless steel during vacuum hot roll bonding / D.S. Zhao, J.C. Yan, Y. Wang et al. // *Materials Science and Engineering: A*. – 2009. – V. 499. – №. 1-2. – P. 282 – 286.
- 58 Борц, Б.В. Исследование процессов сварки многослойных структур из кристаллитов различного химического состава, получаемых горячей прокаткой в вакууме, для атомной энергетики / Б.В. Борц, А.Ф. Ванжа, И.М. Неклюдов и др. // *Вопросы атомной науки и техники*. – 2005. – № 5. – С. 156 – 158.
- 59 Борц, Б.В. Создание композиционных материалов методом горячей прокатки в вакууме // *Вопросы атомной науки и техники*. – 2009. – № 2. – С. 128 – 134.
- 60 Пат. 2492034 Российская Федерация, МПК В23К 20/04. Способ изготовления биметаллических листов и плит / Соломоник Я.Л., Миклашевич Е.М., Пискарев Ю.А.; заявитель и патентообладатель Открытое акционерное общество «Всероссийский институт легких сплавов» – № 2012103860/02; заявл. 06.02.2012, опубл. 10.09.2013, бюл. № 25 – 4 с.
- 61 Wang, C. Effect of the steel sheet surface hardening state on interfacial bonding strength of embedded aluminum–steel composite sheet produced by cold roll bonding process / C. Wang, Y. Jiang, J. Xie et al. // *Materials Science and Engineering: A*. – 2016. – V. 652. – P. 51 – 58.
- 62 ТУ 1-9-1-2006. Листы биметаллические алюминиевый сплав АМг6-сталь 12Х18Н10Т специального назначения. Технические условия.
- 63 ТУ 1-809-346-2007. Листы биметаллические алюминиевый сплав АМг6-сталь 12Х18Н10Т, алюминиевый сплав АМг6 – сталь 03Х18Н10Т-ВИ, алюминиевый сплав АМг6 – сталь 03Х18Н10Т-ИД крупногабаритные. Технические условия.
- 64 Stolbchenko, M. Sandwich rolling of twin-roll cast aluminium-steel clad strips / M. Stolbchenko, O. Grydin, F. Nürnberger et al. // *Procedia Engineering*. – 2014. – V. 81. – P. 1541 – 1546.
- 65 Ozaki, H. Laser-roll welding of a dissimilar metal joint of low carbon steel to aluminium alloy using 2 kW fibre laser / H. Ozaki, M. Kutsuna // *Welding international*. – 2009. – V. 23. – №. 5. – P. 345 – 352.
- 66 Калеко, Д.М. Современные способы сварки алюминиевых сплавов со сталями (Обзор) / Д.М. Калеко // *Автоматическая сварка*. – 2012. – № 10 (714). – С. 29 – 36.
- 67 Chen, G. Investigation on bonding strength of steel/aluminum clad sheet processed by horizontal twin-roll casting, annealing and cold rolling / G. Chen, J.T. Li, H.L. Yu et al. // *Materials & Design*. – 2016. – V. 112. – P. 263 – 274.

- 68 Дикарев, А.В. Особенности технологии сварки трением тонкостенных деталей / А.В. Дикарев // Воронежский научно-технический Вестник. – 2013. – Т. 2. – №. 1. – С. 47 – 50.
- 69 Tao, J. Numerical computation of a linear friction welding process / J. Tao, T.C. Zhang, P.T. Liu et al. // Materials Science Forum. – Trans Tech Publications, 2008. – V. 575. – P. 811 – 815.
- 70 Медведев, А.Ю. Определение составляющих энергетического баланса при линейной сварке трением / А.Ю. Медведев, Р.В. Никифоров, А.В. Супов // Известия Самарского научного центра Российской академии наук. – 2012. – Т. 14. – №. 1 – 2.
- 71 Maalekian, M. Friction welding—critical assessment of literature / M. Maalekian // Science and technology of welding and joining. – 2007. – V. 12. – №. 8. – P. 738 – 759.
- 72 Лукин, В. И. Исследование влияния технологии ротационной сварки трением деформируемого жаропрочного никелевого сплава ВЖ175 на структуру и прочностные характеристики сварных соединений / В.И. Лукин, В.Г. Ковальчук, М.Л. Саморуков и др. // Вестник Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Серия «Машиностроение». – 2011. – №. S2 – С. 114 – 121.
- 73 Кучук-Яценко, С.И. Механизм формирования биметаллических соединений при сварке трением / С.И. Кучук-Яценко, И.В. Зяхор // Автоматическая сварка. – 2002. – № 7 (592). – С. 3 – 11.
- 74 Meshram, S.D. Friction welding of dissimilar pure metals / S.D. Meshram, T. Mohandas, G.M. Reddy // Journal of Materials Processing Technology. – 2007. – V. 184. – №. 1 – 3. – P. 330 – 337.
- 75 Satyanarayana, V.V. Dissimilar metal friction welding of austenitic–ferritic stainless steels / V.V. Satyanarayana, G.M. Reddy, T. Mohandas // Journal of Materials Processing Technology. – 2005. – V. 160. – №. 2. – P. 128 – 137.
- 76 Mishra, R.S. Friction stir welding and processing / R.S. Mishra, Z.Y. Ma // Materials science and engineering: R: reports. – 2005. – V. 50. – №. 1 – 2. – P. 1 – 78.
- 77 Xue, P. Enhanced mechanical properties of friction stir welded dissimilar Al–Cu joint by intermetallic compounds / P. Xue, B.L. Xiao, D.R. Ni et al. // Materials science and engineering: A. – 2010. – V. 527. – №. 21 – 22. – P. 5723 – 5727.
- 78 Jafari, M. Microstructures and mechanical properties of friction stir welded dissimilar steel-copper joints / M. Jafari, M. Abbasi, D. Poursina et al. // Journal of Mechanical Science and Technology. – 2017. – V. 31. – №. 3. – P. 1135 – 1142.

- 79 Chen, Y.C. Microstructural characterization and mechanical properties in friction stir welding of aluminum and titanium dissimilar alloys / Y.C. Chen, K. Nakata // *Materials & Design*. – 2009. – V. 30. – №. 3. – P. 469 – 474.
- 80 Uzun, H. Friction stir welding of dissimilar Al 6013-T4 to X5CrNi18-10 stainless steel / H. Uzun, C. Dalle Donne, A. Argagnotto et al. // *Materials & design*. – 2005. – V. 26. – №. 1. – P. 41 – 46.
- 81 Jayaraj, R.K. Identifying the minimum corrosion conditions for friction stir welded dissimilar joints of aluminium-magnesium alloys / R.K. Jayaraj, S. Malarvizhi, V. Balasubramanian // *International Journal of Computational Materials Science and Surface Engineering*. – 2017. – V. 7. – №. 1. – P. 62 – 77.
- 82 Антонов, В.П. Диффузионная сварка материалов: Справочник / В.П. Антонов, В.А. Бачин, В.А. Квасницкий; Под ред. Н.Ф. Казакова – М.: Машиностроение, 1981. – 271 с.
- 83 Красулин, Ю.Л. Взаимодействие металла с полупроводником в твердой фазе / Ю.Л. Красулин. – М.: Наука, 1971. – 120 с.
- 84 Люшинский, А.В. Диффузионная сварка разнородных материалов : учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений / А.В. Люшинский – М.: Издательский центр «Академия», 2006. – 208 с.
- 85 Вовченко, А.И. Влияние давления на образование физического контакта при сварке металлов в твердом состоянии с применением импульсов тока / А.И. Вовченко., В.Д. Половинко, Л.Ю. Демиденко // *Электронная обработка материалов*. – 2010. – №. 4 – С. 18 – 22.
- 86 Lison, R. Diffusion welding of reactive and refractory metals to stainless steel / R. Lison, J.F. Stelzer // *Welding Journal*. – 1979. – V. 58. – №. 10. – P. 306 – 314.
- 87 Lison, R. Diffusion welding and its application-examples from the field of atomic energy / R. Lison // *Schweissen schneiden*. – 1971. – V. 23. – №. 8. – P. 304 – 308.
- 88 Iwamoto, N. Diffusion welding of mild steel to aluminium / N. Iwamoto, M. Yoshida, S. Tabata et al. // *Transactions of JWRI*. – 1975. – V. 4. – №. 2. – P. 171 – 174.
- 89 Calderon, P.D. An investigation of diffusion welding of pure and alloyed aluminum to type 316 stainless steel / P.D. Calderon, D.R. Walmsley, Z.A. Munir // *Welding Journal*. – 1985. – V. 64. – №. 4. – P. 104 – 114.
- 90 Naimon, E.R. Diffusion welding of aluminum to stainless steel / E.R. Naimon, J.H. Doyle, C.R. Rice et al. // *Welding Journal*. – 1981. – V. 60. – № 11. – P 17 – 22.

- 91 Shi, H. Effect of welding time on the joining phenomena of diffusion welded joint between aluminum alloy and stainless steel / H. Shi, S. Qiao, R. Qiu et al. // *Materials and Manufacturing Processes*. – 2012. – V. 27. – №. 12. – P. 1366 – 1369.
- 92 Kugeler, K. Operation of an isostatic hot press with a rapid cooling system / K. Kugeler, P.W. Phlippen, P. Schmidtlein // *High Temperature Technology*. – 1990. – V. 8. – №. 1. – P. 9 – 17.
- 93 Процессы изостатического прессования / Под ред. Джеймса П.Дж.: Пер. с англ. Под ред. Папирова И.И., Пахомова Я.Д. // сборник статей – М.: Металлургия, 1990. – 192 с.
- 94 Zimmerman, F.X., Toops J. Hot isostatic pressing: today and tomorrow / F.X. Zimmerman, J. Toops // *Avure Technologies* – 2008. – January. – P. 1 – 11.
- 95 Кляцкин, А.С. Диффузионная сварка в газостате / А.С. Кляцкин, В.Н. Денисов, С.Ф. Маринин и др. // *Перспективные материалы*. – 2011. – № 11. – С. 362 – 369.
- 96 Новиков, И.И. *Металловедение: Учебник. В 2-х т. Т. 2. Термическая обработка. Сплавы.* / И.И. Новиков, В.С. Золоторевский, В.К. Портной и др.; Под общ. ред. В.С. Золоторевского – М.: Издательский дом МИСиС, 2009. – 528 с.
- 97 Sherlock, P. Application of a diffusion bonding methodology to develop a Be/Cu HIP bond suitable for the ITER blanket / P. Sherlock, A. Erskine, P. Lorenzetto et al. // *Fusion engineering and design*. – 2003. – V. 66. – P. 425 – 429.
- 98 Park, J.Y. HIP joining of Be/CuCrZr for fabrication of ITER first wall / J.Y. Park, B.K. Choi, S.Y. Park et al. // *Fusion Engineering and Design*. – 2007. – V. 82. – №. 15 – 24. – P. 2497 – 2503.
- 99 Odegard, B.C. A review of the US joining technologies for plasma facing components in the ITER fusion reactor / B.C. Odegard, C.H. Cadden, R.D. Watson et al. // *17th IEEE/NPSS Symposium Fusion Engineering (Cat. No. 97CH36131)*. – 1997. – V. 1. – P. 337 – 343.
- 100 Wang, J.C. Effect of Ti interlayer on the bonding quality of W and steel HIP joint / J.C. Wang, W. Wang, R. Wei et al. // *Journal of Nuclear Materials*. – 2017. – V. 485. – P. 8 – 14.
- 101 Rigal, E. Fabrication of monoblock high heat flux components for ITER divertor upper vertical target using hot isostatic pressing diffusion welding / E. Rigal, P. Bucci, G. Le Marois // *Fusion engineering and design*. – 2000. – V. 49. – P. 317 – 322.
- 102 Ёлкин, В.Н. Диффузионная сварка разнородных металлов в условиях горячего изостатического прессования / В.Н. Ёлкин., В.П. Гордо, В.В. Мелюков // *Вестник*

Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. – 2013. – Т. 15. – №. 4. С. 68 – 73.

103 Lang, Z. Influence of Interlayer's Thickness on Strength of HIP Diffusion Bonding Joints Between P/M TC4 Alloy and GCr15 Bearing Steel / Z. Lang, H. Lu, L. Wang // *Aerospace materials & technology*. – 2009. – V. 39. – №. 4. – P. 47 – 51.

104 Matsumoto, H. Applications of the Hot Isostatic Pressing (HIP) for high gradient accelerator structure / H. Matsumoto, M. Akemoto, A. Miura et al. // *PAC*. – 1991. – V. 99. – P. 1008 – 1010.

105 Устинов, А.И. Диффузионная сварка стали с оловянной бронзой через пористые прослойки никеля и меди / А.И. Устинов, Ю.В. Фальченко, Т.В. Мельниченко и др. // *Автоматическая сварка*. – 2015. – № 9. – С. 15 – 21.

106 Люшинский, А.В. Диффузионная сварка вольфрама, молибдена, титана и меди между собой через промежуточные слои / А.В. Люшинский // *Сварка и диагностика*. – 2009. – № 4. – С. 42 – 44.

107 Устинов А.И. Диффузионная сварка в вакууме нержавеющей стали через пористые прослойки никеля / А.И. Устинов, Ю.В. Фальченко, Т.В. Мельниченко и др. // *Автоматическая сварка*. – 2015. – № 7. – С. 5 – 11.

108 Алексеев О.А. Ванадиевый сплав, плакированный ферритной нержавеющей сталью-материал оболочек ТВЭЛов реакторов на быстрых нейтронах / О.А. Алексеев, С.Н. Вотинов, И.Н. Губкин и др. // *Перспективные материалы*. – 2009. – №. 4. – С. 34 – 42.

109 Potapenko, M.M. Manufacture of semifinished items of alloys V-4Ti-4Cr and V-10Ti-5Cr for use as a structural material in fusion applications / M.M. Potapenko, V.A. Drobishev, V.Y. Filkin et al. // *Journal of nuclear materials*. – 1996. – V. 233. – P. 438 – 441.

110 Киреев, Л.С. Сварка титана со сталью в твердой фазе (Обзор) / Л.С. Киреев, В.Н. Замков // *Автоматическая сварка*. – 2002. – № 7 (592). – С. 34 – 40.

111 Chen, C.Y. Influence of interfacial structure development on the fracture mechanism and bond strength of aluminum/copper bimetal plate / C.Y. Chen, H.L. Chen, W.S. Hwang // *Materials transactions*. – 2006. – V. 47. – №. 4. – P. 1232 – 1239.

112 Кобелев, А.Г. Производство металлических слоистых композиционных материалов / А.Г. Кобелев, В.И. Лысак, В.Н Чернышев и др. – М: «Интермет Инжиниринг», 2002. – 496 с.

113 Пешков, В.В. Влияние микроструктуры контактных поверхностей на образование соединения при диффузионной сварке титана / В.В. Пешков, А.Б. Булков, С.М. Ларсов // *Вестник воронежского государственного технического университета*. – 2017. – Т. 13. – № 2. – С. 91 – 95.

- 114 Кузько, Е.И. Бесконтактный автоматический лазерный профилограф для изучения макрогеометрии образцов / Е.И. Кузько, А.В. Кудря, С.В. Стариков // Заводская лаборатория. – 1992. – Т. 58. – № 9. – С. 63 – 65.
- 115 Loh, N.L. An overview of hot isostatic pressing / N.L. Loh, K.Y. Sia // Journal of Materials Processing Technology. – 1992. – V. 30. – №. 1. – P. 45 – 65.
- 116 Li, C. Effect of Surface Preparation on CLAM/CLAM Hot Isostatic Pressing diffusion bonding joints / C. Li, Q. Huang, P. Zhang. //Journal of Nuclear Materials. – 2009. – V. 386 – 388. – P. 550 – 552.
- 117 Zhao, Y. Verification of the effect of surface preparation on Hot Isostatic Pressing diffusion bonding joints of CLAM steel / Y. Zhao, C. Li, B. Huang et al. // Journal of Nuclear Materials. – 2014. – V. 455. – P. 486 – 490.
- 118 Антипов, В.В. Подготовка поверхности алюминиевого сплава В-1469 перед применением в составе слоистого гибридного материала / В.В. Антипов, Д.В. Чесноков, И.А. Козлов // Труды ВИАМ. – 2018. – №. 4 (64). С. 59 – 65.
- 119 Лучкин, А.Г. Очистка поверхности подложек для нанесения покрытий вакуумно-плазменными методами / А.Г. Лучкин, Г.С. Лучкин // Вестник Казанского технологического университета. – 2012. – Т. 15. – №. 15. – С. 208 – 210.
- 120 Рогов, А.В. Исследования методом магнетронного распыления деградации монокристаллических и напыленных молибденовых зеркал в условиях, подобных ИТЭР / А.В. Рогов, К.Ю. Вуколов, А.В. Горшков и др. // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Термоядерный синтез. – 2005. – №. 2. – С. 39-54.
- 121 Терентьев, Е.В. Особенности электронно-лучевой сварки молибденового сплава ЦМ2А / Е.В. Терентьев, А.П. Слива, А.Л. Гончаров и др. // Электронно-лучевая сварка и смежные технологии. – 2017. – С. 521-532.
- 122 Драгунов, Ю.Г. Разработка конструкции, изготовление и экспериментальное обоснование компонентов системы бланкета ИТЭР, поставляемых АО «НИКИЭТ» / Ю.Г. Драгунов, А.Ю. Лешуков, Ю.С. Стребков и др. // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Термоядерный синтез. – 2016. – Т. 39. – №. 4. – С. 13-26.
- 123 Диаграммы состояния двойных металлических систем: Справочник / Под ред. Н.П. Лякишева. – М.: «Машиностроение», 1997.
- 124 Heijwegen, C.P. Determination of the phase diagram of the Mo-Fe system using diffusion couples / C.P. Heijwegen, G.D. Rieck // Journal of the Less Common Metals. – 1974. – V. 37. – I.1. – P. 115-121.
- 125 Nechaykina, T. A. Structure and Properties of High-Temperature Multilayer Hybrid Material Based on Vanadium Alloy and Stainless Steel / T.A. Nechaykina, S.A. Nikulin,

A.B. Rozhnov et al. // Metallurgical and Materials Transactions A. – 2017. – Т. 48. – №. 3. – С. 1330 – 1342.

126 Li, H. The effect of TIG welding techniques on microstructure, properties and porosity of the welded joint of 2219 aluminum alloy / H. Li, J. Zou, J. Yao et al. // Journal of Alloys and Compounds. – 2017. – V. 727. – С. 531 – 539.

127 Вирбилис, С. Гальванотехника для мастеров / С. Вирбилис // М.: Металлургия. – 1990. – Т. 208. – С. 1.

128 Ivanov, A.D. Evaluation of hot isostatic pressing for joining of fusion reactor structural components / A.D. Ivanov, S. Sato, G. Le Marois // Journal of nuclear materials. – 2000. – V. 283. – P. 35-42.

129 Frayssines, P.E. CuCrZr alloy microstructure and mechanical properties after hot isostatic pressing bonding cycles / P.E. Frayssines, J.M. Gentzbittel, A. Guilloud et al. // Physica Scripta. – 2014. – V. 2014. – №. T159. – P. 1 - 6.

130 Liu, D. Effect of the ITER FW Manufacturing Process on the Microstructure and Properties of a CuCrZr Alloy / D. Liu, P. Wang, Y. Song, et al. // Plasma Science and Technology. – 2015. – V. 17. – №. 10. – P. 887 – 892.