

Федеральное государственное бюджетное образовательное
учреждение высшего образования
«Новосибирский государственный технический университет»

На правах рукописи



Малютина Юлия Николаевна

**СТРУКТУРА И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА КОМПОЗИЦИОННЫХ
МАТЕРИАЛОВ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ СПЛАВОВ, СВАРЕННЫХ ВЗРЫВОМ
С ИСПОЛЬЗОВАНИЕМ БАРЬЕРНЫХ СЛОЕВ**

05.16.09 – материаловедение (в машиностроении)

Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель
кандидат физико-математических наук,
доцент Мали В.И.

Новосибирск – 2015

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
ВВЕДЕНИЕ.....	7
1 ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ МАТЕРИАЛОВ, СКЛОННЫХ К ОБРАЗОВАНИЮ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ (литературный об- зор).....	18
1.1 Свариваемость разнородных материалов.....	19
1.2 Формирование соединений при сварке материалов, склонных к обра- зованию интерметаллидов.....	23
1.3 Методы сварки разнородных материалов.....	28
1.3.1 Соединения из разнородных материалов, полученных методом диффузионной сварки.....	30
1.3.2 Сварка трением заготовок из разнородных материалов	33
1.3.3 Получение соединений из разнородных материалов методом сварки взрывом.....	34
1.4 Сварка разнородных материалов с использованием промежуточных барьерных слоев.....	39
1.4.1 Методы получения и свойства промежуточных слоев.....	40
1.4.2 Выбор материала промежуточного слоя.....	42
1.4.3 Влияние промежуточных слоев на структуру и свойства компози- ционных материалов.....	46
1.5 Выводы.....	49
2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	51
2.1 Структура и свойства материалов исследования.....	51

2.2	Формирование композиционных материалов методом сварки взрывом.....	55
2.3	Методы исследования структуры материалов.....	57
2.3.1	Оптическая металлография.....	58
2.3.2	Растровая электронная микроскопия и микрорентгеноспектраль- ный анализ.....	59
2.3.3	Просвечивающая электронная микроскопия.....	59
2.4	Оценка механических свойств исследуемых материалов.....	60
2.4.1	Определение микротвердости.....	61
2.4.2	Прочностные испытания при комнатной температуре.....	61
2.4.3	Прочностные испытания при повышенных температурах.....	63
3	МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ ЛИСТОВЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТЫХ МЕДИ И ТАНТАЛА.....	67
3.1	Моделирование процессов сварки взрывом пластин из технически чи- стых меди и тантала.....	68
3.2	Прочностная модель и уравнение состояния.....	68
3.3	Моделирование процессов сварки взрывом с использованием метода гидродинамики сглаженных частиц (<i>Smoothed Particle Hydrodynamics</i> , <i>SPH</i>)	69
3.4	Константы материалов, использованные при моделировании.....	72
3.5	Постановка задачи численного моделирования процессов сварки взры- вом.....	73
3.6	Результаты численного моделирования процесса сварки взры- вом.....	73

3.7 Выводы.....	85
4 СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ "МЕДЬ – ТАНТАЛ", СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ СВАРКИ ВЗРЫВОМ.....	86
4.1 Структурные исследования биметаллических композитов, сформиро- ванных в процессе сварки взрывом пластин из меди и тантала.....	87
4.2 Структурные преобразования меди в околошовных зонах.....	91
4.3 Особенности строения гетерофазной прослойки, формируемой на гра- нице раздела медных и танталовых пластин.....	96
4.4 Механизм формирования соединения между материалами, не имею- щими взаимной растворимости при реализации сварки взрывом на примере пары медь – тантал.....	100
4.5 Структурные особенности гетерофазной прослойки, формируемой на границах раздела медных и танталовых пластин при развитии диффу- зионных процессов.....	103
4.6 Анализ механических свойств биметаллических композитов "медь – тантал".....	109
4.6.1 ДюрOMETрические исследования композитов "медь – тантал", сформированных по технологии сварки взрывом.....	109
4.7 Особенности деформации биметаллической прослойки "медь – тан- тал".....	112
4.8 Выводы.....	116
5 СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ С ПРИМЕНЕНИЕМ БАРЬЕРНЫХ СЛОЕВ.....	119

5.1	Формирование сваркой взрывом биметаллических композитов типа "титан – сталь" и "титан – никель"	120
5.2	Сварка взрывом композиционных материалов типа "титановый сплав – хромоникелевая аустенитная сталь 09X18H10T" с применением комбинированной промежуточной вставки "бронза – тантал"	122
5.2.1	Особенности строения границ раздела в композиционном материале, сваренном взрывом и подвергнутом последующему нагреву.....	124
5.2.2	Анализ прочностных свойств композитов типа "титановый сплав – сталь 09X18H10T" с промежуточным слоем, сформированных по технологии сварки взрывом.....	143
5.3	Получение сваркой взрывом композиционных материалов типа "титан – никелевый сплав" с применением промежуточных слоев.....	150
5.3.1	Структурные особенности строения композиционного материала с комбинированной промежуточной вставкой "медь – тантал".....	151
5.3.2	Особенности строения композиционного материала с промежуточной вставкой "хромоникелевая сталь – тантал".....	155
5.3.3	Прочностные свойства композитов с различными барьерными слоями, испытанных при комнатной температуре.....	167
5.3.4	Прочностные свойства композитов с различным типом барьерных вставок, испытанных при повышенных температурах.....	172
5.4	Выводы.....	182
6	АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	185
6.1	Преимущества композиционных материалов с промежуточными биметаллическими вставками.....	185

6.2 Перспективы использования материалов, содержащих барьерные промежуточные вставки.....	187
6.3 Применение результатов проведенных исследований в учебном процессе.....	191
6.4 Выводы.....	192
ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ.....	194
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	197
ПРИЛОЖЕНИЯ.....	216
Приложение А.....	217
Приложение Б.....	218

ВВЕДЕНИЕ

Разработка новых материалов, предназначенных для изготовления конструкций ответственного назначения, используемых в современной промышленности, является одной из наиболее актуальных задач в области материаловедения. Литературные данные свидетельствуют о том, что повышенным комплексом механических свойств обладают слоистые композиты, получаемые путем соединения различных материалов. Комбинирование разнородных материалов позволяет сформировать композиты, обладающие рядом уникальных механических свойств. Таким образом, поиск технологических решений по изготовлению композитов из разнородных материалов является актуальным направлением многих научных разработок.

Одной из перспективных технологий, которая позволяет получать высококачественные соединения из материалов, отличающихся по своим физическим, химическим и механическим свойствам, является сварка взрывом. Этот процесс относится к сварке, протекающей в твердом состоянии. Соединения формируются за счет высокой скорости соударения заготовок при инициировании заряда взрывчатого вещества. Этот метод позволяет получать надежные и прочные соединения между разнородными материалами, которые в большинстве случаев не могут быть сварены традиционными методами сварки, в том числе сваркой плавлением.

В работах современных исследователей большое внимание уделяется анализу микроструктурных и металлургических особенностей сварных швов, сформированных в процессе сварки взрывом, а также протекающих в них структурных преобразований, вызванных последующей выдержкой при высоких температурах. Не менее важным вопросом, который решают специалисты в области сварки взрывом, является исследование механических свойств сварных соединений, таких как прочность сварных швов, адгезия, микротвердость материала вблизи границ раздела и др.

Природа исходных металлических материалов является основным фактором, определяющим их свариваемость, структуру, формируемую в процессе сварки взрывом, а также механические свойства получаемых соединений. В зависимости от типа взаимодействия выделяют материалы, полностью растворимые друг в друге и образующие непрерывный ряд твердых растворов; материалы, образующие при взаимодействии химические соединения (в частности интерметаллиды); материалы, не растворимые друг в друге (как правило, представляют собой механическую смесь взаимодействующих элементов).

Среди отмеченных материалов наиболее сложными в получении надежных сварных соединений являются материалы, химически реагирующие друг с другом. Интерметаллидные фазы формируются при взаимодействии целого ряда широко используемых конструкционных материалов. Среди наиболее исследуемых пар можно отметить: "сталь – алюминий", "сталь – титан", "титан – алюминий", "магний – алюминий". Следует отметить, что соединения никеля и титана, полученные сваркой взрывом, обсуждаются в литературе относительно редко. Однако характер структурных преобразований материалов, склонных к формированию химических соединений, может быть во многом схож.

Так, например, при сварке взрывом титана с железом образуются интерметаллиды типа $TiFe$ и $TiFe_2$. Обладая повышенной твердостью и хрупкостью, а также являясь своего рода концентраторами напряжений, отмеченные фазы ослабляют сварное соединение. Таким образом, разрушение композитов типа "титан – железо" практически всегда происходит по сварному шву. Отжиг сварных соединений указанного состава, как правило, приводит к росту интерметаллидных зон, которые еще в большей степени увеличивают хрупкость материала.

Малый удельный вес и высокая прочность титана и сплавов на его основе делают их ценными материалами для авиации. Титан применяется преимущественно для изготовления лопаток компрессоров, дисков турбин и многих других деталей. Замена нержавеющей и термически обрабатываемой легированной стали титаном позволяет значительно уменьшить общий вес летательного аппарата. Титан сохраняет свои прочностные характеристики до температур ~ 450 °C. При пере-

ходе от низких температур ($<450\text{ }^{\circ}\text{C}$) эксплуатации к более высоким их значениям ($\geq 500\text{ }^{\circ}\text{C}$) конструкции, выполненные из титановых сплавов, заменяются на элементы из никелевых суперсплавов.

В настоящее время титановые и никелевые элементы дисков роторов соединяются посредством резьбового или болтового соединений, выполненных из более жаропрочного материала (как правило, из никелевого сплава). Этот метод имеет свои недостатки, поскольку использование крепежных элементов влечет за собой увеличение веса конструкции и необходимость применения больших по величине усилий для обеспечения в зоне соединения посадки с натягом. Электронно-лучевая, лазерная сварка и любой другой вид сварки, сопровождающейся образованием ванны расплава и формированием дефектов в виде трещин, не обеспечивают требуемую прочность конструкции.

Эффективным решением отмеченной проблемы является использование промежуточных вставок из материалов, которые выполняют функцию барьеров и ограничивают неблагоприятный характер диффузии между свариваемыми друг с другом материалами. В качестве таких барьеров часто используются металлы, которые отличаются повышенной пластичностью и при этом не склонны к образованию хрупких интерметаллидных соединений с основными материалами композиции. Анализ литературных данных показал, что применение вставок, состоящих из одного барьерного слоя, не всегда позволяет получать слоистые материалы без образования охрупчивающих интерметаллидов. Решение, которое предлагается в данной работе, основано на использовании барьеров, состоящих из двух тонколистовых пластин. Особенность материалов, которые выступают в качестве барьерных слоев, заключается в ограниченной взаимной растворимости между ними.

Композиты на основе материалов, характеризующихся отсутствием взаимной растворимости, вызывают повышенный интерес специалистов, что обусловлено сочетанием высокой прочности соединений при высоких температурах и комплексом требуемых физических свойств, включая высокую теплопроводность, электропроводность и низкий коэффициент термического расширения. Более 40

лет специалисты разрабатывают сплавы, элементы которых не перемешиваются в равновесном состоянии.

Для сплавов, ограничено растворимых друг в друге, одной из наиболее важных особенностей является их термическая стабильность при повышенных температурах. Российскими и зарубежными специалистами выполнен комплекс исследований, посвященных этому вопросу. Было показано, что при нагреве многослойного композита $Cu - Ta$ до $600\text{ }^{\circ}C$ на межслойной границе происходит формирование аморфного слоя. Обусловлено это переходом стабильной фазы $\alpha - Ta$ в метастабильную фазу $\beta - Ta$, имеющую текстуру (002). На температуру перехода в аморфное состояние может влиять состав и структура композиции.

Проблемами формирования композитов из разнородных материалов занимаются специалисты Волгоградского технического университета, Института физики металлов Уральского отделения РАН, Белгородского государственного университета, Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Новосибирского государственного технического университета. В то же время, опубликовано мало работ, в которых проводился глубокий анализ процессов, протекающих на границах раздела материалов при сварке взрывом и последующем отжиге.

В данной работе для получения методом сварки взрывом соединений из разнородных материалов, склонных к образованию интерметаллидов использованы дополнительные промежуточные слои из материалов, не обладающих взаимной растворимостью. Предложенный в диссертационной работе подход, основанный на использовании барьерных слоев, позволил избежать образования хрупких интерметаллидов в сварных соединениях и решить актуальные задачи формирования высокопрочных соединений между разнородными материалами и уменьшения веса готовых изделий.

Работа выполнена в Новосибирском государственном техническом университете при финансовой поддержке Министерства образования и науки РФ, по государственному заданию № 2014/138 (проект № 257).

Степень разработанности темы исследования

Проблема сварки разнородных материалов, в том числе тех, которые при взаимодействии друг с другом склонны к образованию интерметаллидов, на сегодняшний день остается актуальной. Отечественными и зарубежными специалистами подробно изучены особенности сварки заготовок из различных материалов и их комбинаций. В работах, проанализированных автором диссертационной работы, решение отмеченной проблемы осуществляется с применением различных методов. При сварке разнородных материалов эффективным является использование дополнительных вставок, которые выступают в качестве барьеров на пути диффузии элементов. Наиболее часто соединения из разнородных материалов с применением барьерных слоев получают путем сварки плавлением. Как правило, при получении сварных соединений в качестве вставки используют один промежуточный слой. Работ, связанных со сваркой давлением заготовок из материалов, образующих химические соединения, в том числе сваркой взрывом, выполнено существенно меньше. В литературе основное внимание уделяется термодинамическим процессам, происходящим при сварке взрывом, а также деформационно-энергетическим условиям формирования соединений. Особый интерес представляют механизмы образования соединений при высокоскоростном взаимодействии металлических пластин. В связи с этим целесообразным является проведение детальных исследований с использованием методов структурного анализа на различных масштабных уровнях, а также проведение механических испытаний для определения прочности сварных соединений и слоев, составляющих композит.

Цели и задачи исследования

Цель диссертационной работы:

Повышение комплекса механических свойств соединений, сформированных сваркой взрывом заготовок из титанового сплава и хромоникелевой стали, а также титана и никелевого сплава с применением барьерных слоев и изучение процес-

сов структурных преобразований, происходящих при динамическом взаимодействии тонколистовых заготовок из разнородных материалов.

Для достижения поставленной цели решались следующие **задачи**:

1. Анализ структурных преобразований в зоне соединения заготовок из меди и тантала, происходящих в процессе сварки взрывом.
2. Изучение особенностей поведения материалов с различным характером взаимодействия при реализации высокоскоростного нагружения и дополнительного нагрева.
3. Исследование структуры и механических свойств сварных соединений типа "титановый сплав – хромоникелевая сталь" и "титан – никелевый сплав", полученных с применением промежуточных слоев.
4. Анализ механических свойств композиционных материалов, содержащих промежуточные слои, при комнатной и повышенных температурах.

Научная новизна

1. На примере сварки взрывом пластин из титана BT1-0 с никелевым сплавом ХН73МБТЮ-ВД, склонных к образованию хрупких интерметаллидов, обоснована эффективность применения тонких барьерных вставок с использованием заготовок из тугоплавких материалов. Показано, что однослойные барьеры из тантала не обеспечивают удовлетворительный уровень прочности сварных соединений при сварке титановых сплавов BT20 с хромоникелевой аустенитной сталью 09X18H10T. Для достижения более высоких прочностных свойств композитов обосновано применение двухслойных барьерных вставок из тантала и бронзы БрБ2.

2. Обоснованы материалы, рациональные значения толщины барьерных слоев и технология сварки композитов типа "титановый сплав – барьерный слой – хромоникелевая аустенитная сталь 09X18H10T" и "титан – барьерный слой – никелевый сплав ХН73МБТЮ-ВД" с высоким уровнем прочностных свойств при комнатной температуре и при нагреве до 500 °С.

3. Экспериментально установлено, что в зоне сварки взрывом пластин тантала и меди, не имеющих взаимной растворимости, образуется слой толщиной 20...40 мкм с повышенным уровнем твердости (2800 МПа), характеризующийся высокодисперсной гетерофазной структурой в виде смеси фрагментов из соединяемых металлов. Функцию матричного материала преимущественно выполняет медь, в которой тантал находится в виде изолированных включений размером ~ 5...50 нм. Предложен механизм образования гетерофазной структуры в зоне перемешивания меди и тантала, основанный на формировании впереди точки контакта фрагментированной кумулятивной струи, состоящей преимущественно из меди, движущейся вдоль поверхности пластины тантала и взаимодействующей с неровностями последней. Сформированная таким образом структура термически стабильна при нагреве до 500 °С.

4. Для формирования композиционных материалов "титан – никелевый сплав" с минимальным количеством дефектов в зонах сварных швов и максимальной прочностью предложено применять барьерные слои с суммарной толщиной 100...300 мкм. Превышение этих значений сопровождается снижением предела прочности соединения сварных соединений.

5. В качестве промежуточной вставки при сварке титана ВТ1-0 со сплавом ХН73МБТЮ-ВД предложена комбинация из пластин "сталь 12Х18Н10Т – тантал ТВЧ". Методом просвечивающей электронной микроскопии обнаружено, что на границе соединения промежуточных слоёв формируются аморфные, а также метастабильные кристаллические фазы интерметаллидного (Fe_5Ta_3) и твёрдорастворного типа. Преимущества промежуточной вставки данного типа обусловлены затруднением развития рекристаллизационных процессов в стальной пластине и проявляются при повышенных температурах испытаний.

Теоретическая и практическая значимость работы

1. Экспериментально установлено, что композиционные материалы типа "титановый сплав ВТ20 – хромоникелевая сталь 09Х18Н10Т" и "титан ВТ1-0 –

никелевый сплав ХН73МБТЮ-ВД", полученные методом сварки взрывом с применением барьерных слоев, обладают высокими прочностными характеристиками и могут использоваться при производстве изделий ответственного назначения.

2. С учетом результатов математического моделирования, а также механических испытаний композиционных материалов, содержащих промежуточные слои, разработаны рекомендации по повышению их прочностных свойств путем выбора рациональной толщины пластин барьерных вставок.

3. На основании проведенных исследований разработаны практические рекомендации по выбору материала барьерного слоя при использовании сваренных взрывом композитов в условиях комнатной и повышенных температур. Установлено, что одним из основных факторов, определяющих условия эксплуатации слоистых композитов, является температура рекристаллизации материалов, входящих в композицию. При эксплуатации композиционного материала типа "титан – никелевый сплав ХН73МБТЮ-ВД" в интервале температур до 500 °С целесообразно применение промежуточной вставки "медь – тантал". Замена меди на более прочную и термически стойкую хромоникелевую сталь 12Х18Н10Т позволяет повысить температуру эксплуатации композита до 600 °С.

4. Результаты исследований, выполненных в диссертационной работе, используются в лекционных курсах и при выполнении лабораторных работ по дисциплинам "Материаловедение" и "Прогрессивные материалы и технологии" при реализации учебного процесса по направлениям "Материаловедение и технологии материалов" и "Наноинженерия" в Новосибирском государственном техническом университете.

Методология и методы исследования

Композиционные материалы, содержащие промежуточные слои, были получены методом сварки взрывом в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН. Исследования полученных образцов выполняли на аналитическом оборудовании, уровень которого соответствует современным отечественным и зару-

бежным научным лабораториям в области материаловедения. Структурные исследования композитов, в том числе особенности строения сварных границ, изучали с использованием оптического микроскопа *Carl Zeiss Axio Observer Z1m*, растрового электронного микроскопа *Carl Zeiss EVO 50 XVP*, оснащенного детектором для проведения энергодисперсионного анализа, и просвечивающего электронного микроскопа *Tecnai G2 20 TWIN*, оснащенного энергодисперсионным анализатором *EDAX*. Анализ микротвердости материалов проводился на микротвердомере *Wolpert Group 402 MVD*. Прочностные свойства полученных композиционных материалов оценивали на установке *Instron 3369*. Кратковременные прочностные испытания композиционных материалов при повышенных температурах были проведены на универсальной машине *Zwick/Roell Z100*, оснащенной нагревательной печью *MAYTEC*.

Положения, выносимые на защиту:

1. Результаты исследований структуры и механических свойств сварных соединений из пластин меди и тантала, сформированных в процессе сварки взрывом и последующей термической обработки.
2. Результаты математического моделирования процессов динамического соударения тонколистовых пластин из меди и тантала с использованием метода гидродинамики сглаженных частиц.
3. Результаты исследования структуры и свойств композиционных материалов с различными промежуточными слоями, полученных по технологии сварки взрывом и последующей термической обработки.
4. Результаты исследования композиционных материалов, содержащих промежуточные слои, в условиях статического нагружения при комнатной и повышенных температурах.

Степень достоверности и апробация результатов работы

Все экспериментальные исследования, проведенные в диссертационной работе, были выполнены с применением современных методов анализа структуры и механических свойств композиционных материалов, использованием методов статистической обработки полученных результатов, применением взаимодополняющих методов изучения структуры и механических свойств материалов, сопоставлением результатов физических исследований с данными, полученными в ходе математического моделирования. Полученные в работе результаты надежно подтверждаются материалами экспериментальных исследований, а также данными, приведенными в отечественной и зарубежной литературе.

Основные результаты и положения диссертационной работы докладывались на научно-техническом семинаре в ОАО "Авиадвигатель", г. Пермь, 2013 г., VIII международном форуме по стратегическим технологиям *IFOST*-2013, г. Улан-Батор (Монголия), 2013 г., всероссийской научной конференции "Наука. Технологии. Инновации" (НТИ-2013), г. Новосибирск, 2013 г., четвертой международной научно-практической конференции "Инновации в машиностроении", г. Новосибирск, 2013 г., четырнадцатой всероссийской научно-технической конференции "Наука. Промышленность. Оборона", г. Новосибирск, 2013 г., международной научной конференции "Современные техника и технологии", г. Томск, 2013 г., всероссийской научной конференции "Наука. Технологии. Инновации" (НТИ-2014), г. Новосибирск, 2014 г., пятой международной научно-практической конференции "Инновационные технологии и экономика в машиностроении", г. Юрга, 2014 г., пятнадцатой всероссийской научно-технической конференции "Наука. Промышленность. Оборона", г. Новосибирск, 2013 г., IX международном форуме по стратегическим технологиям *IFOST*-2014, г. Читтагонг (Бангладеш), 2014 г., первой международной научной конференции молодых ученых "Электротехника. Энергетика. Машиностроение", г. Новосибирск, 2014 г., VI всероссийской конференции "Взаимодействие высококонцентрированных потоков энергии с материалами в перспективных технологиях и медицине", г. Новосибирск, 2015 г.

По результатам исследований опубликовано 19 печатных научных работ, из них: 5 статей в журналах, входящих в перечень изданий, рекомендованных ВАК РФ; 14 – в сборниках трудов международных и всероссийских научно-технических конференций.

Личный вклад автора состоял в формулировании задач, проведении структурных исследований и механических испытаний материалов, проведении математического моделирования, анализе и обобщении экспериментальных данных, сопоставлении результатов проведенных исследований с имеющимися литературными данными, формулировании выводов по работе.

Объем и структура работы

Диссертация состоит из введения, шести глав, основных результатов и выводов и приложений. Основной текст работы изложен на 215 страницах и включает 73 рисунка, 13 таблиц, список литературы из 176 наименований.

1 ОСОБЕННОСТИ СВАРКИ МАТЕРИАЛОВ, СКЛОННЫХ К ОБРАЗОВАНИЮ ИНТЕРМЕТАЛЛИДОВ (литературный обзор)

Соединения из разнородных материалов находят широкое применение в различных областях авиационной, атомной, криогенной, медицинской, химической и др. промышленности. Объясняется это возможностью сочетания в сварных конструкциях свойств, не характерных для имеющихся в распоряжении специалистов сплавов. Так, например, сваркой взрывом могут быть получены соединения, которые трудно или невозможно получить другими способами сварки и которые характеризуются высокими механическими свойствами одного материала и низкой удельной массой, либо высокой коррозионной стойкостью второго материала [1, 2]. В паре алюминий – сталь алюминий отличается низкой плотностью и высокой коррозионной стойкостью, тогда как сталь обладает высокой прочностью, вязкостью и низкой стоимостью. Комбинация описанных выше свойств позволяет эффективно использовать эту пару в авиационной, автомобильной и криогенной промышленности [3]. В настоящее время все большее практическое применение находят соединения из разнородных материалов. В качестве примеров могут быть отмечены такие пары, как бронза – нержавеющая сталь, титан – сталь, медь – алюминий, тантал – сталь, никель – сталь.

Основные проблемы, которые возникают при соединении разнородных материалов, заключаются в их металлургической несовместимости, которая обусловлена различием структуры, коэффициентов линейного и объемного теплового расширения, значений тепло- и электропроводности [4]. Если коэффициенты линейного теплового расширения свариваемых материалов близки по значению, то процесс образования соединений между ними осуществляется с меньшими технологическими проблемами. При существенно различающихся коэффициентах линейного расширения свариваемых материалов на границах соединения возникают высокие термические напряжения, которые сложно устранить дополнительной термической обработкой.

1.1 Свариваемость разнородных материалов

При получении соединений из разнородных материалов с образованием прочных связей, прежде всего, необходимо учитывать физико-механические свойства свариваемых металлов, а также используемые для этого технологические процессы. К физическим свойствам материалов, которые влияют на процесс сварки, относятся теплопроводность, плотность, удельная теплоемкость, коэффициент термического линейного расширения, температура плавления. Материалы с высокой теплопроводностью, такие как медь и алюминий, при сварке плавлением быстро рассеивают энергию, которая необходима для формирования сварного соединения [5]. Это приводит к формированию несимметричного шва и, как следствие, отсутствию корня шва в зоне соединения. Большая разница в коэффициентах термического линейного расширения между соединяемыми заготовками является причиной формирования в швах высоких остаточных напряжений, которые негативно сказываются на прочностных и усталостных свойствах соединений.

Металлургическая совместимость оказывает определяющее влияние на свариваемость разнородных материалов. Фазовые превращения, протекающие в процессе сварки разнородных материалов, определяются взаимной растворимостью компонентов в твердом и жидком состоянии, которая зависит от относительного атомного размера, типа кристаллической решетки, химического подобия и валентности, а также величины электроотрицательности, характеризующей энергию связи между двумя элементами [6]. Определить взаимную растворимость легко с помощью диаграммы взаимной растворимости Л. Даркена и Г. Гури [7], на которой ось абсцисс соответствует атомным радиусам элементов, а ось ординат – электроотрицательности (рисунок 1.1). Предельные значения растворимости находятся при построении вспомогательных эллипсов: внутреннего с большой осью размером $\pm 0,2$ единицы электроотрицательности и малой осью $\pm 0,8$ % разницы в атомных радиусах и внешнего – с большой осью $\pm 0,4$ единицы электроотрицательности и малой осью ± 15 % разницы атомных радиусах. В соответствии с этой диаграммой металлы, образующие неограниченные твердые растворы с дан-

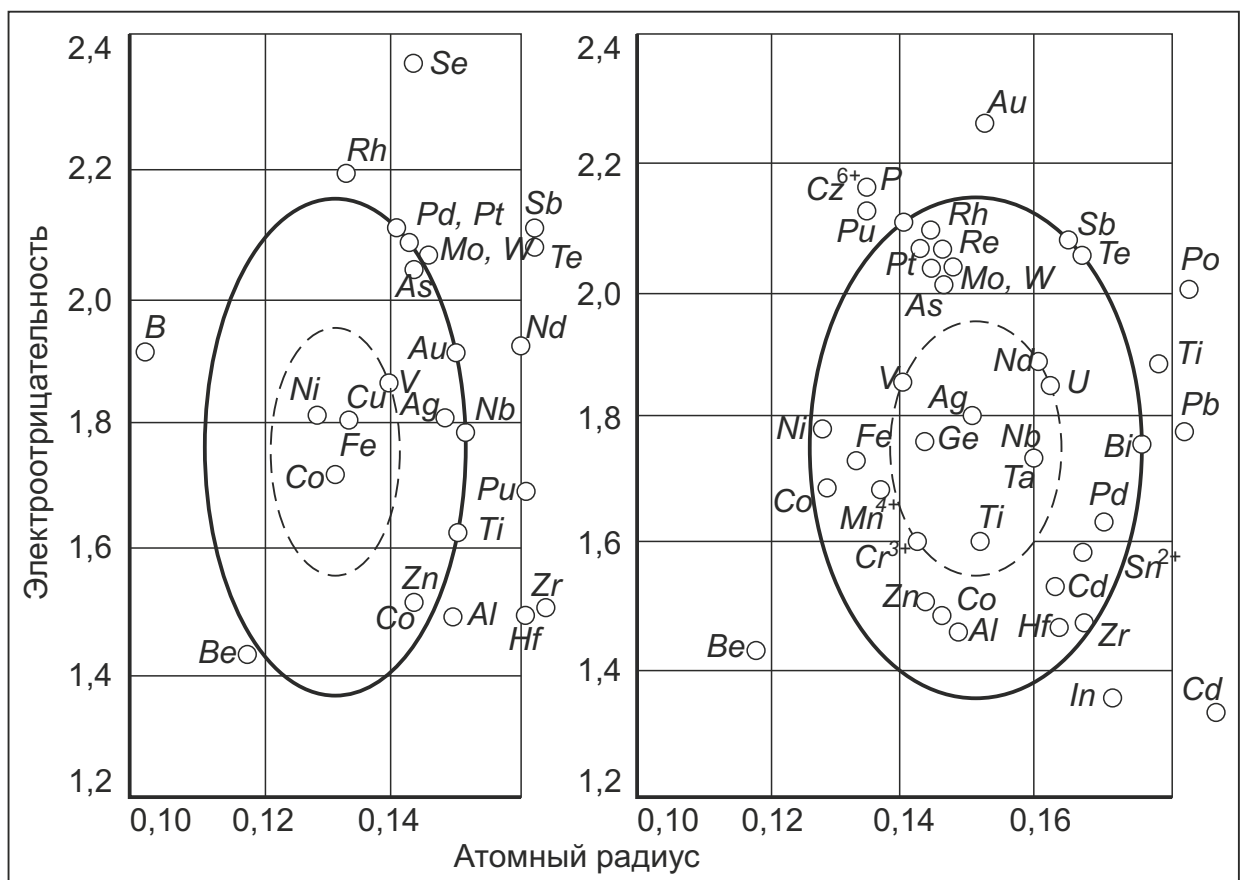


Рисунок 1.1 – Влияние атомного радиуса и электроотрицательности на растворимость различных легирующих элементов в твердом состоянии в железе (а) и ниобии (б) [7]

ным металлом-растворителем, находятся в пределах малого эллипса. Между малым и большим эллипсами расположены металлы с ограниченной растворимостью. За пределами большого эллипса валентный и размерный факторы становятся неблагоприятными для образования твердых растворов.

Данный полуэмпирический подход позволяет определить возможность образования растворов, но при этом не может объяснить механизм взаимодействия металлов при сварке. В системе тугоплавких металлов, таких как вольфрам – хром, ванадий – хром и др. образуются интерметаллиды, механизм формирования которых не может быть объяснен с помощью проанализированной диаграммы. Более точный прогноз образования сварного соединения можно сделать на основе анализа диаграмм состояния. На рисунке 1.2 представлена таблица [8], которая показывает относительную свариваемость материалов в различных комбинациях. Таблица построена с учетом анализа фазовых диаграмм состояния, а также данных экспериментальных исследований. В соответствии с ней, медь и никель, имеющие близкие атомные радиусы, одинаковую ГЦК решетку и обладающие одинаковой валентностью, при сварке плавлением образуют неограниченный ряд твердых растворов, которые обладают хорошими механическими свойствами.

Материалы, которые растворимы в жидком состоянии, но не имеют взаимной растворимости в твердом состоянии, образуют эвтектики. Типичные сплавы такой системы образованы парами серебро – медь, свинец – олово, алюминий – кремний. Как правило, эвтектика характеризуется большей твердостью и хрупкостью по сравнению с исходными материалами. Кроме того, низкая температура плавления эвтектики вносит вклад в процесс образования усадочных трещин.

В таблице представлены также промежуточные фазы, которые при сварке приводят к образованию интерметаллидных соединений. Кристаллическая решетка большинства таких соединений представляет собой сложную структуру и для них характерны высокая твердость и хрупкость. Соединения, в которых присутствуют интерметаллиды, обладают низкой пластичностью и высокой чувствительностью к образованию трещин. Динги и др. [9] показали, что при электронно-лучевой сварке литого титанового сплава $\gamma - TiAl$ с низколегированной сталью на

	Ag	Al	Au	Be	Cd	Co	Cr	Cu	Fe	Mg	Mn	Mo	Nb	Ni	Pb	Pt	Re	Sn	Ta	Ti	V	W	Zr
Ag		C	S	X	C	D	C	C	D	X	C	D	N	C	C	S	D	C	D	C	D	D	X
Al	S		X	C	X	X	X	C	X	C	X	X	X	X	C	X	N	C	X	X	X	X	X
Au	S	X		X	X	C	D	S	C	X	X	C	N	S	X	S	N	X	N	X	D	N	X
Be	X	C	X		N	X	X	X	X	X	X	X	X	X	N	X	X	D	D	X	X	X	X
Cd	C	X	X	N		D	D	X	D	S	D	N	N	D	C	X	N	C	N	X	N	N	D
Co	D	X	C	X	D		C	C	C	X	C	X	X	S	C	S	S	X	X	X	X	X	X
Cr	C	X	D	X	D	C		C	C	X	C	S	X	C	C	C	S	C	X	S	D	S	X
Cu	C	C	S	X	X	C	C		C	X	S	D	D	S	C	S	D	C	D	X	D	D	X
Fe	D	X	C	X	D	C	C	C		D	C	C	X	C	C	S	X	X	X	X	S	X	X
Mg	X	C	X	X	S	X	X	X	D		X	D	N	X	X	X	N	X	N	D	N	D	D
Mn	C	X	X	X	D	C	C	S	C	X		D	X	C	C	X	N	X	X	X	X	D	X
Mo	D	X	C	X	N	X	S	D	C	D	D		S	X	D	D	X	D	S	S	S	S	X
Nb	N	X	N	X	N	X	X	D	X	N	X	S		X	N	X	X	X	D	S	S	D	S
Ni	C	X	S	X	D	S	C	S	C	X	C	X	X		C	S	D	X	X	X	X	X	X
Pb	C	C	X	N	C	C	C	C	C	X	C	D	N	C		X	N	C	N	X	N	D	X
Pt	S	X	S	X	X	S	C	S	S	X	X	D	X	S	X		C	X	X	X	X	X	X
Re	D	N	N	X	N	S	S	D	X	N	N	X	X	D	N	C		D	D	X	D	X	X
Sn	C	C	X	D	C	X	C	C	X	X	X	D	X	X	C	X	D		X	X	X	D	X
Ta	D	X	N	D	N	X	X	D	X	N	X	S	D	X	N	X	D	X		S	D	D	X
Ti	C	X	X	X	X	X	S	X	X	D	X	S	S	X	X	X	X	X	S		S	C	S
V	D	X	D	X	N	X	D	D	S	N	X	S	S	X	N	X	D	X	D	S		D	X
W	D	X	N	X	N	X	S	D	X	D	D	S	D	X	D	X	X	D	D	C	D		X
Zr	X	X	X	X	D	X	X	X	X	D	X	X	S	X	X	X	X	X	X	S	X	X	

Рисунок 1.2 – Прогноз возможности сварки разнородных металлов по диаграммам состояния: *X* – свариваемые пары, образующие интерметаллидные соединения; *S* – хорошо свариваемые пары, образующие твердые растворы; *C* – поддающиеся сварке пары, отличающиеся образованием сложной микроструктуры; *D* – данных недостаточно, для сварки необходимы особые меры; *N* – сведения отсутствуют [7]

границе сварного соединения формируются трещины, вызванные высокими остаточными напряжениями, а также образованием хрупкого карбида TiC и интерметаллидов типа Ti_3Al . При лазерной сварке титана с нержавеющей сталью на границе соединения формируются хрупкие фазы сложного состава $Fe_{0,2}Ni_{4,8}Ti_5$, которые не могут быть полностью устранены даже при высоких скоростях охлаждения [10], что приводит к разрушению сварных швов [11].

1.2 Формирование соединений при сварке материалов, склонных к образованию интерметаллидов

Как отмечалось выше, одна из основных проблем при сварке разнородных материалов связана с их химической неоднородностью, приводящей к образованию на границах раздела интерметаллидных соединений. В последние четыре десятилетия специалистами в области материаловедения уделяется большое внимание исследованию процессов сварки материалов, склонных к образованию интерметаллидных соединений [12-16]. Исследования направлены, главным образом, на изучение механизмов формирования интерметаллидных фаз, а также на анализ влияния параметров процессов сварки на объемную долю интерметаллидов, их структуру и механические свойства, включая пластичность при низких температурах и высокотемпературную прочность.

Интерметаллиды образуются в жидких расплавах, а также при распаде твердых растворов. В твердом состоянии процесс возможен за счет диффузии элементов одного металла в другой. При сварке давлением интерметаллидные соединения образуются как результат высокотемпературного контактирования. В процессе сварки без образования жидкой фазы формирование соединений начинается в период ретардации (латентный период), после чего в зоне соединения появляется металлографически различимый слой интерметаллида. На начальных стадиях образования интерметаллидных соединений, как правило, происходит неравномерный рост слоя новой фазы по всему фронту контактирования металлов. Это объ-

ясняется существенным различием скорости диффузионных процессов на локальных участках поверхности.

Наличие пересыщенных твердых растворов в локальных объемах способствует зарождению центров интерметаллидной фазы. При дальнейшем увеличении количества центров кристаллизации они растут преимущественно вдоль поверхности контакта, образуя металлографически различимые объемы интерметаллидов. После образования сплошной прослойки новой фазы толщина слоя, состоящего из интерметаллидов, возрастает. При этом в соответствии с диаграммой состояния возможны также образование и рост интерметаллидных фаз другого стехиометрического состава.

Интерметаллидные соединения имеют сложную упорядоченную кристаллическую структуру, которая отличается от структур исходных материалов. Кристаллическая структура интерметаллидов плохо коррелирует с типами химической связи, поскольку одни и те же структуры могут образовывать соединения с различной природой химической связи (например, металлическая, ионная, или ковалентная) [17]. Такая структура определяет своеобразные свойства интерметаллидов.

При обычных условиях большинство интерметаллидов имеют практически нулевые значения пластичности и высокие показатели твердости. Это обстоятельство является их основным недостатком, поскольку присутствие таких интерметаллидов в соединениях приводит к охрупчиванию сварных швов. Причины отсутствия пластичности интерметаллидов могут различаться, но в общем случае связаны со следующими факторами [18]:

1 - ограниченное число простых механизмов деформации, которые удовлетворяют условию пластичности Мизеса,

2 - работа дислокаций с большим вектором скольжения,

3 - ограниченное поперечное скольжение,

4 - сложность передачи скольжения через границы зерен,

5 - низкая прочность границ зерен,

6 - сегрегация вредных растворенных веществ на границах зерен,

7 - ковалентная связь и высокие напряжения Пайерлса-Набарро,

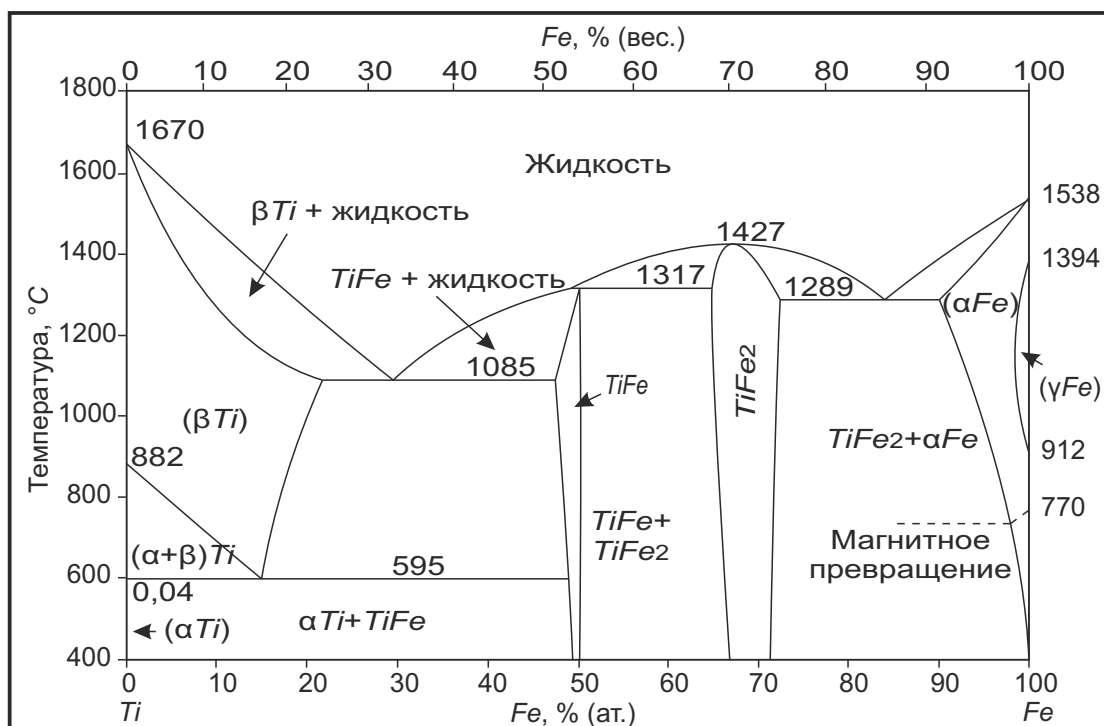
8 - чувствительность к окружающей среде.

При нагреве до температур, составляющих 70...90 % от их температуры плавления, доля металлической связи возрастает, что приводит к увеличению пластичности анализируемых сплавов.

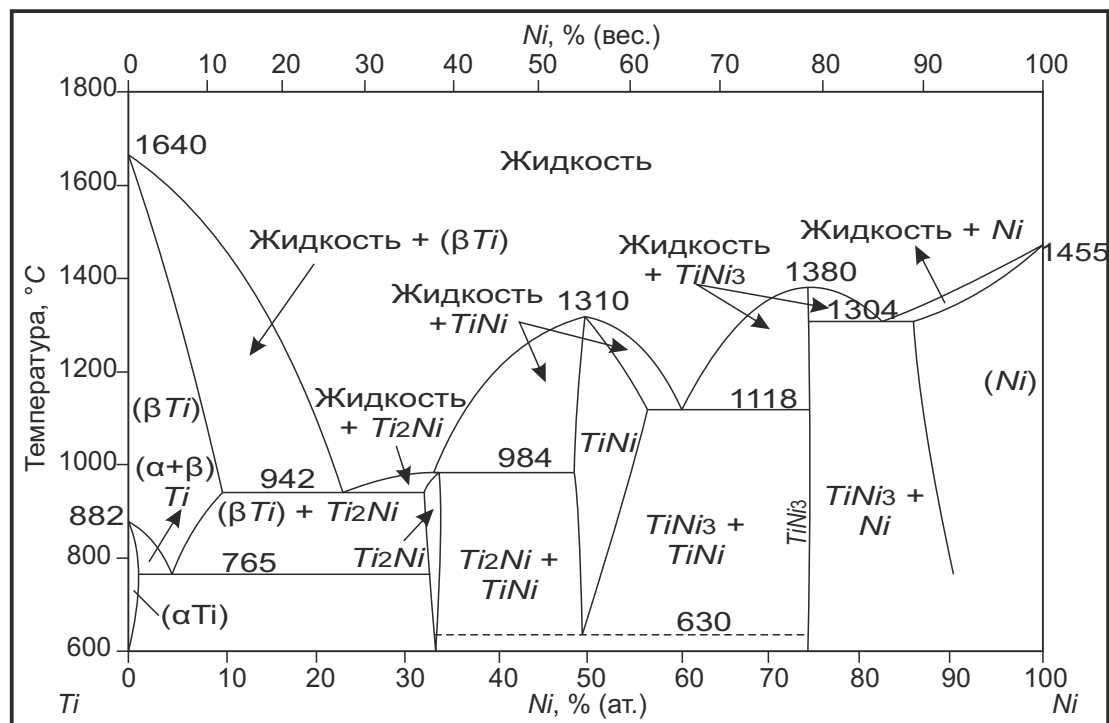
К отличительным свойствам интерметаллидов можно отнести высокую прочность, жаропрочность и коррозионную стойкость, что позволяет использовать их в таких областях промышленности как химическая, автомобильная и авиационная. К наиболее широко изученным интерметаллидам такого класса относятся сплавы на основе алюминидов титана, никеля, железа и ниобия, а также фазы Лавеса, такие как Cr_2Nb .

Система "титан – железо". В системе "титан – железо" образуются две промежуточные фазы $TiFe_2$ и $TiFe$, а со стороны исходных компонентов наблюдаются превращения, связанные с полиморфными переходами титана и железа (рисунок 1.3 а). Максимальная растворимость Ti в $\alpha - Fe$ по данным различных источников составляет от 8 до 13,7 ат. % [19]. С уменьшением температуры до 500 °C растворимость титана в ОЦК железе снижается до 2,9 ат. %. Переход $\alpha - Fe$ в $\gamma - Fe$ при температуре 1100 °C сопровождается резким снижением растворимости титана до 0,76 ат. %. Образовавшиеся в системе "титан – железо" интерметаллиды значительно повышают прочность соединения и существенно снижают его пластичность. Например, при добавлении 2 % Fe в титан твердость сплава составляет 2 ГПа, а при увеличении концентрации железа в титане до 6...9 % твердость составляет не менее 4,5 ГПа [20].

Обычно на практике используют соединения, полученные сваркой или прокаткой пластин на основе титана, а также железоуглеродистых сталей различного класса, в том числе углеродистых и хромоникелевых. Структурное состояние материалов в зоне диффузионного взаимодействия определяет химический и фазовый состав образующихся диффузионных прослоек [21]. При использовании пластин средне- и высокоуглеродистых сталей в сочетании с пластинами титана



а



б

Рисунок 1.3 – Диаграммы состояния сплавов системы "титан – железо" (а) [19] и "титан – никель" (б) [23]

формирование интерметаллидных фаз будет происходить при более высоких температурах с большим временем выдержки в нагретом состоянии.

Углерод в стали является наиболее диффузионно-подвижным элементом, а титан имеет высокую склонность к образованию карбидов. В связи с этим на границе сварки заготовок из титана и углеродистых сталей возможно образование частиц TiC , твердость которых при различных температурах составляет 20...28 ГПа [20]. При сварке технически чистого титана с хромоникелевыми аустенитными сталями образуются соединения титана с хромом, никелем и железом, которые охрупчивают сварной шов в еще большей степени, чем при сварке титана с углеродистыми сталями [21]. В соответствии с диаграммой состояния растворимость железа в $\beta - Ti$ выше по сравнению с $\alpha - Ti$, поэтому $(\alpha+\beta)$ - и $\beta -$ титановые сплавы отличаются лучшей свариваемостью со сталями.

Как отмечалось выше, материалы, содержащие слои интерметаллидов системы "титан – железо", отличаются практически нулевой пластичностью. Последующая термическая обработка позволяет увеличить пластичность лишь на 5 % [22].

Система "титан – никель". В равновесной системе "титан – никель" образуются три типа соединений: Ti_2Ni , $TiNi$, и $TiNi_3$ [23] (рисунок 1.3 б). Кроме того были найдены две метастабильные фазы Ti_3Ni_4 и Ti_2Ni_3 , образование и состав которых зависит от времени и температуры старения сплава [24]. При низкой температуре и малом времени старения образуется фаза Ti_3Ni_4 , тогда как при более высокой температуре и более длительном времени старения появляется стабильная $TiNi_3$ фаза. Соединение Ti_2Ni_3 является промежуточной фазой между интерметаллидами Ti_3Ni_4 и $TiNi_3$.

Максимальная растворимость никеля в $\alpha - Ti$ равна 0,2 ат. %, в $\beta - Ti -$ 8 ат. %. В никеле максимальная растворимость титана достигает 13,9 ат. % при 1304 °C и снижается при уменьшении температуры. Несмотря на то, что сплавы системы "никель – титан" отличаются более высокими показателями пластичности по сравнению со сплавами системы "железо – титан", их микротвердость может достигать высоких значений (700 HV). Особенность интерметаллидов этой

системы заключается в обратимом мартенситном превращении, которое играет существенную роль в повышении триботехнических показателей материалов.

Механизм формирования фаз при сварке давлением пластин титана и никеля является сложным [25]. На первой стадии образуется фаза Ni_3Ti , что обусловлено ее низкой энергией Гиббса по сравнению с другими фазами этой системы ($G = 122,3$ кДж/моль). Затем на границе $Ni_3Ti - Ti$ возникает фаза $NiTi_2$. С позиции термодинамики образование такой фазы более предпочтительно по сравнению с фазой $TiNi$. Соединение $TiNi$ формируется на границе между фазами Ni_3Ti и $NiTi_2$. Более подробно процесс образования соединений системы "титан – никель" описан в работе [26]. В случае, когда соединение между титаном и никелем формируется в условиях динамического нагружения, характерного, например, для сварки взрывом, на границе сварки возможно также образование метастабильных фаз, таких как пересыщенный твердый раствор, аморфная фаза, квазикристаллические соединения [27].

Образование при сварке интерметаллидов системы "титан – никель" в значительной степени определяет структурные особенности сварных соединений. Исследования показали, что при содержании в титановых сплавах более чем 2 % никеля в процессе кристаллизации происходит формирование трещин [28]. Среди возможных соединений, формирующихся между титаном и никелем, фаза $TiNi$ отличается большей пластичностью и не охрупчивает сварной шов [29, 30]. Обычно эту фазу, в которой содержится 55...58 вес. % никеля, называют нитинол. Для нее характерны высокая пластичность, коррозионная стойкость, немагнитность, низкотемпературная трещиностойкость.

1.3 Методы сварки разнородных материалов

В соответствии с одной из классификаций все виды сварки делят на сварку плавлением и сварку в твердой фазе [31]. При сварке плавлением формирование неразъемных соединений осуществляется путем нагрева кромок свариваемых материалов и последующей кристаллизации материала. При лазерной сварке соеди-

нение материалов происходит за счет нагрева заготовок концентрированным лучом когерентного монохроматического источника [5, 32]. Качество получаемых швов определяется изменением ряда технологических параметров, таких как мощность пучка, фокусировка размера лазерного пятна, скорость перемещения луча относительно заготовок. Однако даже при оптимальном регулировании параметров сварки плавлением устранить проблему, связанную с формированием интерметаллидов в зоне переплава соединяемых кромок, не представляется возможным. Образующиеся в сварных швах соединения, как правило, оказывают негативное влияние на комплекс свойств композиций. Это позволяет сделать вывод общего характера о том, что методы сварки плавлением в большинстве своем непригодны для получения соединений из разнородных материалов, в том числе материалов, склонных к образованию химических соединений.

Некоторые из технических решений, способствующих решению отмеченных проблем, представлены ниже:

1. Снижение времени взаимодействия соединяемых материалов в жидком состоянии (способствует уменьшению толщины диффузионного слоя на поверхности свариваемых заготовок).
2. Легирование металла шва элементами [33], подавляющими рост хрупких интерметаллидных фаз.
3. Применение промежуточных вставок из материалов, которые хорошо свариваются с материалами основной композиции без образования химических соединений.

Для уменьшения времени взаимодействия соединяемых заготовок в жидком состоянии пригодны методы, при реализации которых процессы сварки развиваются в твердом состоянии. Сварка в твердой фазе, как следует из определения, осуществляется за счет пластического деформирования материалов без их плавления. К таким видам соединений относятся диффузионная сварка [34-37], сварка взрывом [38], сварка трением [22, 39, 40]. Образование соединений между заготовками происходит за счет активизации деформационных и диффузионных процессов при температуре меньше температуры плавления основного металла. Та-

кой подход дает возможность получения высококачественных соединений между разнородными материалами.

Основными преимуществами процессов сварки разнородных материалов в твердом состоянии по сравнению с методами сварки плавлением являются:

1. Соединение материалов без образования жидкой фазы.
2. Возможность соединения широкого спектра разнородных материалов.
3. Осуществление сварки за счет пластической деформации.
4. Осуществление сварки при низких температурах.
5. Высокая скорость процесса.

Ниже кратко рассмотрены некоторые методы сварки давлением разнородных материалов, такие как диффузионная, сварка трением и сварка взрывом.

1.3.1 Соединения из разнородных материалов, полученных методом диффузионной сварки

Диффузионная сварка представляет собой способ соединения материалов, в котором основным механизмом формирования сварного шва является диффузия в твердом состоянии. Образование соединений между металлическими заготовками происходит в процессе деформации материала при повышенных температурах. Формирования жидкой ванны при этом не происходит. Имеет место лишь макроскопически ограниченная деформация или относительное перемещение соединяемых пластин друг относительно друга. Диффузионная сварка является востребованной технологией изготовления элементов для электроники, ядерной и авиационной промышленности. Она позволяет сваривать однородные и разнородные материалы без существенных микроскопических искажений заготовок, изменений формы и размера получаемых изделий [31], а также без проявления фазовых превращений в процессе соединения. Основными параметрами диффузионной сварки, определяющими механические свойства сварных соединений, являются температура, давление и длительность процесса. В работе [36] описаны результаты диффузионной сварки заготовок из титанового сплава $Ti - 6Al - 4V$ и нержавеющей

щей стали 304. Максимальные значения предела прочности на растяжение (342 МПа) и прочности на сдвиг (237 МПа) были достигнуты при температуре процесса равной 800 °С и одноосной нагрузке – 5,4 кгс. При таких условиях толщина диффузионного слоя, содержащего фазы $\alpha - Fe$, χ , λ , $FeTi$, $\beta - Ti$, Fe_2Ti_4O , минимальна. Увеличение температуры процесса сопровождается ростом толщины диффузионного слоя, что в итоге приводит к резкому уменьшению прочностных характеристик. При более низких температурах процесса прочность соединения также низка.

Для того чтобы управлять комплексом механических свойств формируемых композиций, необходимо контролировать металлургические процессы сварки, природу возникающих интерметаллидных соединений, кинетику их образования и др. параметры. Формирование химических соединений между материалами, склонными к образованию интерметаллидных фаз, по представлениям авторов работы [41], происходит в 3 стадии (рисунок 1.4).

На первой стадии за счет разрушения тонкой оксидной пленки формируется физический контакт заготовок. После устранения барьеров, препятствующих установлению прочного контакта, через границу соединения начинается диффузионный поток атомов. Течение материала, происходящее на второй стадии, сопровождается двумя различными связанными между собой явлениями: сфероидизацией пустот и усадкой материала, а также формированием и ростом зародышей кристаллитов интерметаллидных соединений. В конце второй стадии пустоты изменяют свою линзовидную форму на сферическую (рисунок 1.4). Эти изменения приводят к увеличению площади контакта заготовок. Третья стадия характеризуется ростом толщины интерметаллидных слоев, которые растут параллельно границе раздела. Основной механизм, отвечающий за рост интерметаллидных слоев, связан с объемной диффузией взаимодействующих элементов.

Ранее было отмечено, что зарождение интерметаллидов на границе соединения в значительной степени зависит от деформации, диффузии компонентов сплава и приложенной энергии [42]. Перемешивание атомов металлов определяется правилом Юм-Розери [43], учитывающим соотношение их атомных разме-

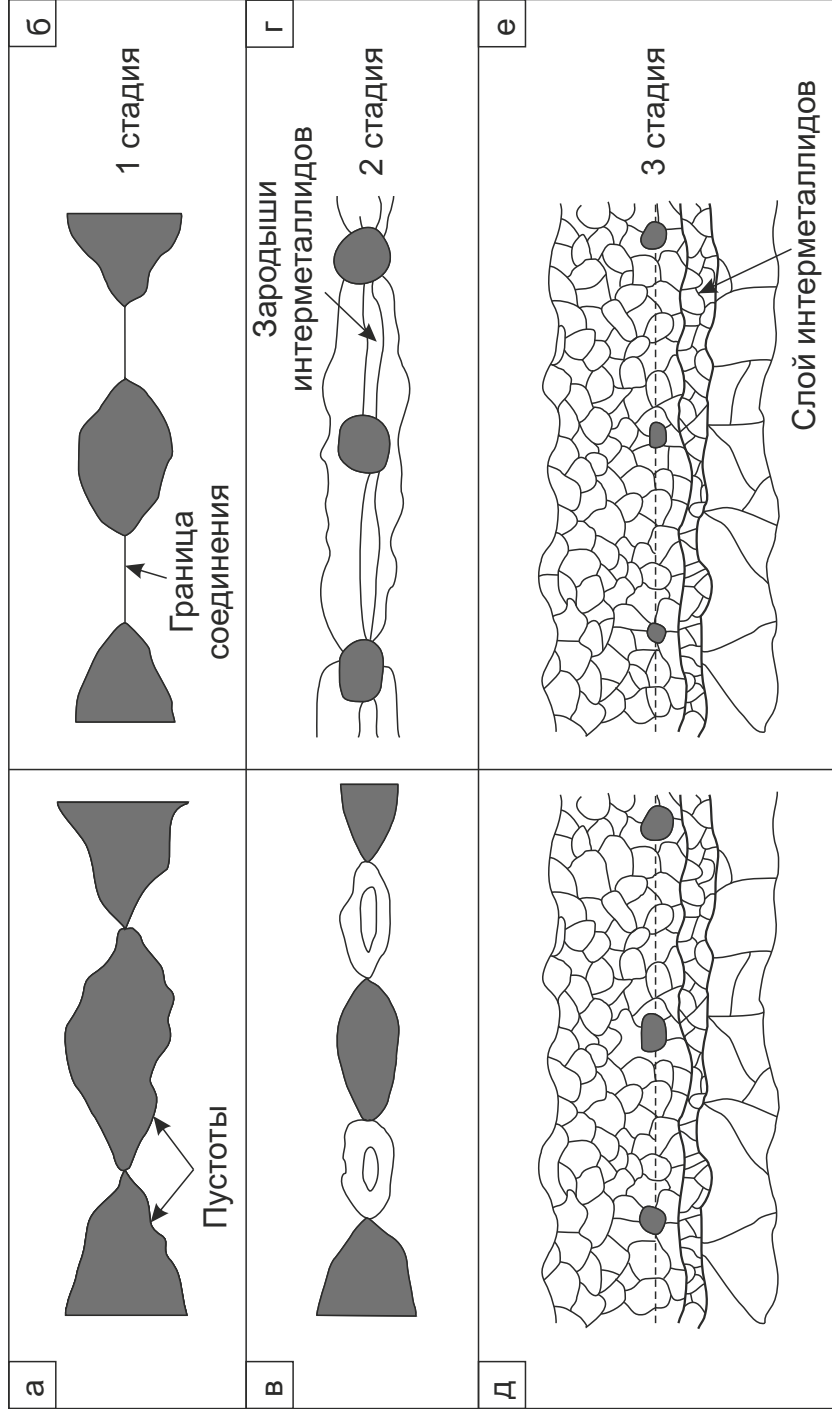


Рисунок 1.4 – Схема, отражающая этапы формирования соединения между заготовками из алюминия и меди: а – исходный контакт по микровыступам;

б – рост зоны контакта за счет пластической деформации (ползучести); в, г – формирование и рост первых зародышей интерметаллидов с образованием межграничных пустот; д – рост интерметаллидного слоя; е – миграция границы раздела в процессе роста [41]

ров, электроотрицательность, валентность и кристаллическое состояние. Рост интерметаллидов в твердом состоянии контролируется диффузией. В работах [33-36] было показано, что с увеличением температуры процесса ширина образовавшегося на границе соединения интерметаллидного слоя растет, и, как следствие, приводит к ухудшению механических свойств материала.

1.3.2 Сварка трением заготовок разнородных материалов

Сварка трением является одним из хорошо апробированных способов сварки в твердом состоянии, широко используемых для получения соединений из разнородных материалов. При реализации этого процесса нагрев заготовок осуществляется за счет относительного перемещения двух свариваемых поверхностей. В обычных условиях плавления материалов на границе раздела не происходит. Следует подчеркнуть, что хотя анализируемый процесс и относится к сварке в твердом состоянии, в некоторых случаях на границах сопряжения заготовок могут возникать тонкие пленки расплава. Одна из важных особенностей сварки трением заключается в возможности получения соединений в виде различных комбинаций разнородных материалов [22, 41, 44-47]. Использование этой технологии позволяет получать надежные соединения даже в тех случаях, если исходные материалы имеют различные механические и металлургические свойства, например, температуру плавления (медь и вольфрам) или прочность (нержавеющая сталь и чистый алюминий) [48].

Наиболее важными технологическими параметрами при сварке трением разнородных материалов являются давление и время взаимодействия свариваемых элементов. Именно эти параметры отвечают за процесс формирования интерметаллидного слоя на границе свариваемых пластин в процессе сварки [41, 44-47]. В работе [44] отражены результаты исследования влияния параметров процесса на возможность получения бездефектного соединения из технически чистого титана и нержавеющей стали. Экспериментально установлено, что при минимальной скорости вращения инструмента (560 об/мин) на границе соединения заготовок

образуются поры. При таких условиях сварки количества вырабатываемого тепла недостаточно для обеспечения требуемого уровня пластичности в пределах сварной зоны. Увеличение скорости вращения инструмента до 1100 об/мин приводит к образованию неоднородного по свойствам сварного соединения и зон, характеризующихся частичным поглощением титаном кислорода. Формирование оксидной пленки ухудшает контакт между заготовками из титана и нержавеющей стали, а также уменьшает пластичность титана. Образование интерметаллидов на границе соединения обусловлено ускорением миграции элементов с ростом температуры, обеспечивающей реакцию титана и железа и формирование интерметаллидных фаз на основе Ti и Fe .

Результаты исследования показали [47], что увеличение времени взаимодействия заготовок приводит к уменьшению прочности соединения, поскольку образуются слои большей толщины. Это характерно, например, для систем, образующих эвтектику или интерметаллидные соединения ($Fe - Ti$ и $Cu - Ti$).

При выборе оптимальных параметров следует контролировать толщину слоев, содержащих интерметаллидные фазы и соответственно механические свойства соединений. На примере сварки трением заготовок из алюминия и стали было показано, что при толщине слоя менее 1 мкм предел прочности соединения составляет 60 % от предела прочности алюминия [45]. С увеличением толщины диффузионного слоя до 1,5 мкм эта величина снижается до 40 %. С ростом температуры нагрева до 873 К предел прочности может уменьшиться на порядок [46]. При этом толщина образовавшегося на границе охрупчивающего слоя возрастает от 1...1,5 мкм до 10 мкм. Давление при сварке трением такого существенного влияния как температура и время на комплекс свойств формируемых соединений не оказывает.

1.3.3 Получение соединений из разнородных материалов методом сварки взрывом

Сварка взрывом нашла широкое применение при соединении заготовок из однородных или разнородных материалов [49]. Основным преимуществом этого

технологического процесса является возможность надежно соединять в твердом состоянии металлургически несовместимые материалы без образования промежуточных слоев, содержащих охрупчивающие химические соединения. Детонация взрывчатого вещества, обеспечивает метание и косое соударение металлических заготовок, приводящее к интенсивному нагреву материала. Однако тепло в значительном количестве выделяется лишь в микроскопических объемах поверхностных слоев. Таким образом, существенных изменений в микроструктуре и механических свойствах основного материала не происходит. Значительные преобразования структуры имеют место лишь в зонах большой деформации, непосредственно прилегающих к границе сопряжения заготовок, где наблюдается термическое воздействие на свариваемые материалы.

Используя методы рентгеноструктурного и электронно-зондового анализа авторами работы [50] было показано, что при формировании методом сварки взрывом соединений из титанового сплава $Ti_5Ta_{1,8}Nb$ и нержавеющей стали 304Л интерметаллидные фазы на границах раздела разнородных заготовок не образуются. Однако из-за низкой растворимости железа в $\alpha - Ti$ при комнатной температуре получить надежное сварное соединение не удалось. Кроме того, к возникновению высоких внутренних напряжений, являющихся одной из причин охрупчивания сварных швов, приводит большое различие коэффициентов линейного теплового расширения и теплопроводности свариваемых между собой разнородных материалов [51].

С целью формирования надежного соединения между взаимодействующими заготовками следует учитывать технологические параметры и режимы сварки, определяющие процесс образования соединения. Например, угол соударения металлических пластин должен превышать значение, ниже которого сварка не происходит при любых величинах скорости точки контакта. Для материалов, которые при взаимодействии склонны к образованию интерметаллидных соединений, на плоскости угол соударения – скорость точки контакта существует верхняя граница, при переходе которой сварной шов ослаблен избыточным количеством интерметаллидов [7].

Большой объем экспериментальных исследований различных сочетаний металлических материалов, ориентирован на определение оптимальных областей формирования сварных соединений, в том числе на выявление условий, обеспечивающих процесс волнообразования на границах сопряжения заготовок [7, 52-60]. В литературе описаны различные классификации, учитывающие технологические параметры сварки, в том числе схему сварки, скорость точки контакта и угол соударения пластин, зависящие от свойств и структуры соединяемых материалов, а также от размеров заготовок. Они позволяют определить максимальное количество энергии, необходимой для преодоления критической деформации сдвига или устранения чрезмерного оплавления границ.

Таким образом, существуют граничные значения, в пределах которых формируется соединение удовлетворительного качества. Эти значения можно описать такими величинами как скорость сварки (V_w) и угол соударения пластин (β), которые объясняют область или окно сварки. На рисунке 1.5 представлены границы такой области, предложенной Виттманом и Дерибасом [52]. С правой стороны окно ограничено сверхзвуковой областью, где образование кумулятивной струи невозможно до тех пор, пока угол соударения не превысит критический угол. Нижняя граница определяет условия, при которых образуется струя, а поведение материала становится подобным жидкости. Верхняя кривая является пределом, выше которого возникают дефекты в области сварного соединения.

Выбор оптимальных режимов сварки позволяет контролировать морфологию формируемых соединений и предотвратить образование хрупких фаз на границах раздела разнородных материалов. Авторы работы [38] показали, что заряд взрывчатого вещества оказывает существенное воздействие на форму границы сварки и сделали вывод о том, что формирование интерметаллидов полностью исключить нельзя. С увеличением потери кинетической энергии толщина интерметаллидного слоя возрастает [61, 62]. В то же время отмечается, что параметры соударения не оказывают влияния на состав и структуру интерметаллидных фаз [63].

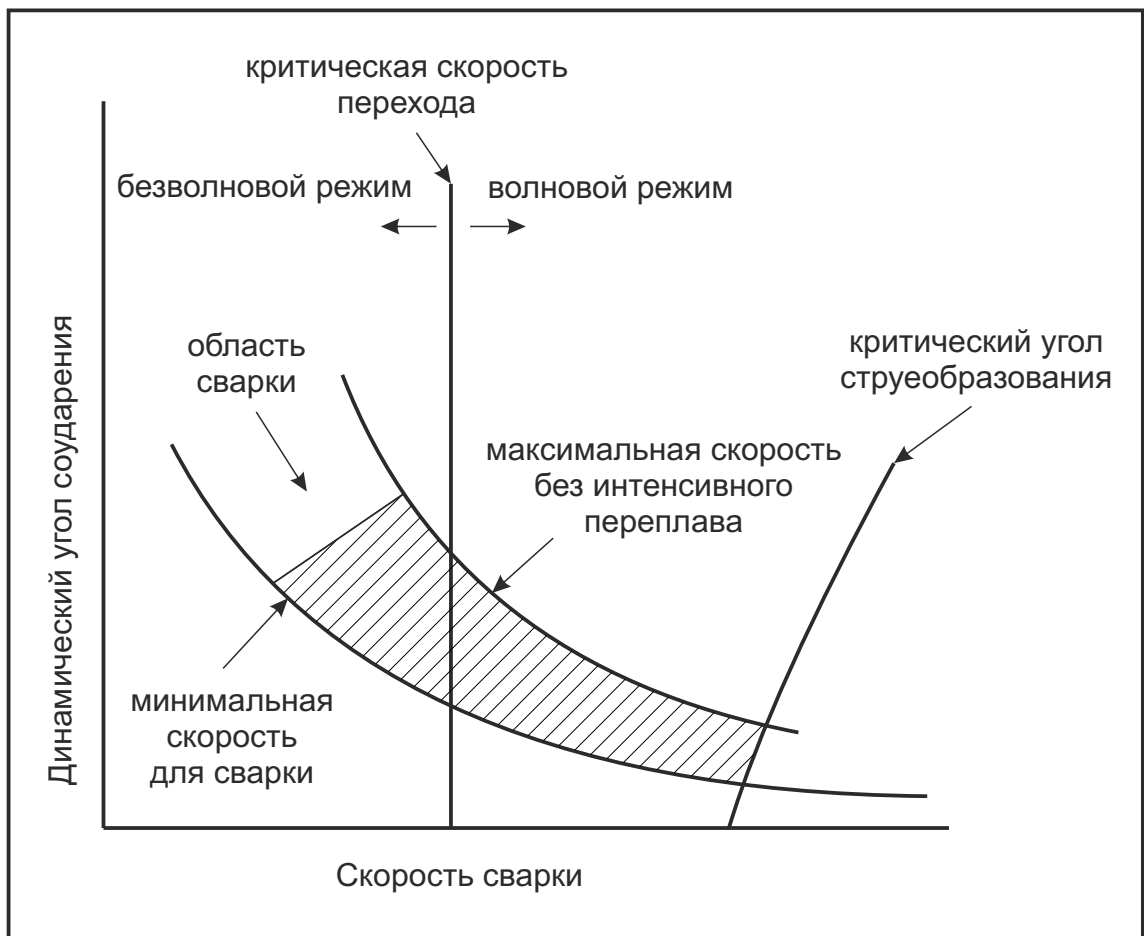


Рисунок 1.5 – Область сварки материалов взрывом, определенная в работах Виттмана и Дерибаса [52]

Как было показано выше, образование интерметаллидов на границах раздела свариваемых материалов приводит к резкому падению прочностных характеристик, а также ударной вязкости композитов. При сварке материалов, чувствительных к воздействию кислорода (титан или тантал), находящемуся в ударно-сжатом газе впереди точки контакта, также отмечается снижение механических свойств [64, 65]. Мелкие частицы титана, находящиеся в сварочном зазоре, активно реагируют с азотом и кислородом воздуха, что приводит к образованию хрупких карбидов и нитридов [66]. При введении инертных газов (аргона или гелия) [64] формируются композиционные материалы, характеризующиеся отсутствием структурной и химической неоднородности в сварных соединениях и обладающие высоким комплексом механических свойств.

Выше отмечалось, что дефекты, возникающие на границах раздела свариваемых заготовок, приводят к снижению прочностных характеристик композитов. Авторы [67] полагают, что одним из решений данной проблемы может стать применение комплексной технологии, предусматривающей сварку взрывом материалов и последующую обработку пакета давлением в горячем или холодном состоянии. Такой подход позволяет "залечить" локальные дефекты, устранить неоднородность структуры и обеспечить заданные геометрические размеры и соотношения толщин слоев. Кроме того, дополнительная обработка давлением приводит к увеличению прочности и пластичности композита в целом.

Проблемам, связанным с образованием соединений при сварке взрывом посвящено большое количество работ [7, 52, 68-72]. На основании имеющихся в литературе данных сформулировано множество гипотез, объясняющих механизм формирования соединения в процессе динамического соударения металлических заготовок. Среди этих гипотез выделяются две, основывающихся на том, что сварка взрывом протекает в твердой или жидкой фазе.

В соответствии с первой гипотезой [73] процесс сварки протекает в твердом состоянии. Интенсивная пластическая деформация сдвига в процессе волнообразования приводит к созданию чистых поверхностей соединяемых заготовок. Сочетание двух факторов – очистки поверхностей и высоких давлений способствует

формированию соединений без образования зон расплава. В процессе сварки взрывом атомы двух свариваемых материалов сближаются на расстояния, соизмеримые с параметром кристаллической решетки, позволяя тем самым сформировать неразъемное соединение.

Вторая гипотеза предполагает, что процесс сварки связан с плавлением, при котором создаются субмикронные слои расплавленного металла. В процессе сварки на границе за короткое время температура повышается до очень высоких значений, превышающих температуру плавления свариваемых материалов. При последующем высокоскоростном охлаждении (около 10^5 К/с) происходит образование ультрамелкозернистой структуры [73, 74]. Вронка показал [75], что пластическая деформация приводит к физическому контакту, активации и интенсивному взаимодействию свариваемых материалов. Таким образом, механизм образования соединения сопровождается процессами адгезии, диффузии и рекристаллизации.

1.4 Сварка разнородных материалов с использованием промежуточных барьерных слоев

Несмотря на то, что сварка взрывом является способом надежного соединения большого количества чистых металлов и сплавов, в некоторых парах, характеризующихся высоким уровнем предела текучести или высокой скоростью деформационного упрочнения одного из материалов, получить качественное соединение проблематично. При использовании для сварки материалов, склонных к образованию хрупких химических соединений, дополнительный нагрев до высоких температур может привести к росту интерметаллидного слоя, и как следствие, к уменьшению механических свойств материала [25].

В некоторых случаях для получения качественных бездефектных соединений с высокими показателями механических свойств рационально использовать промежуточные прослойки [31]. Такой подход наиболее эффективен в тех случаях, когда в процессе сварки формируются хрупкие интерметаллидные соединения, а также когда процессы термической усадки при охлаждении расплава не позволя-

ют использовать традиционные методы сварки плавлением [31]. Применение промежуточных слоев позволяет расширить область сварки металлургически несовместимых материалов [62], а также уменьшить пластически деформированные зоны на границах соединения путем уменьшения кинетической энергии металлической пластины и предотвратить формирование интерметаллидных фаз [62].

1.4.1 Методы получения и свойства промежуточных слоев

Промежуточный слой может быть выполнен в виде фольги или тонколистовой пластины, а также в виде покрытия или тонкой пленки, нанесенных различными методами на одну или обе поверхности основного материала. К таким методам можно отнести электролитическое, вакуумное, газодинамическое, детонационное, плазменное нанесение или осаждение из паровой фазы [31, 76, 77]. При получении тонких пленок методами осаждения металлический слой конденсируется из молекулярного пучка на холодной подложке. Такой процесс можно сравнить с процессами закалки, при реализации которых образуется множество точечных дефектов (атомов внедрения и замещения, избыточных вакансий и др.). Толщина полученных пленок в зависимости от технологических параметров процесса может изменяться в диапазоне от 0,05 до 1 мм. Адгезия, равномерность толщины, структура и механические свойства являются важными характеристиками, определяющими качество покрытий, формируемых различными методами осаждения [78].

Перед осаждением поверхность основного металла очищается от тонкой оксидной пленки, что способствует повышению прочности соединения промежуточного слоя с подложкой. Очистка осуществляется методами химического травления или распылением поверхностного слоя. Главное преимущество покрытий, полученных по технологии вакуумного осаждения, перед покрытиями, нанесенными методами электролитического осаждения, заключается в способности осуществлять операцию распыления непосредственно в процессе нанесения покры-

тия. Такой подход позволяет осаждать материал с минимальным загрязнением поверхности основного металла.

При использовании методов предварительного осаждения промежуточных слоев процесс осуществляется в два этапа (нанесение покрытия и сварка). В тех случаях, когда барьерными слоями являются тонкие пластины (или фольги), их соединение с пластинами основного металла осуществляется непосредственно в процессе сварки взрывом, т.е. трехслойный композит получается за один этап. При сварке некоторых комбинаций материалов промежуточного слоя и основного металла требуется нагрев до высоких температур, что приводит к формированию на поверхности заготовок оксидных пленок. Этот фактор может ограничивать практическое использование полученной композиции.

В литературе описаны случаи формирования при вакуумном осаждении покрытий мелкокристаллических столбчатых построений. Рост кристаллов происходит в направлении, перпендикулярном поверхности основного металла. Другим типом дефектов, проявляющимся при формировании покрытий такого типа, являются мелкодисперсные двойники толщиной примерно 15 нм [79]. Образование мелкокристаллической структуры характеризуется повышенной твердостью материала, которая является одной из причин снижения адгезионных свойств покрытий. Низкий уровень прочности соединения с основным металлом связан также склонностью пленок к растрескиванию. Для понижения уровня микротвердости и увеличения пластических свойств осажденных покрытий перед сваркой взрывом материал подвергают нагреву до температур, способствующих перестройке мелкокристаллической структуры в равновесную структуру зеренного типа.

Качество соединений, получаемых методами осаждения, определяется, в первую очередь, уровнем адгезионных свойств получаемой композиции (основной металл – покрытие). Прочность соединения пленок с основным материалом может достигать 350 МПа. Адгезионные характеристики определяются, прежде всего, качеством подготавливаемой поверхности, а также сходством структур основного и осаждаемого металла [78]. Покрытия из таких металлов как *Pd*, *Cr*, *Co*,

Fe и *Ag* вносят в зону соединения растягивающие напряжения, что приводит к растрескиванию, появлению дефектов в виде трещин, сколов. Покрытия из *Zn*, *Cd*, *Pb*, *Sn*, наоборот, вызывают напряжения сжимающего типа и при некотором их уровне могут отслаиваться. В отличие от массивных образцов, осаждаемые пленки имеют высокое отношение площади поверхности к объему, разную степень упорядочения структуры, малую массу, а также несовершенную кристаллическую решетку.

1.4.2 Выбор материала промежуточного слоя

При выборе материала промежуточного слоя должно соблюдаться одно или несколько условий [62, 81]:

1. Хорошая растворимость материала вставки с основными элементами композиции.
2. Высокая пластичность и высокие показатели текучести материала промежуточного слоя.
3. Сходство электрохимических свойств материала вставки и материала слоя, с которым он сваривается.
4. Сопоставимость показателей механических свойств материала промежуточного слоя и основного металла.

При сварке разнородных материалов возможно использование высокопрочных промежуточных слоев. Однако толщина таких слоев должна быть минимально возможной, иначе промежуточный слой представляет собой самостоятельно работающий материал с практически нулевой пластичностью [80].

Анализ литературных данных показал, что в качестве промежуточных слоев могут быть использованы [81-85]:

- прессованные порошки,
- слои чистых металлов,
- нанокристаллические и аморфные слои,
- пленки (толщиной до 2 мкм).

Наиболее часто в качестве промежуточных слоев используют такие материалы, как медь, никель, серебро, ванадий, ниобий и др. Некоторые их особенности приведены ниже.

Серебро. Для сварки в твердом состоянии разнородных материалов в качестве промежуточных слоев может быть использовано серебро [31]. Основное преимущество серебра, как промежуточного слоя, заключается в получении высокопрочных соединений при относительно низких температурах (от 473 до 673 К) и давлениях (от 100 до 200 МПа). Использование серебра в качестве промежуточного слоя позволяет увеличить предел прочности композиции до 410 МПа [86]. Интерметаллиды, формируемые между серебром и титаном, являются пластичными, о чем свидетельствует вязкий характер их разрушения.

Никель. В ряде случаев при сварке разнородных материалов в качестве промежуточного слоя рационально использовать никель. Так, например, прослойка никеля позволяет улучшать механические свойства соединения из титана и нержавеющей стали, полученного по технологии сварки трением [85]. С использованием никелевой прослойки максимальный предел прочности соединения достигает 512 МПа. При сварке трением низкоуглеродистой стали и мартенситно-старяющей стали прослойка никеля препятствует диффузии марганца, кремния и углерода [87].

Медь. Большое количество работ по сварке титановых сплавов и сталей выполнено с использованием прослоек из меди [88-91]. Использование меди позволяет улучшать механические свойства композитов и избегать образования хрупких интерметаллидных соединений. Диффузионная сварка при 900 °С титана и стали с промежуточным медным слоем позволяет достичь предела прочности на уровне 318 МПа [88]. При дальнейшем увеличении температуры предел прочности снижается из-за образования интерметаллидов на основе железа и титана, поскольку полностью исключить диффузию атомов *Fe*, *Cr*, *Ni* в пластину *Ti* и пластину нержавеющей стали невозможно.

По сравнению с другими пластичными материалами преимущества меди заключаются в следующем:

- медь не образует хрупких интерметаллидов с железом, хромом, никелем или углеродом;
- медь является пластичным металлом, способствующим релаксации напряжений, вызванных различием в коэффициентах термического линейного расширения материалов;
- медь значительно дешевле ряда материалов, которые используются в качестве эффективных промежуточных материалов (золото, серебро, платина).

Ниобий, тантал, ванадий (тугоплавкие материалы). Возможность использования промежуточных слоев из тугоплавких металлов определяется, прежде всего, их растворимостью в основных материалах композиций [10]. Для лазерной сварки титана и нержавеющей стали были выбраны прослойки из тантала и ванадия, которые обладают достаточно высокой растворимостью в *Fe, Ti, Cr, Ni*. Ванадий имеет 100 % растворимость в *Fe, Cr, Ti* и более чем 40 % в *Ni*. В свою очередь, тантал неограниченно растворяется в титане и имеет достаточно высокую растворимость в других металлах. Результаты экспериментальных исследований показали, что тантал обладает лучшей свариваемостью с основными материалами, а полученные с его участием соединения отличаются меньшей дефектностью. Эти особенности объясняют увеличение прочностных свойств композита с промежуточными вставками из тантала.

Отмеченные выше типы прослоек не во всех случаях позволяют эффективно решать проблему повышения надежности сварных соединений. В наибольшей степени эта проблема обостряется в случае эксплуатации изделий при повышенных температурах, когда активно развиваются диффузионные процессы, способствующие росту хрупких интерметаллидных слоев [92]. В ряде случаев применение биметаллических прослоек является более эффективным решением, позволяющим снизить интенсивность процессов переноса атомов смежных слоев и увеличить продолжительность эксплуатации композиционных материалов при повышенных температурах.

Медь – тугоплавкий материал. Выше было отмечено, что использование промежуточных слоев в виде чистых металлов позволяет получать соединения с

малым количеством дефектов, характеризующиеся повышенными прочностными показателями. Однако такой подход не представляет собой универсальное решение проблемы охрупчивания сварных швов. Так, например, при использовании для сварки титана и нержавеющей стали промежуточного слоя меди на границе соединения медь – титан могут возникать интерметаллиды типа Ti_2Cu , $TiCu$, Ti_2Cu_3 , Ti_3Cu_4 и $TiCu_4$, приводящие к охрупчиванию сварного соединения. В этом случае наиболее предпочтительным является барьерный слой в виде биметаллической композиции "медь – тугоплавкий металл" [86, 93-98].

Авторы работы [96] для электронно-лучевой сварки заготовок из титана и нержавеющей стали использовали двойную вставку V/Cu . В полученном композите $Ti/V/Cu - V/Fe$ практически отсутствуют интерметаллиды, охрупчивающие зону шва. Предел прочности сформированного соединения на 52 % превышал предел прочности нержавеющей стали марки 304. Отмечается возможность повышения комплекса прочностных свойств композиции также при использовании наноструктурированных прослоек [99]. При проведении испытаний на отрыв заготовок из титана и нержавеющей стали с использованием нанопрослоек меди и ниобия установлено, что уровень прочностных характеристик композита соответствует прочности наименее прочного из соединяемых материалов.

Эффективным способом устранения хрупких интерметаллидов на границе соединения является использование диффузионных барьеров из меди и ниобия, а также сплавов на их основе (толщиной 1...2 мм). Барьеры такого типа препятствуют охрупчиванию композита при нагревах до 1000 °C [100]. Сохранить или даже повысить прочность сварных соединений при нагреве до высоких температур возможно двумя способами. Первый способ предполагает замену чистой меди, которая разупрочняется в процессе нагрева, на более прочный сплав, например латунь. По второму способу речь идет об уменьшении толщины диффузионных барьеров путем прокатки материала. Экспериментально показано, что такой подход позволяет повысить предел прочности соединения с 280 до 720 МПа.

Результаты механических испытаний соединения из сплавов ВТ6С и Х18НТ с двойной прослойкой, состоящей из ниобиевой фольги 0,5...1 мм и медной лен-

ты толщиной 0,2 мм, показали увеличение предела прочности более чем в 2 раза, по сравнению с аналогичной композицией, сформированной без применения промежуточных слоев [92]. В процессе горячей прокатки наблюдается контактное упрочнение слоя меди, являющегося наиболее слабым элементом в данном соединении. Дополнительный отжиг в течение 1 часа при 800 °С оставляет предел прочности материала на том же уровне. При этом зафиксировано некоторое увеличение микротвердости, обусловленное, вероятно, насыщением твердого раствора.

1.4.3 Влияние промежуточных слоев на структуру и свойства композиционных материалов

Ранее было показано, что практическая реализация подхода, основанного на использовании в процессе сварки промежуточных слоев, позволяет не только сваривать между собой металлургически несовместимые материалы, но также и повышать прочностные характеристики формируемых композитов. Следует подчеркнуть, что при сварке некоторых материалов могут быть улучшены также и другие физико-механические свойства материалов. Например, использование хромированной прослойки между сталью и алюминием позволяет существенно увеличить термическую стойкость сталеалюминиевого композита [80].

Барьерные слои из никеля, нержавеющей стали и титана позволяют существенно модифицировать электрические свойства биметалла "сталь – алюминий", сформированного методом сварки взрывом [101]. Промежуточный слой из никеля позволяет в 2 раза увеличить электросопротивление переходной зоны (при отжиге материала в течение 48 часов при 600 °С). При реализации такого же температурного режима (600 °С, 48 ч.) для композита с промежуточным слоем из нержавеющей стали электросопротивление переходной зоны выросло в 3 раза. После отжига длительностью 72 часа электросопротивление материала увеличилось более чем в 100 раз.

Практически во всех работах, посвященных анализу эффективности промежуточных слоев, отмечается, что их практическое применение в сварочных процессах позволяет значительно увеличить механические характеристики композиций, получаемых из разнородных материалов. Следует отметить, что существенную роль играет не только материал промежуточного слоя, но также и его толщина. Обычно при выборе промежуточных вставок предпочтение отдается пластинам меньшей толщины [102, 103]. В то же время четкой зависимости между толщиной прослойки и величиной предела прочности сварного соединения в настоящее время не установлено [104, 105]. Так, например, в работе [106] описаны результаты испытания композиций из титана и нержавеющей стали, полученных по технологии сварки трением с использованием промежуточных никелевых фольг толщиной 20, 40, 60 и 80 мкм. Максимальный уровень прочностных свойств зафиксирован при испытании сварного шва, полученного со вставкой толщиной 60 мкм.

В работе [107] толщину промежуточного слоя из цинка изменяли в диапазоне от 0 до 30 мкм. С уменьшением толщины фольги толщина поверхностного слоя, вступившего в реакцию, уменьшалась. Более тонкий слой способствовал повышению прочности материала на сдвиг. Лучшие результаты были достигнуты в процессе соединения заготовок при 360 °С с использованием промежуточного слоя толщиной 3 мкм. По данным работы [108] прочность сталеалюминиевого композита при уменьшении толщины алюминиевой прослойки от 0,5 до 0,1 мм изменяется незначительно.

Один из факторов благоприятного влияния промежуточных вставок основан на использовании эффекта тонких слоев. Он заключается в том, что тонкие прослойки толщиной от 0,001 до 1 мм, введенные между двух более прочных металлических заготовок, могут иметь предел прочности существенно выше, чем прочность основных материалов. Например, по данным работы [109], предел прочности прослойки серебра, вваренной между заготовками из мартенситно-старяющихся сталей, составляет 800 МПа. При этом предел прочности чистого серебра равен всего лишь 250 МПа.

Уровень механических связей в мягкой прослойке и прочность её соединения с основным металлом возрастают с уменьшением относительной толщины (χ), которая определяется отношением толщины к диаметру прослойки. Поведение промежуточных слоев при растяжении композитов хорошо объяснено на качественном уровне. Количественный прогноз поведения материалов был выполнен с использованием метода конечных элементов.

Ороном, возможно, впервые [31] было получено аналитическое выражение для радиальных (ограничивающих) напряжений в прослойке σ_r , имеющее вид:

$$\sigma_r = \frac{\sigma_y}{t} \left(\frac{d}{2} - r \right),$$

где t – толщина, d – диаметр, r – радиус, σ_y – предел текучести промежуточной прослойки. Отмеченное уравнение было выведено, предполагая идеальное пластическое поведение (без деформационного упрочнения) прослойки.

Хокамото с соавторами также отмечали эффект увеличения прочности соединения и области сваривания разнородных материалов на примере основных металлов из алюминиевых сплавов и нержавеющей стали и промежуточного слоя в виде тонкой пластины из нержавеющей стали [110].

В работе [62] была сделана попытка с энергетической точки зрения объяснить увеличение механических характеристик композита, сваренного взрывом с использованием промежуточного слоя. В процессе соударения метаемой пластины с промежуточным слоем, кинетическая энергия метаемой пластины частично переходит в потенциальную энергию. Выражается это в том, что промежуточный слой и метаемая пластина пластически деформируются вдоль всей поверхности. Частичный переход кинетической энергии в потенциальную приводит к тому, что пластическая деформация между промежуточным слоем и метаемой пластиной становится недостаточной для изменения микроструктуры и формирования каких-либо вихрей. Но при этом уровень пластической деформации остается достаточным, чтобы сформировать волны малой амплитуды и длины волны без образования интерметаллидов. Увеличение толщины промежуточного слоя, как следствие, приводит к увеличению интерметаллидного слоя и соответственно увеличению потери кинетической энергии [63].

1.5 Выводы

На основании результатов теоретических и экспериментальных исследований, выполненных отечественными и зарубежными специалистами, можно сделать следующие выводы:

1. Сварка многих разнородных материалов представляет собой сложную технологическую и материаловедческую проблему, не имеющую универсального решения. Проблемы сварки разнородных материалов обусловлены их различными теплофизическими и химическими свойствами, а также особенностями взаимной растворимости компонентов соединяемых заготовок в твердом и жидком состоянии.

2. Разнородные материалы, образующие при сварке интерметаллидные соединения, как правило, отличаются повышенными прочностными характеристиками и близкой к нулю пластичностью. Формирование при сварке химических соединений такого типа является основной причиной охрупчивания сварных швов, что делает полученные композиции непригодными для дальнейшей эксплуатации в присутствии механических напряжений.

3. В наибольшей степени формированию хрупких интерметаллидов способствуют методы сварки, основанные на плавлении заготовок, активном перемешивании материала в зонах сварных швов, и предполагающие длительное термическое воздействие на переходные зоны, в пределах которых развиваются реакции с образованием интерметаллидных соединений.

4. С позиции формирования высокопрочных сварных швов с ограниченным содержанием интерметаллидов рационально применение методов сварки, не предполагающих появления в зоне шва ванны жидкого расплава. К ним относятся диффузионная сварка, сварка трением и сварка взрывом. К важнейшим достоинствам сварки взрывом заготовок из разнородных материалов относятся малая длительность процесса, а также возможность сварки материалов, считающихся металлургически несовместимыми.

5. Использование промежуточных слоев при сварке разнородных материалов позволяет частично ограничить или полностью предотвратить нежелательные диффузионные процессы, развивающиеся между компонентами основных металлов. Практическая реализация этого подхода обеспечивает возможность формирования в зоне сварного шва рациональной структуры с минимальным содержанием охрупчивающих интерметаллидов. Образующаяся в присутствии промежуточных вставок структура способствует повышению комплекса механических свойств полученных композиций. Функцию промежуточных слоев могут выполнять фольги, тонкие пластины или покрытия, нанесенные различными методами на одну или обе свариваемые поверхности.

6. Однослойные вставки не во всех случаях позволяют решать проблемы, связанные с предотвращением образования нежелательных фаз и охрупчиванием сварных швов, обусловленные присутствием интерметаллидов. Для некоторых сочетаний соединяемых между собой материалов эффективным является использование биметаллических прослоек.

7. Одним из технологических параметров, определяющих качество швов, формируемых в процессе сварки взрывом, является толщина промежуточной вставки. Результаты экспериментальных исследований свидетельствуют о возможности увеличения прочностных свойств металлических композиций с уменьшением толщины вводимых в зазор прослоек.

2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Структура и свойства материалов исследования

Объектами исследования в представленной работе были слоистые композиты типа "титан – никелевый сплав" и "титановый сплав – хромоникелевая аустенитная сталь" с промежуточными прослойками из нескольких материалов. Для получения сварных композиций использовали технически чистый титан марки ВТ1-0 и титановый сплав марки ВТ20, относящийся к псевдо α – классу. Исходная структура этих сплавов представлена на рисунке 2.1 а, б. Размер зерен технического чистого титана составляет 25 мкм. Сплав ВТ20 имеет более дисперсную структуру. Кроме этих сплавов для получения сварных соединений использовали пластины никелевого сплава марки ХН73МБТЮ-ВД и хромоникелевой аустенитной стали 09Х18Н10Т. Структура этих материалов представлена на рисунке 2.1 в, г. В таблице 2.1 приведены некоторые наиболее важные физические и механические свойства отмеченных выше материалов, оказывающие существенное влияние на поведение материалов в процессе сварки взрывом.

Таблица 2.1 – Физические и механические свойства сплавов, выполнявших функцию основных материалов при сварке взрывом

Характеристики	ВТ1-0 [111]	ВТ20 [111]	ХН73МБТЮ- ВД [112]	09Х18Н10Т [112]
Плотность, г/см ³	4,51	4,45	8,32	7,9
Температура плавления, °С	1668	1660	1320	1450
Коэффициент теплопроводности, Вт/м·°С	18,85	8	19,3	16
Коэффициент линейного расширения, (1/°С)·10 ⁶	8,2	8,3	13,3	16,6
Твердость, НВ·10 ⁻¹	163	255-341	294-341	179
Предел прочности, МПа	345	950	1180	510

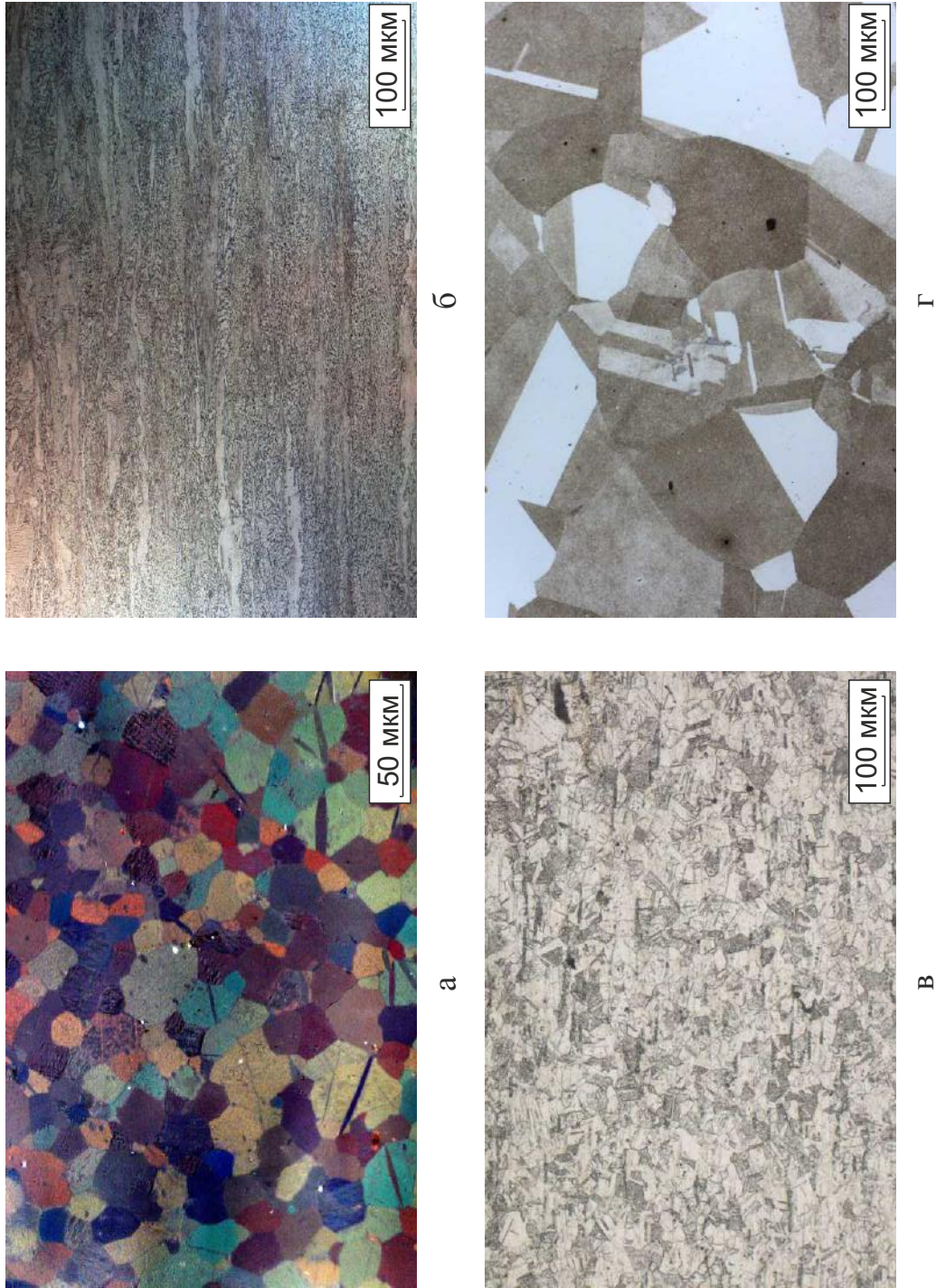


Рисунок 2.1 – Микроструктура исходных материалов, используемых при получении сварных композиций:
 а – технически чистый титан ВТ1-0; б – титановый сплав ВТ20; в – сталь 09Х18Н10Т;
 г – никелевый сплав ХН73МБТЮ-ВД

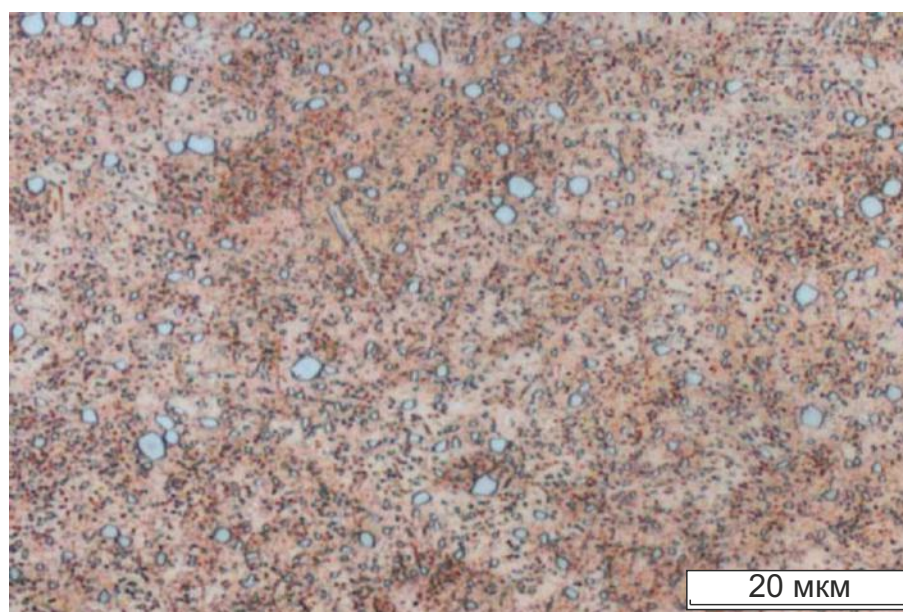
Функцию промежуточных слоев выполняли пары материалов "медь (медный сплав) – тантал", а также "хромоникелевая сталь – тантал". Технически чистая медь марки М1, использованная для получения промежуточных вставок первого типа, имела равноосную зеренную структуру размером зерен 20 мкм. Внутри многих зерен присутствовали характерные для этого материала двойники (рисунок 2.2 а). В некоторых случаях вместо технической чистой меди использовали сплав на её основе – бериллиевую бронзу марки БрБ2. Заготовки из бронзы находились в мелкозернистом состоянии. Внутри зерен находилось множество глобулярных частиц γ – фазы, представляющей собой соединение типа $CuBe$ (рисунок 2.2 б). Один из изученных в работе композитов был изготовлен с использованием в качестве промежуточного слоя аустенитной стали 12Х18Н10Т. Вторым материалом двухслойных промежуточных вставок при формировании композиций всех типов являлся технически чистый тантал марки ТВЧ. Физические и механические свойства материалов, использованных для промежуточных слоев, представлены в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Физические и механические свойства материалов, используемых для формирования промежуточных слоев

Характеристики	М1 [113]	БрБ2 [113]	12Х18Н10Т [112]	ТВЧ [114]
Плотность, г/см ³	8,94	8,2	7,9	16,6
Температура плавления, °С	1083	1050	1450	2996
Коэффициент теплопроводности, Вт/м·°С	387	84	16	52
Коэффициент линейного расширения, (1/°С)10 ⁶	16,7	16,6	16,6	6,5
Твердость, НВ 10 ⁻¹	110	150	179	500
Предел прочности, МПа	260	500	510	206



а



б

Рисунок 2.2 – Микроструктура заготовок технической чистой меди (а) и бериллиевой бронзы (б), входящих в двухслойные промежуточные вставки

2.2 Формирование композиционных материалов методом сварки взрывом

Основным технологическим процессом, используемым в диссертационной работе для получения объектов исследования, являлась сварка взрывом тонколистовых металлических заготовок. На первом этапе исследований были изучены особенности взаимодействия пластин меди и тантала. Такое сочетание материалов было выбрано для использования в качестве промежуточных вставок для сварки разнородных по химическому составу сплавов. Особенностью пары "медь – тантал" является полное отсутствие взаимной растворимости. По этой причине процессы, протекающие в процессе сварки взрывом на границе медных и танталовых заготовок, представляли особый интерес.

Сварка взрывом биметаллической композиции осуществлялась в Институте гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН по схеме с параллельным расположением пластин меди и тантала (рисунок 2.3 а). Пластины тантала толщиной 1 мм располагали на стальном основании. В качестве метаемой использовали пластину меди толщиной 2 мм. Расстояние между соединяемыми пластинами было равным 2 мм. Взрывчатым веществом являлся аммонит 6ЖВ плотностью $0,9 \text{ г}\cdot\text{см}^{-3}$. Слой аммонита находился непосредственно на медной пластине. Скорость детонации взрывчатого вещества была равной $3800 \text{ м}\cdot\text{с}^{-1}$, угол соударения пластин 17° .

С целью анализа термической стабильности соединения "медь – тантал" проводили отжиг образцов при температурах в интервале от 100 до 900 °С. Время выдержки в печи составляло 1 час. Особенностью, характерной для тантала, является его интенсивное взаимодействие с газами, входящими в состав воздуха. По этой причине нагрев сварных соединений проводился в вакуумной печи при давлении 10^{-6} Па.

На следующем этапе были изучены особенности формирования трех типов четырехслойных композитов. Схема и режимы их сварки были такими же, как при получении биметалла "медь – тантал". Композит первого типа представлял собой пакет пластин из титанового сплава и хромоникелевой стали 09X18H10T,

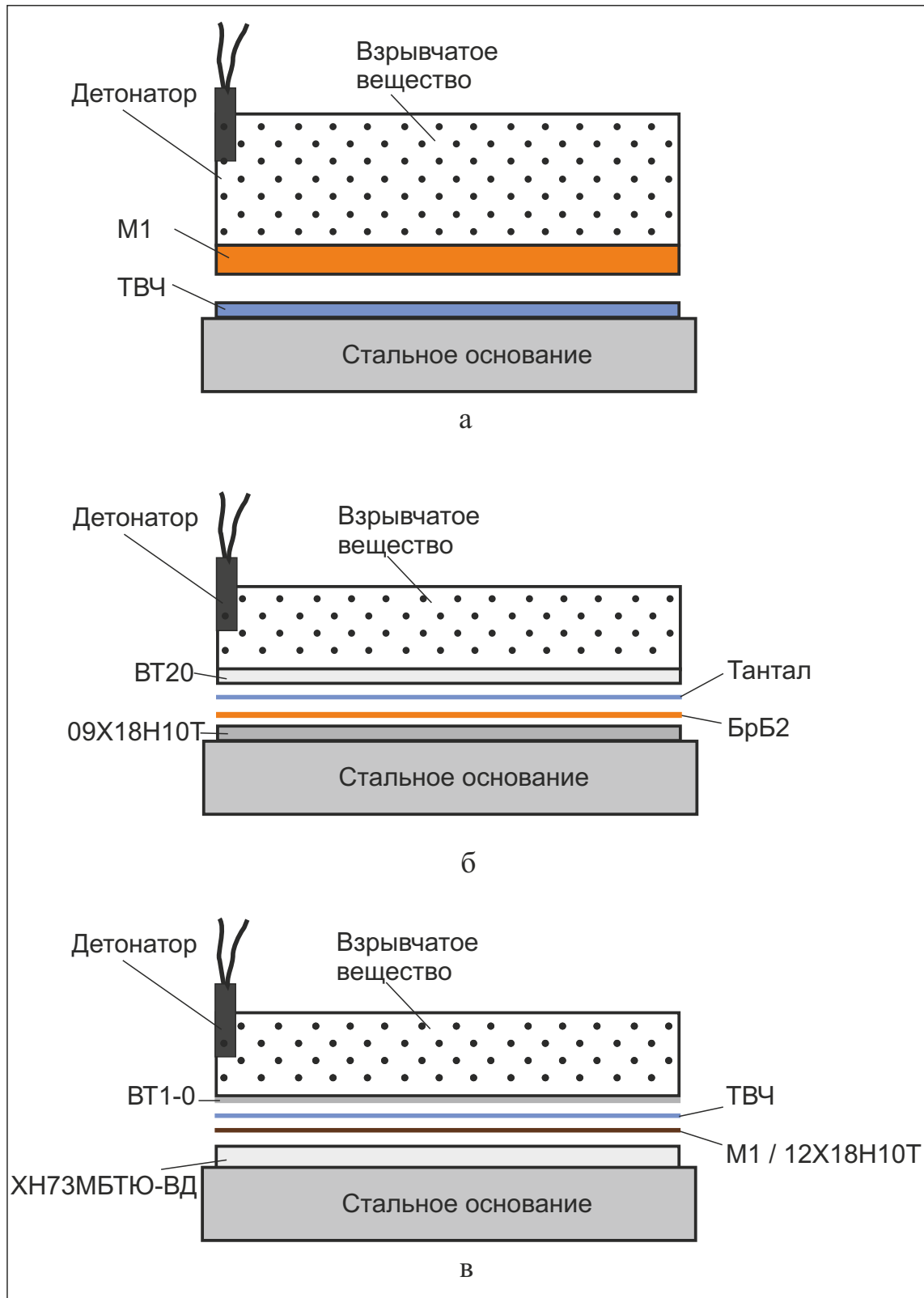


Рисунок 2.3 – Схема сварки взрывом двухслойного композита "медь – тантал" (а), четырехслойных композитов "титановый сплав – тантал – бронза – хромоникелевая сталь 09X18H10T" (б) и "титан – тантал – медь / сталь 12X18H10T – никелевый сплав" (в).

Сварка с параллельным расположением пластин

функцию биметаллического промежуточного слоя в котором выполняли фольги из бронзы толщиной 200 мкм и тантала толщиной 100 мкм (рисунок 2.3 б). Для изучения поведения сварной композиции при повышенных температурах её нагревали до 500...800 °С и выдерживали при этих температурах в течение 1 часа. Термическую обработку образцов осуществляли в лабораторных электропечах *SNOL 7,2 / 1300*.

Композиты второго и третьего типа были получены из пластин титана и никелевого сплава ХН73МБТЮ-ВД (рисунок 2.3 в). Размеры пластин из этих материалов составляли 0,2x50x100 мм и 5x50x100 мм соответственно. Неподвижными при сварке являлись пластины из никелевого сплава. Заготовки из титана марки ВТ1-0 выполняли функцию метаемых пластин. На основе системы "титан – никелевый сплав" было сформировано два типа слоистых композитов, различающихся материалом промежуточных прослоек. В одном из них промежуточный слой состоял из меди и тантала. В другом композите для изготовления вставки использовали хромоникелевую сталь 12Х18Н10Т и тантал.

Медь и сталь 12Х18Н10Т были выбраны с учетом того, что они характеризуются различным типом взаимодействия с танталом. Медь и тантал не обладают взаимной растворимостью, а для пары "аустенитная сталь – тантал" характерно образование химических соединений. Сравнивая эти материалы между собой, следует подчеркнуть, что медь является пластичным материалом с низкой твердостью, а хромоникелевая аустенитная сталь отличается более высоким уровнем прочностных свойств меньшим уровнем показателей пластичности. Толщина каждой фольги, используемой в качестве промежуточного слоя, составляла 100 мкм. С целью удаления оксидных пленок поверхность всех используемых в эксперименте заготовок перед сваркой механически зачищалась.

2.3 Методы исследования структуры материалов

При сварке взрывом формируются композиты с существенными структурными преобразованиями материалов в зонах сварных швов. Наблюдается образо-

вание множества дислокаций деформационного происхождения, которые являются причиной ускорения диффузионных процессов, которые, в свою очередь, приводят к химическим реакциям и изменению механических свойств композитов. Изучение процессов, происходящих при сварке взрывом и последующем нагреве материалов, проводилось с применением методов оптической, растровой электронной микроскопии (РЭМ) и просвечивающей электронной микроскопии (ПЭМ). Фазовый состав областей перемешивания на границах свариваемых пластин осуществлялся путем анализа дифракционных картин, полученных с применением просвечивающей электронной микроскопии.

2.3.1 Оптическая металлография

Для исследования образцов с использованием оптического микроскопа были подготовлены металлографические шлифы. Заготовки для шлифов вырезали на отрезном станке *Struers Discotom-65* в направлении, совпадающем с продвижением точки контакта. На следующем этапе на установке *Buehler SimpliMet 100* заготовки были запрессованы в смолу. Дальнейший процесс подготовки образцов включал в себя последовательные операции шлифования и полирования на установке *Buehler AutoMet 300* с использованием алмазных суспензий разной зернистости (от 9 до 1 мкм).

Металлографические исследования полученных в работе материалов были проведены на полуавтоматическом микроскопе *Axio Observer Z1m* фирмы *Carl Zeiss*. Диапазон увеличений составлял $\times 50 \dots \times 1600$. Структуру образцов изучали с использованием методов светлого и темного поля, а также методом дифференциально-интерференционного контраста. Для выявления структуры медных сплавов, аустенитной стали и никелевого сплава использовали раствор, компонентами которого являлись соляная кислота, хлорное железо и дистиллированная вода. Химическое травление титана и титановых сплавов выполняли в водном растворе плавиковой, соляной и азотной кислот. Съемку изображений осуществляли с помощью *CCD*-камеры *Axio Cam MRc5*.

2.3.2 Растровая электронная микроскопия и микрорентгеноспектральный анализ

Метод растровой электронной микроскопии в работе был использован для изучения тонкого строения околошовных зон слоистых материалов непосредственно после сварки взрывом, дополнительного нагрева, а также для проведения фрактографических исследований образцов разрушенных после статического нагружения. Исследования проводили на растровом электронном микроскопе *EVO 50 XVP* в диапазоне увеличений $x50 \dots x30000$. Ускоряющее напряжение составляло 20 кВ. Изображение формировалось в режимах вторичных и обратно рассеянных электронов. Съемка материалов в контрасте обратно рассеянных электронов позволила получить информацию не только о морфологии поверхности, но также и о составе образцов и распределении электронной плотности материалов.

Для определения элементного состава локальных зон образцов проводили микрорентгеноспектральный анализ исследуемых материалов на кремний-дрейфовом детекторе типа *INCA X-ACT (Oxfords Instruments)*. Метод основан на анализе энергии эмиссии рентгеновского спектра исследуемых материалов.

2.3.3 Просвечивающая электронная микроскопия

При изучении композиционных материалов, сформированных сваркой взрывом, особый интерес представляет анализ преобразований дислокационной структуры, а также особенностей структурно-фазовых превращений на микро- и наномасштабном уровне. Такого рода структурные изменения эффективно можно исследовать лишь с привлечением методов просвечивающей электронной микроскопии. В диссертационной работе исследования этого типа были проведены с использованием просвечивающего электронного микроскопа *Tecnai 20 G2 TWIN* с максимальным ускоряющим напряжением 200 кэВ. Объектами исследования являлись тонкие фольги, приготовленные по следующей методике. Из композици-

онных материалов вдоль сварных соединений вырезали тонкие пластинки толщиной 0,5 мм и диаметром 3 мм. Последующее механическое утонение пластинок до 80...100 мкм осуществляли на тонкой абразивной бумаге. Дальнейшая подготовка фольг заключалась в шлифовке углублений алмазными пастами дисперсностью от 5 до 1 мкм и полировании поверхности лунки алюмооксидной суспензией на установке *Gatan Dimple Grinder 656*. Финишная операция заключалась в бомбардировке поверхности материала ионами аргона на установке *Gatan PIPS 659* при ускоряющем напряжении 0,5 кэВ.

Дифракционные картины, полученные с использованием ПЭМ, дают информацию о пространственном расположении рефлексов (о расстояниях между центральным рефлексом и другими дифракционными рефлексами и углах между линиями, соединяющими центральный рефлекс с другими рефлексами), а также об интенсивности дифракционных максимумов по отношению к интенсивности центрального рефлекса [115]. Экспериментальные данные, полученные при анализе дифракционных картин материалов, сваренных взрывом, позволили установить фазовый состав областей, которые образуются при интенсивной пластической деформации соударяющихся пластин. Одна из возможностей, которую дают полученные электронограммы, заключается в определении индексов Миллера всех присутствующих рефлексов [116]. Для этого были измерены расстояния между рефлексами и полученные значения были переведены в межплоскостные расстояния посредством заранее полученной величины постоянной прибора ($L\lambda = 29,54 \text{ мм} \cdot \text{А}$).

2.4 Оценка механических свойств исследуемых материалов

Для определения комплекса механических свойств материалов в работе проводили соответствующие исследования. В число показателей, которым уделяли внимание, входят прочностные свойства при комнатной и повышенных температурах, микротвердость отдельных структурных составляющих.

2.4.1 Определение микротвердости

ДюрOMETрические исследования являются одними из наиболее простых и достоверных методов оценки механического поведения материалов. Анализ полученных данных показал, что они адекватно отражают изменения свойств, имеющие место в процессе высокоскоростной деформации и последующей термической обработки материалов. Особое внимание в работе уделялось измерению микротвердости зон, в которых происходили процессы плавления и перемешивания материалов. Одновременно изучали и свойства микрообъемов материалов, прилегающих к этим зонам. Измерение микротвердости образцов выполняли на полуавтоматическом микротвердомере *Wolpert Group 402 MVD* при нагрузке 0,25 Н на алмазный индентор. Дорожки уколов проходили через все слои и были ориентированы по отношению к сварным швам в поперечном направлении. Расстояние между уколами составляло 50 мкм. Для каждого композиционного материала проводилось не менее 10 измерений, после чего рассчитывалось среднее значение микротвердости.

2.4.2 Прочностные испытания при комнатной температуре

Прочностные испытания материалов в условиях одноосного растяжения проводили на установке *Instron 3369*. Скорость перемещения подвижной траверсы составляла 5 мм/с.

Определение механических свойств композиционных материалов осуществлялось по двум схемам (рисунок 2.4). При реализации первой схемы слои располагались параллельно направлению приложенной нагрузки (рисунок 2.4 а). В соответствии со второй схемой испытания сварные швы были ориентированы перпендикулярно направлению растягивающей нагрузки. Вторая схема соответствует испытаниям композиционных материалов, позволяющим оценить прочность соединения слоев в сваренном взрывом композите. Испытания такого типа были проведены для композиционных материалов типа "титановый сплав – хромонике-

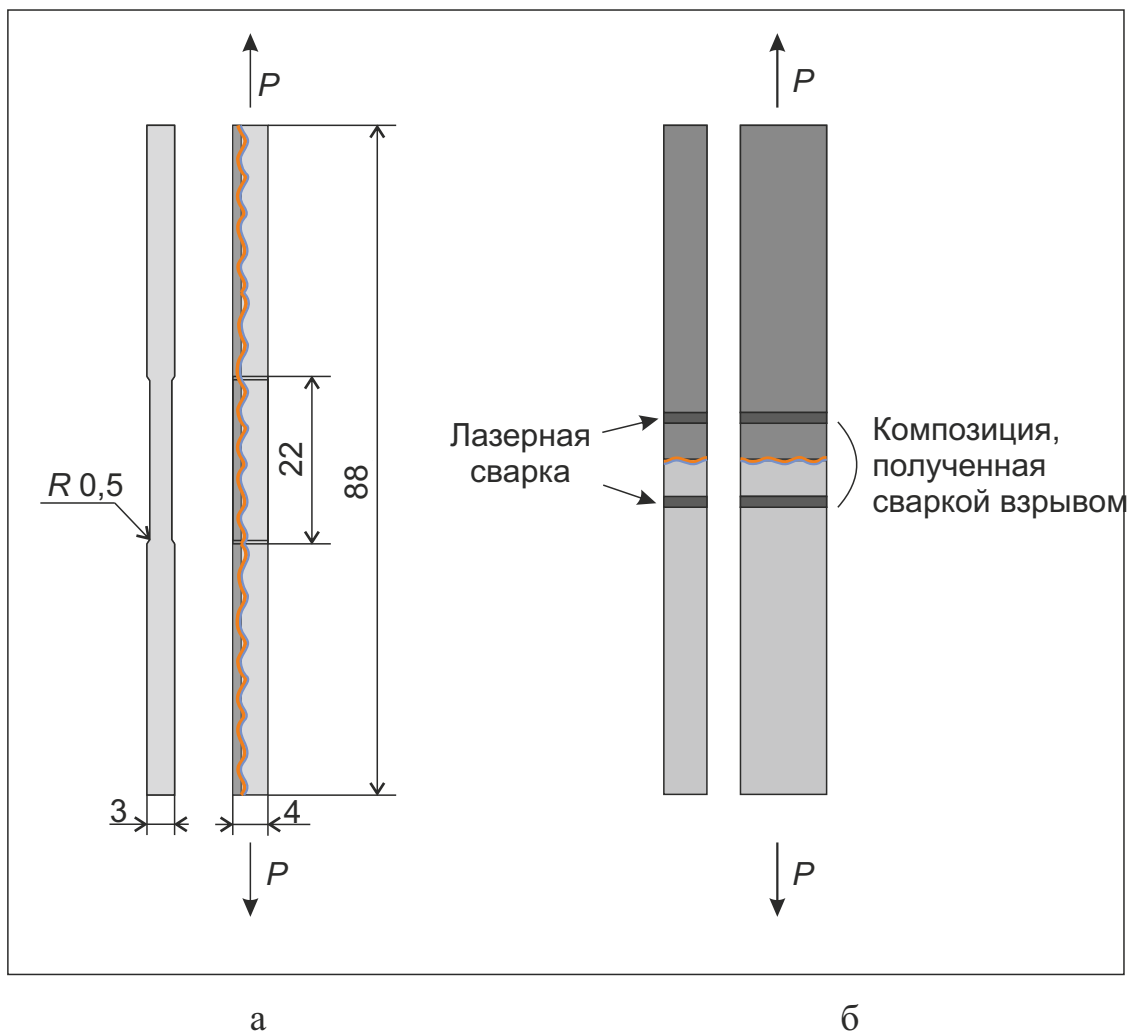


Рисунок 2.4 – Форма образцов, геометрические размеры и схема испытаний на растяжение при продольном (а) и поперечном (б) расположении слоев относительно приложенной нагрузки

левая сталь", содержащих промежуточный слой из бронзы и тантала. Сравнение результатов проводилось с подобными композиционными материалами, в которых слой бронзы отсутствует. Для проведения испытаний слоистые пакеты, полученные по технологии сварки взрывом, разрезали на заготовки сечением 50x5 мм. Методом лазерной сварки к ним приваривали дополнительные пластины, выполнявшие при растяжении функции захватов. После двух последовательных операций сварки вырезались образцы необходимой формы и размера (рисунок 2.4 б). Основными характеристиками, которые были определены в процессе испытаний на растяжение, являлись предел прочности σ_B , предел пластичности $\sigma_{0,2}$ и в некоторых случаях относительное удлинение δ .

2.4.3 Прочностные испытания при повышенных температурах

Материалы, предназначенные для работы при повышенных и высоких температурах, обычно подвергаются длительным испытаниям с целью получения характеристик ползучести, длительной прочности и релаксационной стойкости. Однако по этим критериям нельзя оценить прочность детали, работающей при повышенных температурах, когда ползучесть еще практически не проявляется. В этих условиях, как и в случае кратковременных перегревов, сопротивление материала наиболее целесообразно оценивать по характеристикам кратковременной прочности при данной температуре. В настоящей работе кратковременные испытания композиционных материалов при повышенных температурах проводились в Институте гидродинамики СО РАН на универсальной машине для испытания *Zwick/Roell Z100* с максимальной нагрузкой 100 кН. Установка оснащена нагревательной печью *МАУТЕС*. Печь имеет блок автоматического печного пространства, позволяющего осуществлять равномерный прогрев испытываемых образцов. Диапазон температур, при которых могут быть выполнены испытания, варьируется от +200 до +1200 °С.

Подготовка образцов для кратковременных испытаний при высоких и повышенных температурах происходила следующим образом. На первом этапе мето-

дом сварки взрывом в Институте гидродинамики им. М. А. Лаврентьева СО РАН были получены 4х-слойные композиционные материалы. В качестве основных и внешних слоев композиции использовались пластины из титановых и никелевых сплавов. В качестве промежуточного слоя были выбраны следующие материалы: для композита 1 – медь (М1) – тантал (ТВЧ), а для композита 2 – хромоникелевая сталь (12Х18Н10Т) – тантал (ТВЧ). Эти промежуточные слои вводились непосредственно в сварочный зазор, так что металлические пластины располагались в таких последовательностях: в первом случае – никелевый сплав (ХН73МБТЮ-ВД) + медь + тантал + титан (ВТ1-0), и во втором случае – никелевый сплав (ХН73МБТЮ-ВД) + хромоникелевая сталь (12Х18Н10Т) + тантал + титан (ВТ1-0). Толщины используемых пластин в первом случае составляли: никелевый сплав – 5 мм, медь – 0,1 мм, тантал – 0,1 мм, титан – 0,2 мм, а во втором случае: никелевый сплав – 5 мм, хромоникелевая сталь – 0,1 мм, тантал – 0,1 мм, титан – 0,2 мм. Сварка взрывом каждого 4х-слойного композита осуществлялась за один взрыв.

Полученные после сварки взрывом композиты разрезались на заготовки квадратного сечения размерами 50х50 мм. К ним с плоской поверхности титана приваривались пластины титанового сплава ВТ20 с размерами 50х50х5 мм на установке *Labox 1575* в Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН. Максимальная температура сварки составляла 900 °С и время выдержки 10 мин. Затем из полученных композитов вырезались прямоугольные заготовки размером 5х5х40 мм.

Следующий шаг заключался в соединении методом лазерной сварки дополнительных пластин подобного состава со стороны титанового и никелевого сплава, как показано на рисунке 2.5 б. Лазерная сварка была реализована в Институте теоретической и прикладной механике им. С. А. Христиановича СО РАН. Режимы, по которым осуществлялась сварка, представлены в таблице 2.3. Сначала лазером приваривали титановые пластины, после чего сваренная композиция переворачивалась, и с обратной стороны лазером приваривали никелевые пластины. Эта операция позволила компенсировать термическое воздействие и избежать ко-

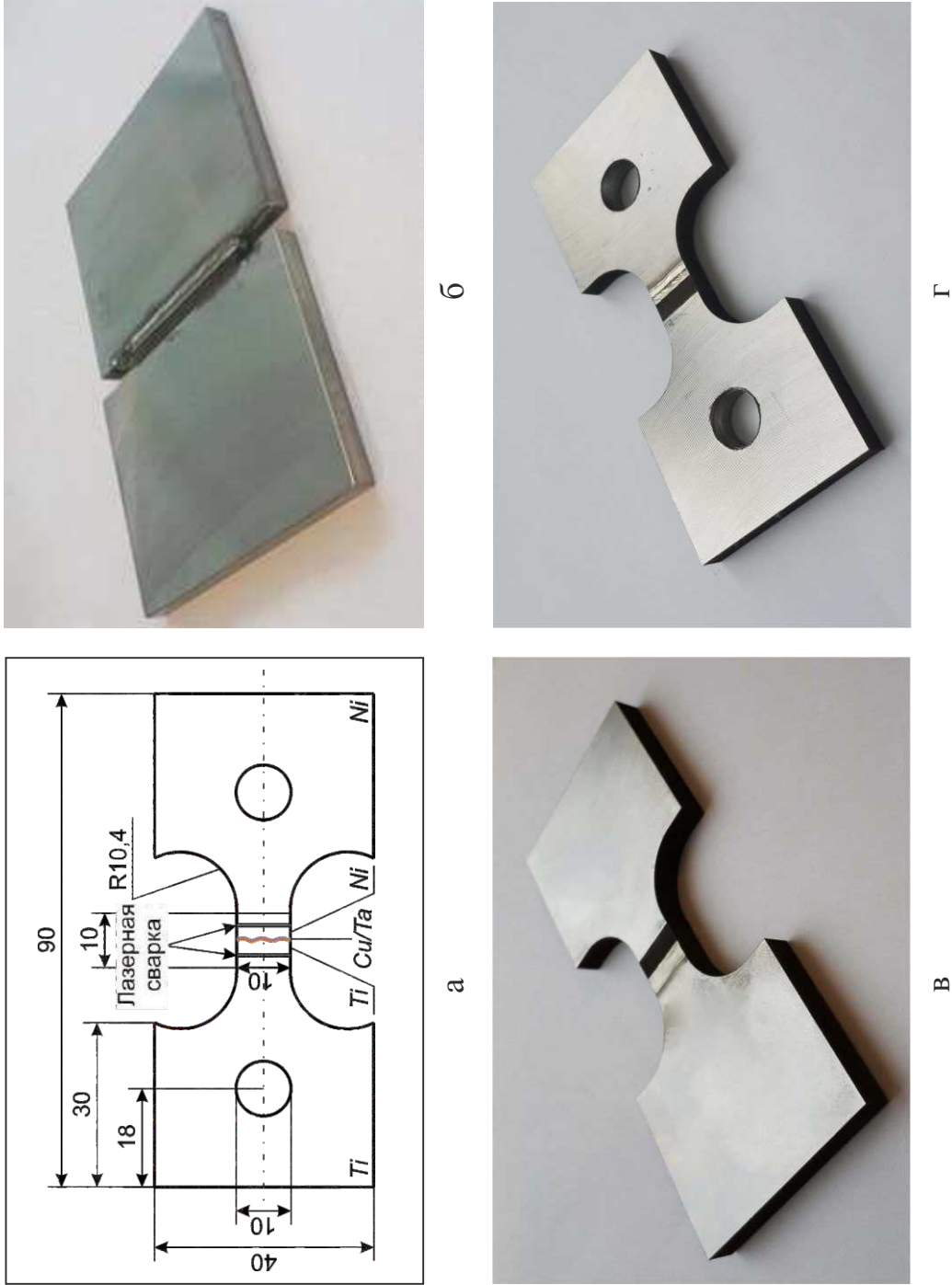


Рисунок 2.5 – Схема (а) и последовательность изготовления образцов (б-г) для проведения высокотемпературных испытаний на растяжение: б – соединение (лазерным лучом) сваренной взрывом композиции с пластинами титана и никелевого сплава; в – образец после вырезки внешнего контура на электроискровом станке; г – внешний вид образца после финишной операции сверления

робления пластин в процессе сварки. Полученные заготовки были использованы для получения образцов на растяжение при повышенных температурах. Чертеж, в соответствии с которым изготавливались плоские образцы и их последовательность изготовления, представлена на рисунке 2.5. Внешний контур вырезался на электроискровом станке *EDM Sodick AG 400L*. Необходимые отверстия были получены при последующей операции сверления на сверлильном станке.

Таблица 2.3 – Режимы лазерной сварки пластин титана и никелевого сплава

Режимы сварки	Свариваемые материалы	
	<i>Ti - Ti</i>	<i>Ni - Ni</i>
Мощность пучка, P (кВт)	3,1	3,1
Скорость перемещения пучка, V (м/мин)	1,5	1,2
Заглубление фокуса, Δf (мм)	-1	-2

Полученные описанным выше способом образцы закреплялись в захватах и нагревались в печи до заданной температуры. Для контроля температуры, при которой проводились испытания образцов, и проверки равномерности прогрева, к ним подводились три термопары: сверху, посередине и снизу. Данные термопар выдавались на экран регулятора нагрева. Испытания проводились при температурах 20, 500 и 900 °C. В каждом испытании образцы нагревались в течение 1,5 часов. Скорость нагрева определялась модулем управления печи автоматически. Скорость движения подвижной траверсы для всех испытаний задавалась одинаковой и составляла 2 мм/мин. После разрушения образцов определялось максимальное усилие, отнесенное к начальной площади поперечного сечения образца. Ввиду особенностей геометрии испытываемых образцов и схемы испытания, пластические показатели композитов не определялись.

Анализ поверхностей разрушения образцов после кратковременных испытаний при повышенных температурах проводился на растровом электронном микроскопе *Carl Zeiss EVO 50 XVP*, оснащенном детектором для проведения энергодисперсионного анализа.

3 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ СВАРКИ ВЗРЫВОМ ЛИСТОВЫХ ЗАГОТОВОК ИЗ ТЕХНИЧЕСКИ ЧИСТЫХ МЕДИ И ТАНТАЛА

Анализ процессов и явлений, происходящих в тонких поверхностных слоях пластин из разнородных материалов, соединяемых в процессе сварки взрывом, представляет собой важную задачу. Локальный состав сварного соединения зависит от природы соединяемых материалов (полная или ограниченная растворимость, формирование интерметаллидных фаз и т.д.), физических и механических свойств, продолжительности процесса и особенностей теплопереноса. Взаимодействие металлических заготовок, их нагрев и пластическая деформация развиваются в течение короткого промежутка времени. По этой причине, при изучении процессов такого типа численное моделирование является, вероятно, наиболее надежным способом анализа изменений, происходящих в динамически взаимодействующих материалах. В настоящее время этот метод широко применяется для решения задач, связанных со сваркой материалов взрывом. Имеются примеры использования методов численного моделирования для изучения механизма волнообразования на границах динамически соударяющихся пластин [117]. Этот метод был использован также для определения влияния параметров сварки взрывом и на другие особенности деформационного поведения материалов [118, 119].

В диссертационной работе численное моделирование проводилось с целью изучения ударно-волновых, деформационных, тепловых процессов при соударении металлических пластин меди и тантала. Для исследования процессов, происходящих при сварке взрывом пластин, использовался метод конечно-элементного анализа, проводимый в программном комплексе *ANSYS AUTODYN 2D 11.0*. В следующем разделе представлены краткое описание уравнения состояния и моделей деформации материала, а также результаты, полученные при использовании численного моделирования.

3.1 Моделирование процессов сварки взрывом пластин из технически чистых меди и тантала

3.2 Прочностная модель и уравнение состояния

Задача, поставленная при проведении моделирования, заключалась в оценке поведения метаемой и неподвижной пластин в условиях сварки взрывом. Для проведения расчетов использовали модель Джонсона-Кука, которая описывает напряженное состояние материала в зависимости от скорости пластической деформации и гомологической температуры. В уравнении Джонсона-Кука [120] предел текучести определяется в соответствии с зависимостью:

$$\sigma = (A + B\varepsilon_p^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}_p)(1 - T^{*m}),$$

где ε – эквивалентная пластическая деформация, $\dot{\varepsilon}_p$ – скорость пластической деформации, T^* – гомологическая температура $(T - T_K)/(T_{пл} - T_K)$, и T – абсолютная температура для $0 \leq T^* \leq 1.0$. A , B , n , C и m – константы, задаваемые отдельно для каждого материала. Выражение в первых скобках определяет напряжение как функцию деформации для $\dot{\varepsilon}_p = 1.0$ и $T^* = 0$. Выражение во вторых и третьих скобках представляет результат влияния скорости деформации и температуры соответственно.

Для описания ударных процессов при взаимодействии двух пластин использовалось уравнение Ренкина-Гюгонио. При инициировании взрывчатого вещества формируется фронт ударной волны, который проходит через заданный материал. Расход массы, момента и энергии обычно описывается тремя уравнениями, которые называются условиями Ренкина-Гюгонио [120].

$$\rho_0 U_s = \rho_1 (U_s - U_p), \quad (3.1)$$

$$p_1 - p_0 = \rho_0 U_s U_p, \quad (3.2)$$

$$p_1 U_p = \frac{1}{2} \rho_0 U_s U_p^2 + \rho_0 U_s (e_1 - e_0). \quad (3.3)$$

где, ρ_0 – начальная плотность материала, ρ_1 – плотность материала после прохождения ударной волны, U_s – скорость ударной волны, U_p – скорость частиц, p_0 и p_1 – давление до и после фронта ударной волны, e_0 и e_1 – удельная внутренняя энергия до и после фронта ударной волны. Исключая из уравнения (2) переменные U_s и U_p , получаем отношение Ренкина-Гюгонио:

$$(e_1 - e_0) = \frac{1}{2}(p_1 - p_0)\left(\frac{1}{\rho_0} + \frac{1}{\rho_1}\right), \quad (3.4)$$

где, $\frac{1}{\rho_0} = v_0$ и $\frac{1}{\rho_1} = v_1$ – удельные объемы.

Отмеченные выше четыре уравнения часто называются "условия скачка", которые должны удовлетворять обеим сторонам фронта ударной волны.

3.3 Моделирование процессов сварки взрывом с использованием метода гидродинамики сглаженных частиц (*Smoothed Particle Hydrodynamics, SPH*)

Метод гидродинамики сглаженных частиц (англ. – *SPH*) является относительно новым методом численного моделирования, который реализует расчет уравнений гидродинамики без использования численной сетки [121, 122]. При его использовании определяется набор точек интерполяции, которые следуют движению жидкости вместо вычислительной сетки. Основное преимущество бессеточного метода заключается в упрощении обработки материала, деформируемого большими степенями, поскольку связь между частицами задается как результат проведенных вычислений и может меняться со временем. *SPH*-метод предполагает, что в процессе расчета локальные системы координат движутся вместе с объектом. Первоначально такой подход был разработан для моделирования астрофизических задач и взрывных процессов [123]. В настоящее время этот метод широко используют для решения задач гидродинамики (взрывные процессы, протекающие в вакууме, на воздухе и под водой, высокоскоростное взаимодействие объектов, процессы внедрения), в которых основные уравнения находятся в сильном взаимодействии с уравнениями частных производных, зависящих от плотности,

скорости, энергии и т.д. [124]. Наименование метода "гидродинамика сглаженных частиц" включает термин "частица". Частицы в данном случае являются не просто взаимодействием материальных точек. Они представляют собой узлы интерполяции, которые позволяют путем, так называемого ядра сглаживания определять значения функций и их производные в каждой дискретной точке пространства.

Ядро сглаживания основано на случайно распределенных точках интерполяции без каких-либо предположений о том, какие точки являются соседними для расчета пространственных производных. Схема взаимодействующих частиц, поясняющая описанное выше, изображена на рисунке 3.1. Распределение физических величин основано на следующем интегральном представлении функции [124]:

$$\langle f(r) \rangle = \int f(r') W(r - r', h) dr',$$

где, f – произвольная непрерывная функция радиус-вектора r , $W(r-r', h)$ – сглаживающая функция, h – радиус сглаживания, определяющий область влияния сглаживающей функции, dr' – объем интегрирования, содержащий точку r .

Угловыми скобками обозначено приближённое значение функции, полученное с помощью сглаживающего ядра и называемое сглаженным значением функции. Переменный радиус сглаживания соответствует размеру сетки в методе конечных элементов. Сглаживающая функция W должна удовлетворять следующим условиям:

$$\text{во-первых, } \int W(r - r', h) dr' = 1;$$

$$\text{во-вторых, } \lim_{h \rightarrow 0} W(r - r', h) = \delta(r - r');$$

$$\text{и } W(r - r', h) = 0,$$

где, $|r - r'| > kh$, k – константа, которая связана со сглаживающей функцией точки r .

Отклонения вычисляются на основе сглаживающей функцию:

$$\langle \nabla \cdot f(r) \rangle = \int [\nabla \cdot f(r')] W(r - r', h) dr' \text{ или}$$

$$\langle \nabla \cdot f(r) \rangle = - \int f(r') \nabla W(r - r', h) dr'$$

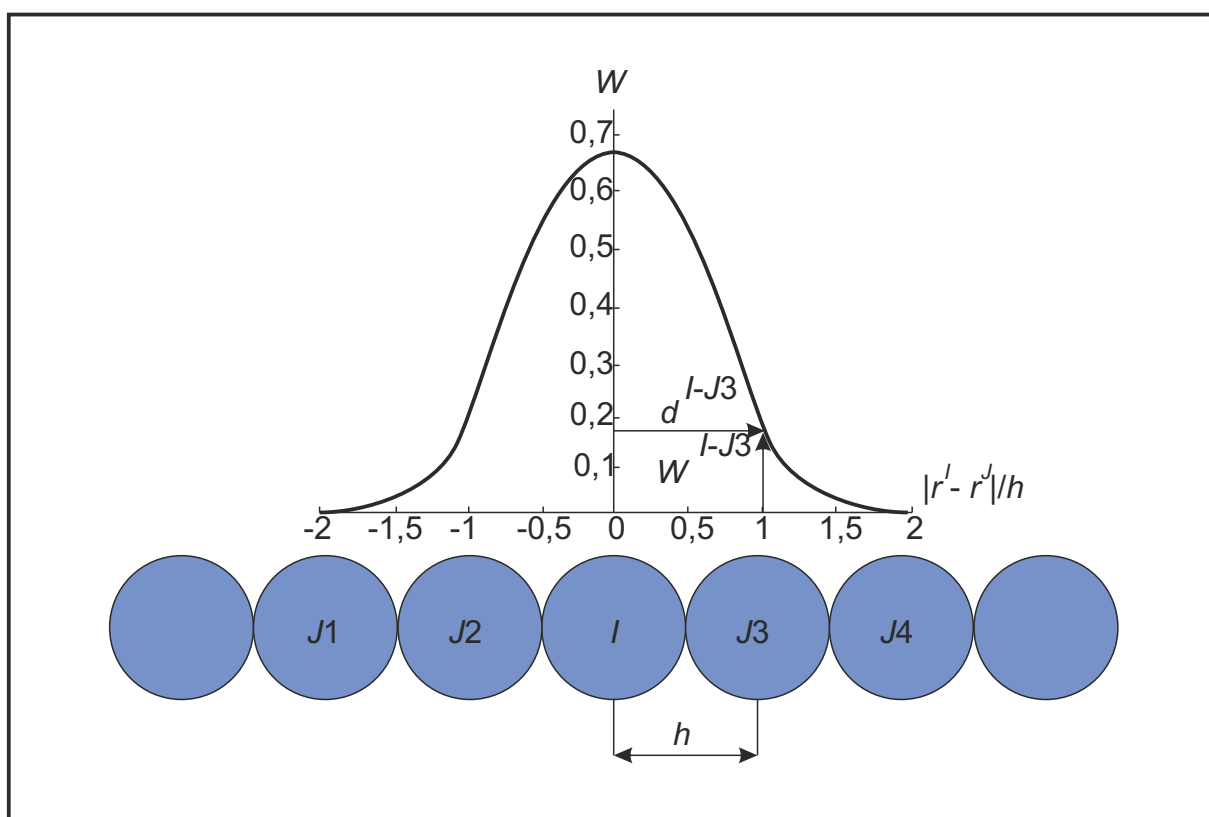


Рисунок 3.1 – Соседние частицы сглаживающей функции [125]

3.4 Константы материалов, использованные при моделировании

Константы материалов, используемых в уравнении Джонсона-Кука, а также в уравнении состояния *Shock*, представлены в таблице 3.1. Эти величины были взяты из работ [126-127].

Таблица 3.1 – Константы материалов *Tantalum CP* и *Copper CP*

	<i>Tantalum CP</i>	<i>Copper CP</i>
Уравнение состояния	<i>Shock</i>	<i>Shock</i>
Начальная плотность, ρ_0	16.6E-03 (кг/см ³)	8.92E-03 (кг/см ³)
Коэффициент Грюнайзена, Γ_0	1.60000E+00	2.02000E+00
Параметр $C1$	3.410000E+00 (м/мс)	3.940000E+00 (м/мс)
Параметр $S1$	1.20000E+00	1.48900E+00
Начальная температура, T_{room}	3.00000E+02 (К)	3.00000E+02 (К)
Удельная теплоемкость, c_v	1.46000E-04 (кДж/гК)	3.85000E-04 (кДж/гК)
Напряжения	<i>Johnson Cook</i>	<i>Johnson Cook</i>
Модуль сдвига, G	7.22000E-02 (ТПа)	5.18000E-02 (ТПа)
Начальный предел текучести, A	6.11000E-04 (ТПа)	1.20000E-04 (ТПа)
Константа упрочнения, B	7.04000E-04 (ТПа)	2.00000E-04 (ТПа)
Показатель экспоненты, n	6.08000E-01	2.50000E-01
Константа скорости деформации, C	1.50000E-02	2.30000E-02
Показатель экспоненты, m	2.51000E-01	2.50000E-01
Температура плавления, T_{melt}	3.29000E+03 (К)	1.35000E+03 (К)
Начальная скорость деформации (/s)	1.00000E+00	1.00000E+01
Корректировка скорости деформации	$1^{st} Order$	$1^{st} Order$
Разрушение	<i>None</i>	<i>None</i>

3.5 Постановка задачи численного моделирования процессов сварки взрывом

Численное моделирование осуществлялось в системе *AUTODYN-2D*, используемой для постановки двумерной задачи. Рассматривался случай метания медной пластины на пластину тантала. Исходная постановка задачи представлена на рисунке 3.2. Размеры неподвижной и метаемой пластин составляли 1x10 мм и 2x10 мм соответственно. Значения скорости соударения (3800 м/с) и угла (17°) между взаимодействующими пластинами выбирались на основании экспериментальных данных. Граничные условия *Flow_Out* задавались для всех четырех сторон модели с целью свободного течения вещества за пределы расчетного поля без каких-либо отражений от границ. В расчетной области были заданы лагранжевые (подвижные) датчики, расположенные вдоль соударяющихся пластин и перемещающиеся вместе с материалом. Датчики были пронумерованы от 1 до 50.

Для решения задачи был использован бессеточный метод гидродинамики сглаженных частиц (*SPH*). При моделировании процесса визуализации движущихся частиц и профиля границы раздела размер частиц играет важную роль. В данной работе при проведении расчетов он составлял 5 мкм. Общее количество узлов для двух пластин составило 721364. Временной шаг для анализа процесса задавался автоматически, чтобы обеспечить точность решения. Значения давления, средней величины пластической деформации, скорости пластической деформации и температуры были рассчитаны для каждой частицы.

3.6 Результаты численного моделирования процесса сварки взрывом

На примере многих исследований было показано, что одним из важных условий образования соединения между свариваемыми материалами является формирование дискретной кумулятивной струи [128]. Она позволяет поверхностным слоям пластин сближаться друг с другом на расстояние близкое к межатомному. С теоретической точки зрения, если скорость точки контакта остается дозвуковой,

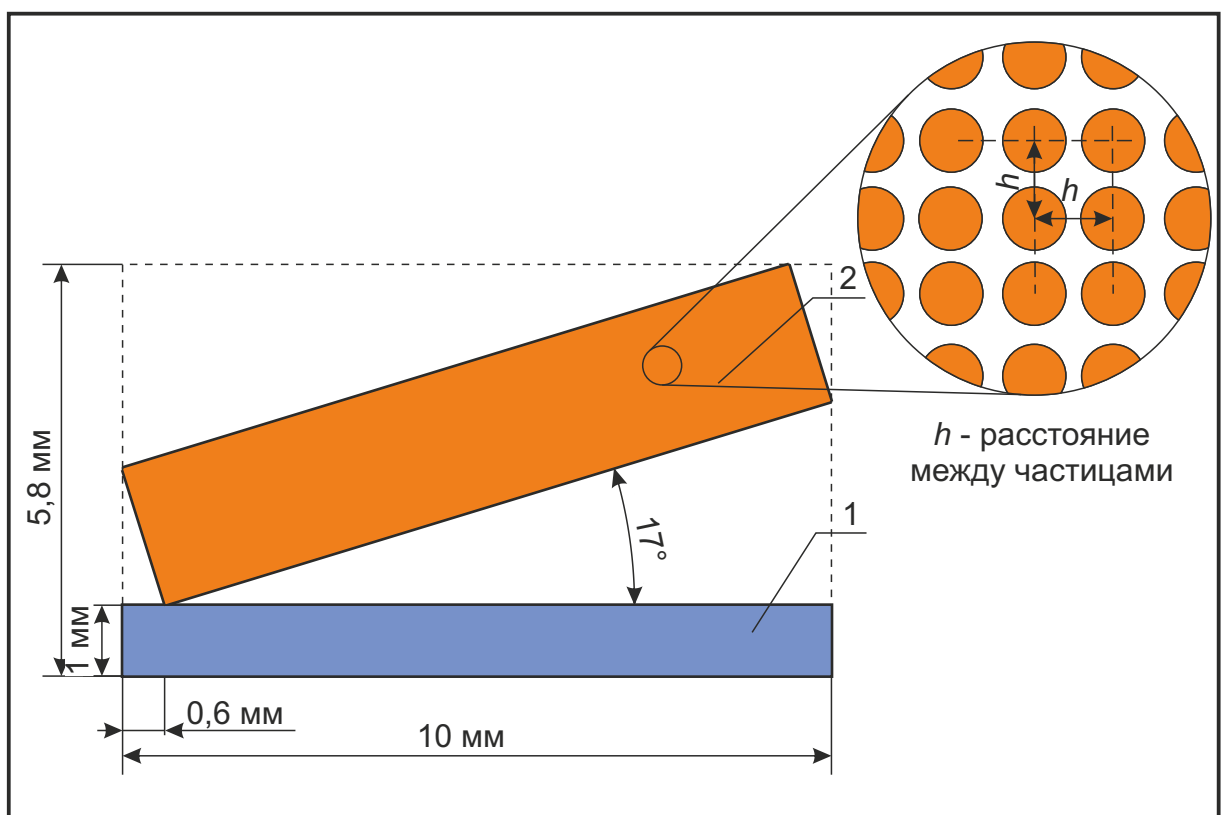


Рисунок 3.2 – Начальная геометрия задачи с толщиной пластин меди и тантала 2 и 1 мм: 1 – неподвижная пластина (тантал); 2 – метаемая пластина (медь).

Начальные координаты X , Y четырех точек метаемой пластины:

(1) 0,6; 1 (2) 10; 3,87 (3) 9,41; 5,79 (4) 0; 2,91

то кумулятивная струя будет образовываться при любом угле соударения. Однако, на практике требуется минимальный угол для того чтобы обеспечить необходимое для сварки пластин давление. Давление должно быть достаточно высоким, чтобы превышать динамический предел упругости материалов и обеспечить деформацию, затрачиваемую на образование кумулятивной струи.

Процесс формирования струи при численном моделировании соударения пластин меди и тантала представлен на рисунке 3.3. Анализ полученных результатов позволяет надежно установить источник образования струи. В данном случае через 0,2 мкс после начала процесса соударения первые частицы кумулятивной струи начинают вылетать из медной (метаемой) пластины (рисунок 3.3 а). Через 0,3 мкс с момента начала соударения были зафиксированы частицы, вылетающие из пластины основного металла – тантала (рисунок 3.3 б). Обусловлено это различием значений плотности, температуры плавления и механических свойств соударяемых материалов. На первом этапе соударения дискретная кумулятивная струя, состоящая преимущественно из меди, движется в сторону пластины тантала. Таким образом, следует подчеркнуть, что формирование кумулятивной струи, и ее поведение при распространении зависит от свойств свариваемых материалов. При дальнейшем развитии процесса соударения пластин меди и тантала можно наблюдать, что с уменьшением асимметрии кумулятивной струи увеличивается вклад в ее образование более плотного материала (рисунок 3.3 в-е).

Один из параметров, контролируемых при математическом моделировании процесса динамического взаимодействия заготовок, связан с формированием границы раздела между пластинами меди и тантала, особенностями геометрии этой границы. Результаты расчета свидетельствуют о том, что на начальной стадии процесса соударения соединение между пластинами меди и тантала имеет безволновую форму (рисунок 3.4 а). По мере развития процесса нагружения (более 0,3 мкс) наблюдается переход к границе волнового типа (рисунок 3.4 б). Обусловлено это изменение увеличением степени пластической деформации материалов. При этом в процесс динамического взаимодействия вовлекается больший объем материала и формируются волны с более высокими значениями амплитуды. Кро-

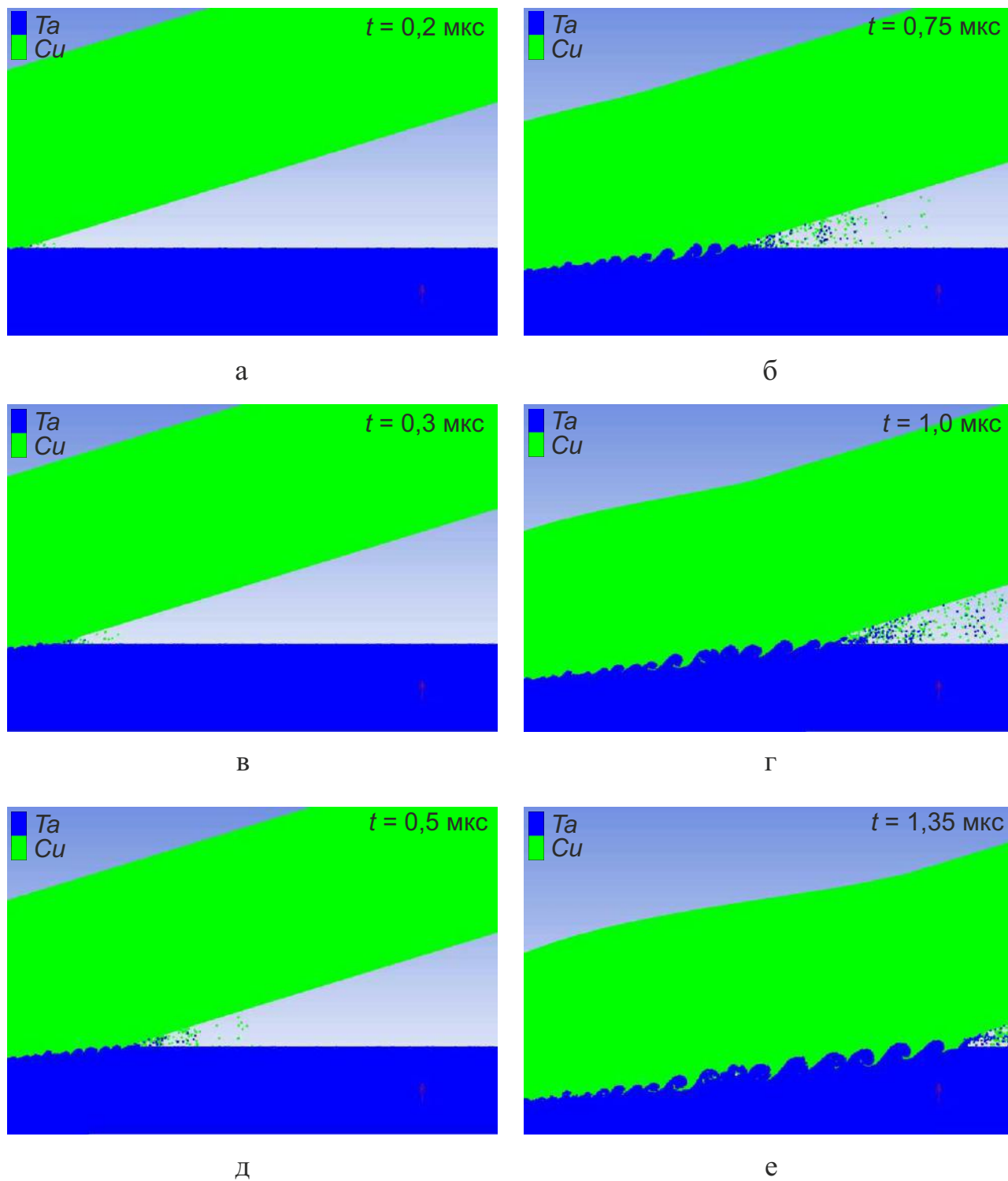
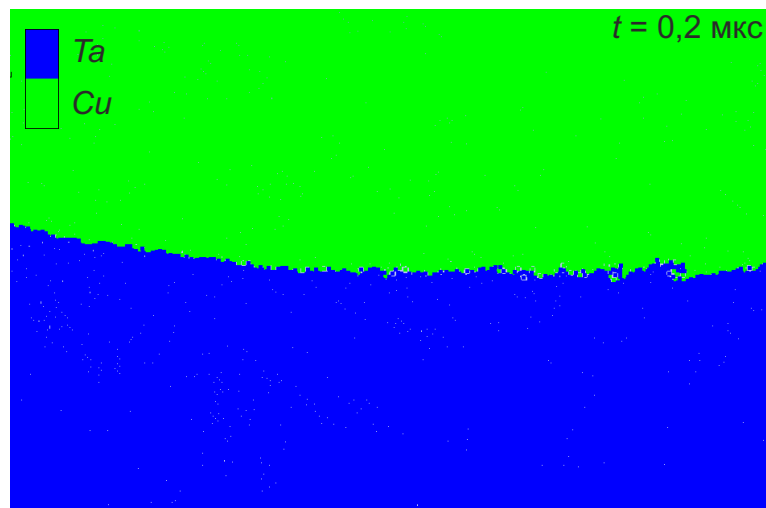
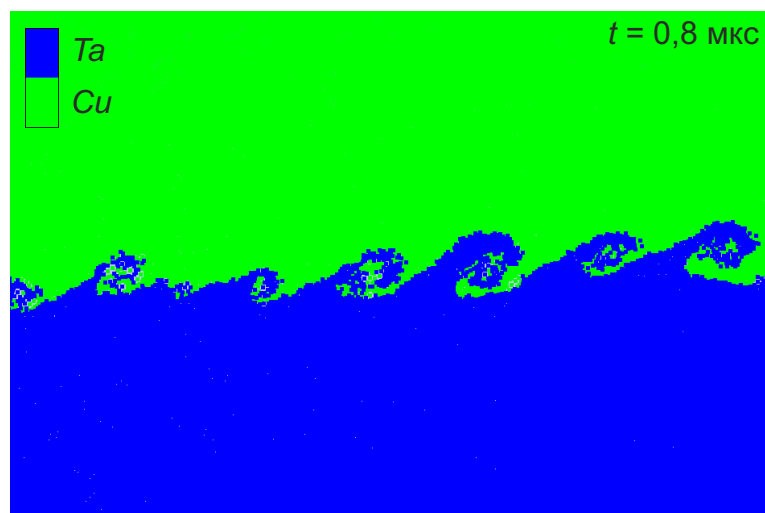


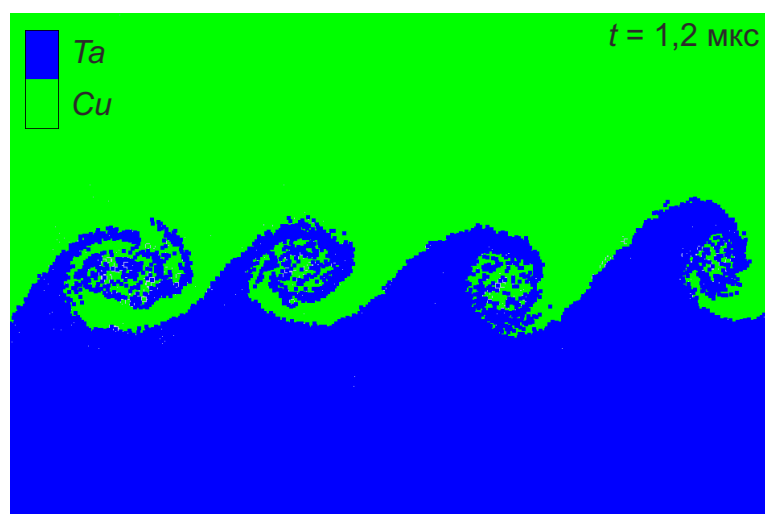
Рисунок 3.3 – Процесс формирования и распространения кумулятивной струи при соударении тонколистовых пластин меди и тантала в различные моменты времени



а



б



в

Рисунок 3.4 – Процесс перехода от безволновой формы границы к волновой при соударении пластин меди и тантала в различные периоды времени

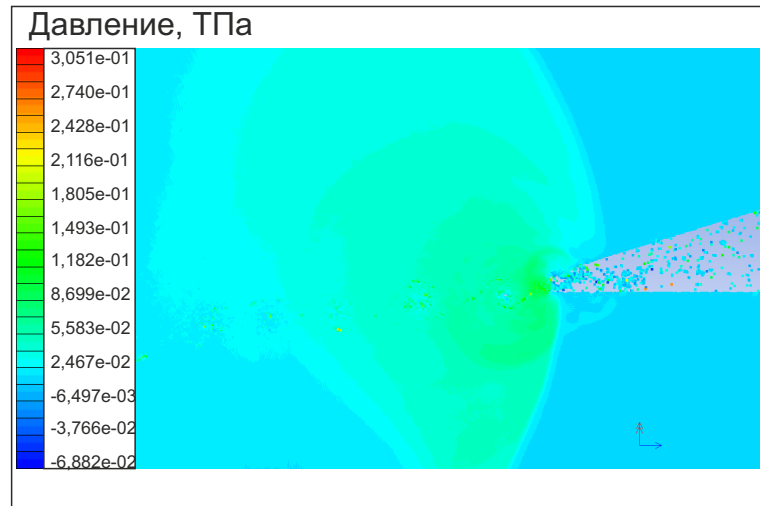
ме того, рост амплитуды и длины волн, формирующихся на границе раздела меди и тантала, может быть связан с различием углов соударения пластин при изменении времени.

Увеличенное изображение границы соударения пластин меди и тантала, сформированной в момент времени 1,2 мкс, представлено на рисунке 3.4 в. Граница имеет вихревое строение с асимметричной геометрией волн. Приведенный рисунок позволяет воспроизвести процесс механического перемешивания меди и тантала и образование концентрических вихрей.

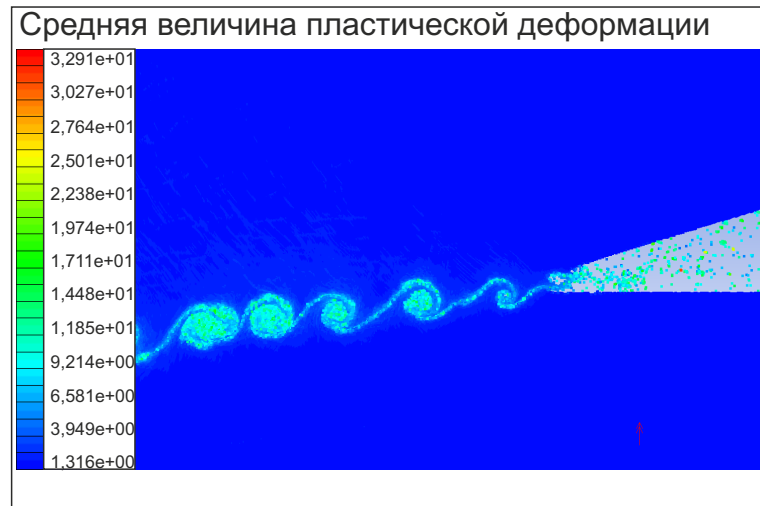
Распределение давления, средней величины пластической деформации и скорости пластической деформации отражено на рисунке 3.5. На рисунке 3.5 а заметна некоторая асимметрия распределения фронта давления между пластинами меди и тантала. Более высокое давление наблюдается в пластине тантала.

Анализ особенностей развития деформационных процессов при динамическом нагружении пластин меди и тантала свидетельствует о том, что максимальная скорость пластической деформации возникает в точке соударения заготовок (рисунок 3.5 б, в). Высокие скорости деформации сопровождаются высокими значениями степени пластической деформации материалов. Результаты математического моделирования показали, что на границе сварки формируется узкая полоса, которая соответствует высоким и максимальным значениям скорости и средней величины пластической деформации. Интенсивно деформированная зона и высокие степени деформации также подтверждают прогноз М.П. Бондарь [129].

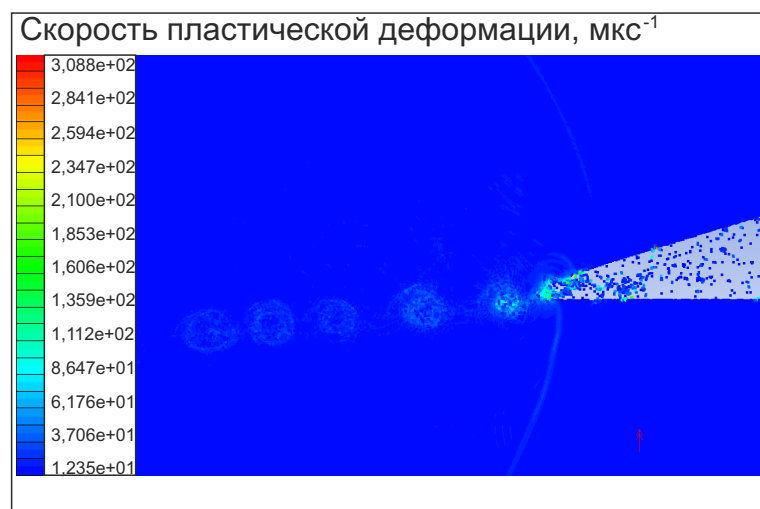
Результаты расчетов, отражающие характер распределения давления, средней величины пластической деформации и скорости пластической деформации в различные моменты соударения пластин меди и тантала представлены на рисунках 3.6-3.8. Указанные характеристики были зафиксированы вдоль оси Y на расстоянии от 0 до 2 мм. Анализ представленных данных, позволяет сделать вывод о том, что высокие пластические деформации и сдвиговые напряжения возникают в узких зонах соударяющихся пластин шириной не более 0,2 мм. С течением времени на границе между свариваемыми заготовками наблюдаются колебания вели-



а

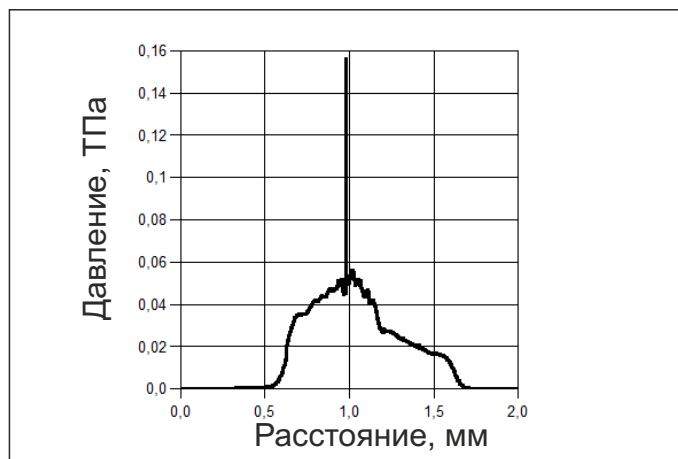


б

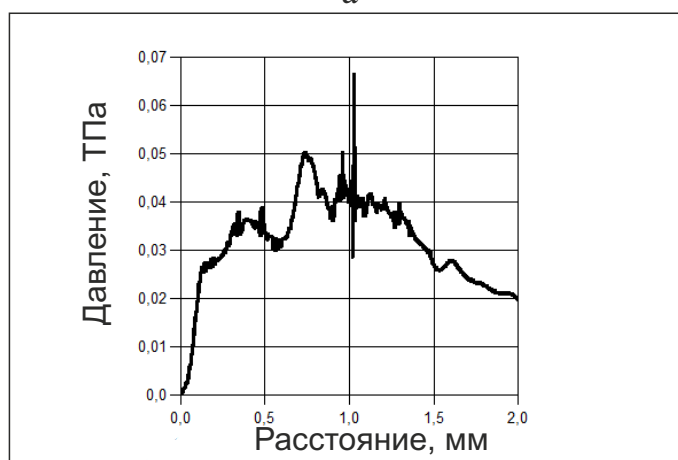


в

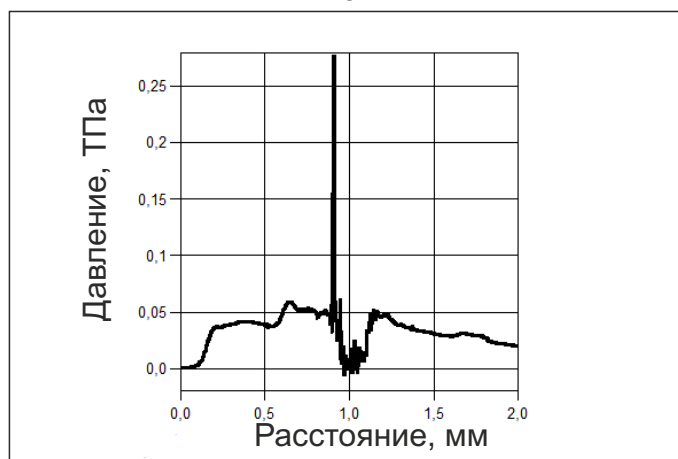
Рисунок 3.5 – Моделирование процессов соударения тонколистовых пластин меди и тантала в программном пакете *ANSYS AUTODYN*: а – давление; б – средняя величина пластической деформации; в – скорость пластической деформации



а



б



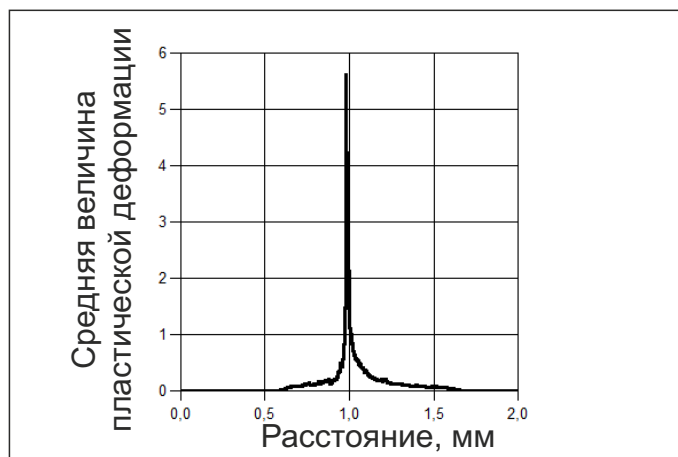
в

Рисунок 3.6 – Распределение давления в различные моменты времени вдоль оси Y (по толщине пластин): а – 0,5 мкс ($X = 2,65$ мм); б – 1 мкс ($X = 4,61$ мм); в – 1,5 мкс ($X = 6,85$ мм)

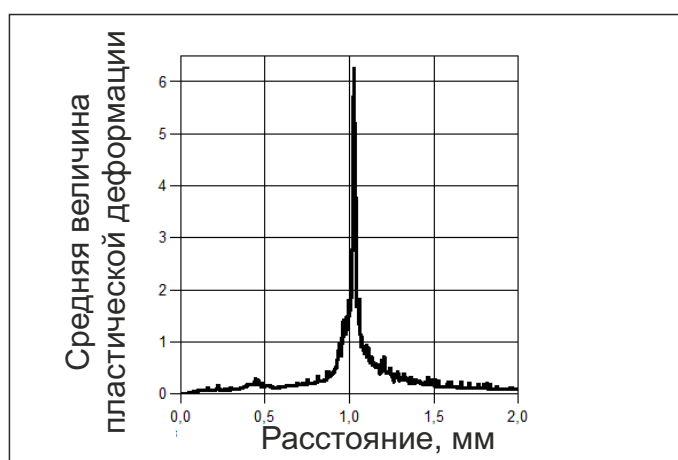
а – максимальное давление 0,1562 ТПа при $Y = 0,97$ мм;

б – максимальное давление 0,0066 ТПа при $Y = 1,02$ мм;

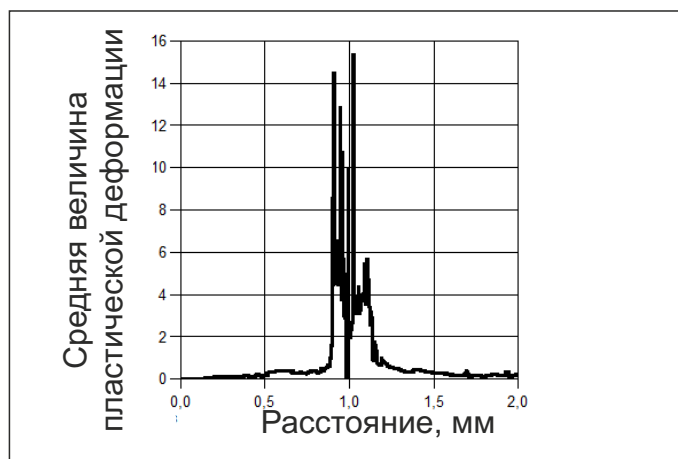
в – максимальное давление 0,2771 ТПа при $Y = 0,91$ мм



а



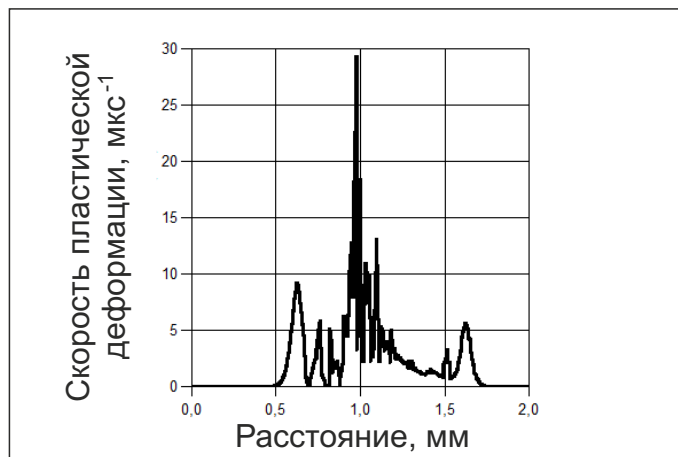
б



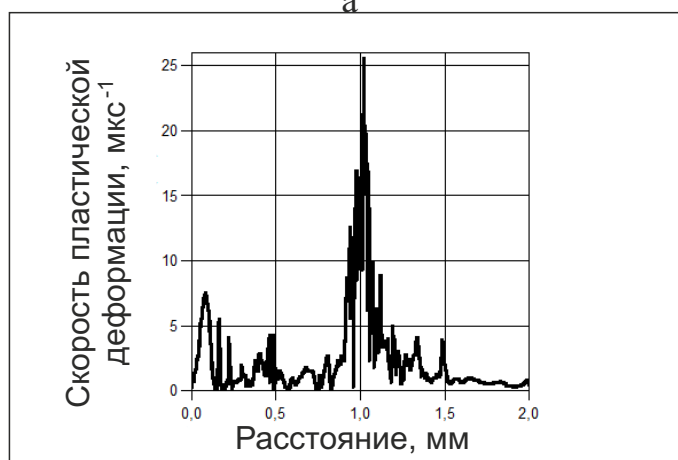
в

Рисунок 3.7 – Распределение средней величины пластической деформации в различные моменты времени вдоль оси Y (по толщине пластин): а – 0,5 мкс ($X = 2,65$ мм); б – 1 мкс ($X = 4,61$ мм); в – 1,5 мкс ($X = 6,85$ мм)

а – максимальная средняя величина пластической деформации равна 5,608 при $Y = 0,78$ мм; б – максимальная средняя величина пластической деформации равна 6,261 при $Y = 1,02$ мм; в – максимальная средняя величина пластической деформации равна 15,361 при $Y = 1,02$ мм



а



б

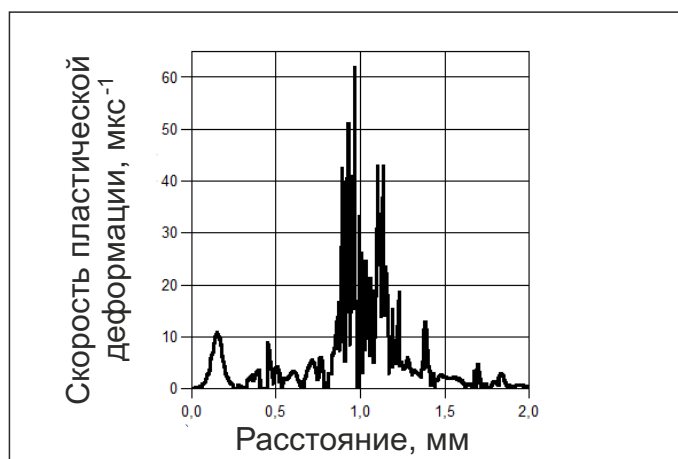


Рисунок 3.8 – Распределение скорости пластической деформации в различные моменты времени вдоль оси Y (по толщине пластин): а – 0,5 мкс ($X = 2,65$ мм);

б – 1 мкс ($X = 4,61$ мм); в – 1,5 мкс ($X = 6,85$ мм)

а – максимальная скорость пластической деформации $29,22 \text{ мкс}^{-1}$ при $Y = 0,97$ мм;

б – максимальная скорость пластической деформации $25,52 \text{ мкс}^{-1}$ при $Y = 1,02$ мм;

в – максимальная скорость пластической деформации $61,78 \text{ мкс}^{-1}$ при $Y = 0,96$ мм

чины давления, средней величины пластической деформации и скорости пластической деформации.

Применение лагранжевых датчиков при математическом моделировании процессов взрывного нагружения пластин меди и тантала позволяет регистрировать динамику изменения параметров вдоль траектории частиц, поскольку датчики движутся вместе с деформируемым материалом. В таблице 3.2 и на рисунке 3.9 показано положение лагранжевых датчиков в момент времени $t = 1$ мкс. На рисунке 3.10. представлены зависимости температуры, давления, средней величины пластической деформации и скорости пластической деформации, полученные при использовании подвижных лагранжевых датчиков.

Таблица 3.2 – Координаты лагранжевых датчиков

Номер датчика	I , мм	J , мм	X , мм	Y , мм
45	1	159320	3,22	0,731
46	1	159221	3,24	0,774
47	1	159223	3,3	0,872
48	1	159225	3,44	0,948
49	1	159127	3,53	0,907
50	1	159129	3,43	0,842

Анализ распределения температуры показал, что ее максимальное значение ($T = 4800$ К, для датчика № 50) достигается в центральной части вихря, что значительно превышает температуру плавления тугоплавкого компонента – тантала (рисунок 3.10 б). Возможно, что плавление тантала происходит лишь в узкой зоне вихревого построения. На гребне и во впадине волн температура нагрева существенно меньше (от 1000 до 2500 К). Такая температура вполне достаточна для полного или частичного расплавления меди. Следует также отметить, что давление и скорость пластической деформации для всех датчиков находятся примерно на одном уровне. С увеличением длительности их величина резко снижается.

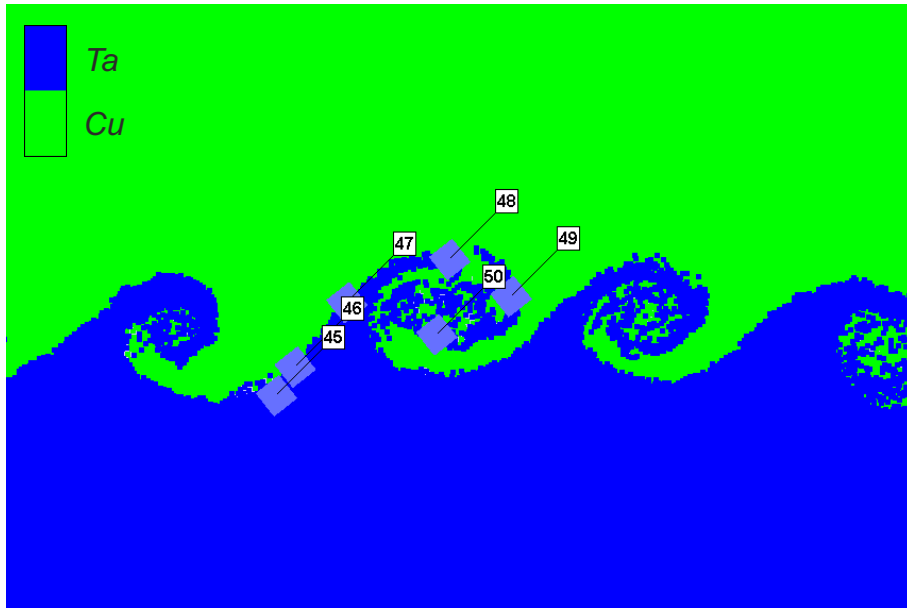


Рисунок 3.9 – Положение лагранжевых датчиков в момент времени $t = 1$ мкс

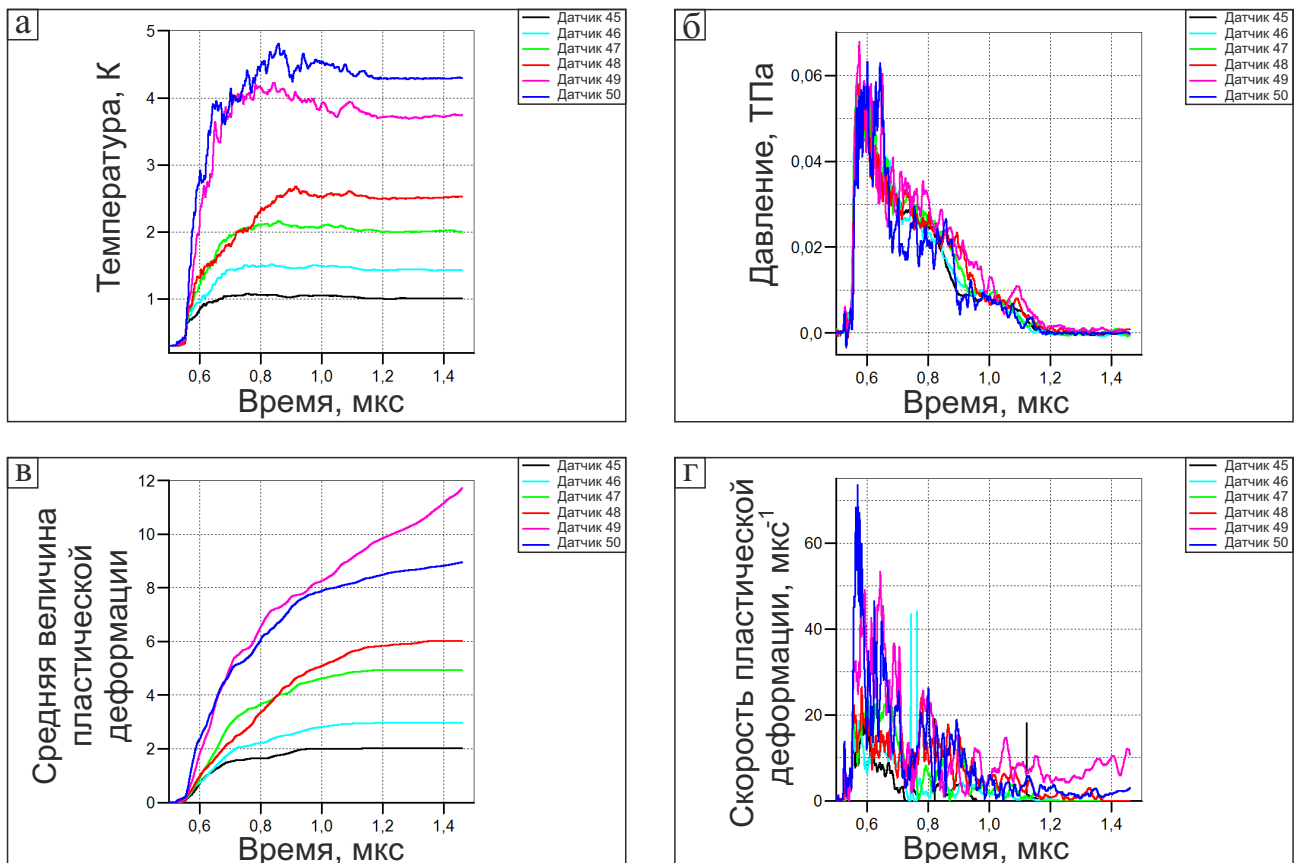


Рисунок 3.10 – Изменение температуры (а), давления (б), средней величины пластической деформации (в) и скорости пластической деформации (г) в лагранжевых датчиках (с 45 по 50) в процессе взрывного нагружения

3.7 Выводы

1. С применением численного моделирования, выполненного в программном пакете *AUTODYN*, и с использованием метода гидродинамики сглаженных частиц определены параметры ударно-волновых и деформационно-тепловых процессов при соударении пластин меди и тантала.

2. В процессе динамического взаимодействия тонколистовых пластин меди и тантала впереди точки контакта формируется дискретная кумулятивная струя, образование которой определяется свойствами свариваемых материалов. При сварке меди и тантала менее значительный вклад в процесс образования кумулятивной струи вносит тантал.

3. В узком поверхностном слое соударяемых пластин наблюдается существенный рост давления, степени и скорости пластической деформации. Интенсивной пластической деформации подвергается объём материала на расстоянии до 0,2 мм от границы соударения.

4. Максимальная температура, зафиксированная с применением лагранжевых датчиков, наблюдается внутри вихревых построений. Её величина составляет 4800 К, что существенно превышает значения температуры плавления меди и тантала. Температура материала на гребнях и впадинах границ волнообразной формы колеблется в пределах от 1000 до 2500 К.

4 СТРУКТУРА И СВОЙСТВА БИМЕТАЛЛИЧЕСКИХ КОМПОЗИТОВ "МЕДЬ – ТАНТАЛ", СФОРМИРОВАННЫХ МЕТОДОМ СВАРКИ ВЗРЫВОМ

На сегодняшний день структура, а также механические свойства биметаллов типа "медь – тугоплавкий металл" изучены не достаточно подробно. Исследованию композиционных материалов, содержащих материалы данного типа, посвящено лишь небольшое количество работ, направленных преимущественно на изучение структуры переходной зоны и механизма формирования структуры в зонах локального расплавления.

Известно, что механизм формирования соединения при сварке разнородных материалов зависит от многих факторов. Среди них следует отметить природу соединяемых между собой материалов. Особенность, а вместе с тем и сложность получения композитов типа медь – тугоплавкий металл, связана с характером их взаимодействия друг с другом, который заключается в отсутствии взаимной растворимости при комнатной, а также при повышенной температурах.

Анализ диаграмм состояния материалов системы медь – тугоплавкий металл, а именно медь – тантал, медь – ниобий, медь – ванадий и медь – вольфрам, показал, что во всех системах отмечается ограниченная растворимость меди в тугоплавком материале или полное её отсутствие. Это свидетельствует о сложности перемешивания таких материалов в стационарных условиях [130]. Сотрудниками Института гидродинамики СО РАН проведено большое количество исследований, связанных с получением композиционных материалов на основе меди и тугоплавких материалов, а также изучением их структуры и свойств [131-134]. В работе [134] было показано, что при определенных параметрах взрывного обжатия порошков молибдена и меди возможно образование твердых растворов, что объясняется явлениями, происходящими на фронте ударной волны.

В работах, выполненных сотрудниками Института физики металлов УрО РАН [135, 136] совместно с представителями других отечественных организаций, методом сварки взрывом были получены биметаллы системы медь – тан-

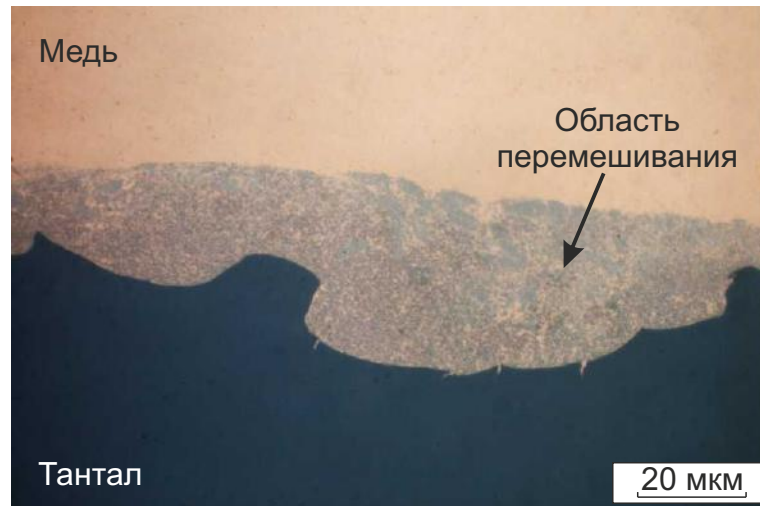
тал. На полученных таким образом соединениях была детально изучена граница, формируемая между материалами, не имеющими взаимной растворимости. Показана роль выступов на поверхности границы раздела в формировании уровня прочности соединения разнородных материалов.

Во многих работах, выполненных российскими и зарубежными специалистами, отмечается особая роль структуры, формируемой на границе в процессе высокоскоростного динамического взаимодействия заготовок, которая определяет свойства всего композита в целом. Учитывая это, одна из основных задач, решаемых в диссертационной работе, заключалась в изучении структурных особенностей композитов типа "медь – тантал", а также определении показателей микротвердости материалов вблизи области сварки.

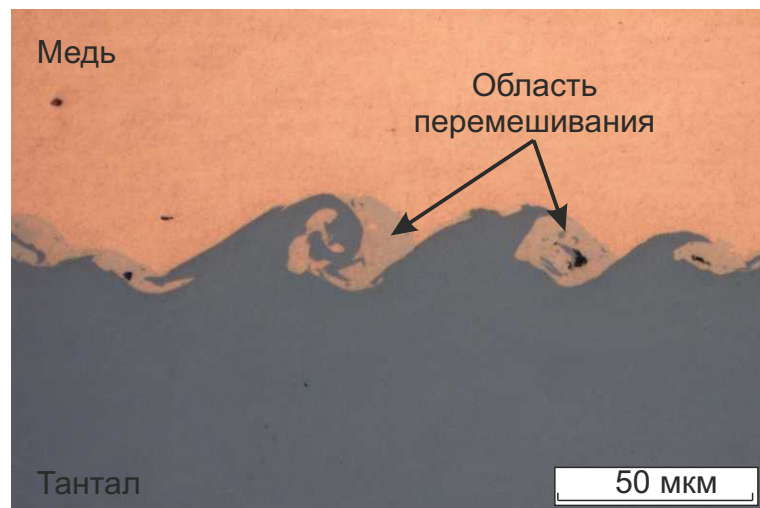
4.1 Структурные исследования биметаллических композитов, сформированных в процессе сварки взрывом пластин из меди и тантала

При выполнении диссертационной работы особое внимание уделялось проведению структурных исследований композиционных материалов на различных масштабных уровнях. С этой целью использовались методы оптической металлографии, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Указанные методы позволяют выявить характерные особенности строения композиционных материалов на границе раздела и объяснить их поведение в условиях внешнего нагружения. В качестве основных объектов исследования использовались биметаллические композиты типа "медь – тантал".

Структура сварного соединения "медь – тантал" (в продольном сечении) после сварки взрывом показана на рисунке 4.1. Анализ границы соединения, формируемой между медью и танталом, был проведен от начала и до конца образца. На начальном этапе соударения пластин меди и тантала при реализации сварки по режиму, описанному в разделе 2, граница соединения пластин не отличается строгой волнообразной формой, характерной для сварки взрывом многих металлических материалов. Формированию волнообразной границы препятствуют суще-



а



б



в

Рисунок 4.1 – Общий вид сварного соединения "медь – тантал" (а, б) и схематическое изображение соединения "медь – тантал" (в): а – плоское сварное соединение; б – соединение волнообразной формы

ственные различия прочностных свойств, плотности, а также температур плавления меди и тантала. Методами оптической металлографии и растровой электронной микроскопии между пластинами тантала и меди выявлен сплошной слой интенсивно деформированного материала толщиной 20...40 мкм. Внутри него располагается сплав, перемешанный при динамическом взаимодействии разнородных материалов.

На следующем от начала сварки образце наблюдается формирование шва в виде несимметричного волнового профиля. Переход от плоской границы соединения к волновой обусловлен нестационарными явлениями метания и соударения на начальных участках сварки взрывом, что подтверждается результатами математического моделирования, приведенными в разделе 3. К настоящему времени специалистами в области сварки взрывом предложено большое количество теорий и гипотез, объясняющих явление волнообразования в процессе высокоскоростного соударения пластин [52, 58, 137-142]. В окрестности сварных соединений волнообразной формы наблюдаются вихревые зоны с механически перемешанными материалами, локализуемыми вблизи вершин и впадин отдельных волн (рисунок 4.1 б).

Металлографические исследования, выполненные методом растровой электронной микроскопии, показали, что в сплошных прослойках зон перемешивания тантала и меди присутствуют трещины и дефекты в виде пор глобулярной формы (рисунок 4.2). Трещины развиваются как в продольном, так и в поперечном направлении (рисунок 4.2 б, в). Часть из них выходит за пределы слоя механически перемешанных материалов и распространяется в пластину тантала (рисунок 4.2 г). Длина многих трещин не превышает 10 мкм. Образование дефектов такого типа связано, прежде всего, с различными теплофизическими свойствами свариваемых материалов, которые можно проследить по разнице величин коэффициентов термического линейного расширения (для меди $\alpha = 16,7 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$, для тантала $\alpha = 6,5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$), а также коэффициентов теплопроводности (медь = 390 Вт/(м×К), тантал = 52,1 Вт/(м×К)).

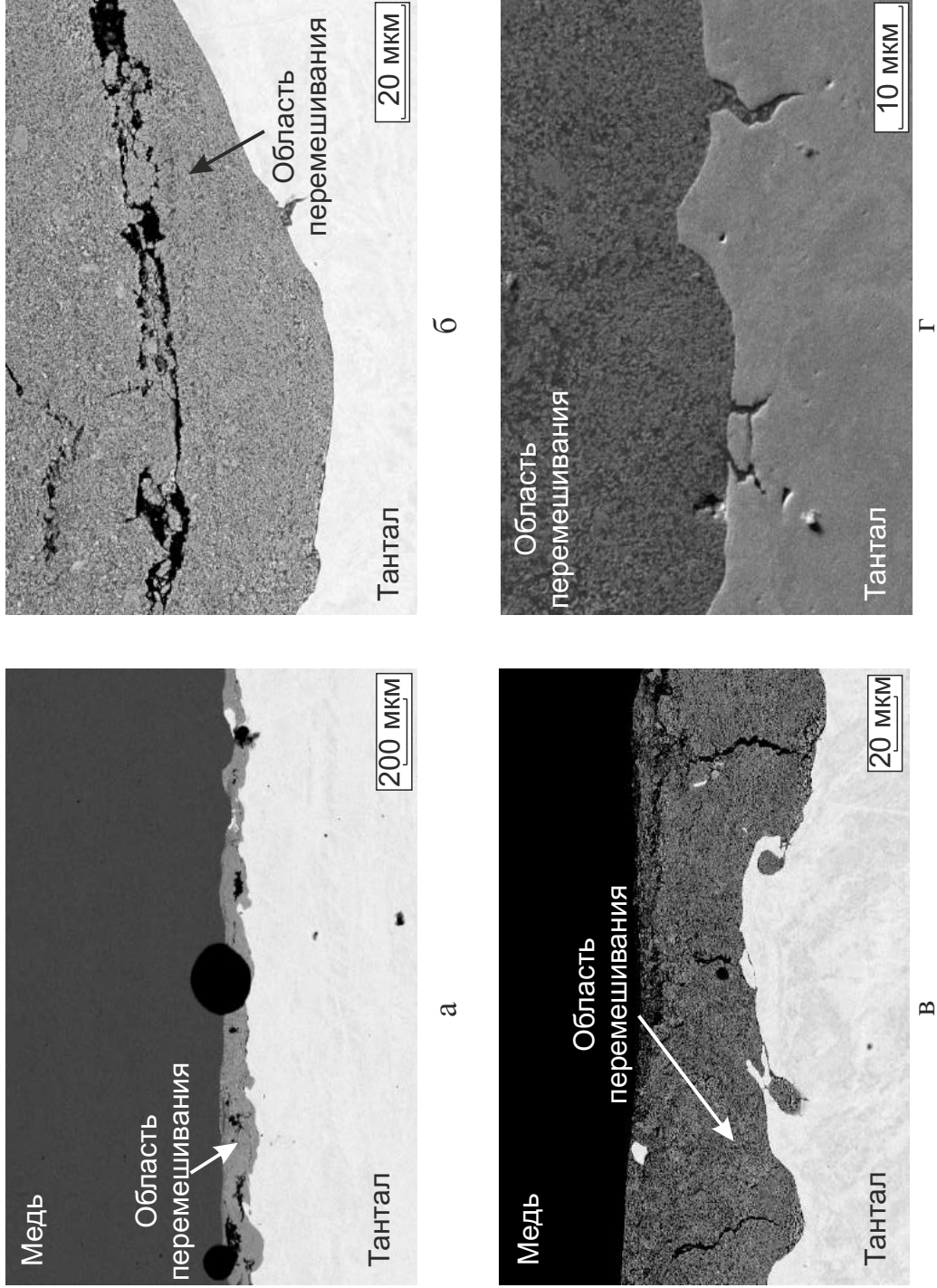


Рисунок 4.2 – Дефекты, возникшие на границе сопряжения пластин меди и тантала

4.2 Структурные преобразования меди в околошовных зонах

Границы соединения, формируемые в процессе сварки взрывом разнородных материалов, обычно имеют сложную градиентную структуру и содержат различные дефекты (неравновесные фазы, дефекты упаковки). Ниже представлены результаты микроструктурных исследований, выполненных на границе медь – тантал на различных масштабных уровнях.

Градиентная структура меди, возникшая в процессе сварки взрывом, изображена на рисунке 4.3. В зависимости от характера развивающихся процессов ее условно можно разделить на 3 зоны. В первой сильно деформированной зоне, контактирующей непосредственно с границей сварки на удалении до 200...210 мкм, формируется максимальное количество двойников деформации. Такие дефекты преимущественно прямолинейной формы встречаются практически во всех зернах меди. Внутри некоторых зерен двойники искривлены, что свидетельствует о деформации материала после двойникования. Во многих зернах наблюдается пересечение двойников, имеющих различную ориентацию. В этих случаях движение двойников одной системы ограничивается двойниками другой системы. Наличие двойников деформационного происхождения является отличительной чертой, характерной для динамически нагруженных материалов с ГЦК структурой, в том числе и для меди, а также для материалов с ОЦК и ГПУ решеткой, в том числе железоуглеродистых и титановых сплавов [143, 144].

Вторую зону можно охарактеризовать как слабдеформированную. Она также характеризуется наличием дефектов деформационного происхождения, в том числе двойников, однако по сравнению с первой зоной их плотность существенно меньше. Двойники расположены не во всех зернах и их объемная доля внутри зерен существенно меньше. Зона слабо деформированных зерен меди расположена на расстоянии 200...400 мкм от границы сопряжения с танталом.

Третья зона, в которой медь не имеет признаков пластической деформации, регистрируемыми методами растровой электронной микроскопии и оптической металлографии.

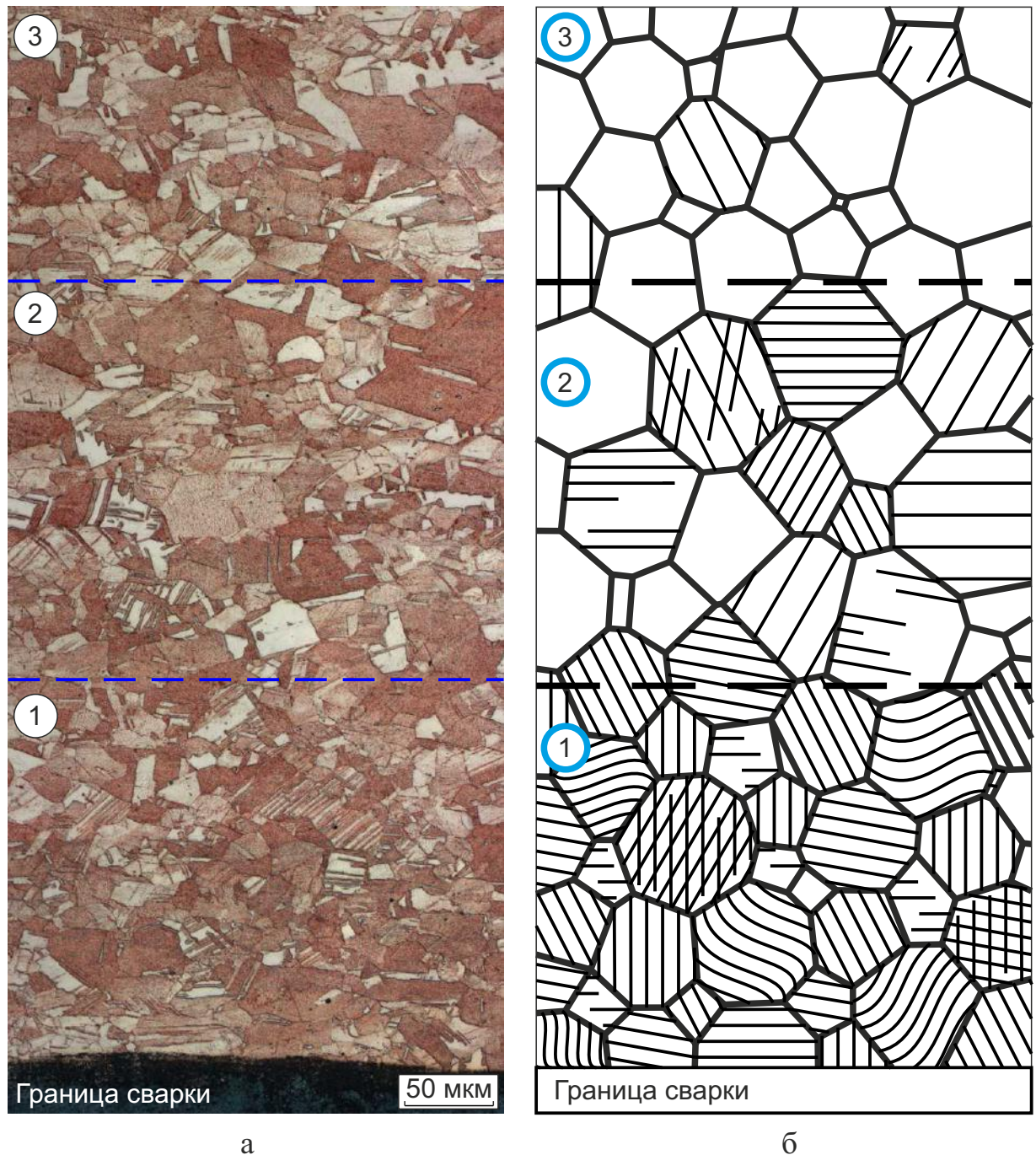


Рисунок 4.3 – Градиентная структура меди (а) и её схематическое представление (б) вблизи границы сварки взрывом: 1 – зона интенсивной пластической деформации; 2 – зона слабой пластической деформации; 3 – зерна без следов пластической деформации

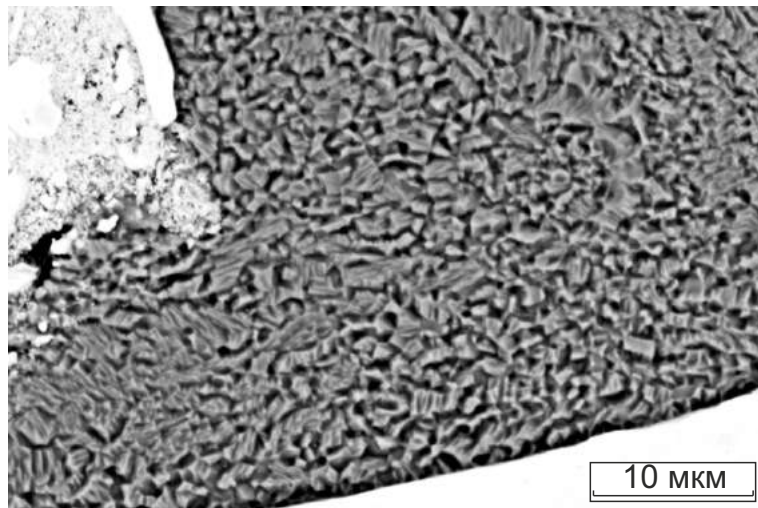
Увеличенное изображение двойников деформации, сформированных вблизи границы сварки, представлено на рисунке 4.4 а, б.

Структура меди вблизи волновой границы характеризуется некоторыми особенностями. На отдельных участках, примыкающих к границе сварки, заметны следы первичной рекристаллизации, основным признаком которой является образование на месте деформированных зерен новой мелкозернистой структуры (рисунок 4.4 в). Несмотря на то, что сварку взрывом не относят к термическим способам соединения материалов, следует учитывать тот факт, что при её реализации в интенсивно деформированных участках материала выделяется большое количество тепла. Это тепло является фактором, обеспечивающим развитие в зонах меди, расположенных вблизи сварного шва, процессов рекристаллизации. Размер рекристаллизованных зерен не превышает 5 мкм, что свидетельствует о кратковременности процесса теплового воздействия на деформированный материал.

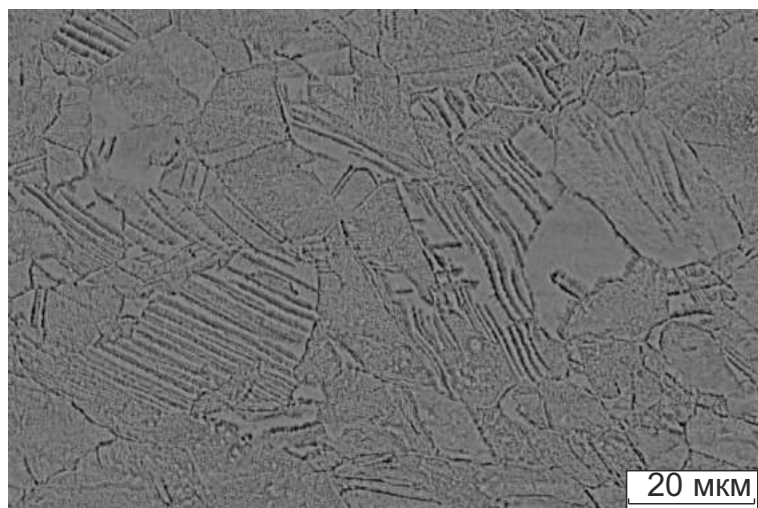
Результаты анализа дислокационного строения меди вблизи границы сопряжения металлических пластин, полученные с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии, представлены на рисунке 4.5. В исходном состоянии (перед сваркой) размер зерен меди составлял 22 мкм. В процессе динамического взаимодействия пластин в зонах, прилегающих к сварному шву, развиваются процессы деформационного упрочнения меди. Об этом свидетельствует формирование микрообъемов с повышенной плотностью дислокаций (рисунок 4.5 а), а также множества двойников деформационного происхождения. Как правило, двойники шириной $\sim 10 \dots 50$ нм располагаются в виде отдельных пачек (рисунок 4.5 б). На рисунке 4.5 в, г представлены светлопольное и темнопольное изображения одного и того же участка пластически деформированной меди. Деформация по механизму двойникования является процессом, характерным для высокоскоростной деформации металлических материалов [145, 146].



а

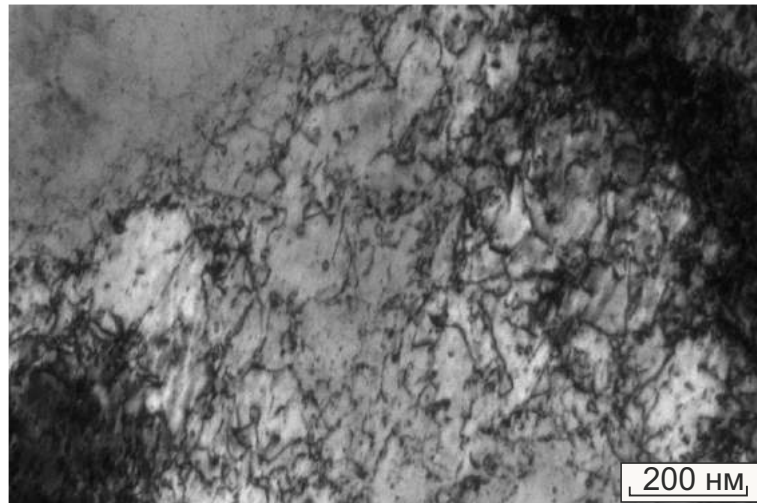


б

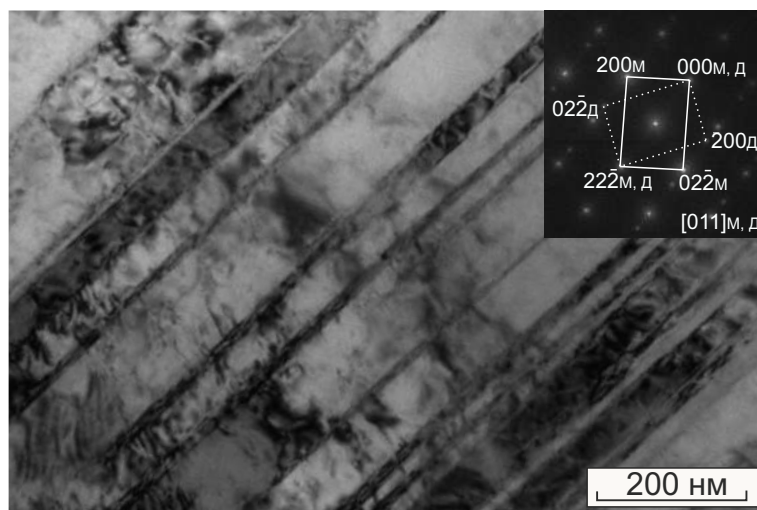


в

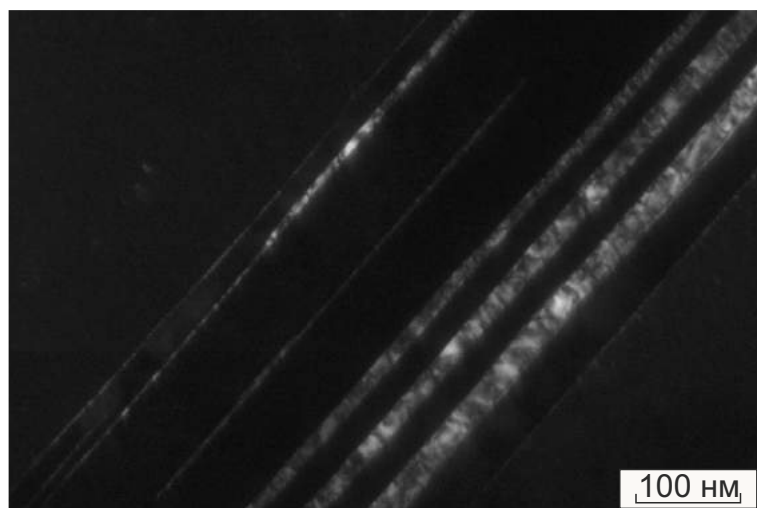
Рисунок 4.4 – Пластическая деформация (а, б) и рекристаллизация (в) поверхностных слоев меди



а



б



в

Рисунок 4.5 – Дислокационная структура (а) и двойники деформационного происхождения (б, в) в медной пластине на расстоянии 50 мкм от границы сопряжения разнородных материалов. На снимках (б) и (в) представлены светлопольное и темнопольное изображения одного и того же участка

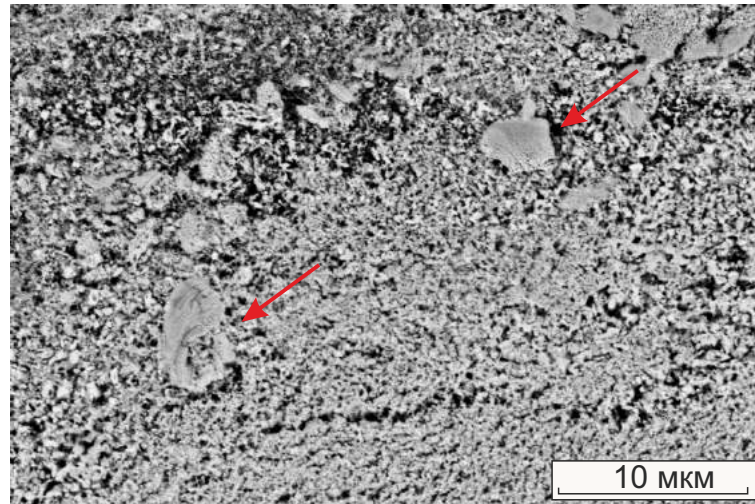
4.3 Особенности строения гетерофазной прослойки, формируемой на границе раздела медных и танталовых пластин

Анализ структуры прослойки на границе раздела медных и танталовых пластин, выполненный с использованием метода растровой электронной микроскопии, свидетельствует о неоднородном перемешивании динамически взаимодействующих материалов (рисунок 4.6). Результаты микроанализа области перемешивания показали, что средняя концентрация меди и тантала в этом слое составляет 60 и 40 вес. % соответственно (рисунок 4.6 б, в).

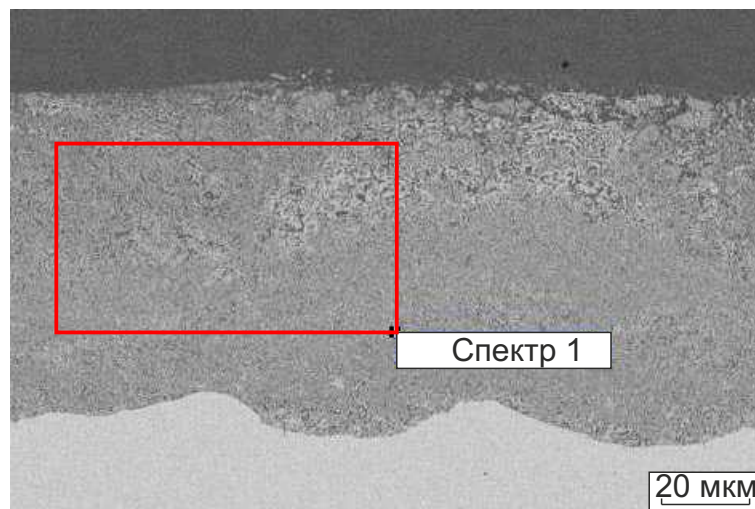
Надежно идентифицировать размеры и форму отдельных элементов структуры в слое методом растровой электронной микроскопии проблематично, что обусловлено высокой дисперсностью образующейся смеси. Поэтому более детальный структурный анализ области перемешивания выполнялся с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии. Основными факторами, определяющими особенности строения материала, являются высокие значения скорости и степени деформации поверхностных слоев пластин, высокие температуры нагрева тантала и меди в зоне контакта, наличие кумулятивной пелены из мелкодисперсных частиц взаимодействующих материалов.

В общем случае структуру промежуточного гетерофазного слоя можно определить как мелкодисперсную смесь меди и тантала. Функцию матричного материала, характеризующегося непрерывностью, преимущественно выполняет медь. На фоне светлой медной матрицы можно наблюдать множество темных частиц тантала округлой формы. Размеры частиц тантала в меди находятся в пределах 5...500 нм. Преобладают частицы размером 5...50 нм (рисунок 4.7 а, б). Пример сочетания мелкодисперсной структуры с более крупными частицами тантала представлен на рисунке 4.7 в.

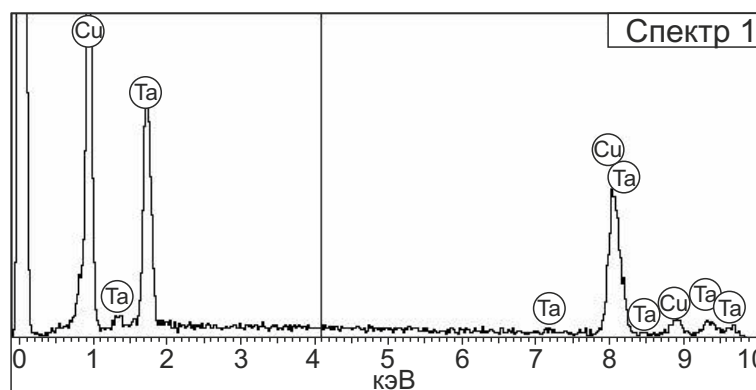
В пределах гетерофазного слоя экспериментально зафиксированы также микрообъемы, в которых матричным материалом является тантал, а медь находится в виде отдельных островков. Снимок структуры такого типа, полученный с



а

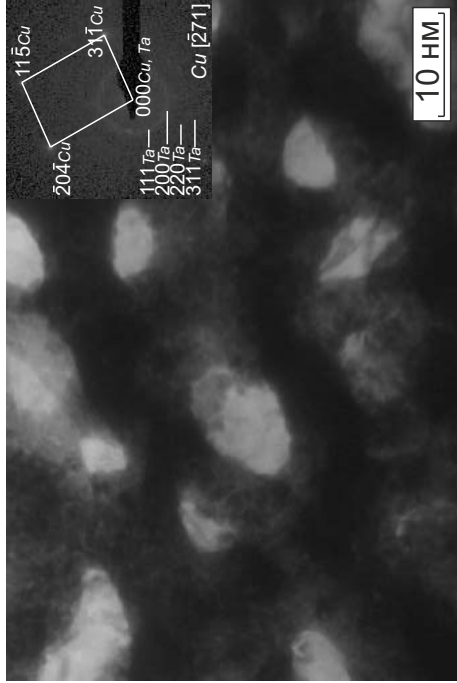


б

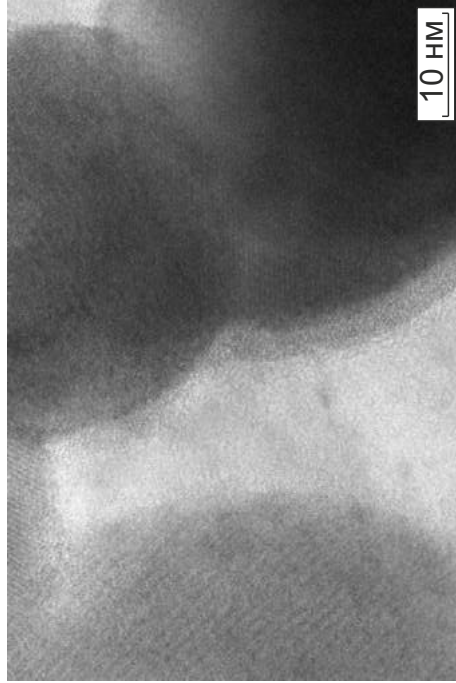


в

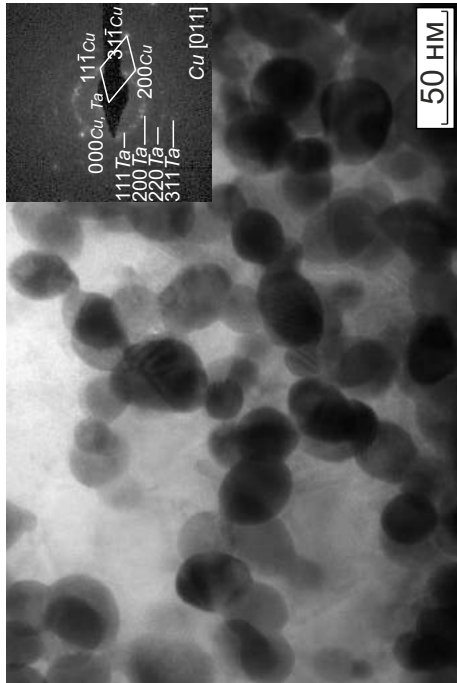
Рисунок 4.6 – Слой механически перемешанных материалов, возникший в процессе сварки взрывом пластин меди и тантала: а – растровая электронная микроскопия; б, в – результаты микрорентгеноспектрального анализа зоны перемешивания меди и тантала



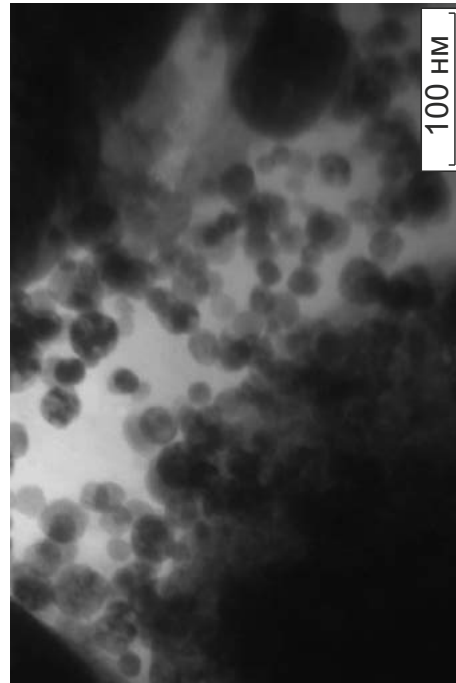
б



г



а



в

Рисунок 4.7 – Структура гетерофазной прослойки, возникшей при сварке взрывом пластин меди и тантала

использованием метода просвечивающей электронной микроскопии, представлен на рисунке 4.7 г. Размер частиц меди составляет $\sim 50\text{...}100$ нм.

Тип морфологии границы раздела, формируемой между свариваемыми материалами, в значительной степени определяет уровень механических свойств композитов. Для оценки механических свойств сварных швов и прилегающих к ним областей проводилось измерение микротвердости в поперечном сечении композита. Нагрузка на алмазный индентор составляла 50 г., расстояние между отпечатками пирамиды – 50 мкм. Микротвердость измеряли по двум схемам, представленным на рисунке 4.8. В соответствии с первой схемой дорожка уколов пересекала гребень волны, на котором наблюдались сильно деформированные зерна материалов (рисунок 4.8 а). По второй схеме дорожка уколов пересекала прямой шов, содержащий слой механически перемешанных микрообъемов меди и тантала (рисунок 4.8 б).

Результаты измерения микротвердости по отмеченным выше двум схемам представлены на рисунке 4.9. Микротвердость участков меди и тантала, находящихся вдали от околошовной зоны, составляет 1300 и 1600 МПа соответственно. В интенсивно деформированной области меди, прилегающей к сварному шву, наблюдается увеличение уровня микротвердости до 1700 МПа. При измерении микротвердости по второй схеме, т.е. при пересечении сплошной прослойки из смеси меди и тантала, в её центре зафиксирован резкий скачок микротвердости до 2800 МПа. В то же время в приграничных областях, примыкающих непосредственно к зоне перемешивания, отмечается некоторое снижение микротвердости, обусловленное развитием рекристаллизационных процессов и образованием новых зерен с пониженной плотностью дислокаций.

4.4 Механизм формирования соединения между материалами, не имеющими взаимной растворимости при реализации сварки взрывом на примере пары медь – тантал

При реализации процесса сварки взрывом различных металлических материалов, на границах раздела часто формируются зоны локальных расплавов, оказы-

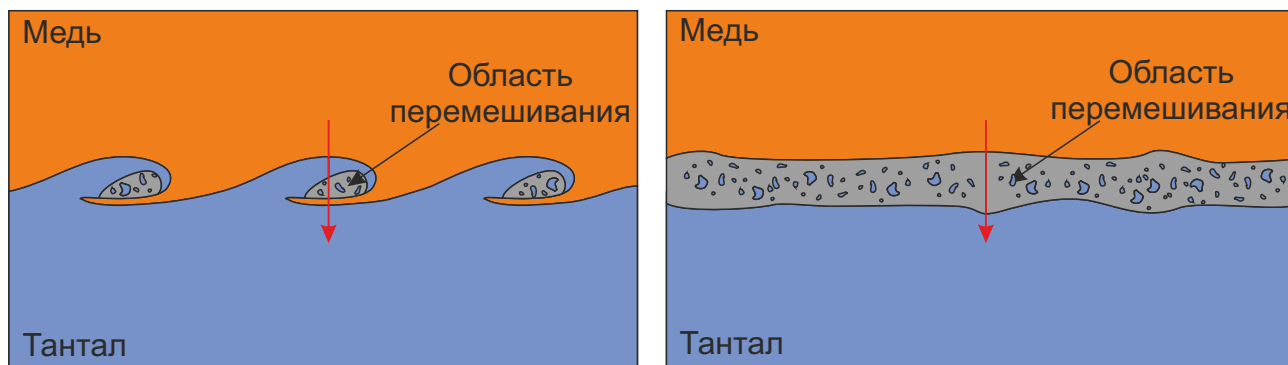


Рисунок 4.8 – Схема измерения микротвердости биметалла "медь – тантал":
 а – дорожка уколов, пересекающая шов волнообразной формы (нет зоны перемешивания); б – дорожка уколов, пересекающих шов прямой формы (зона перемешивания)

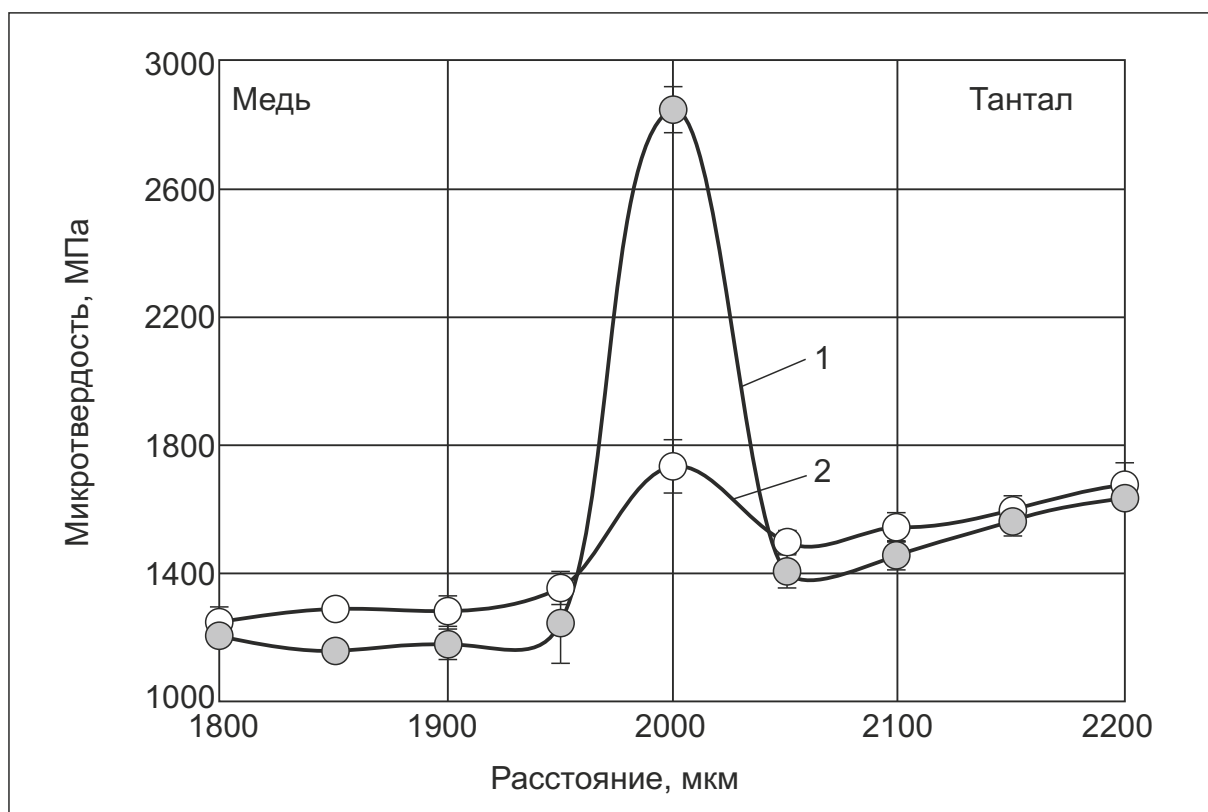


Рисунок 4.9 – Микротвердость двухслойного композиционного материала, полученного по технологии сварки взрывом пластин меди и тантала:

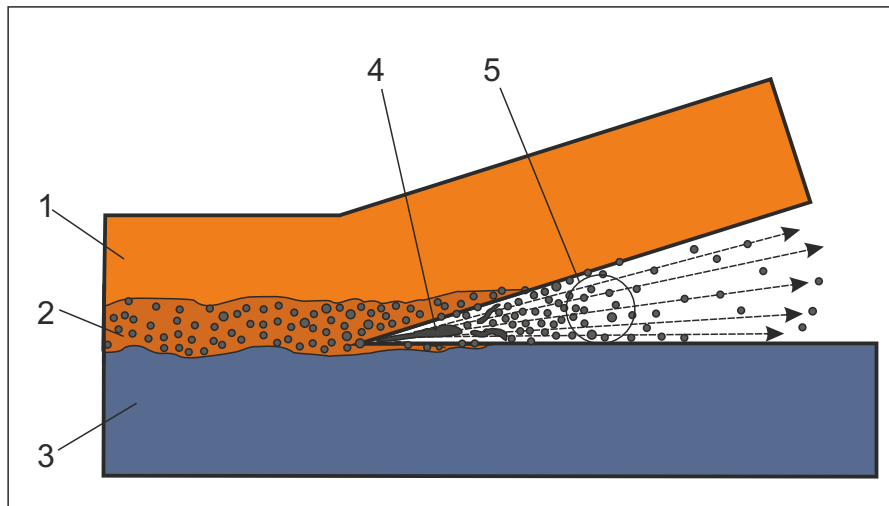
- - дорожка уколов пересекает волнообразный шов
- - дорожка уколов пересекает прямой шов

вающие существенное влияние на свойства композита в целом. Исследование микроструктуры и свойств зон расплавов многие годы является актуальной задачей при изучении слоистых материалов, сваренных взрывом. В зависимости от характера взаимодействия материалов, в том числе от степени их растворимости друг в друге, в процессе динамического нагружения могут формироваться структуры различного типа, в том числе метастабильные и аморфные фазы, интерметаллидные соединения, пересыщенные твердые растворы и т.д. Важным аспектом при изучении зон локальных расплавов является механизм их образования, который зависит от теплофизических свойств свариваемых материалов. Ниже описан механизм, объясняющий возможность образования соединения при сварке взрывом не растворимых друг в друге материалов.

Механизм формирования промежуточного слоя можно представить следующим образом (рисунок 4.10). При динамическом взаимодействии пластин меди и тантала в точке контакта формируется дискретная кумулятивная струя, состоящая преимущественно из фрагментов меди. Известно [147, 148], что если значения плотности или скорости несимметрично соударяющихся металлов значительно отличаются, дискретная струя движется не по биссектрисе угла соударения, а отклоняется в сторону более плотной (в нашем случае в сторону тантала) или более медленно движущейся пластины. Эти же данные были подтверждены нами результатами математического моделирования, проведенного для соударения пластин меди и тантала в режиме сварки взрывом.

Следует подчеркнуть, что поверхность соединяемых пластин является шероховатой. При этом размер большинства частиц, находящихся в зазоре между соединяемыми пластинами ($\sim 5...50$ нм), на 2...3 порядка меньше значений микронеровностей металлических заготовок. Таким образом, часть высокодисперсных частиц, летящих со скоростями большими скорости точки контакта > 3800 м·с⁻¹, внедряется в выступы поверхностного слоя пластины тантала.

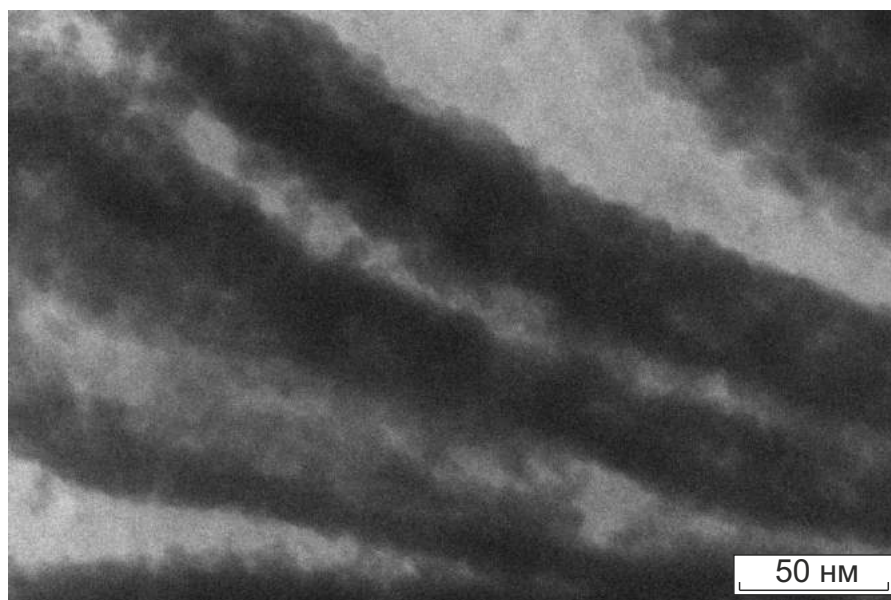
При соударении фрагментов струи с поверхностными слоями пластин образуется зона перемешивания. Большинство частиц в зоне перемешивания распределены хаотично. Следует отметить, что значения температуры плавления меди и



а



б



в

Рисунок 4.10 – Механизм формирования области перемешивания между пластинами меди и тантала (а) и структура, подтверждающая данный механизм (б, в): 1 – пластина меди; 2 – гетерофазная прослойка; 3 – пластина тантала; 4 – фрагменты кумулятивной струи; 5 – кумулятивная пелена

тантала различаются почти в три раза (1084 °C и 2996 °C). Частицы тантала в таких условиях остаются твердофазными или частично оплавленными. Наряду с хаотично перемешанными материалами встречаются микрообъемы меди с упорядоченно расположенными частицами тантала. Примером является рисунок 4.10 б, на котором представлены скопления частиц тантала строчечной формы. Структурный анализ, выполненный при более высоких увеличениях, свидетельствует о том, что наблюдаемые на снимках вытянутые построения, состоят из отдельных наноразмерных частиц тантала (рисунок 4.10 в). Можно предположить, что их образование является результатом течения медной дискретной струи по шероховатой поверхности тантала, фрагменты которого вытягиваются и кристаллизуются при высокоскоростном обтекании.

4.5 Структурные особенности гетерофазной прослойки, формируемой на границах раздела медных и танталовых пластин при развитии диффузионных процессов

Одна из задач, поставленных в данной работе, заключалась в изучении особенностей укрупнения субмикро- и нанокристаллической структуры в зонах локального расплавления при нагреве сваренного взрывом композита. Скорость рекристаллизации в чистых материалах зависит от их исходного состояния, температуры нагрева и времени выдержки в нагретом состоянии [149]. Выше нами было показано, что в процессе сварки взрывом на границе раздела между медью и танталом образуется гетерофазная прослойка, представляющая собой смесь из взаимодействующих элементов. Находящиеся в данной смеси глобулярные частицы тантала размером до 50 нм могут оказывать существенное влияние на характер структурных преобразований и изменение механических свойств матричной меди в прослойке в процессе нагрева композиции. Важная особенность заключается в том, что взаимодействующие материалы являются нерастворимыми друг в друге. Образующаяся в процессе сварки смесь обладает высокой структурной стабильностью и механическими свойствами при повышенных температурах [150-152].

Для оценки термической стабильности сварного соединения медь – тантал были проведены эксперименты по нагреву образцов с последующим изучением изменений структуры и микротвердости. Изменение температуры нагрева образцов проводили в диапазоне 100...900 °С с длительностью выдержки 1 час при каждом значении температуры. Анализ структурных изменений, происходящих в гетерофазной медно-танталовой прослойке при нагреве от 500 до 900 °С, выполнялся методами растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Результаты исследований представлены на рисунке 4.11.

При нагреве до 500 °С в сплаве начинают развиваться релаксационные процессы, сопровождающиеся снижением уровня внутренних напряжений, созданных в процессе сварки взрывом. Явных структурных изменений в гетерофазной прослойке методом растровой электронной микроскопии при этом не выявлено (рисунок 4.11 а).

При нагреве до 600 °С наблюдалось незначительное укрупнение зерен медной матрицы. Однако скорость этого процесса не высока, т.к. она ограничена присутствием дисперсных частиц тантала. Вблизи высокодисперсных частиц тантала сохранилась повышенная плотность дислокаций. По объему гетерофазной прослойки дислокации распределены равномерно. На скорость зарождения новых зерен в процессе отжига влияет объемная доля глобулярных частиц тантала, с увеличением которой расстояние между частицами уменьшалось, и процессы рекристаллизации в медной фазе замедлялись. При нагреве композита до 600 °С рост частиц тантала не наблюдался, а их распределение в медной матрице оставалось таким же как и после сварки взрывом (рисунок 4.11 б).

Наиболее существенные структурные изменения, связанные с развитием диффузионных процессов, наблюдались при нагреве материала в интервале температур 800...900 °С. Отдельные мелкодисперсные частицы тантала начали укрупняться при температуре нагрева 800 °С, сохраняя при этом глобулярную форму (рисунок 4.11 в). При выдержке материала при 900 °С в промежуточном слое произошло полное преобразование скоплений тантала с формированием однородной механической смеси "медь – тантал" (рисунок 4.12 г).

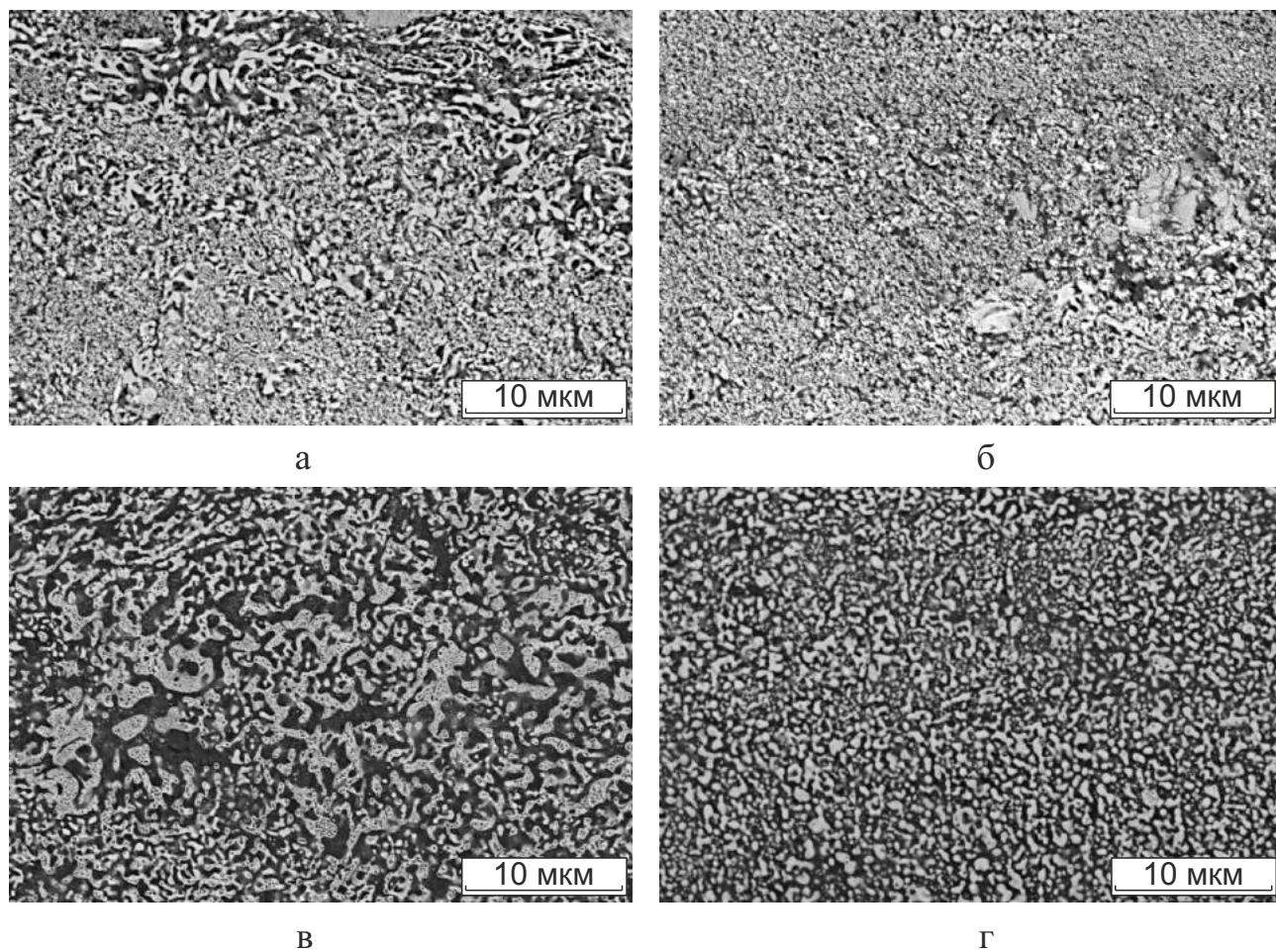


Рисунок 4.11 – Структура области перемешивания меди и тантала после нагрева материала при различных температурах: а – 500 °С; б – 600 °С; в – 800 °С; г – 900 °С. Светлые области соответствуют танталу, темные – меди

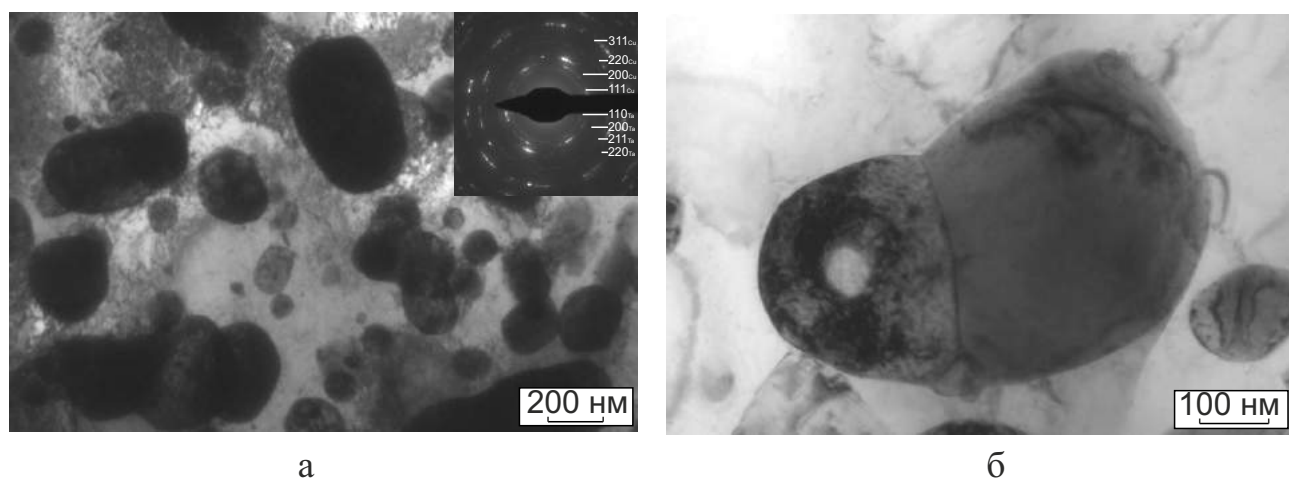


Рисунок 4.12 – Тонкое строение гетерофазной прослойки меди и тантала после нагрева до 900 °С

Механизм структурных преобразований частиц тантала в медной матрице при нагреве до высоких температур (800...900 °C) объясняется развитием неустойчивости Рэлея [153]. Схематически процесс распада кластеров тантала на отдельные частицы представлен на рисунке 4.13. При нагреве до 800 °C в наиболее крупных конгломератах тантала (1), которые представляют собой совокупность связанных между собой частиц, происходит образование шейки (2). Далее в зоне шейки формируется мелкая сферическая частица (3), которая разделяет между собой верхнюю и нижнюю границу выделений. В результате процесса дробления образуются частицы преимущественно эллипсоидной формы (4).

При увеличении температуры нагрева до 900 °C происходит дальнейшее преобразование частиц в более мелкие, имеющие глобулярное и эллипсоидное строение (5). Последующее укрупнение близко расположенных мелкодисперсных частиц тантала происходит за счет их объединения. Образующиеся при этом частицы равномерно распределены в гетерофазной прослойке (6). Движущей силой процесса коагуляции (укрупнения) частиц тантала является сокращение суммарной площади межфазных границ за счет уменьшения радиуса кривизны поверхности. Подобный механизм преобразований наблюдается при отжиге многих материалов, в которых присутствует вторая фаза в виде частиц пластинчатой формы. Примером могут служить углеродистые стали, в которых подробно изучен процесс перестройки карбидов пластинчатой формы в глобулярную форму после пластической деформации и нагрева [154]. Этот механизм помогает сохранить кинетическую стабильность системы за счет увеличения объемной доли препятствий в виде частиц второй фазы.

Процессом, развивающимся параллельно с распадом крупных частиц тантала на более мелкие глобулы (800 °C), является образование пор внутри дисперсных частиц. Это явление подтверждается результатами растровой и просвечивающей электронной микроскопии (рисунок 4.14). Формирование пор напрямую связано с разницей в скорости диффузии компонентов смеси. Скорость диффузии тантала в меди выше, чем меди в тантале и поэтому при таких температурах вероятность формирования пор в частицах тантала выше. При переходе частиц в наноразмер-

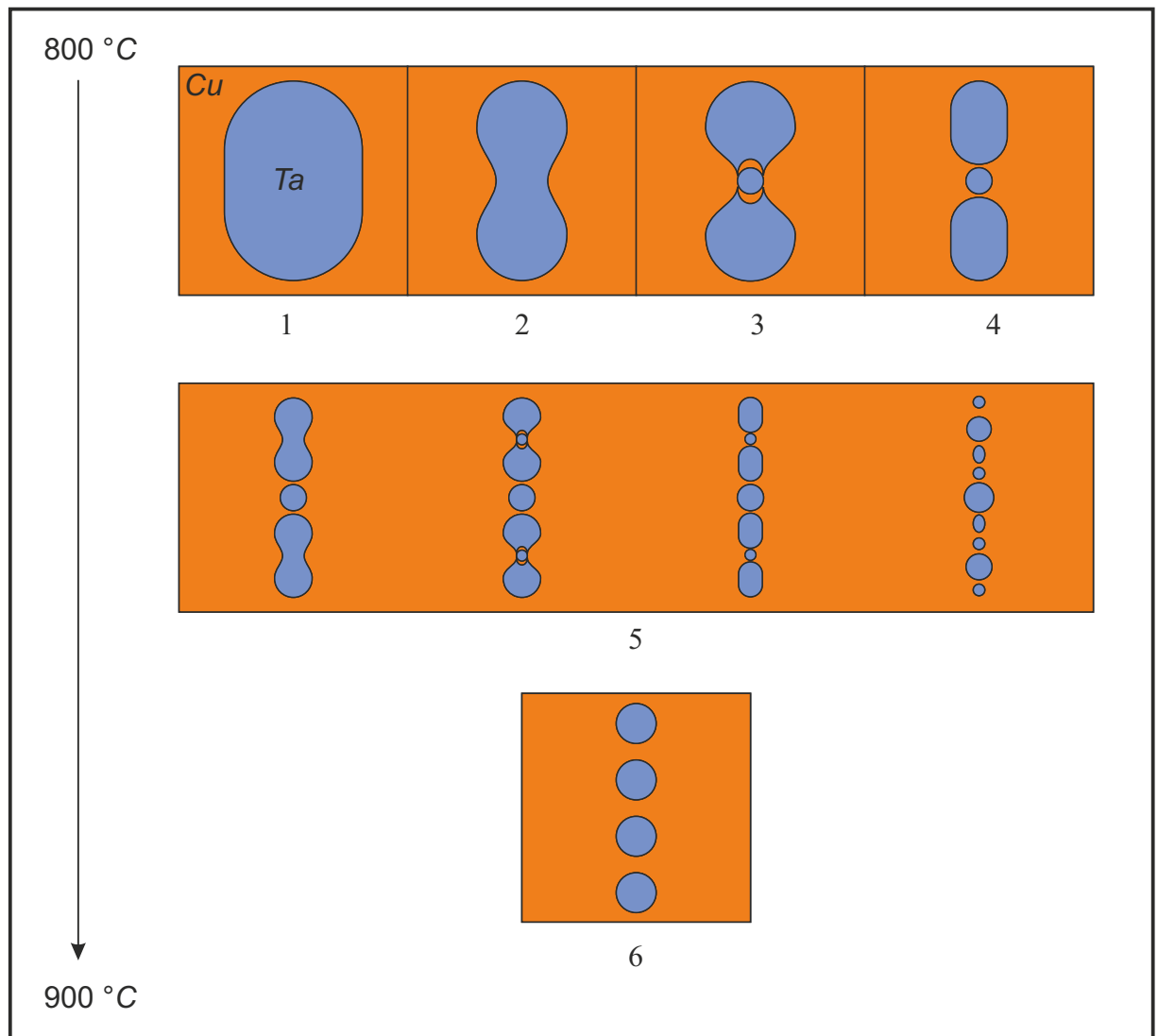
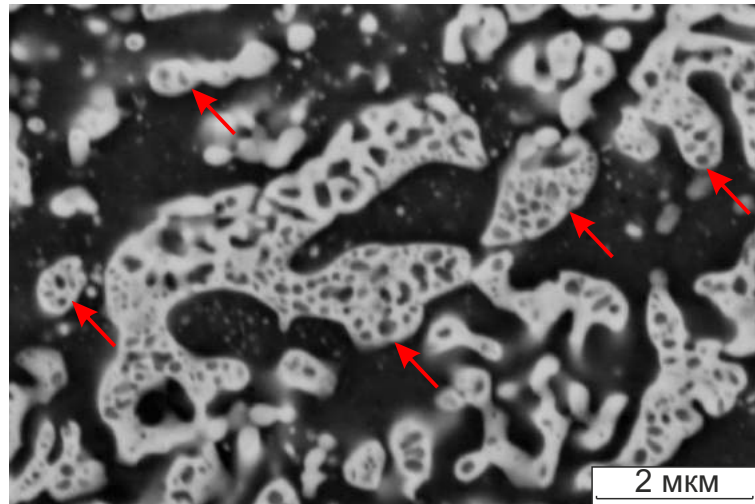
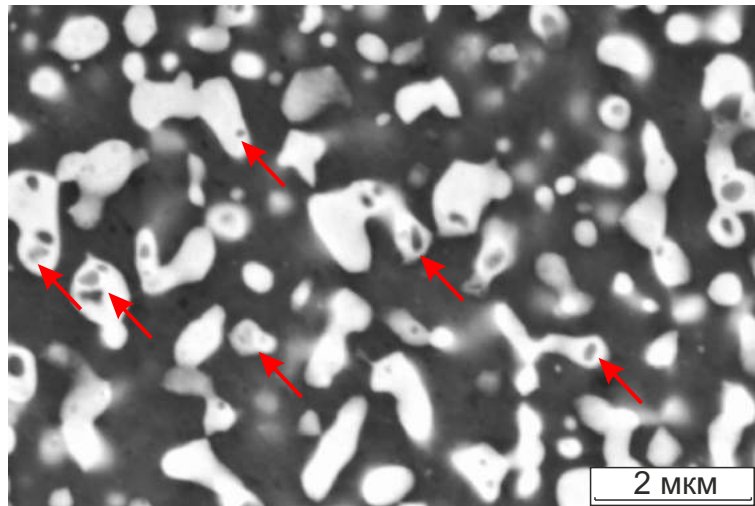


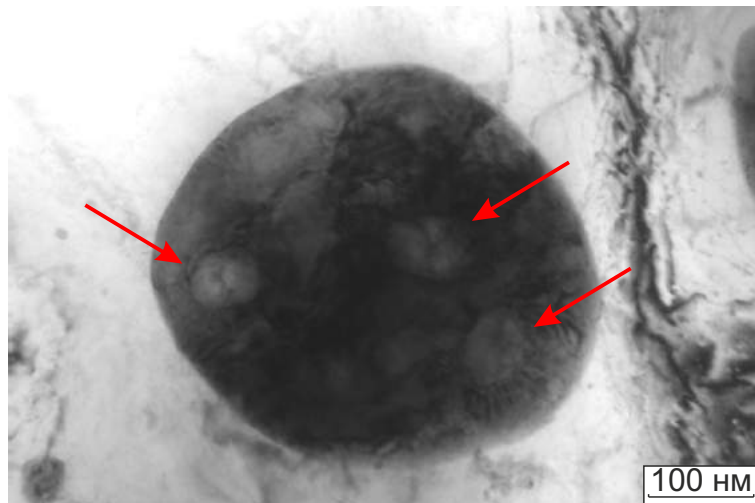
Рисунок 4.13 – Схема, показывающая дробление частиц тантала (1-5) и их коагуляцию (6) при нагреве в интервале температур 800...900 °C



а



б



в

Рисунок 4.14 – Поры в частицах тантала после нагрева до 800 °С (а) и 900 °С (б, в). Красными стрелками отмечены поры: а, б – растровая электронная микроскопия; в – просвечивающая электронная микроскопия

ное состояние вероятность образования пор возрастает за счет конечного объема и пространственного ограничения. При таких условиях легко может быть достигнута высокая концентрация вакансий, позволяющая образовать поры.

Наиболее заметные изменения прочностных свойств пластически деформированных материалов происходят при нагреве до значений, близких к температуре рекристаллизации. После нагрева до 500 °С признаков рекристаллизации в медной пластине не зафиксировано. При нагреве до 600 °С процесс рекристаллизации меди развивается неоднородно. Следует отметить, что деформация со степенью, существенно превышающей критическую деформацию в меди, происходит на глубине в несколько десятков микрометров. Остальной объем медной пластины деформирован с докритической степенью. По этой причине рекристаллизация меди сопровождается резким ростом размера зерна. После нагрева до 700 °С размер зерен в рекристаллизованных зонах составляет 440 мкм. В образцах, выдержанных в течение 1 часа при 900 °С, размер зерна возрастает до 620 мкм.

4.6 Анализ механических свойств биметаллических композитов

"медь – тантал"

4.6.1 ДюрOMETрические исследования композитов "медь – тантал", сформированных по технологии сварки взрывом

Измерения микротвердости биметалла "медь – тантал" выполнялись на образцах непосредственно после сварки взрывом, а также после дальнейшего нагрева при различных температурах. Уколы алмазной пирамидой проводились в направлении от слоя меди к слою тантала (пересекая гетерофазную прослойку). Результаты измерений представлены на рисунке 4.15. Микротвердость измеряли в направлении, перпендикулярном сварному шву, в пределах 200 мкм в каждую сторону от плоскости соединения пластин. Наиболее высокий уровень микротвердости зафиксирован при изучении термически необработанного сварного соединения. После сварки взрывом микротвердость меди составляла ~ 1300 МПа,

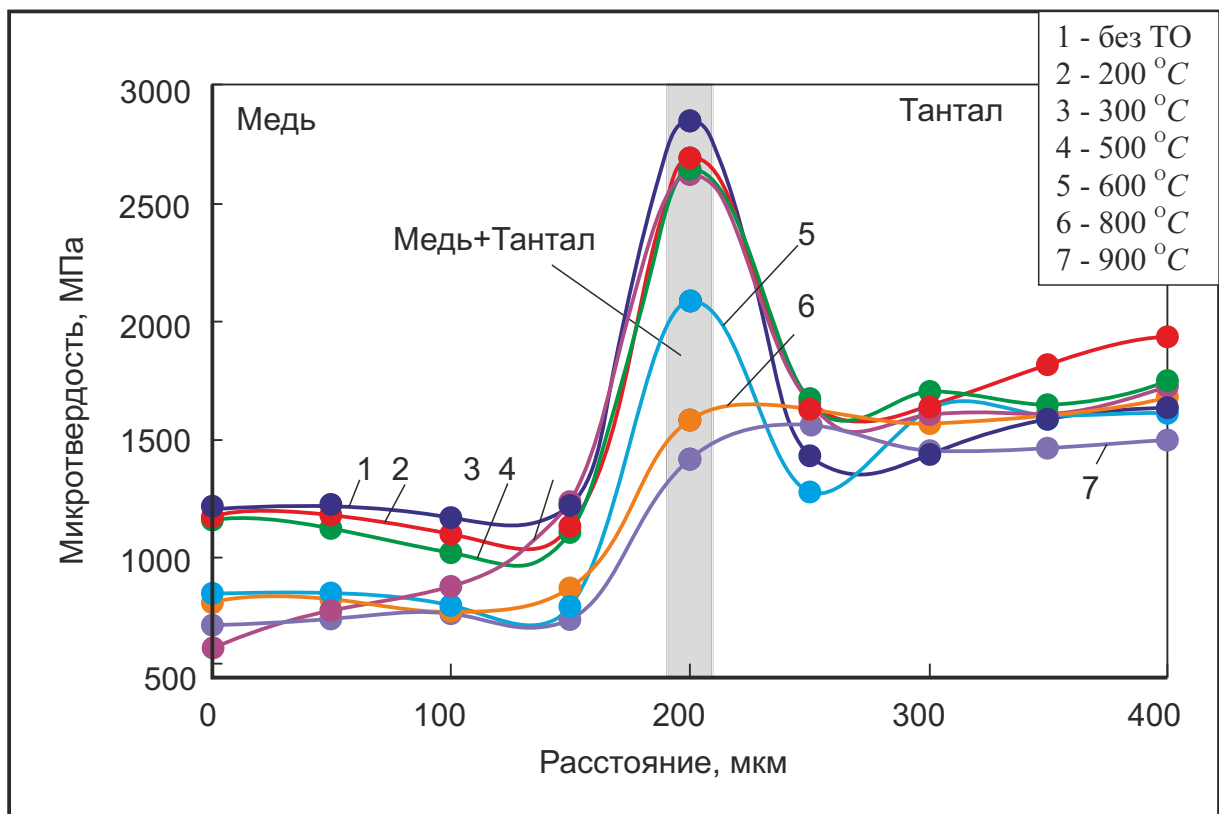


Рисунок 4.15 – Микротвердость области перемешивания и прилегающих к ней зон после сварки взрывом пластин меди и тантала и последующего отжига сварных соединений при различных температурах

тантала ~ 1600 МПа. Максимальный уровень микротвердости (2800 МПа) был зафиксирован в узком промежуточном слое с гетерофазной структурой.

Наблюдаемый эффект упрочнения материала обусловлен формированием высокодисперсной гетерофазной смеси. Несмотря на высокую степень пластической деформации поверхностного слоя медной пластины, говорить о заметной роли механизма деформационного упрочнения в данном случае нельзя. Высоко-скоростной нагрев локальных микрообъемов материалов приводит к локальным расплавам меди и устраняет дислокационную структуру, сформированную в зоне динамического взаимодействия пластин. Эффект деформационного упрочнения устраняется не только при плавлении, но также и при достижении температуры, приводящей к развитию рекристаллизационных процессов. Эти процессы являются типичными для сварки многих металлических материалов взрывом [155, 156]. При сварке углеродистых и легированных сталей резкий рост прочностных свойств в зонах сварных швов обусловлен проявлением механизма закалки и образованием структуры мартенсита. В системе "медь – тантал", характеризующейся отсутствием взаимной растворимости элементов, этот механизм к росту микротвердости материала в зоне сварного шва привести не может.

При нагреве образцов до $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ уровень микротвердости материала в зоне перемешивания тантала и меди существенно не изменился. Это свидетельствует о термической стабильности гетерофазной структуры в отмеченном диапазоне температур. Результатом нагрева до $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выше явилось заметное снижение микротвердости материала. После отжига при $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ микротвердость промежуточного слоя со смешанной структурой стала равной микротвердости пластины тантала (~ 1500 МПа). В отличие от промежуточного слоя на температурной зависимости, соответствующей танталу, существенных изменений не произошло т.к. температура рекристаллизации тантала более чем на $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ превышает максимальную температуру отжига. Повышение температуры отжига меди до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ привело почти к двукратному снижению ее микротвердости (от 1300 до 750 МПа). Причины этого снижения обусловлены развитием в динамически деформированных зо-

нах релаксационных процессов и формированием структуры более равновесной по сравнению с исходной [157].

4.7 Особенности деформации биметаллической прослойки "медь – тантал"

После проведения детального исследования структуры и свойств биметалла "медь – тантал" целесообразным является выбор допустимой толщины барьерного слоя. Полученные ранее литературные данные показали, что толщина промежуточного слоя оказывает существенное влияние на прочностные свойства композиционного материала. При достижении максимально допустимой толщины этот слой перестает выступать в качестве барьера и становится самостоятельным, не оказывающим упрочняющее воздействие.

Поставленная задача решалась путем численного моделирования в пакете *MSC.Marc* 2012. Комплекс *MSC.Marc* является универсальной конечно-элементной программой, которая позволяет решать задачи линейного и нелинейного характеров в области механики, теплопередачи, электро- и магнито- статике и др. При решении задачи проводилось компьютерное моделирование деформирования пластин меди и тантала. Нагружаемый по схеме статического одноосного растяжения образец толщиной 1 мм и длиной 10 мм состоял из слоев титана, тантала, меди и никелевого сплава. В компьютерной модели титановая (4) и никелевая (1) пластины моделировались как жесткие тела (рисунок 4.16). Пластина 4 являлась неподвижной, а пластина 1 перемещалась с постоянной скоростью V_0 (такой, чтобы за единичное время относительное поперечное удлинение слоев тантала и меди составило 1 %).

В качестве материала задавалась модель идеально пластичного тела с диаграммой одноосного деформирования, показанной на рисунке 4.17. Для решения задачи были заданы характеристики меди и тантала, значения которых представлены в таблице 4.1. В расчетах использовались трехузловые треугольные элементы Геррманна (плоская деформация, отдельная аппроксимация перемещений и гидростатического давления) с максимальным числом 200000. Перестройка сетки

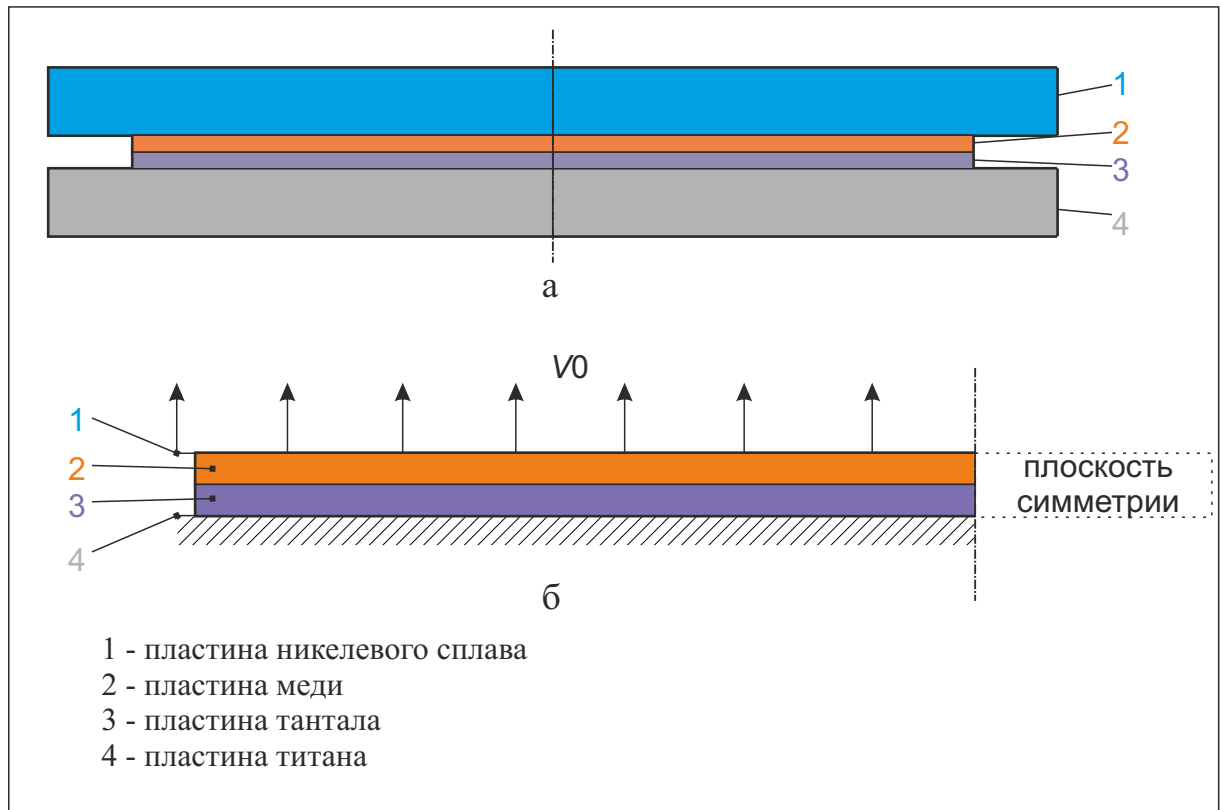


Рисунок 4.16 – Схема образцов для испытаний (а) и математическая модель (б)

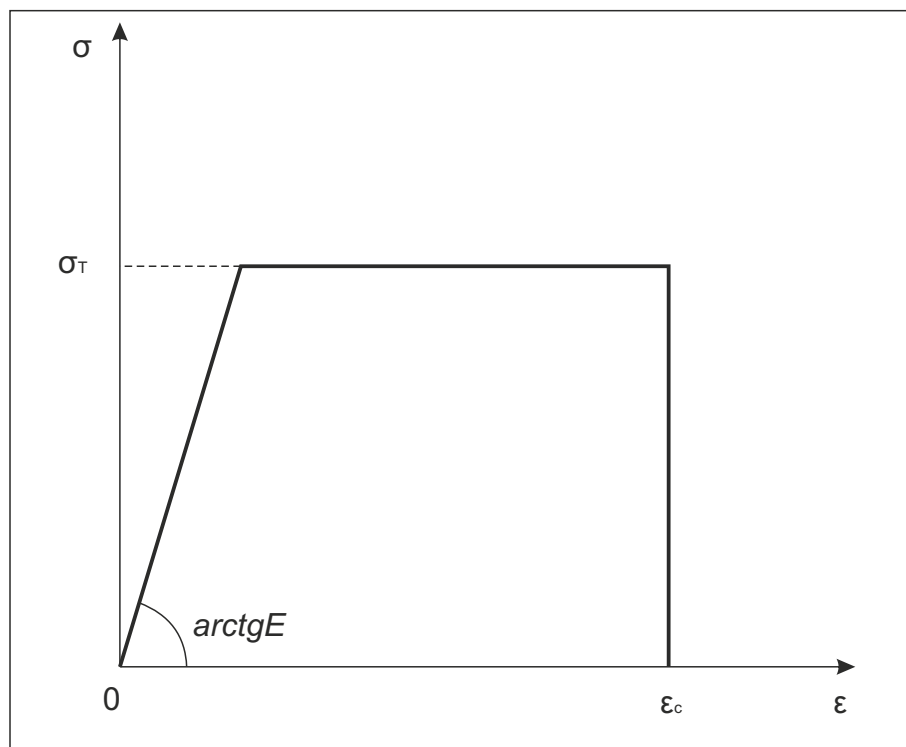


Рисунок 4.17 – Диаграмма деформирования идеально пластического материала

конечных элементов в процессе деформирования осуществлялась с использованием алгоритма *Delauney Tria*.

Таблица 4.1 – Характеристики материалов, используемых при решении задачи

Характеристики	Тантал	Медь
Модуль Юнга, E (ГПа)	190	110
Коэффициент Пуассона, ν	0,35	0,33
Предел текучести, σ_T (МПа)	185	100
Коэффициент линейного расширения, α ($10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$)	7	17

В процессе моделирования решались две задачи. В соответствии с первой толщина пластины (фольги) тантала составляла 0,1 мм, а толщина пластины меди изменялась в диапазоне от 0,1 до 0,9 мм с шагом 0,2 мм. Во второй задаче толщина пластины меди оставалась постоянной (0,1 мм), тогда как толщина пластины тантала изменялась в диапазоне от 0,1 до 0,9 мм с шагом 0,2 мм. Учитывая тот факт, что в образце присутствует плоскость симметрии, моделировалась только половина пластины. На контактных границах задавалось условие склейки.

Результаты изменения нормальных контактных сил (F) в зависимости от толщин пластин меди и тантала представлены в таблице 4.2. С увеличением толщины промежуточных пластин до 0,9 мм прочностные свойства биметалла существенно уменьшаются. Максимальное значение силы (135,4 Н) соответствует эксперименту с минимальным значением толщины (0,1 мм) фольги меди при постоянном значении толщины тантала 0,1мм. Следует также отметить, что влияние толщины пластины меди на прочностные характеристики композита более существенно по сравнению с влиянием тантала. При увеличении толщины пластин меди и тантала от 0,1 до 0,9 мм нормальные силы, приводящие к разрушению сварного соединения, снижаются в 2,45 и 1,75 раз соответственно.

В процессе математического моделирования также оценивалось влияние температурных деформаций, обусловленных различием коэффициентов линейного расширения, на прочностные свойства композиции "медь – тантал". Расчеты выполнены при условии нагрева сварного соединения до 500 °С. Представленные в таблице 4.2 результаты, свидетельствуют о том, что при нагреве до 500 °С контактные нормальные силы по сравнению с данными, полученными при комнатной температуре, отличаются незначительно. Это свидетельствует о температурной стабильности композиционного материала, в частности прослойки "медь – тантал" при повышенных температурах.

Таблица 4.2 – Контактные нормальные силы в зависимости от толщины пластин меди и тантала

Толщина пластин меди или тантала, мм	F , Н (толщина пластины меди = 0,1 мм) при 20 °С	F , Н (толщина пластины тантала = 0,1 мм) при 20 °С	F , Н (толщина пластины тантала = 0,1 мм) при 500 °С
0,1	135,4	135,2	124,2
0,3	135,2	103,4	120,0
0,5	118,6	85,6	105,2
0,7	101	70,8	85,8
0,9	77,2	55,8	65,6

Данные математического моделирования были проверены экспериментальным путем. Для этого в работе были получены композиционные материалы "титан – никелевый сплав" с промежуточным слоем, состоящим из сваренных взрывом слоев меди и тантала. Толщину медных пластин изменяли в диапазоне от 0,1 до 0,7 мм с шагом 0,2 мм. Толщина пластины (фольги) тантала для всех композитов была одинаковой и составляла 100 мкм. Прочностные испытания материалов проводились в условиях одноосного растяжения. Слои композиции были ориен-

тированы вдоль приложенной нагрузки. Результаты испытаний представлены на рисунке 4.18. Приведенные графики свидетельствуют о том, что с увеличением толщины меди прочность композиционного материала падает. Резкое снижение предела прочности и предела текучести происходит в композите с медной пластиной толщиной более 0,3 мм. Таким образом, экспериментальные данные надежно подтверждают результаты, полученные при математическом моделировании процесса. Кроме того, на основании полученных данных была выбрана минимальная допустимая толщина промежуточных слоев, которая по результатам математического моделирования и испытаний на растяжение составляет 100...300 мкм.

4.8 Выводы

1. Сварка взрывом является эффективным технологическим процессом формирования медь-танталовых композиций, характеризующихся полным отсутствием взаимной растворимости компонентов. Возникновение дефектов на границе сопряжения пластин меди и тантала обусловлено различными теплофизическими свойствами свариваемых материалов. Для формирования бездефектных соединений необходимо использовать пластины меньшей толщины.

2. В процессе сварки взрывом в зоне соединения пластин тантала и меди образуется промежуточный слой с высокодисперсной гетерофазной структурой, представляющей смесь фрагментов разнородных материалов. Матричным материалом преимущественно является медь. Тантал в меди находится в виде изолированных включений размером $\sim 5...50$ нм.

3. Механизм образования структуры в зоне перемешивания меди и тантала основан на формировании впереди точки контакта пластин фрагментированной, состоящей преимущественно из меди кумулятивной струи, которая движется непосредственно вдоль поверхности пластины тантала и взаимодействует с неровностями последней. Численное моделирование процесса соударения пластин меди и тантала подтверждает эту гипотезу.

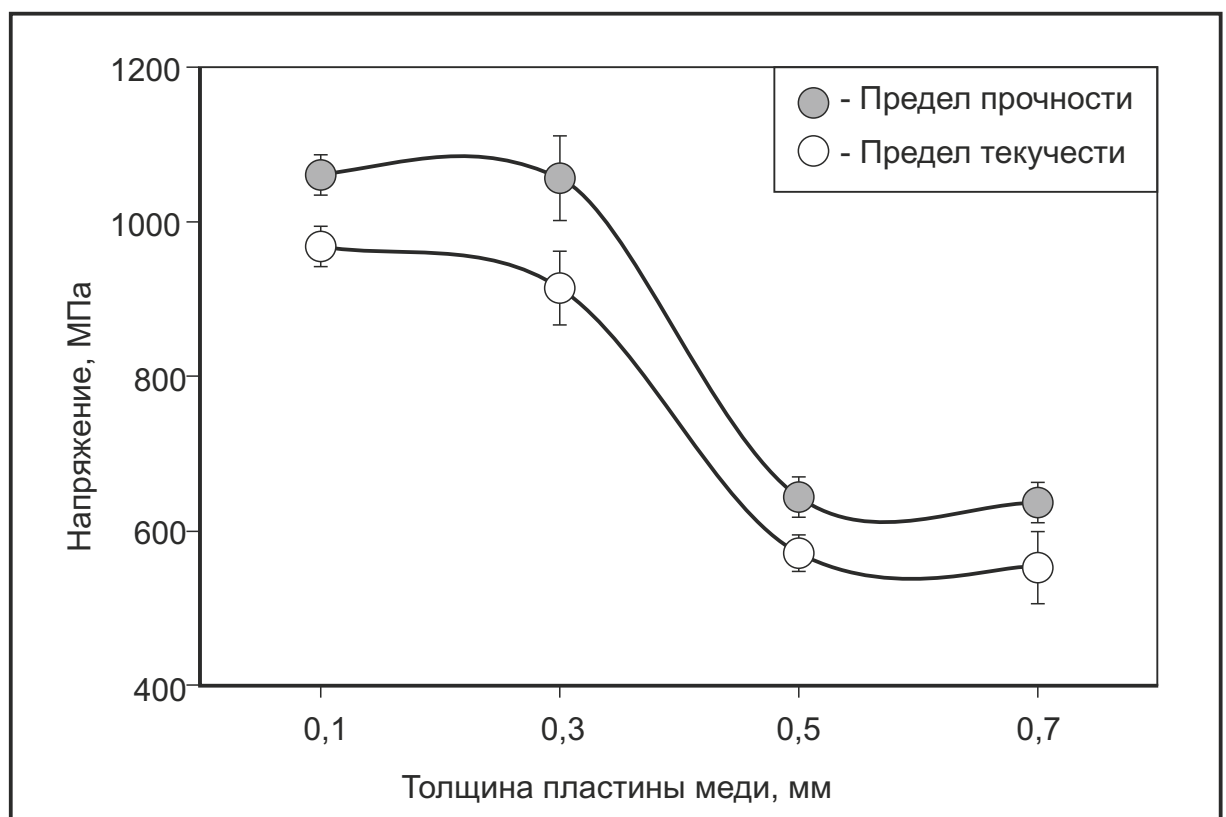


Рисунок 4.18 – Влияние толщины медного слоя на прочность композиционного материала

4. Термическая стабильность зоны соединения "медь – тантал" полностью проявляется при нагреве до 500 °С. Отжиг при 900 °С приводит к снижению микротвердости промежуточного слоя с гетерофазной структурой от 2800 МПа до 1500 МПа.

5. С увеличением толщины меди и тантала прочностные свойства композиционного материала снижаются. Значения толщины пластин этих материалов, соответствующие максимальному уровню прочностных свойств сварных соединений составляют 100...300 мкм. Результаты математического моделирования подтверждаются данными, полученными при проведении экспериментальных исследований.

5 СТРУКТУРА И СВОЙСТВА МНОГОСЛОЙНЫХ КОМПОЗИЦИЙ, ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ ВЗРЫВОМ С ПРИМЕНЕНИЕМ БАРЬЕРНЫХ СЛОЕВ

Анализ результатов исследований, представленных в четвертом разделе диссертационной работы, свидетельствует о том, что в процессе сварки взрывом между материалами, не имеющими взаимной растворимости, а именно между медью и танталом формируется соединение с образованием слоя, состоящего из мелкодисперсной смеси взаимодействующих материалов [158, 159]. Использование такой пары материалов в качестве барьерного слоя является рациональным техническим решением, которое может быть использовано при получении качественных соединений в процессе сварки материалов, склонных к образованию интерметаллидов. В то же время методами металлографического анализа в образовавшейся прослойке были зафиксированы дефекты, обусловленные различием теплофизических свойств меди и тантала [160].

Было отмечено, что с целью обеспечения качественных и одновременно прочных соединений толщину пластин, используемых в качестве барьерных слоёв, необходимо уменьшить. Методами математического моделирования, а также в ходе экспериментальных исследований реальных сварных конструкций было установлено, что оптимальная толщина пластин меди и тантала, обеспечивающая максимальные прочностные характеристики соединения, составляет 100...300 мкм.

Следующий этап выполнения диссертационной работы заключался в получении композиционных материалов, которые при сварке склонны к образованию интерметаллидных соединений. Задача решалась на примере получения соединений между парами материалов "титановый сплав – аустенитная хромоникелевая сталь 09X18H10T" и "титан – никелевый сплав". Для этих сочетаний типично образование охрупчивающих интерметаллидов, препятствующих формированию надежных соединений. При решении этой проблемы были подобраны материалы, выполняющие функцию барьерных слоев.

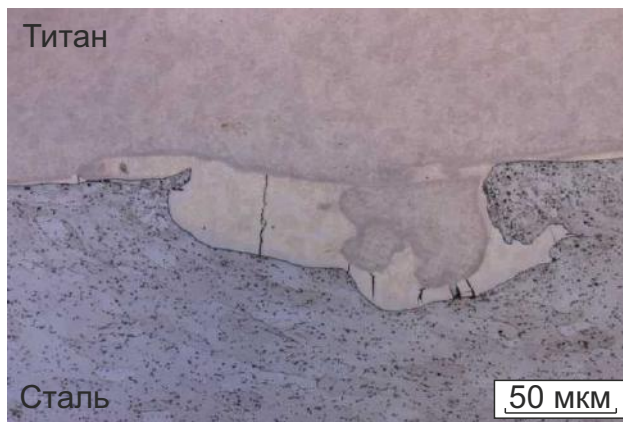
В качестве промежуточных вставок были использованы следующие сочетания материалов: "медь – тантал", "бронза – тантал", "хромоникелевая аустенитная сталь 12Х18Н10Т – тантал". Особое внимание при изучении композиционных материалов, полученных с применением промежуточных слоев, уделялось структурным преобразованиям, происходящим на границах раздела заготовок и процессам деформации при разрушении слоистых композиций.

5.1 Формирование сваркой взрывом биметаллических композитов типа "титан – сталь" и "титан – никель"

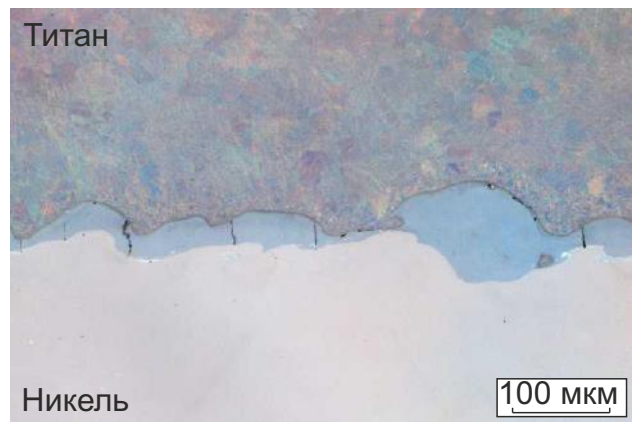
В качестве материалов, склонных к образованию химических соединений, были выбраны пары "титан – низкоуглеродистая сталь", а также "титан – никель". Для формирования композиций использовали материалы технической чистоты, обладающие пониженной твердостью и высокой пластичностью. Микротвердость исходных компонентов при сварке взрывом пары "титан – сталь" составила 180 и 130 МПа соответственно, а в паре "титан – никель" – 180 и 250 МПа соответственно.

На границах обоих соединений металлографически были зафиксированы вихревые зоны, в которых присутствуют микрообъемы расплавленных материалов (рисунок 5.1). Структура в пределах зон расплава неоднородна и имеет преимущественно мелкокристаллическое строение. При исследовании вихревых зон методом растровой электронной микроскопии были зафиксированы области, в которых происходило интенсивное механическое перемешивание свариваемых материалов. Характерным признаком, свидетельствующим об этом, является вращение материала внутри вихрей (рисунок 5.1 в, е).

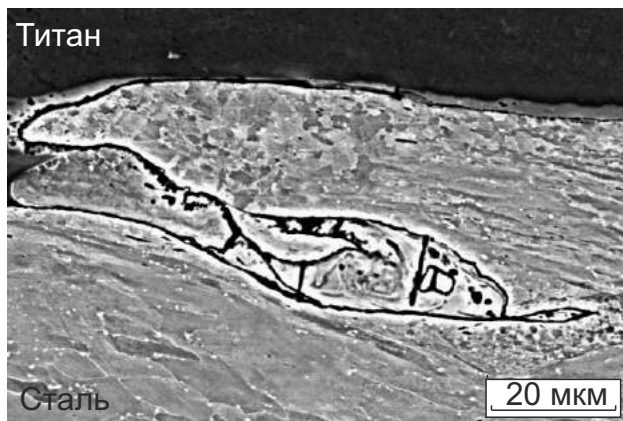
Внутри зон перемешивания наблюдаются дефекты в виде микротрещин, образование которых может быть связано с формированием интерметаллидных фаз, а именно химического соединения титана и железа, а также титана и никеля (рисунок 5.1 а-б, г-д). Методами просвечивающей электронной микроскопии было установлено, что фазы $TiFe$ и $TiFe_2$ являются основными типами интерметалли-



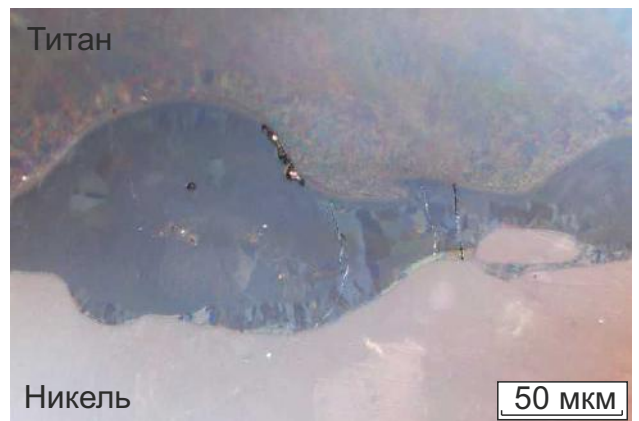
а



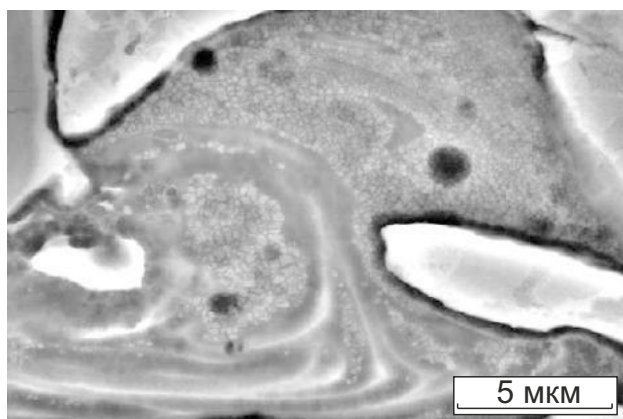
г



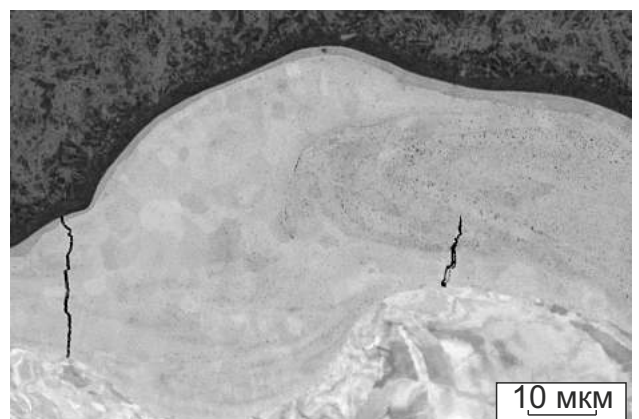
б



д



в



е

Рисунок 5.1 – Строение границ в сваренных взрывом композиционных материалах "титан – сталь" (а-в) и "титан – никель" (г-е)

дов, образовавшихся внутри зон расплава, которые возникли на границе между титаном и сталью. Микротвердость зон с интерметаллидами, возникшими в соединении "титан – сталь", достигает 690 МПа. Внутри зон расплава, сформированных при сварке титана и никеля, зафиксированы интерметаллиды типа Ti_2Ni , $TiNi$, $TiNi_3$. Микротвердость этих зон существенно выше по сравнению с исходными материалами. При исследовании интерметаллидного слоя, образовавшегося между титаном и никелем, уровень микротвердости составляет 710 МПа. Возникновение описанных выше зон расплавленного материала является причиной охрупчивания сварных соединений, а, следовательно, уменьшения прочности анализируемых материалов.

Для устранения описанных выше дефектов были сформированы композиционные материалы типа "титановый сплав – хромоникелевая сталь 09X18H10T" и "титан – никелевый сплав" с применением тонких слоев барьерных вставок, введенных между заготовками из разнородных трудно свариваемых материалов.

5.2 Сварка взрывом композиционных материалов типа "титановый сплав – хромоникелевая аустенитная сталь 09X18H10T" с применением комбинированной промежуточной вставки "бронза – тантал"

Для формирования композиций типа "титановый сплав – хромоникелевая аустенитная сталь" в работе использовались пластины из титанового сплава BT20 и стали марки 09X18H10T. Промежуточная вставка представляла собой комбинацию пластин из бериллиевой бронзы марки БрБ2 и технически чистого тантала. Толщина пластин составляла 200 и 100 мкм соответственно. Выбор бронзы в качестве одного из слоев промежуточной вставки обусловлен более высокими её прочностными свойствами по сравнению с чистой медью, что позволяет улучшить характеристики получаемых композитов.

Структурные исследования проводились с использованием методов оптической, растровой и просвечивающей электронной микроскопии. Прочностные

свойства полученных материалов анализировали при проведении испытаний на одноосное статическое растяжение.

Одна из задач исследования заключалась в изучении стабильности структуры и свойств барьерных слоев композиционных материалов при повышенных температурах. Актуальность этой задачи обусловлена, прежде всего, тем, что при нагреве активизируются диффузионные процессы и возрастает склонность к возникновению на границах сварных швов интерметаллидов. Образующиеся в этих условиях химические соединения являются основной причиной снижения механических характеристик сварных композитов.

Применение подхода, основанного на введении в зону соединения металлических заготовок барьерных вставок, является эффективным техническим решением, способствующим ограничению нежелательных диффузионных процессов и сохранению прочности композитов. В данном разделе описаны структурные преобразования при нагреве композиционных материалов типа "титановый сплав – хромоникелевая сталь 09X18H10T" с барьерными слоями из бронзы и тантала. Образцы нагревались в интервале температур 500...800 °C с шагом 100 °C. Длительность изотермической выдержки составляла 1 час. Ниже представлен подробный анализ строения границ раздела, сформированных в процессе сварки взрывом и последующей термической обработки.

5.2.1 Особенности строения границ раздела в композиционном материале, сваренном взрывом и подвергнутом последующему нагреву

Общий вид композиционного материала "сплав BT20 – сталь 09X18H10T" со вставкой из бронзы и тантала представлен на рисунке. 5.2. В полученном при сварке взрывом соединении отсутствуют дефекты в виде трещин, пор и непроваров, что свидетельствует о хорошем качестве композита. Результаты оптической металлографии позволяют сделать вывод о формировании границ раздела с различным профилем. Обусловлено это различием физических свойств, в том числе значений плотности соединяемых между собой заготовок.

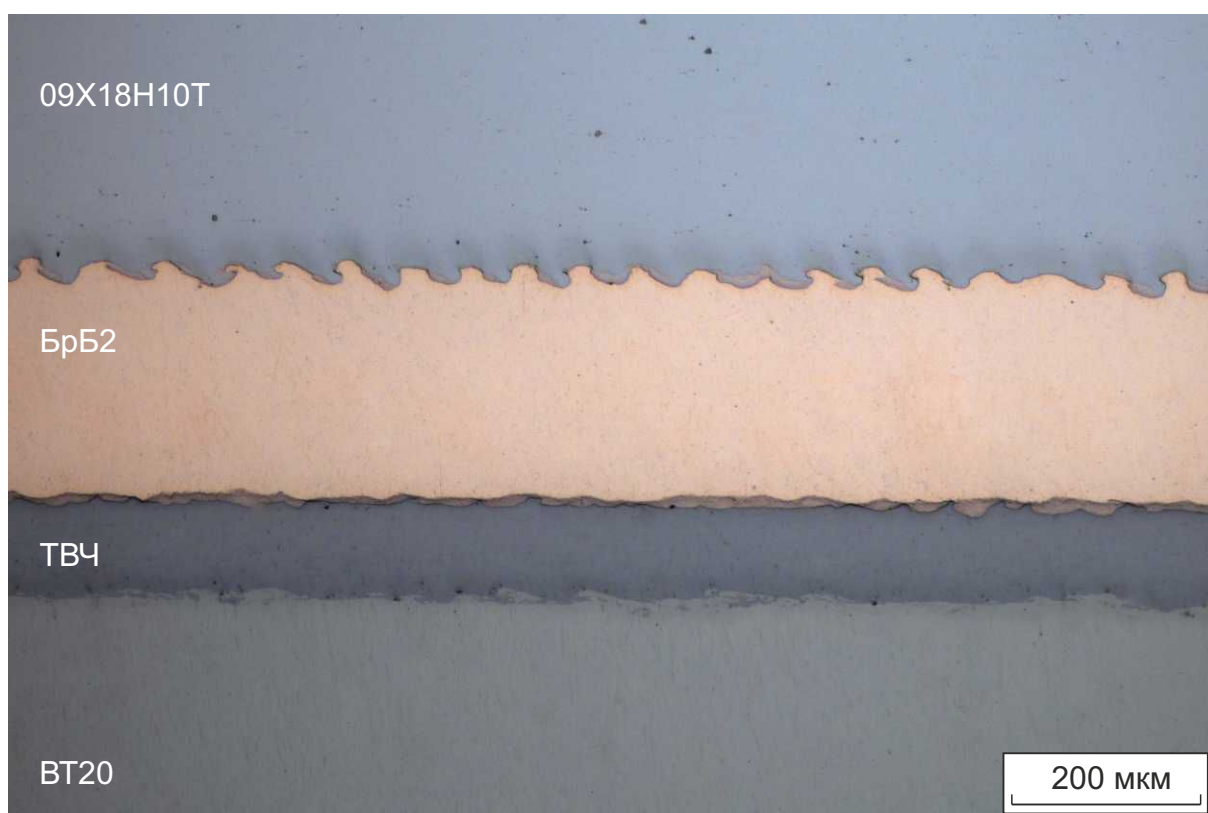


Рисунок 5.2 – Общий вид поперечного сечения композиционного материала "сталь 09X18H10T – БрБ2 – ТВЧ – ВТ20"

Четко выраженная волновая граница была сформирована между пластинами бронзы и хромоникелевой стали, плотность которых близка между собой ($\rho = 8,2 \text{ кг/см}^3$ и $7,9 \text{ кг/см}^3$ соответственно). Если значения плотности заготовок существенно отличаются, формируется плоская граница, как это было получено при сварке пластин бронзы и тантала ($\rho_{Ta} = 16,6 \text{ кг/см}^3$), а также тантала и титана ($\rho_{Ti} = 4,5 \text{ кг/см}^3$). Соотношение значений плотности между отмеченными парами материалов составляет $\sim 1:4$. В этом случае процесс формирования соединения осуществляется за счет интенсивной пластической деформации более легкого и пластичного материала и разогрева локальных областей соударяющихся поверхностей до высоких температур.

Другая причина, объясняющая различия в геометрии поверхностей соединения металлических заготовок, связана с неравномерным распределением энергии взрыва по сечению динамически взаимодействующих пластин. Этот фактор приводит к изменениям термодинамических условий формирования соединений на различной глубине заготовок. При соударении верхних пластин (аустенитная сталь – бронза) энергия затрачивается на нагрев материала в области сварки и на пластическую деформацию, одним из проявлений которой является процесс волнообразования. При последующем взаимодействии с нижними пластинами (тантал – титан) энергия удара становится меньше и величины длины и амплитуды волн на границе соединения уменьшаются (рисунок 5.2)

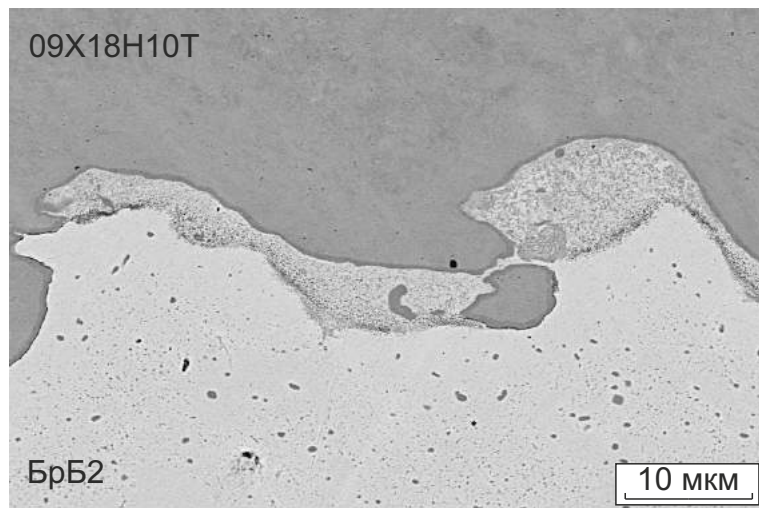
Ниже представлены результаты структурного анализа сварных швов, выполненного с использованием методов оптической, а также растровой и просвечивающей электронной микроскопии.

Сварной шов "бронза – хромоникелевая аустенитная сталь 09X18H10T"

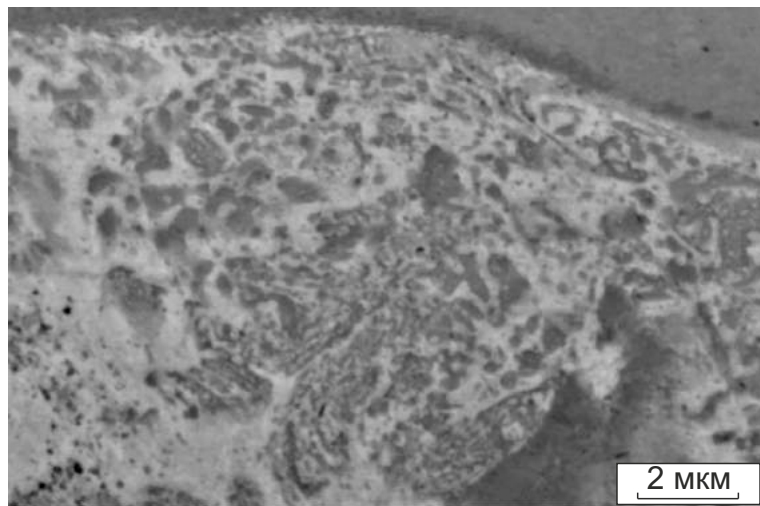
Форма поверхности сопряжения заготовок из стали 09X18H10T и бронзы представлена на рисунке 5.3 а. Сварной шов имеет явно выраженную и характерную для сварки взрывом волновую границу. Значения длины и высоты волны сварного соединения составляют 11,0 мкм и 6,8 мкм соответственно. Явно выра-



а



б



в

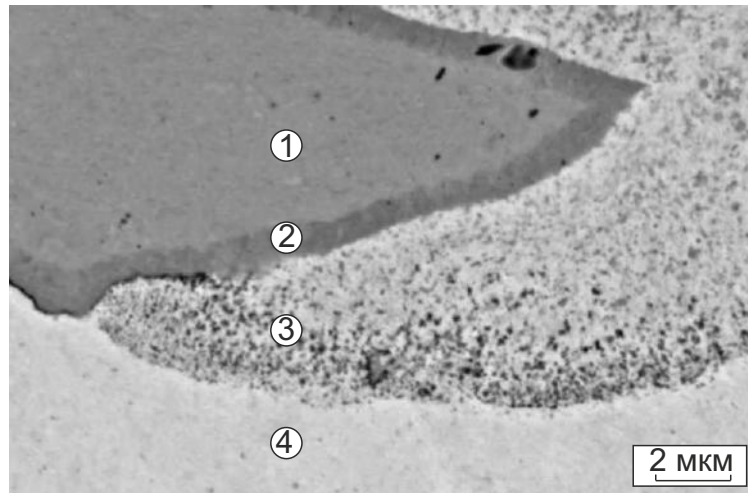
Рисунок 5.3 – Граница соединения между хромоникелевой сталью 09X18H10T и бронзой (а) и возникшие при сварке участки переплава (б, в)

женных следов пластической деформации в виде вытянутых зерен бронзы, непосредственно примыкающих к границе соединения, не обнаружено. Причины такого поведения обусловлены достаточно низкими пластическими характеристиками бронзы (относительное удлинение составляет 2...4 %) и особенностями динамического упрочнения.

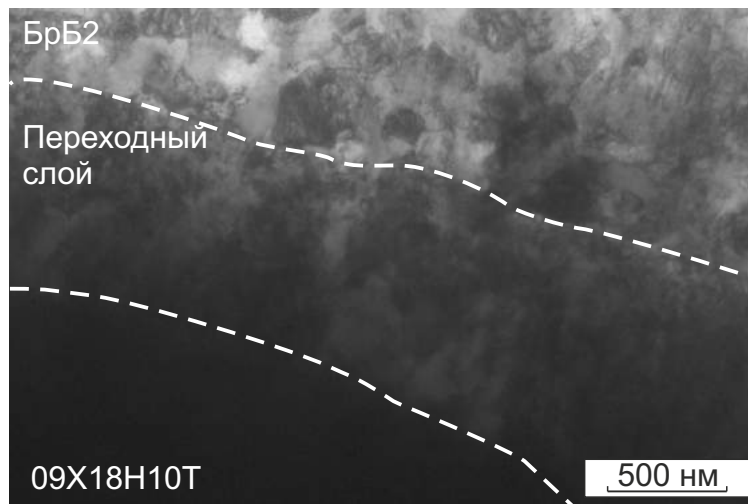
Вдоль всей границы на гребнях и впадинах волн отчетливо видны темные участки, которые соответствуют областям локального расплавления свариваемых материалов. Результаты исследований, проведенных с использованием методов растровой электронной микроскопии и микрорентгеноспектрального анализа, позволяют сделать вывод о том, что зоны перемешивания представляют собой мелкодисперсную смесь, состоящую преимущественно из меди (~ 78 вес. %) и железа (~ 13 вес. %). Эти данные подтверждают тот факт, что в процессе соударения заготовок пластическая деформация в значительной степени реализуется за счет вовлечения в процесс более легкого и пластичного материала [161, 162]. В зонах перемешивания зафиксирована также малая концентрация хрома и никеля. Взаимодействие сплавов на основе меди и железа характеризуется ограниченной растворимостью друг в друге. К образованию хрупких химических соединений эти материалы не склонны.

Переплавленный материал представляет собой смесь, состоящую из неравномерно перемешанных участков бронзы (светлые области на рисунке 5.3 в) и стали 09X18H10T (темные области на рисунке 5.3 в). Данные растровой электронной микроскопии свидетельствуют о формировании неоднородной структуры по сечению этих зон (рисунок 5.3 б, в). Видно, что в центральных участках размеры темных частиц больше по сравнению с размерами частиц, расположенных по периферии. Такая разница обусловлена различной скоростью кристаллизации участков, участвующих в процессе волнообразования [163].

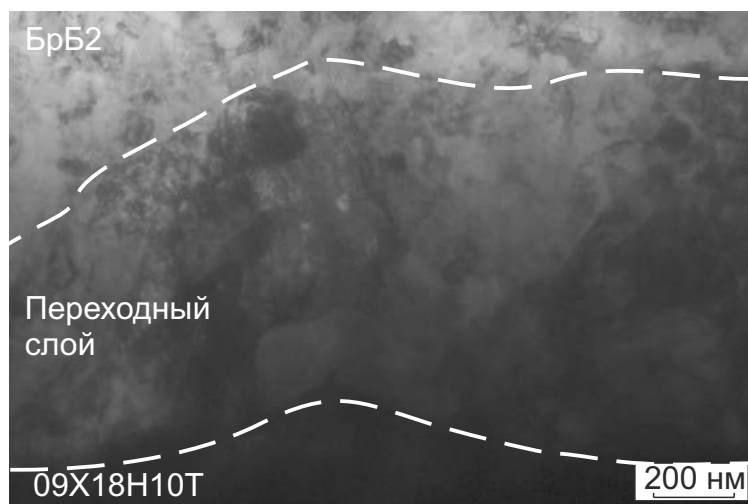
Более детальный анализ границ соединения между заготовками из бронзы и стали 09X18H10T, выполненный с применением растровой электронной микроскопии, позволил установить наличие четырех характерных зон (рисунок 5.4). Первая зона соответствует хромоникелевой стали с аустенитной структурой. Вто-



а



б



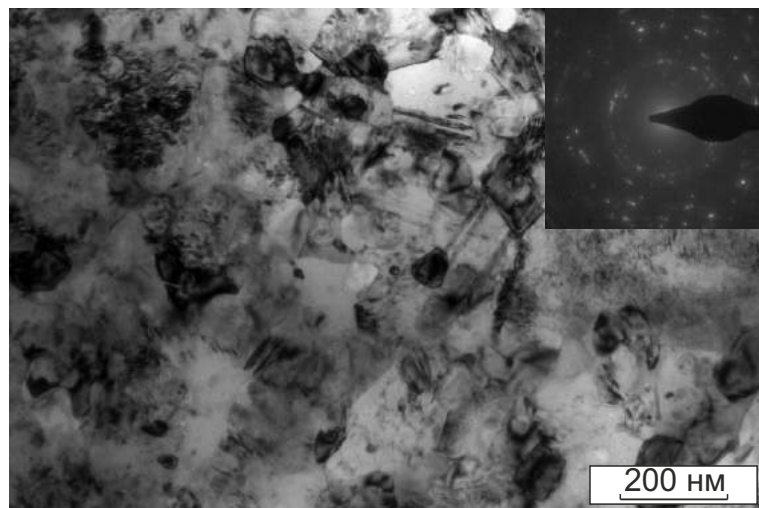
в

Рисунок 5.4 – Тонкое строение границы соединения заготовок из бронзы и стали 09X18H10T

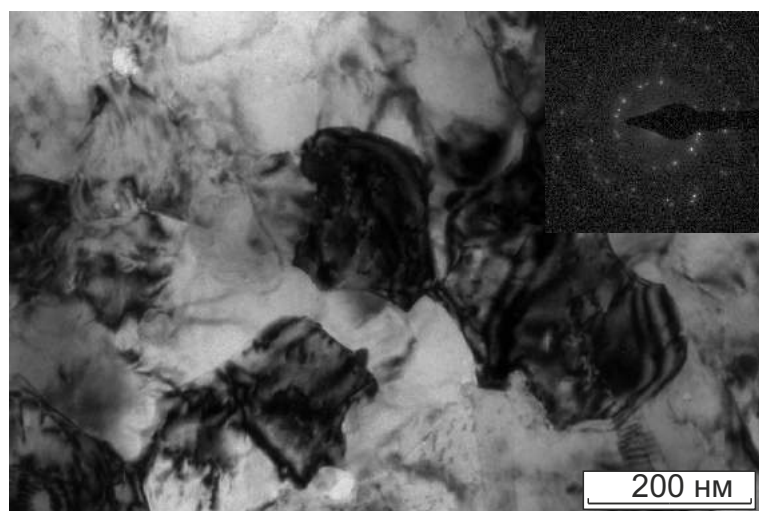
рая зона представляет собой переходный слой толщиной $\sim 0,8$ мкм на границе между областью переплава и сталью (рисунок 5.4 б, в). Этот слой преимущественно содержит железо (~ 63 вес. %) и небольшое количество меди (~ 13 вес. %). В третьей зоне в результате интенсивного нагрева произошли процессы переплава и перемешивания бронзы и аустенитной стали. Подробный структурный анализ этой зоны приведен ниже. Четвертая зона соответствует бронзе, состоящей из α – твердого раствора бериллия в меди и γ – фазы (соединение $CuBe$), имеющей ОЦК решетку.

Результаты электронно-микроскопического анализа тонкой структуры, возникшей в зоне расплава между бронзой и аустенитной сталью 09X18H10T, представлены на рисунке 5.5. Область перемешивания характеризуется нанокристаллической структурой со средним размером элементов ~ 50 нм. В отдельных зернах и субзернах анализируемого сплава зафиксированы двойники деформационного происхождения (рисунок 5.5 в). Их образование свидетельствует о том, что двойникование является доминирующим механизмом деформации при реализации процесса сварки взрывом. Анализ дифракционных картин показал, что в результате динамического взаимодействия пластин и их последующего высокоскоростного охлаждения произошло образование твердого раствора на основе меди и железа со стехиометрическим составом $Cu_{51}Fe_{49}$. Эта фаза является метастабильной, её образование возможно лишь при реализации неравновесных условий.

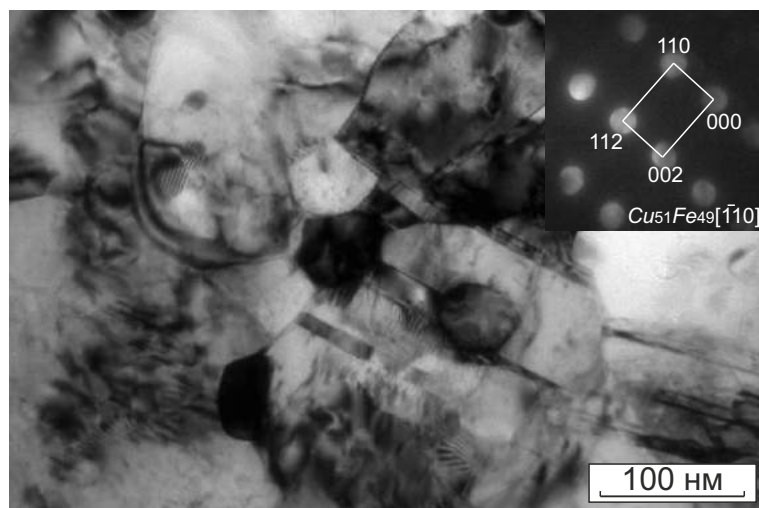
Результаты микроструктурного анализа соединения типа "бронза – сталь 09X18H10T" после нагрева до различных температур представлены на рисунке 5.6. Нагрев композита до 500 °C не сопровождается существенными структурными изменениями бронзы (рисунок 5.6 а, б). Начиная с 600 °C, вблизи границы соединения со сталью, т.е. в наиболее интенсивно деформированных слоях бронзы, развиваются процессы первичной рекристаллизации (рисунок 5.6 в, г). Основным признаком, свидетельствующим об этом, является формирование новых равноосных зерен размером до 6 мкм. Увеличение температуры отжига до 700 °C привело к росту среднего размера рекристаллизованных зерен до 30 мкм (рисунок 5.6 д, е), что свидетельствует о развитии стадии собирательной



а

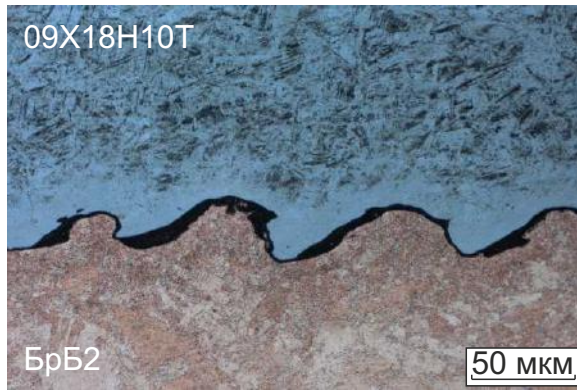


б

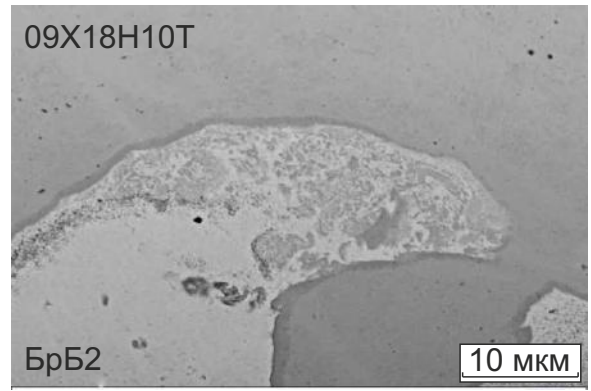


в

Рисунок 5.5 –Тонкое строение зоны переплава бронзы и хромоникелевой стали 09X18H10T, сформированной в условиях сварки взрывом



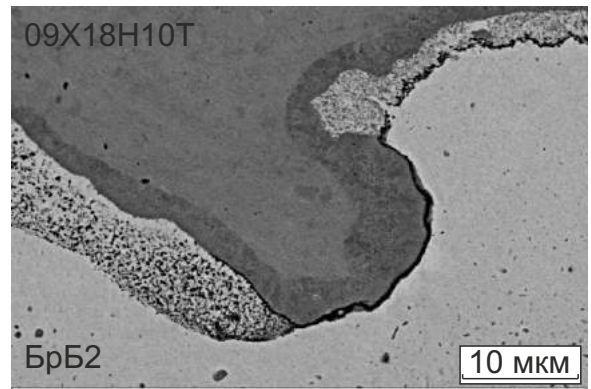
а



д



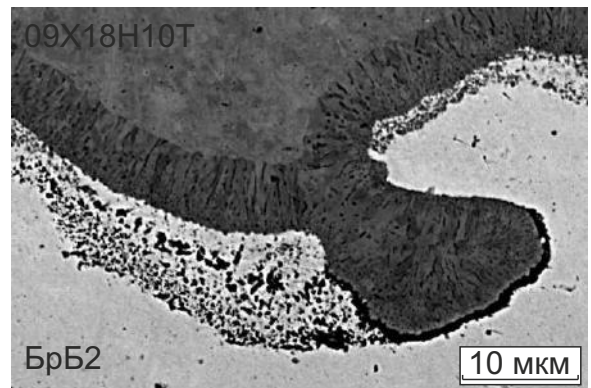
б



е



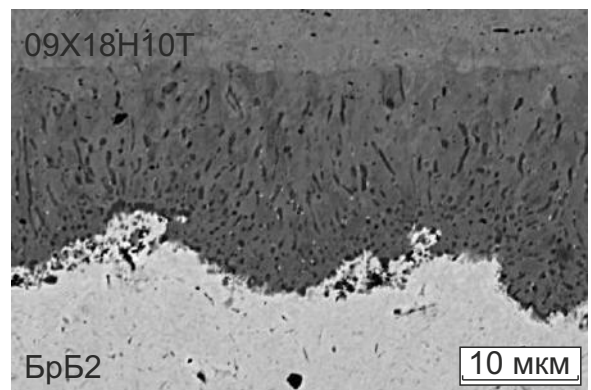
в



ж



г



з

Рисунок 5.6 – Структура сварного соединения "сталь 09X18H10Т – бронза" после термической обработки при 500 °С (а, б), 600 °С (в, г), 700 °С (д, е), 800 °С (ж, з)

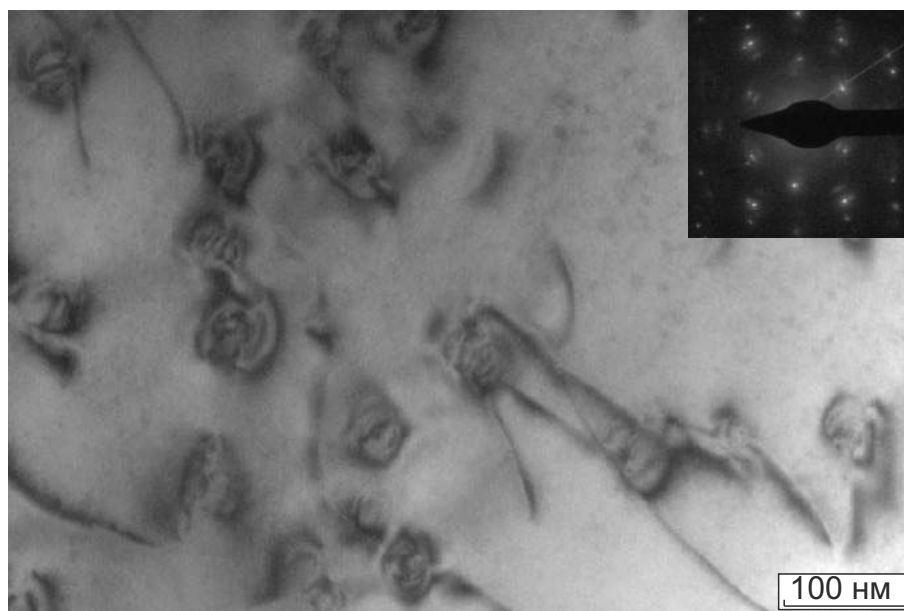
рекристаллизации. Аномально быстрый рост зерен в бронзе наблюдался при нагреве композита до 800 °C (рисунок 5.6 ж, з), при которой средний размер зёрен составил 117 мкм.

Нагрев композита до температур, находящихся в интервале 500...800 °C, не приводит к существенным структурным изменениям в пластине из стали 09X18H10T. Объясняется это тем, что температура развития рекристаллизационных процессов в стали на 200 °C выше отмеченного диапазона.

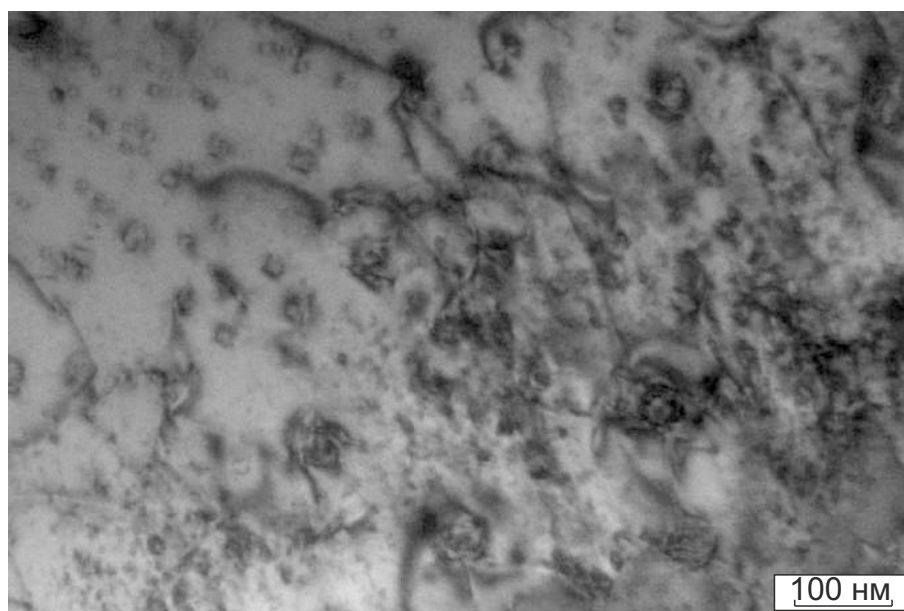
Одна из структурных особенностей границы соединения аустенитной стали 09X18H10T и бронзы при нагреве до 800 °C заключалась в появлении в зоне перемешивания мелких пор. Объясняется этот факт различной скоростью развития диффузионных процессов в меди и железе (рисунок 5.6 з). Поскольку коэффициент диффузии меди ($D_{Cu} = 5 \times 10^{-14}$ м²/с при 900 °C) на порядок выше коэффициента диффузии железа ($D_{Fe} = 5 \times 10^{-15}$ м²/с при 900 °C) [164], то это приводит к неравномерному распределению потока атомов через границу, и, как следствие, к образованию диффузионной пористости. Большее количество пор зафиксировано в поверхностных слоях бронзы, прилегающих к границе раздела с хромоникелевой сталью.

Другая особенность, зафиксированная методами микроструктурного анализа, заключается в изменении ширины диффузионного слоя с увеличением температуры отжига [165]. При нагреве до 500 °C ширина диффузионного слоя не изменилась (рисунок 5.6 б). Интенсивный рост слоя наблюдали при нагреве до более высоких температур, причем его двукратное увеличение было отмечено после повышения температуры на каждые 100 °C. Слой максимальной ширины (15 мкм) был получен при нагреве до 800 °C (рисунок 5.6 з). Следует отметить, что на всех термически обработанных образцах переходный слой расширяется в сторону стали, что обусловлено различной скоростью диффузии меди и железа.

Тонкая структура переходной зоны, содержащей медь и железо, после нагрева материала до 800 °C и выдержки при этой температуре длительностью один час представлена на рисунке 5.7. В результате отжига при этих условиях в пере-



а



б

Рисунок 5.7 – Выделения γ – железа, сформированные в структуре переходного слоя в результате сварки взрывом и последующего отжига при 800 °С

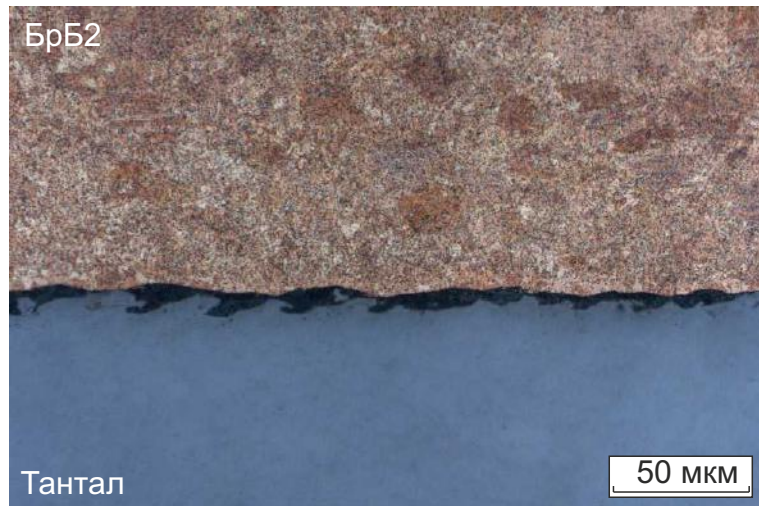
ходном слое выделились частицы $\gamma - Fe$, размер которых не превышает 100 нм. Вокруг многих включений обнаружены дислокационные петли.

Энергодисперсионный анализ отожженных при различных температурах образцов в направлении, перпендикулярном границе раздела металлических пластин, показал, что часть меди (13 вес. %), содержащейся в переходном слое, перешла в область перемешивания со сталью 09X18H10T. Железо, хром и никель, в свою очередь, продиффундировали из области перемешивания в переходный слой. После нагрева до 800 °С концентрация этих элементов уменьшилась примерно в 2 раза. Как известно [166], растворимость железа в меди при комнатной температуре крайне мала и составляет 0,2 %. При увеличении температуры до 700 °С растворимость железа незначительно возрастает (до 0,3...0,35 %), а при нагреве в диапазоне температур 750...835 °С эта величина увеличивается в 10 раз (3,5 %).

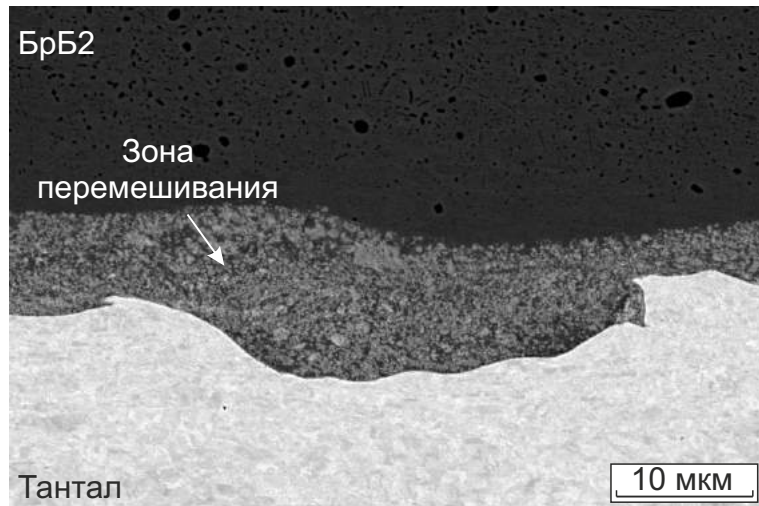
Сварной шов "бронза – тантал"

Особенности взаимодействия бронзы и тантала в процессе сварки взрывом представлены на рисунке 5.8. Граница сварного соединения преимущественно имеет безволновой характер с образованием промежуточного слоя толщиной ~ 5 мкм (рисунок 5.8 б). Результаты растровой электронной микроскопии свидетельствуют о том, что этот слой представляет собой смесь, состоящую из элементов взаимодействующих материалов. Содержание меди и тантала в этой зоне составляет 65 вес. % и 35 вес. % соответственно.

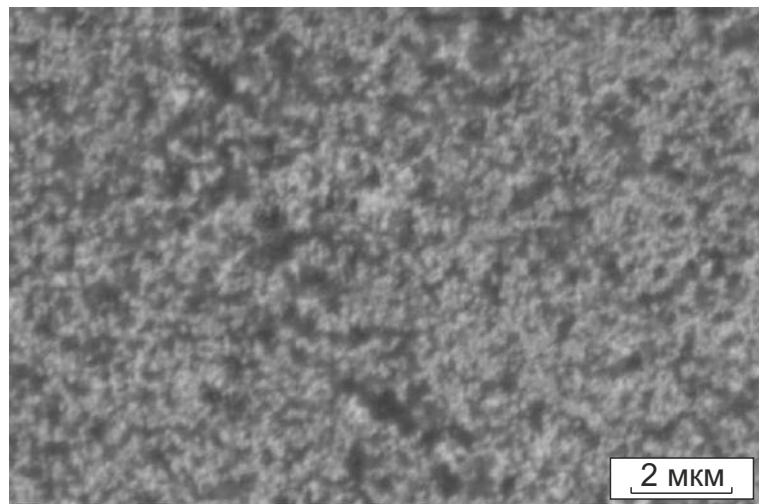
Особенности тонкого строения бронзы и тантала в околошовной зоне были изучены методом просвечивающей электронной микроскопии. На рисунке 5.9 представлена структура тантала и бронзы непосредственно вблизи границы соединения заготовок. В результате высокоскоростной деформации в тантале была сформирована субмикроструктурная структура с длиной ячеек не более 1 мкм и шириной 300...500 нм, ориентированная вдоль направления течения (рисунок 5.9 б). Ориентация субзерен, сформированных при сварке, соответствует



а



б



в

Рисунок 5.8 – Граница сварного соединения между бронзой и танталом (а) и перемешивание материалов в зоне переплава (б, в)

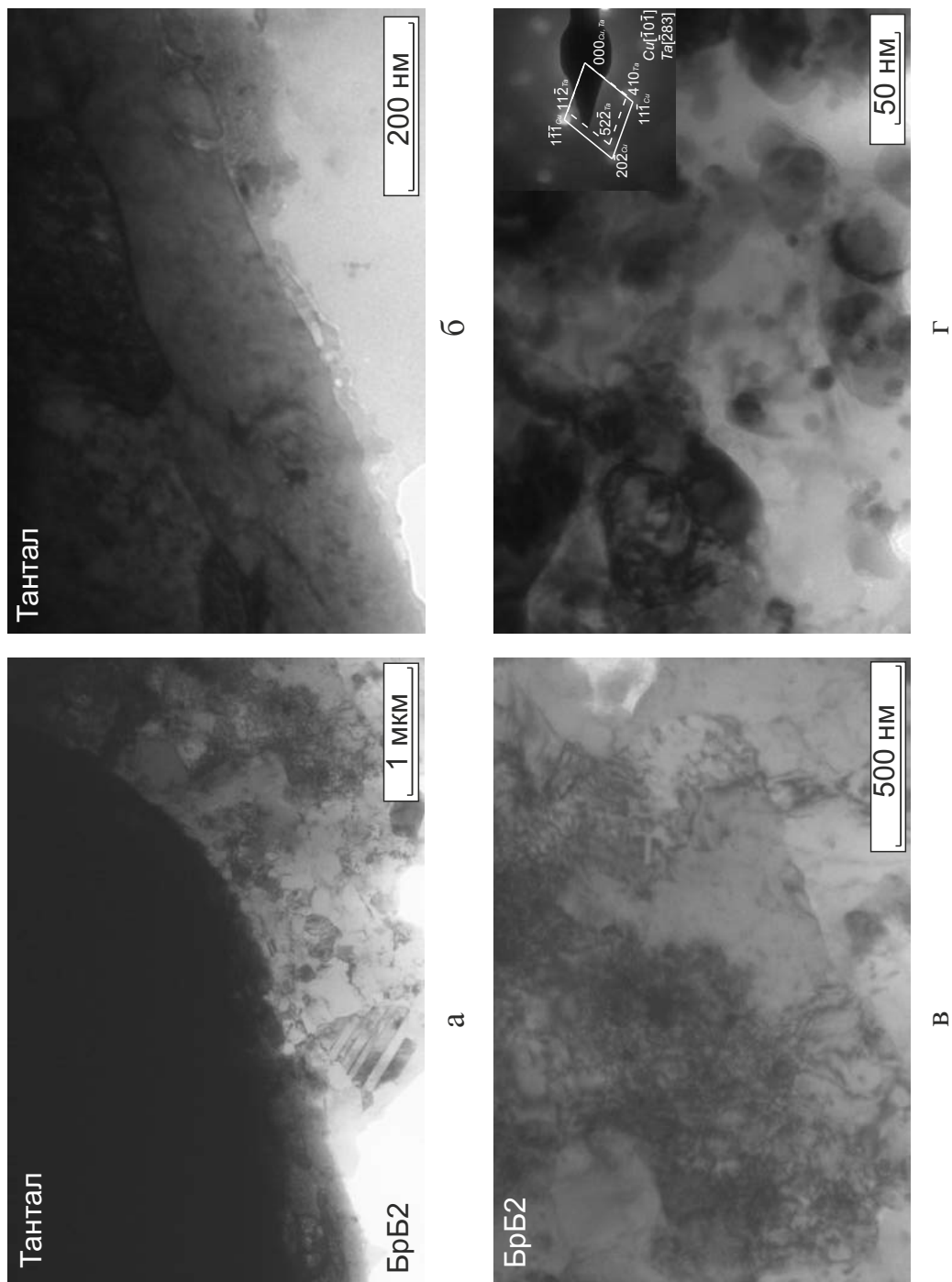


Рисунок 5.9 – Тонкая структура, сформированная в процессе сварки взрывом в околошовной зоне (а-в), а также в зоне перемешивания бронзы и тантала (г)

направлению движения точки контакта. Светлопольное изображение структуры бронзы вблизи сварного шва представлено на рисунке 5.9 в. Наблюдаемые в бронзе плотные скопления дислокаций свидетельствуют о пребывании материала в сильно деформированном состоянии.

В области перемешивания бронзы и тантала наблюдаются хаотично распределенные в матрице темные частицы размером 5...60 нм с формой близкой глобулярной (рисунок 5.9 г). Эти выделения соответствуют тугоплавкому танталу, а окружающая их матрица – меди. Анализ картин дифракции, полученных при анализе интенсивно деформированных областей, показал, что тантал при сварке взрывом из стабильной ОЦК – фазы переходит в метастабильную ГЦК – фазу, которая в литературе описывается как β – *Ta* [167]. Таким образом, зона перемешивания имеет структуру, представляющую собой смесь частиц β – тантала и медной основы.

Структура соединения "бронза – тантал" после сварки взрывом и последующей термической обработки в интервале температур 500...800 °С приведена на рисунке 5.10. В слое бронзы, прилегающем к пластине тантала, при нагреве происходят изменения, близкие по характеру к структурным преобразованиям в слое бронзы, граничащем с хромоникелевой сталью. Рекристаллизационные процессы способствуют уменьшению внутренних напряжений в сплаве.

Одна из особенностей, проявляющихся на границе соединения бронзы и тантала в процессе отжига при 800 °С, заключается в образовании по всей длине пластин характерной прослойки толщиной ~ 2 мкм (рисунок 5.11 а). Данные энергодисперсионного анализа свидетельствуют о том, что этот слой преимущественно состоит из тантала и небольшой доли кислорода. Следует учесть, что плотность беррилия, входящего в состав бронзы, составляет 1,8 г/см³, а метод микрорентгеноспектрального анализа не позволяет с требуемой точностью обнаруживать легкие элементы.

Анализ тонкого строения прослойки, образовавшейся на границе соединения между бронзой и танталом при нагреве до 800 °С, представлен на рисунке

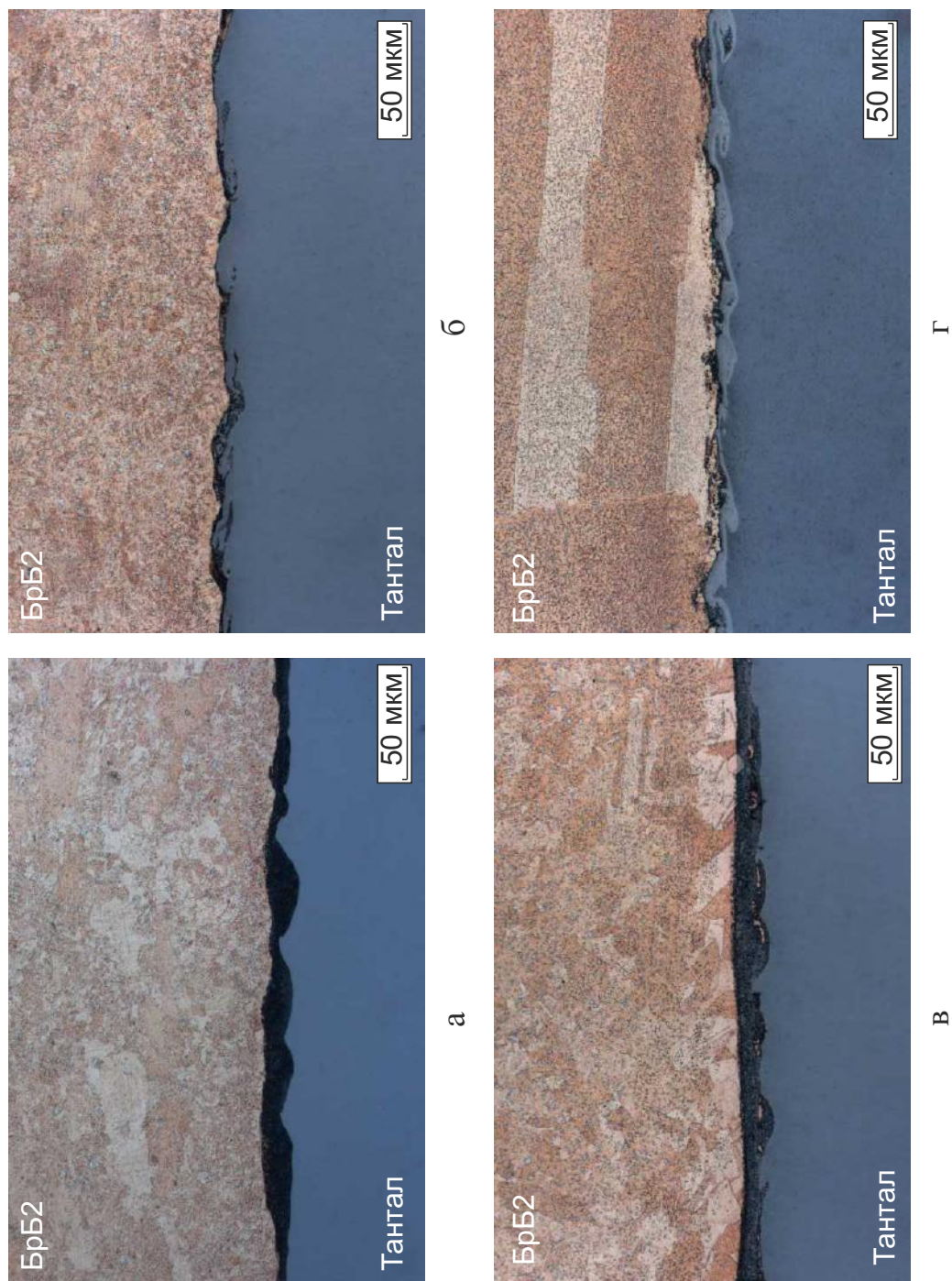


Рисунок 5.10 – Структура зоны соединения бронзы и тантала после отжига при 500 °C (а), 600 °C (б), 700 °C (в) и 800 °C (г)

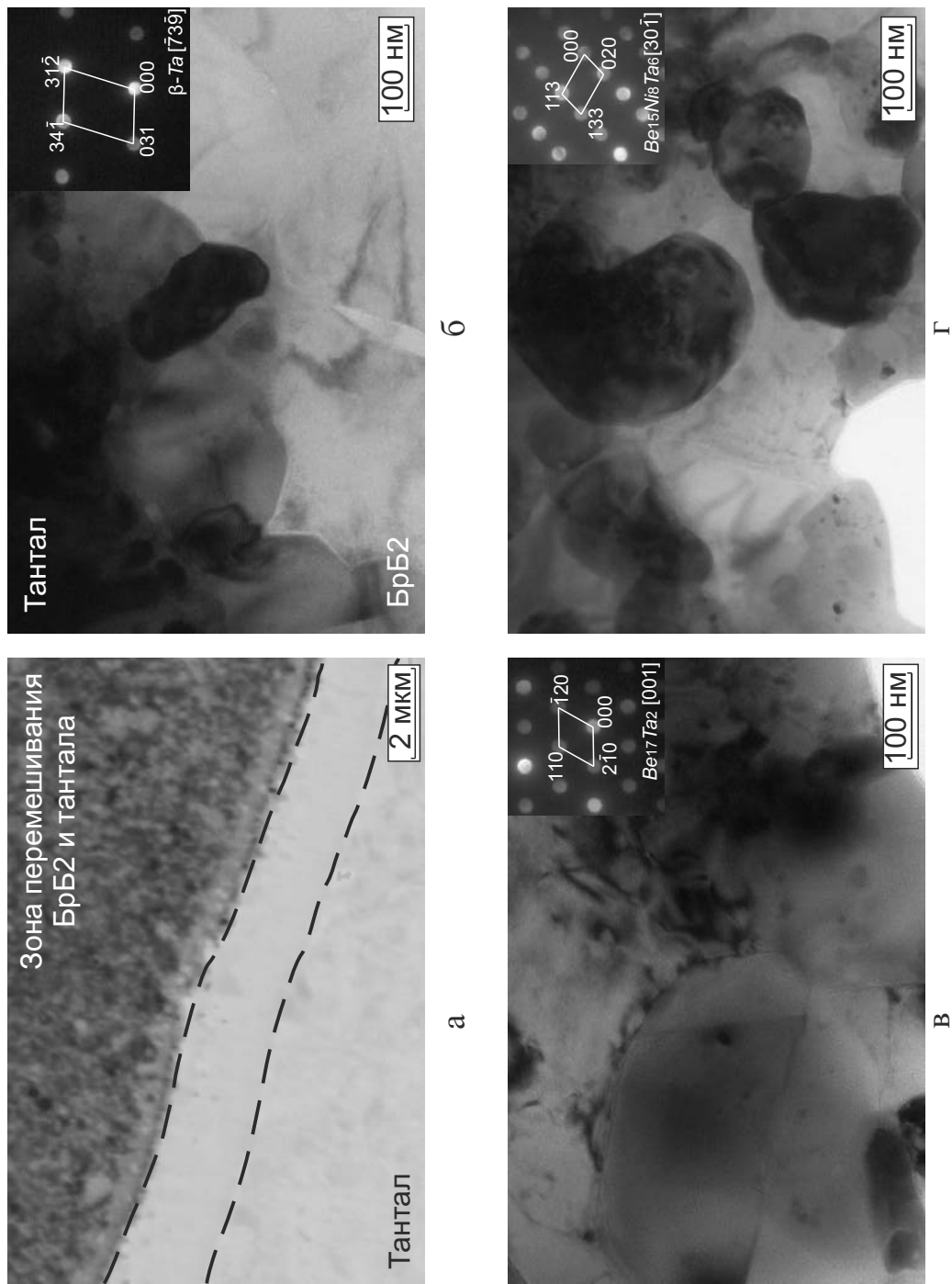


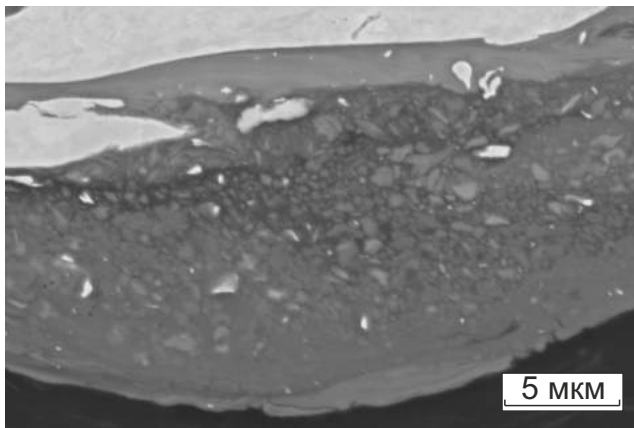
Рисунок 5.11 – Тонкое строение прослойки, возникшей на границе между пластинами из бронзы и тантала в процессе сварки взрывом и последующего нагрева до 800 °С

5.11 б-г. Результаты анализа дифракционных картин, полученных с различных участков прослойки, указывают на её структурную неоднородность. В области, находящейся в непосредственной близости с границей тантала, были зафиксированы субзёрненные построения метастабильной фазы β – тантала, которые сохраняются при нагреве до высоких температур. Центральная часть слоя имеет более сложный состав, что обусловлено присутствием в составе бронзы бериллия (2 вес. %) и никеля (0,25 вес. %). Максимальная объемная доля слоя занята интерметаллидным соединением $Ve_{17}Ta_2$ (рисунок 5.11 в). Никель при нагреве вступает в реакцию с бериллием и танталом, в результате чего формируется сложное тройное соединение, стехиометрический состав которого описывается формулой $Ve_{15}Ni_8Ta_6$ (рисунок 5.11 г).

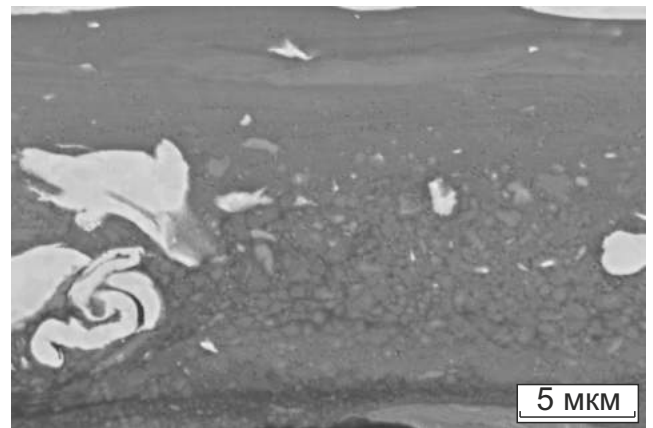
Сварной шов "тантал – титановый сплав"

Металлографические исследования границы соединения "тантал – титановый сплав" показали, что между пластинами из этих материалов был образован промежуточный слой толщиной от 2 до 5 мкм (рисунок 5.12). Этот слой имеет мелкокристаллическое строение и представляет собой твердый раствор тантала в титане. Концентрация титана и тантала в зоне перемешивания составляла 57 вес. % и 43 вес. % соответственно. Методом энергодисперсионного анализа были зафиксированы алюминий и ванадий в малых количествах, входящие в твердый раствор на основе титана. Нагрев до 800 °С сопровождался переходом зёрненной структуры (рисунок 5.12 а-в) в пластинчатую (рисунок 5.12 г). Согласно диаграмме состояния "титан – тантал" эти материалы неограниченно растворимы друг в друге и при взаимодействии образуют непрерывный ряд твердых растворов. Пластинчатая структура представляет собой смесь фаз β – титана и α – тантала, а также соединение на основе титана и тантала $Ta_{0,045}Ti_{0,955}$ (рисунок 5.12 д, е).

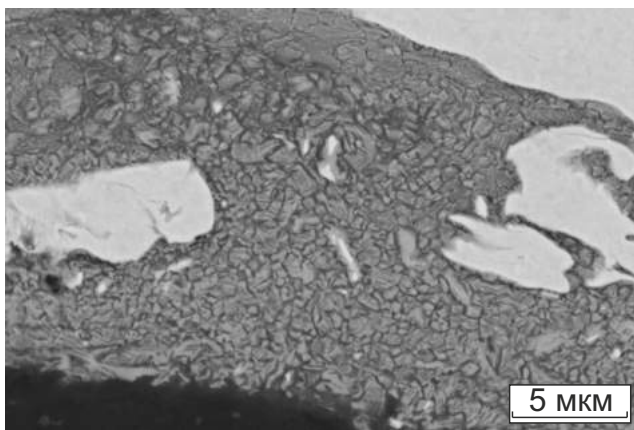
На рисунке 5.13 представлены результаты измерения микротвердости, проведенных в направлении от пластины из стали 09Х18Н10Т к пластине титанового сплава ВТ20 с пересечением областей, в которых возникли прослойки



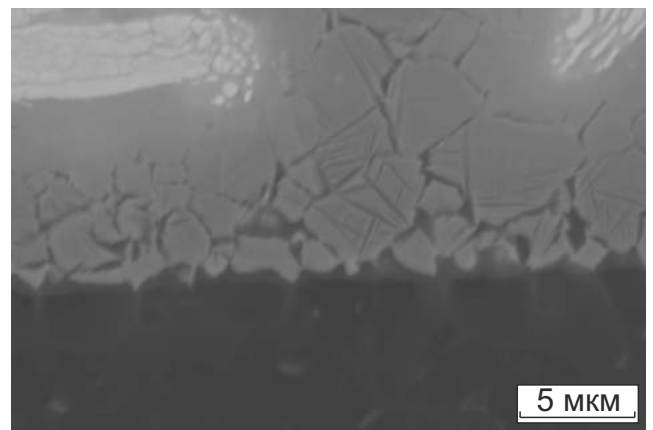
а



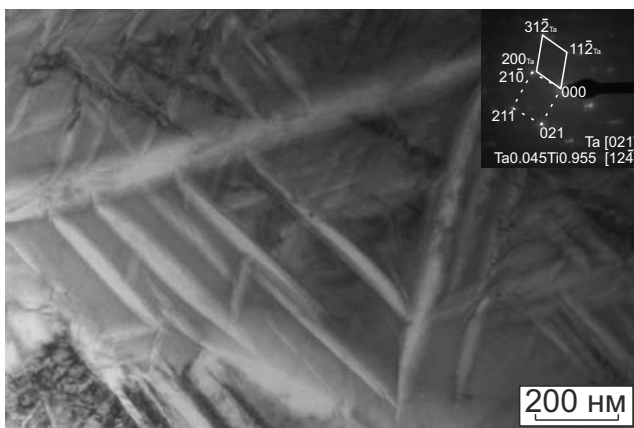
г



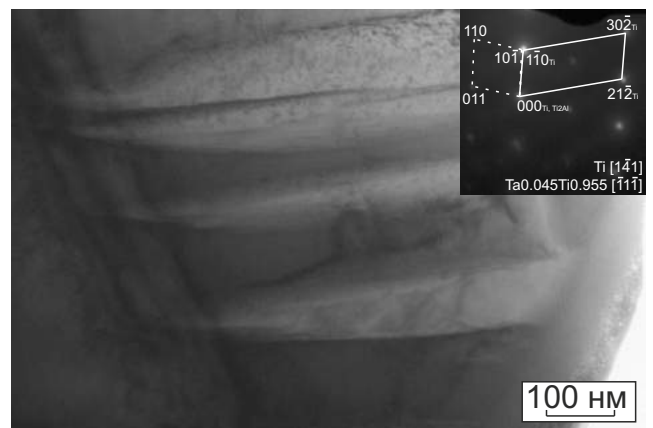
б



д



в



е

Рисунок 5.12 – Строение зоны соединения "тантал – титан" после термической обработки при 500 °C (а), 600 °C (б), 700 °C (в), 800 °C (г-е): а-г – растровая электронная микроскопия; д, е – просвечивающая электронная микроскопия

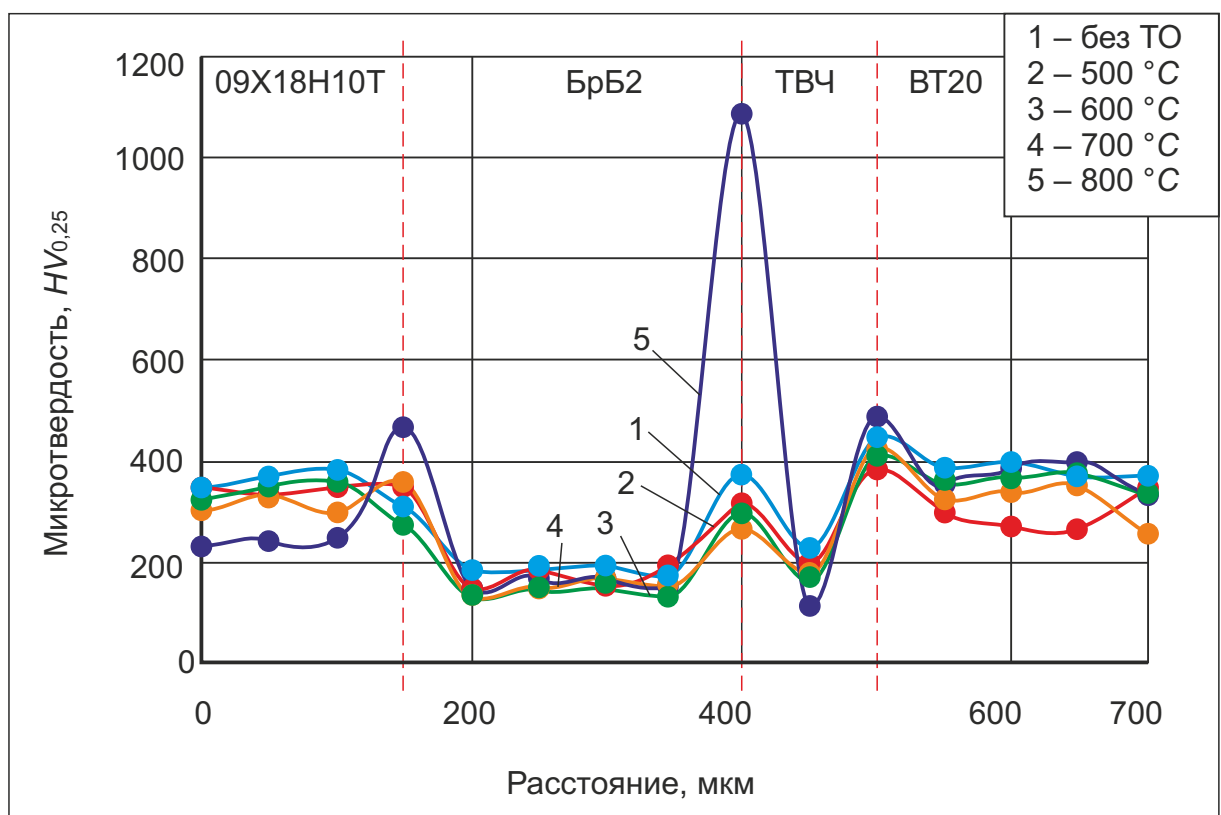


Рисунок 5.13 – Микротвердость композиционного материала после сварки взрывом и последующего отжига при различных температурах:
 1 – без термической обработки; 2 – 500 °C; 3 – 600 °C; 4 – 700 °C; 5 – 800 °C

из взаимодействующих материалов. Общая закономерность, наблюдаемая при анализе каждого сварного соединения, заключается в том, что в зонах перемешивания микротвердость выше, по сравнению с прилегающими к ней областями материалов.

При нагреве слоистых пакетов в интервале температур 500...600 °С наблюдается некоторое снижение уровня микротвердости материалов вблизи зон сварных соединений, что связано с развитием рекристаллизационных процессов. Однако явного падения уровня микротвердости не было обнаружено даже после нагрева до 800 °С. На границе между бронзой и танталом после нагрева до 800 °С зафиксирован максимальный пик микротвердости 1100 *HV*, связанный с образованием слоя содержащего преимущественно интерметаллидную фазу $Ve_{17}Ta_2$. Толщина этого слоя мала (~ 2 мкм) и поэтому негативное влияние на прочностные свойства композита он не оказывает. Некоторый рост микротвердости отмечается также на границах между хромоникелевой сталью и бронзой, а также между танталом и титановым сплавом. Объясняется это формированием стабильных твердых растворов и деформационным упрочнением при взаимодействии соответствующих пар материалов.

5.2.2 Анализ прочностных свойств композитов типа "титановый сплав – сталь 09X18H10T" с промежуточным слоем, сформированных по технологии сварки взрывом

При формировании композиционных материалов по технологии сварки взрывом один из ключевых вопросов связан с оценкой их механических характеристик. Особенно важным этот вопрос становится при получении композитов, состоящих из разнородных материалов, прочностные характеристики которых существенно отличаются друг от друга.

При выполнении диссертационной работы были использованы две схемы определения прочностных характеристик композитов типа "титановый сплав – хромоникелевая аустенитная сталь 09X18H10T" с промежуточным слоем. В соот-

ветствии с первой схемой нагрузка была приложена параллельно слоям композита. Таким образом, определялся уровень прочности слоистого материала. При испытаниях на растяжение с использованием второй схемы статическая нагрузка была приложена перпендикулярно плоскости слоев. Такая схема позволяла оценить прочность соединения слоев между собой.

Испытание материалов по первой схеме (растягивающая нагрузка ориентирована вдоль слоев)

Результаты испытаний композиционных материалов, полученных сваркой взрывом с применением промежуточных слоев из бронзы и тантала, представлены на рисунке 5.14 и таблице 5.1.

Таблица 5.1 – Прочностные характеристики исходных материалов композиции, а также композита с промежуточной вставкой

Материал	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
Титан ВТ20	950	840	10
Сталь 09Х18Н10Т	550	225	40
Композиционный материал	1000	930	10

В исходном состоянии материалы имели следующие механические свойства:

- титан ВТ20: предел прочности $\sigma_B = 950$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 840$ МПа, относительное удлинение $\delta = 10$ %;
- сталь 09Х18Н10Т: предел прочности $\sigma_B = 550$ МПа, предел текучести $\sigma_{0,2} = 225$ МПа, относительное удлинение $\delta = 40$ %.

Значения пределов прочности и текучести композита с барьерным слоем составили 1000 и 930 МПа соответственно. Увеличение прочностных характеристик

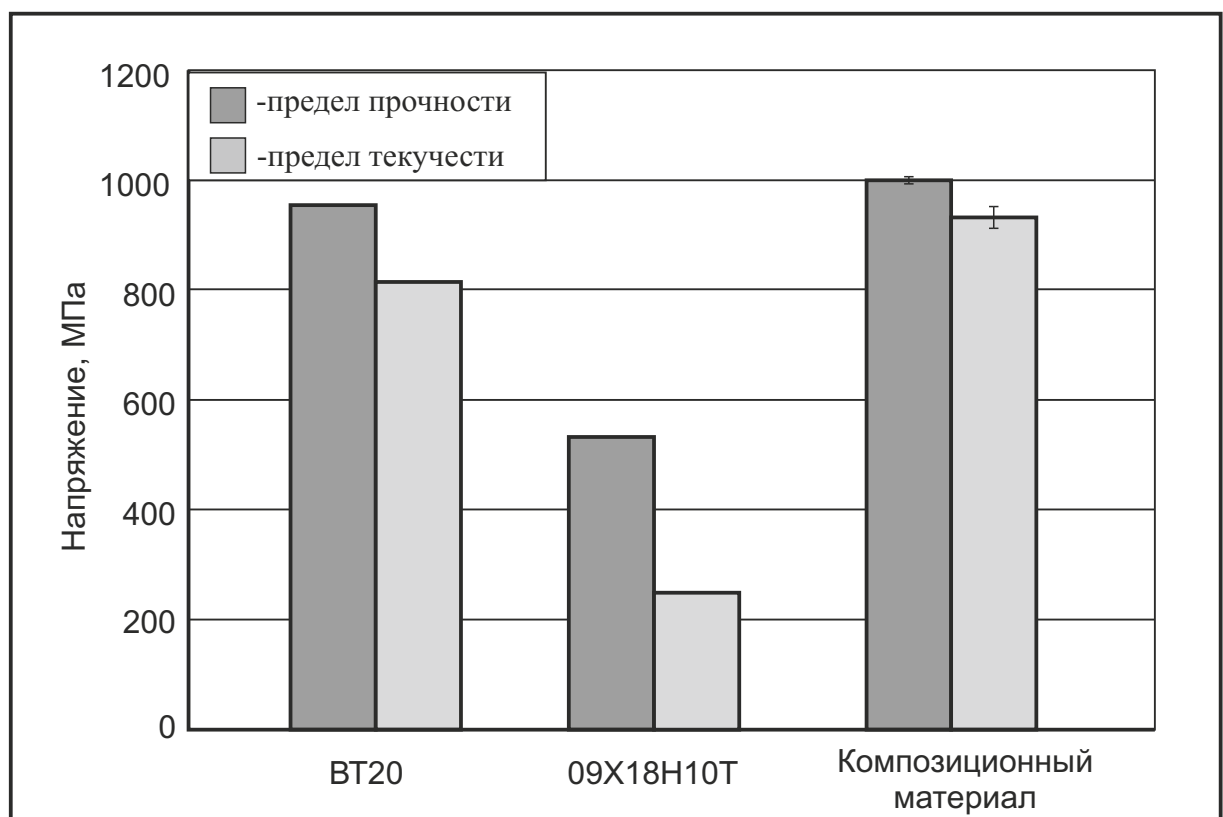


Рисунок 5.14 – Результаты испытаний четырехслойной композиции на растяжение

композиционного материала обусловлено наклепом поверхностных слоев пластин, происходящим в процессе сварки взрывом. Относительное удлинение композита находилось на уровне не ниже относительного удлинения титанового сплава.

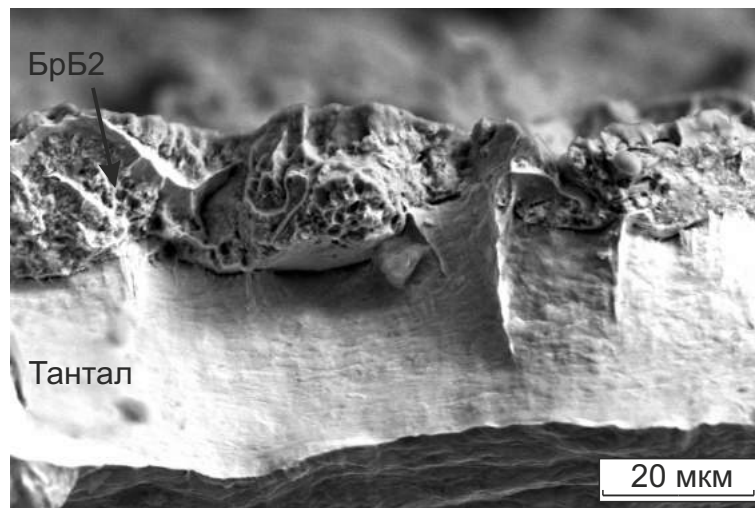
Фрактографические исследования композиционного материала после испытаний на растяжение были проведены с использованием растровой электронной микроскопии. Общий вид поверхности разрушения представлен на рисунке 5.15 а. Разрушение основных материалов является вязким, о чем свидетельствует формирование на изломах множества ямок. В зонах перемешивания, образующихся на границе сварного соединения "бронза – хромоникелевая сталь", была сформирована структура, которая свидетельствует о хрупком низкоэнергетическом характере разрушения (рисунок 5.15 б). Вокруг областей перемешивания проявлялся вязкий механизм разрушения, характеризующийся изломом преимущественно чашечного вида. На границе "бронза – тантал" расслаивания материалов не произошло, что свидетельствует о высоких адгезионных свойствах этой пары материалов (рисунок 5.15 в). Таким образом, композит отличался преимущественно вязкой природой разрушения, несмотря на то, что его пластические характеристики не высоки (относительное удлинение – 10 %).

Испытание материалов по второй схеме (растягивающая нагрузка ориентирована поперек слоев)

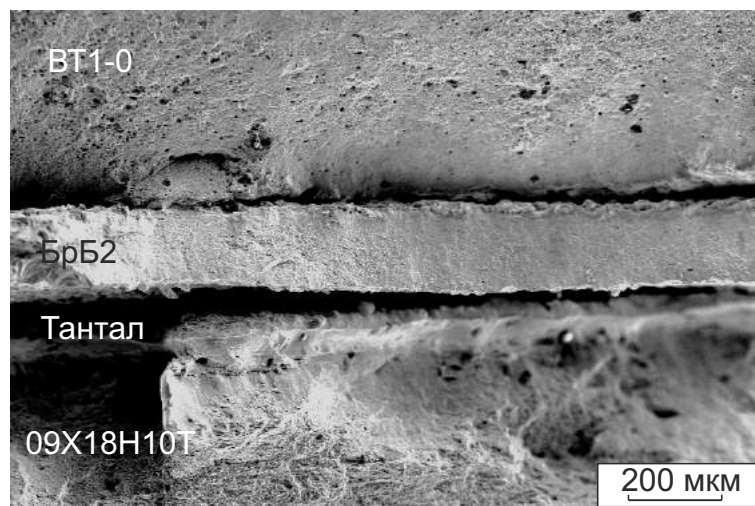
Для проведения испытаний по определению прочности соединения слоев в композиционных материалах образцы были подготовлены следующим образом. Сначала методом сварки взрывом формировали четырехслойный композит "сталь 09X18H10T – БрБ2 – Та – Ti" и из него на электроискровом станке вырезали полосы толщиной 3мм. Затем методом лазерной сварки с титановой стороны композита приваривали встык титановую пластину толщиной 3мм, а со стальной стороны композита приваривали встык пластину стали 09X18H10T также толщиной 3мм. Из полученных заготовок в направлении перпендикулярном сварным швам были



а



б



в

Рисунок 5.15 – Поверхности изломов образцов, разрушенных при испытаниях на растяжение

вырезаны образцы размерами 100x10x3 мм. При испытаниях на прочность нагрузка в образцах прикладывалась перпендикулярно сваренным взрывом слоям.

Поскольку прочность лазерной сварки однородных металлов титановый сплав – титановый сплав и хромоникелевая сталь – хромоникелевая сталь соответствует прочностным характеристикам свариваемых металлов [11], при использовании этой схемы испытаний определяли прочность соединения слоев в композиции, полученной при сварке взрывом разнородных материалов. Полученные значения прочности сравнивали с экспериментальными данными, зафиксированные при прочностных испытаниях аналогичных образцов, сваренных через промежуточную вставку из одного тантала.

Результаты испытаний материалов на статическое растяжение представлены в таблице 5.2. Анализ экспериментальных данных показал, что в композите, полученном при использовании тантало-бронзовой вставки, предел прочности на отрыв составил 420 МПа. Прочность композиционного материала, сваренного через тонколистовую пластину тантала, на 22 % меньше. При этом предел текучести обоих материалов одинаков – 250 МПа. Фрактографические исследования показали, что в образцах в отсутствие бронзы разрушение происходило по сварному соединению, о чем свидетельствует характерный волновой рельеф, возникший в процессе сварки взрывом (рисунок 5.16 а, б).

Таблица 5.2 – Результаты прочностных испытаний композиционных материалов с промежуточной пластиной бронзы и в её отсутствие

Исследуемые материалы	Предел прочности, σ_B , МПа	Предел текучести, $\sigma_{0,2}$, МПа
09X18H10T-БрБ2- <i>Ta-Ti</i>	420	250
09X18H10T- <i>Ta-Ti</i>	330	250

Наблюдаемые на поверхностях разрушения волновые построения ориентированы перпендикулярно направлению скорости точки контакта. На гребнях волн

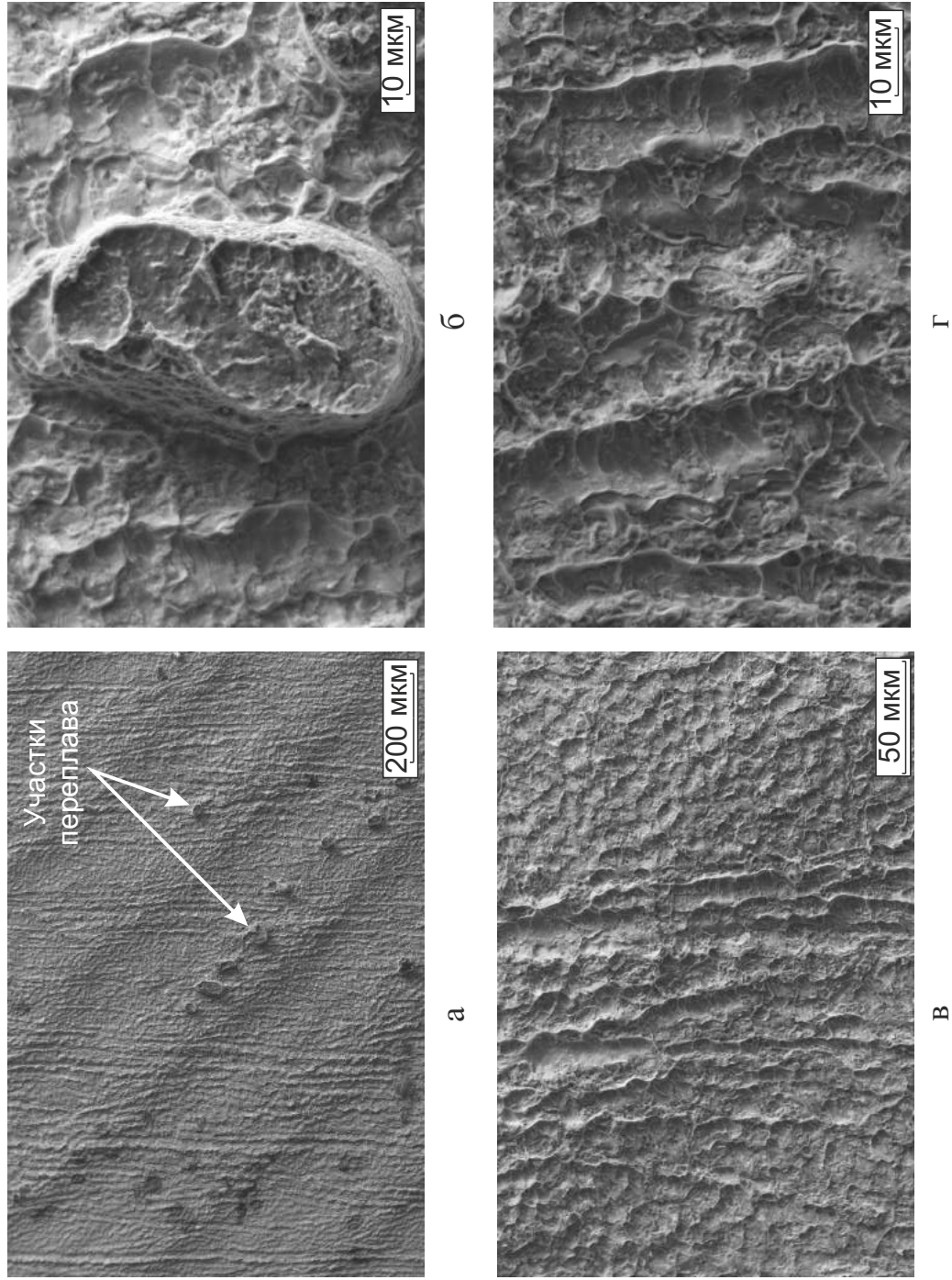


Рисунок 5.16 – Поверхности разрушения композиционных материалов с промежуточной однослойной вставкой из тантала (а, б) и двухслойной вставкой "бронза – тантал" (в, г)

присутствуют участки размером до 20 мкм, соответствующие расплавленным зонам, возникшим на границе пластин тантала и стали. Согласно диаграмме состояния "железо – тантал" эта пара склонна к образованию интерметаллидов типа Fe_2Ta или $FeTa$, приводящих к охрупчиванию и ослаблению сварных соединений.

Фрактографические исследования композиционного материала с вставкой "бронза – тантал" показали, что разрушение происходило не по сварному соединению, а по бронзовой пластине с формированием характерного чашечного излома (рисунок 5.16 в, г). Проведенные механические испытания позволяют сделать вывод о том, что с позиции увеличения прочности соединения разнородных пластин из хромоникелевой стали 09Х18Н10Т и титанового сплава ВТ20 рационально введение между ними двухслойных промежуточных вставок типа "бронза – тантал".

5.3 Получение сваркой взрывом композиционных материалов типа "титан – никелевый сплав" с применением промежуточных слоев

Ранее отмечалось, что использование промежуточных слоев позволяет устранить прямой контакт при сварке взрывом металлургически несовместимых материалов, а также повысить механические свойства многослойных композитов. При выборе материалов промежуточного слоя необходимо соблюдать следующие условия:

- 1 - хорошая растворимость материала слоя с контактирующим с ним металлом;
- 2 - высокие показатели пластичности и прочностных свойств материала промежуточного слоя;
- 3 - сходство электрохимических свойств материала вставки и материала, с которым он сваривается;
- 4 - сопоставимость показателей механических свойств материала вставки и соединяемых с её помощью заготовок.

Тип материала, используемого в качестве промежуточного слоя, а также толщина этого слоя в значительной степени определяют механические свойства

получаемого композита, в частности его прочностные свойства, усталость, жаропрочность.

Для получения методом сварки взрывом композиционных материалов типа "титан – никелевый сплав" были использованы различные промежуточные вставки. В соединении первого типа в качестве промежуточной вставки была использована комбинация пластин меди и тантала. Во втором случае медь заменялась хромоникелевой сталью, обладающей более высокими прочностными характеристиками и стойкостью к температурным воздействиям. В качестве основных материалов композиции использовались технически чистый титан VT1-0 и никелевый сплав марки ХН73МБТЮ-ВД. Для формирования промежуточных слоев были выбраны пары "медь – тантал" и "хромоникелевая сталь (12Х18Н10Т) – тантал". Толщина каждой пластины, используемой в качестве промежуточного слоя, составляла 100 мкм. В работе проводилась оценка влияния типа промежуточного слоя на структуру материала сварных швов и прилегающих к ним зон, а также на механические свойства композита в целом.

5.3.1 Структурные особенности строения композиционного материала с комбинированной промежуточной вставкой "медь – тантал"

Общий вид композитов, сформированных в процессе сварки взрывом титана и никелевого сплава с использованием промежуточных вставок из тантала и меди, представлен на рисунке 5.17. Формы границ соединения различных пластин между собой не одинаковы, что связано с различными свойствами материалов. Основные параметры волн, возникших на границах раздела композитов, представлены в таблице 5.3. При химическом травлении композитных образцов в пластине никелевого сплава наблюдались характерные линии, распространяющиеся от границы сварного соединения вглубь пластины на максимальную глубину до 500 мкм (рисунок 5.17 б). Образование полос пластического течения такого рода свидетельствует о локализации деформации. Их образование связано с понижен-



а



б

Рисунок 5.17 – Общий вид композиционного материала "титан – никелевый сплав", сформированного по технологии сварки взрывом с использованием промежуточной вставки "медь – тантал". Сверху вниз расположены пластины титана, тантала, меди и никелевого сплава: а – полированная поверхность; б – химически травленная поверхность

ными пластическими свойствами материалов, низкими значениями теплопроводности и жесткими режимами соударения пластин [168].

Таблица 5.3 – Геометрические параметры границ соединений волновой формы (длина волны λ и амплитуда A)

Пары материалов	λ , мкм	A , мкм	A/λ
Медь – тантал	7,5	0,6	0,08
Медь – ХН73МБТЮ-ВД	220	65	0,29

Структурные исследования, выполненные методами оптической и электронной микроскопии, позволили подробно изучить строение сварных швов и прилегающих к ним областей. Результаты исследований приведены на рисунке 5.18. Как правило, процесс волнообразования сопровождается формированием развитых вихревых зон, отчётливо выделяющихся на границе между медью и никелевым сплавом (рисунок 5.18 а). Благодаря концентрации энергии на гребнях и впадинах волн формируются зоны расплава [52], в которых была обнаружена структура литого типа со столбчатыми кристаллами, растущими в направлении отвода тепла (рисунок 5.18 б, в).

Результаты энергодисперсионного анализа свидетельствуют о том, что вихревые зоны состоят из интенсивно перемешанных материалов, участвующих в образовании сварного соединения. В рассматриваемых участках преимущественно были зафиксированы медь (50 вес. %) и никель (39 вес. %), а также хром (9 вес. %) и титан (2 вес. %), входящие в состав никелевого сплава. Медь по сравнению с никелевым сплавом отличается более высоким значением теплопроводности. Поэтому, основное тепло из области соударения отводится через медь, на контактной границе которой образуется узкая зона рекристаллизации с мелкими равноосными зёрнами (рисунок 5.18 г).

Особое внимание в работе уделялось структурному анализу границ раздела между медью и танталом, т.е. металлами, не имеющими взаимной растворимости.

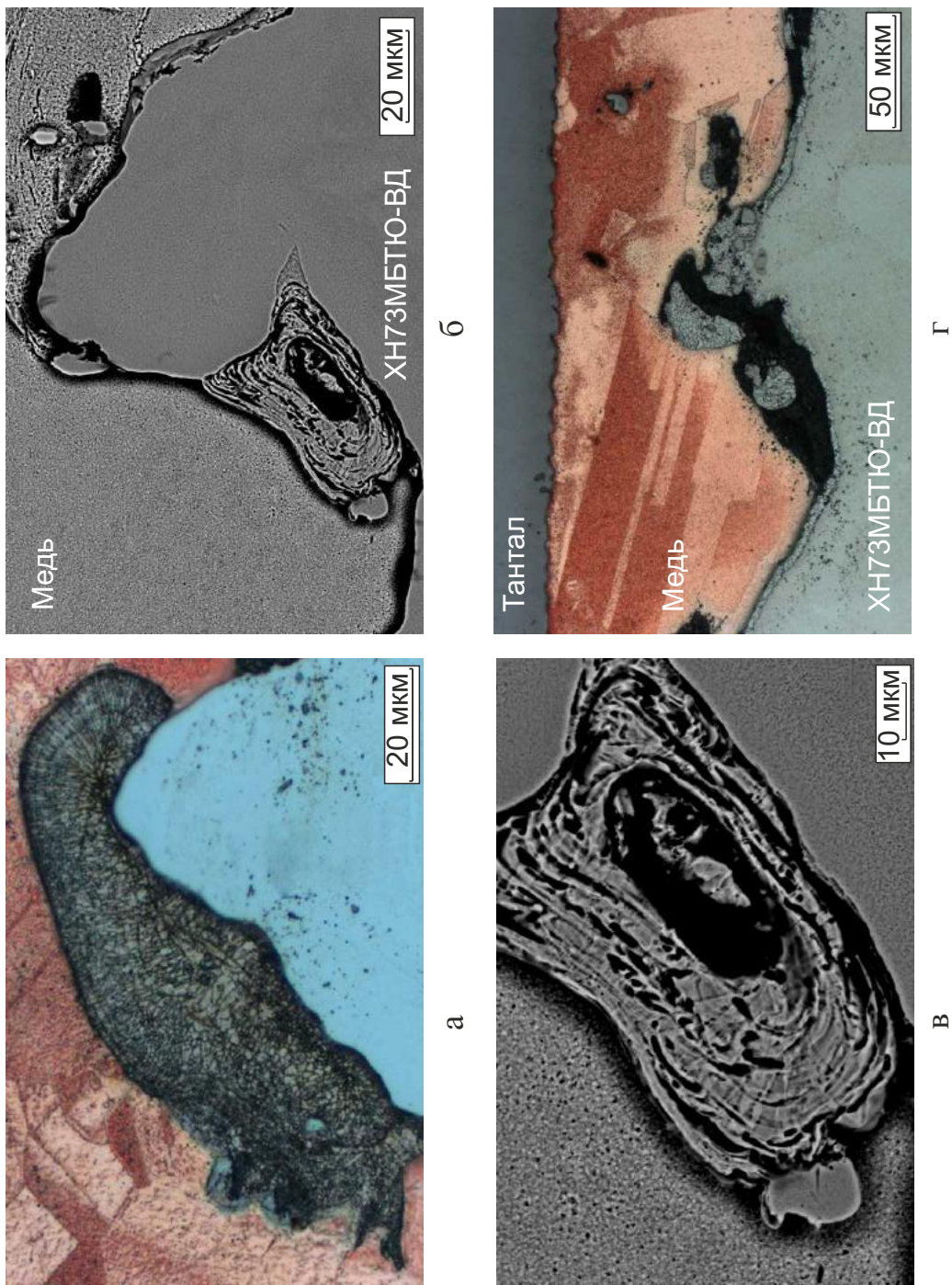


Рисунок 5.18 – Особенности строения композиционных материалов с промежуточными вставками из меди и тантала

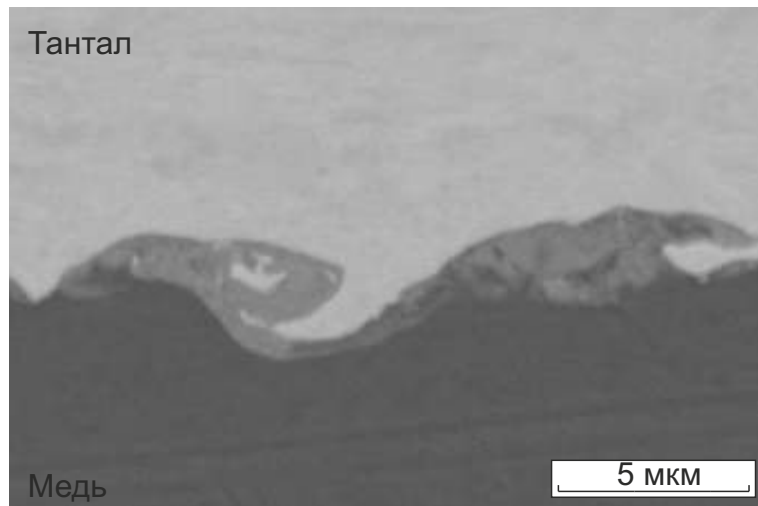
Этот факт может влиять на процесс формирования различных структур при сварке взрывом.

Результаты растровой электронной микроскопии свидетельствуют о том, что внутри зон расплава формируются характерные для сварных соединений вихреподобные построения. Их образование связано с выделением в процессе сварки взрывом большого количества энергии, приводящей к локальному плавлению и перемешиванию приграничных областей. По структуре и свойствам эти зоны резко отличаются от смежных с ними материалов. Тонкое строение вихрей, а также прилегающих к ним областей, было изучено методом просвечивающей электронной микроскопии. Фазовый состав был выявлен с использованием метода микродифракции. Результаты исследований приведены на рисунке 5.19.

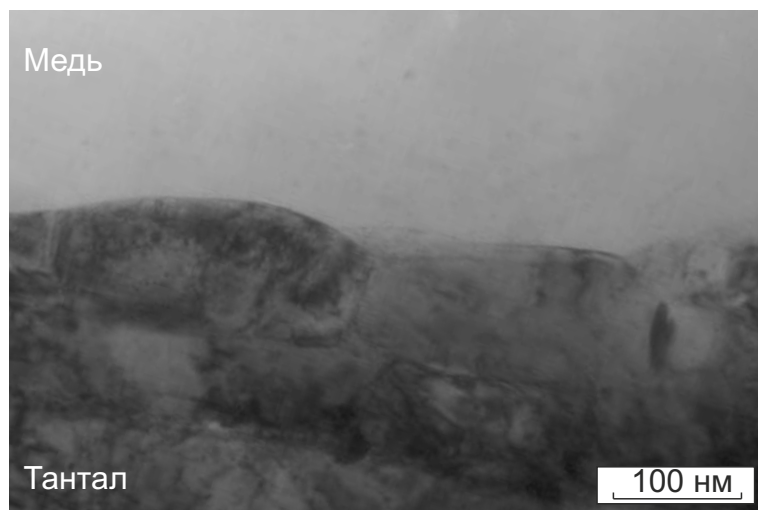
Вблизи границы раздела с медью тантал состоит из вытянутых субзерен длиной до нескольких микрометров и шириной $\sim 200\text{...}400$ нм (рисунок 5.19 б). Характерные признаки деформированной структуры меди, такие как плотные дислокационные скопления, микродвойники деформации, измельченные зерна и субзерна, в зоне соединения с танталом обнаружены не были. Это связано, вероятно, с развитием рекристаллизационных процессов. В паре "медь – тантал" отсутствует взаимная растворимость и в результате сварки взрывом внутри расплавленных зон формируется гетерофазная структура (рисунок 5.19 в). Её образование осуществляется по механизму перемешивания свариваемых материалов. Возникающий при этом материал является неоднородным, содержащим мелкодисперсные сферические частицы тугоплавкого тантала в легкоплавкой медной матрице.

5.3.2 Особенности строения композиционного материала с промежуточной вставкой "хромоникелевая сталь 12X18Н10Т – тантал"

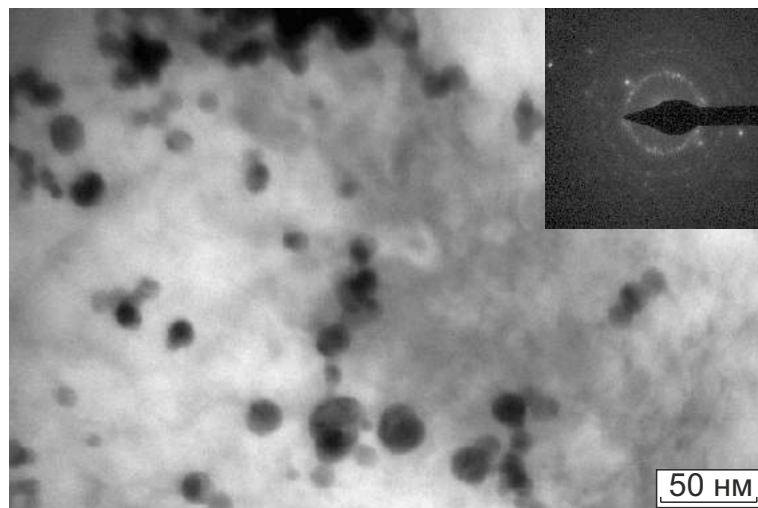
Общий вид композита, сформированного в процессе сварки титана и никелевого суперсплава с использованием комбинированных промежуточных вставок из тантала и хромоникелевой стали, представлен на рисунке 5.20. Между слоями из стали 12X18Н10Т и тантала, а также из стали и никелевого сплава при динамиче-



а

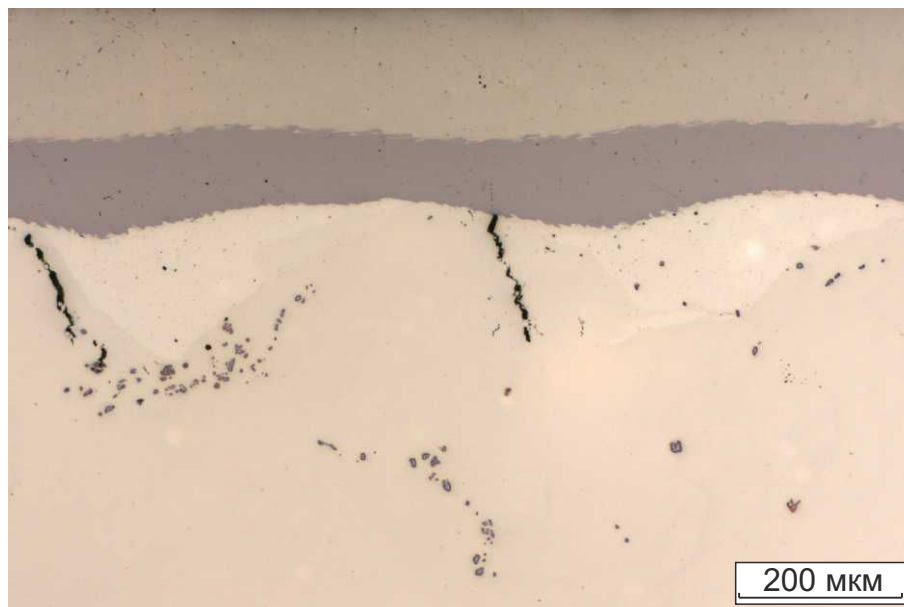


б

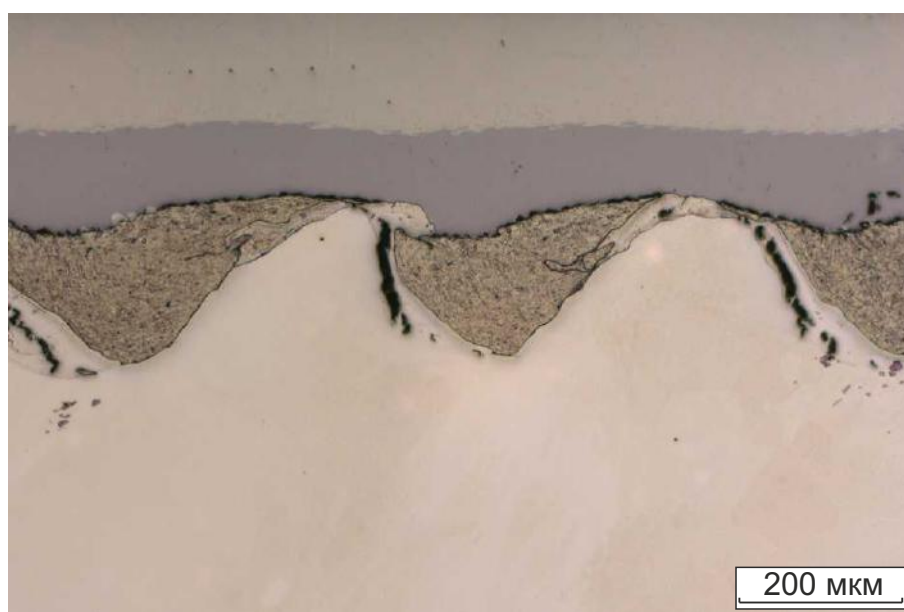


в

Рисунок 5.19 – Тонкое строение зоны соединения пластин меди и тантала



а



б

Рисунок 5.20 – Общий вид полированного (а) и химически травленного (б) композиционного материала, сформированного методом сварки взрывом (сверху вниз располагаются пластины титана, тантала, хромоникелевой стали 12Х18Н10Т, никелевого сплава)

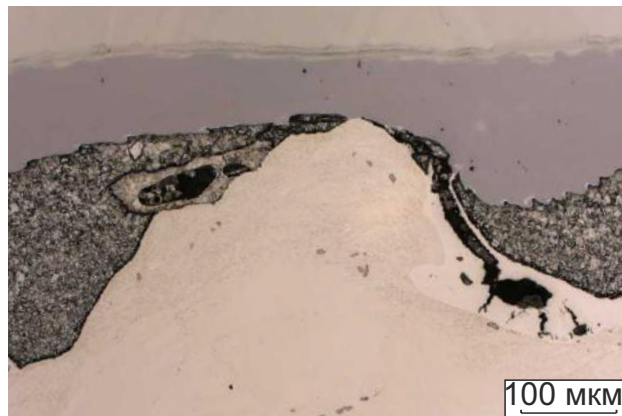
ском взаимодействии были сформированы волнообразные границы раздела. Результаты измерений длины и амплитуды волн сварных швов приведены в таблице 5.4. Отношение амплитуды к длине волны находилось в пределах $0,14 \leq A/\lambda \leq 0,3$. Хотя на границе между титаном и танталом также наблюдалось формирование волн, они имели непериодический характер. Точные геометрические параметры этих волн зафиксировать не удалось.

Таблица 5.4 – Геометрические параметры (длина волны λ и амплитуда A) волновых соединений

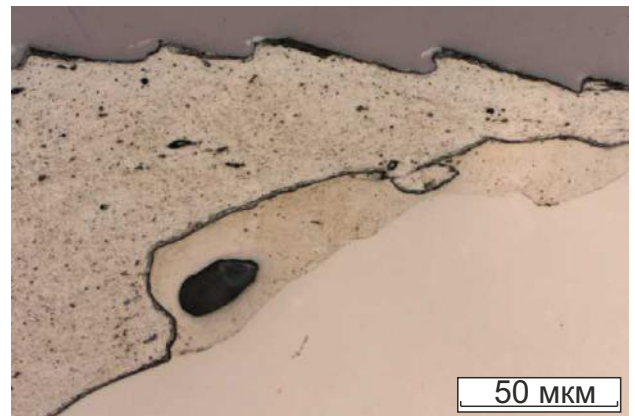
Сварные швы	λ , мкм	A , мкм	A/λ
12X18H10T – тантал	22	4	0,18
12X18H10T – ХН73МБТЮ-ВД	571	162	0,28

Процесс волнообразования при сварке взрывом сопровождается формированием развитых вихревых зон, которые отчетливо выделяются на границе между хромоникелевой сталью и никелевым сплавом (рисунок 5.21). Металлографически была обнаружена возникшая в этих зонах литая структура с кристаллами столбчатой формы. Внутри многих расплавленных участков можно было наблюдать пустоты (поры), происхождение которых обусловлено усадкой кристаллизующего расплава и, возможно, процессами перемешивания соединяемых материалов (рисунок 5.21 а-в). Об интенсивном перемешивании свидетельствует тот факт, что структура многих вихрей имела слоистую структуру, в виде искажённых концентрических колец. Результаты энергодисперсионного анализа показали, что в состав вихревых зон входят атомы никеля (54 вес. %), железа (26 вес. %) и хрома (17 вес. %), а также небольшое количество титана (2 вес. %) и алюминия (1 вес. %), содержащихся в никелевом сплаве и хромоникелевой стали.

Методом оптической металлографии на границе между танталом и никелевым сплавом были зафиксированы трещины длиной до 200 мкм, распространяющиеся вдоль гребней волн (рисунок 5.22 а). Образование подобных трещин наблюдалось в том случае, если при интенсивной пластической деформации, со-



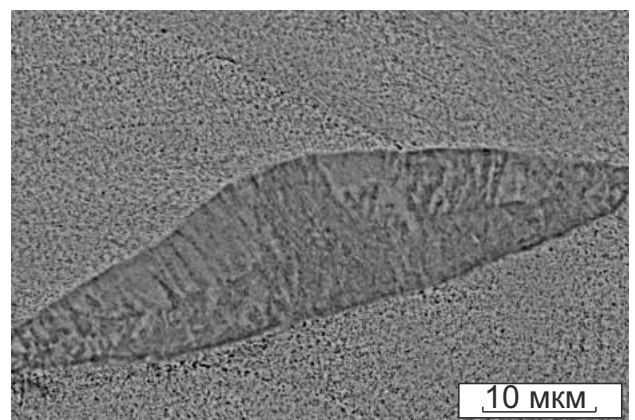
а



б

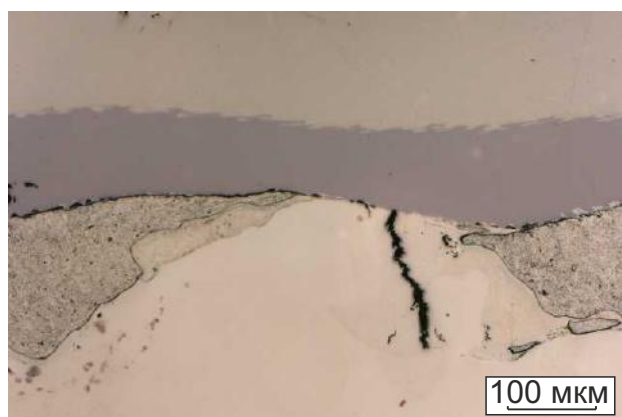


в

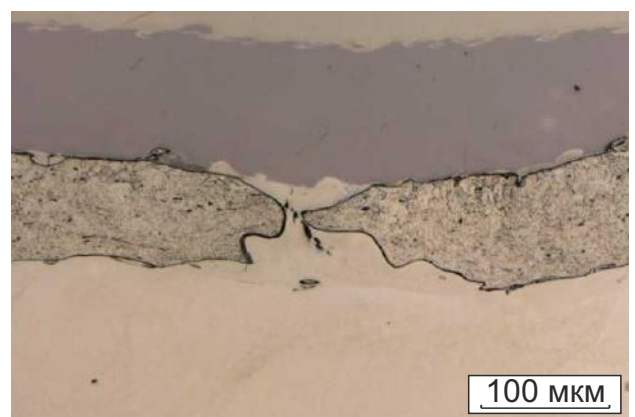


г

Рисунок 5.21 – Вихревые построения, возникшие в процессе сварки взрывом на границе между хромоникелевой сталью 12Х18Н10Т и никелевым сплавом



а



б

Рисунок 5.22 – Потеря сплошности пластины из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т

проводящей процесс сварки взрывом, пластина из хромоникелевой стали вытеснялась пластиной из никелевого сплава, и в локальных участках между никелевым сплавом и танталом происходило соединение. Согласно диаграмме состояния [23] тантал и никель являются ограниченно растворимыми друг в друге материалами, а их взаимодействие приводит к образованию большого количества химических соединений, охрупчивающих сварной шов. В случае же отсутствия соединения между этими материалами длина образовавшихся трещин существенно меньше, т.к. γ – железо и никель взаимодействуют с образованием непрерывного ряда твердых растворов (рисунок 5.22 б). Для формирования бездефектной композиции такого рода и устранения потери сплошности стальной пластины следует увеличить её толщину или скорректировать режимы сварки взрывом таким образом, чтобы уменьшить амплитуду волн на границе сварки хромоникелевой стали с никелевым сплавом.

Одной из особенностей, зафиксированной при структурном анализе композитов, содержащих промежуточную вставку из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т, является образование полос локализованного сдвига в пластине из сплава ХН73МБТЮ-ВД. Методом оптической металлографии в слое никелевого сплава, примыкающего к границе сварки, были обнаружены темные полосы, отличающиеся степенью травления (рисунок 5.23 а). Эти полосы расположены под углом 45° относительно вектора скорости точки контакта. Максимальная плотность полос зафиксирована в околошовной зоне (на расстоянии до 100 мкм от границы сопряжения заготовок). На некоторых участках шлифов можно наблюдать целую сеть сплетенных между собой полос (рисунок 5.23 б). На расстоянии ~ 500 мкм от границы сварного соединения полосы локализованной пластической деформации практически отсутствуют. Развитию полос препятствуют частицы γ'' – фазы, присутствующие в никелевом сплаве (рисунок 5.23 в). Следует отметить, что структурные дефекты такого типа могут являться причиной образования микротрещин. Подтверждением этому служит снимок, на котором зафиксирована трещина, развивающаяся вдоль полос сдвига (рисунок 5.23 г).

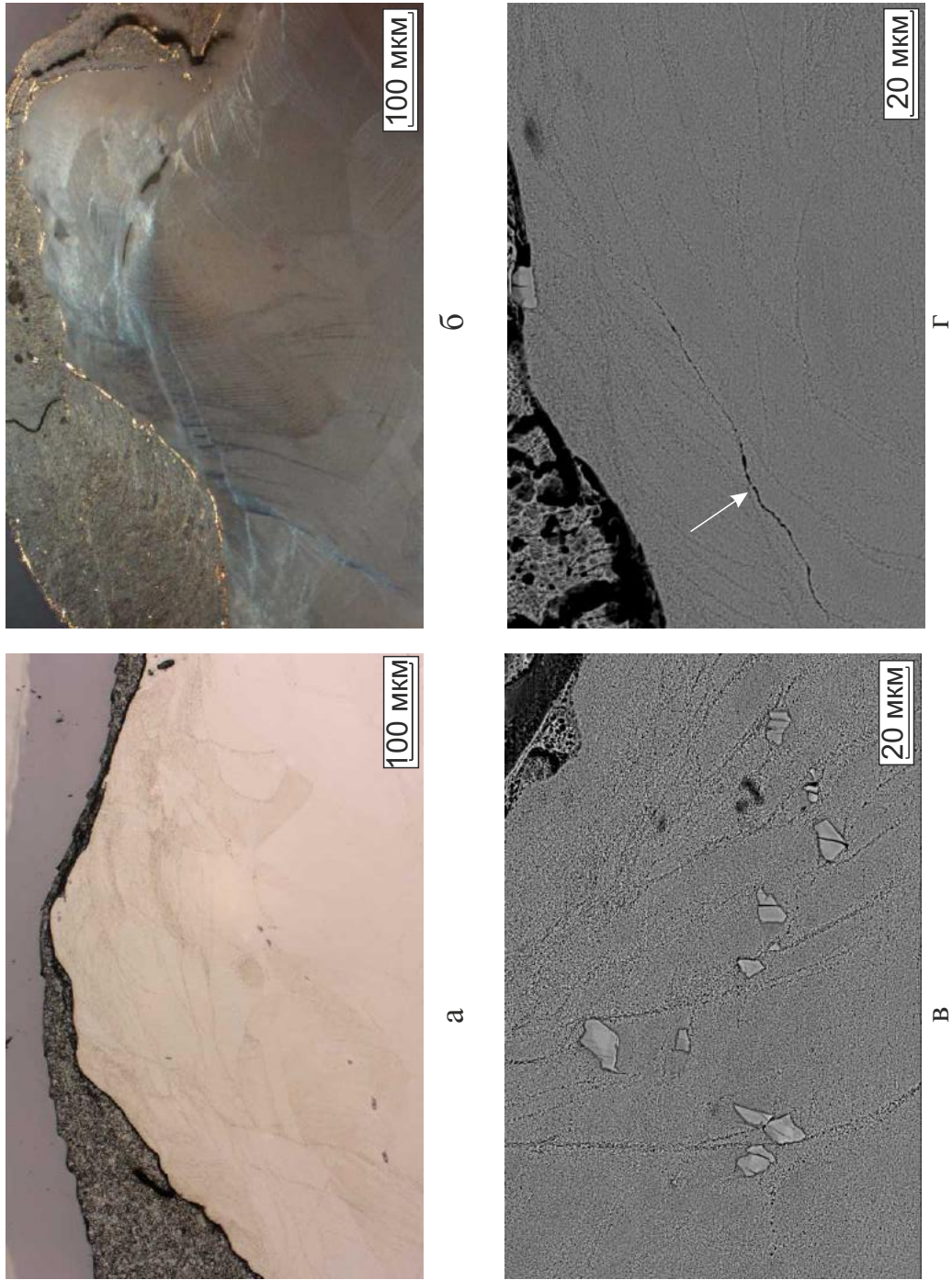


Рисунок 5.23 – Полосы локализованного сдвига, сформированные при сварке взрывом в пластине из никелевого сплава

Особое внимание в работе уделялось структурному анализу границ раздела, формируемых между пластинами из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т и тантала. Результаты исследований, полученные с использованием растровой электронной микроскопии, показали, что вблизи вершин и впадин волн формируются характерные для сварных соединений вихреподобные построения. Их образование является результатом выделения в процессе сварки взрывом большого количества энергии, приводящего к локальному плавлению и перемешиванию приграничных областей (рисунок 5.24).

Структура, формируемая внутри вихревых построений, зависит от их размера и обусловлена количеством тепловой энергии, затраченной на их образование. В случае, когда размер вихревых построений в поперечном сечении не превышает 5 мкм, в структуре зафиксированы концентрические построения (рисунок 5.24 в). При формировании вихрей размером 10 мкм и более, внутри построений отчетливо видны дисперсные частицы, размер которых в центральной части несколько больше, чем на краевых участках (рисунок 5.24 г).

Тонкое строение вихрей, а также прилегающих к ним микрообъемов, было изучено методом просвечивающей электронной микроскопии. Фазовый состав соответствующих областей выявляли, используя картины микродифракции. Результаты исследований представлены на рисунке 5.25.

В аустенитной стали 12Х18Н10Т вблизи сварного шва были зафиксированы плотные дислокационные построения. Структура такого типа свидетельствует о развитии в процессе сварки взрывом интенсивной пластической деформации. В непосредственной близости к границе сварки можно наблюдать слой толщиной 50...70 мкм со структурой метастабильного β – тантала, имеющего тетрагональную решетку и отличающегося от α – тантала большей твердостью и соответственно меньшей пластичностью [169].

В зоне шва между танталом и сталью в процессе их интенсивного взаимодействия был сформирован тонкий переходный слой толщиной ~ 200 нм. Этот слой имеет поликристаллическое строение и состоит из равноосных зерен (рисунок 5.25 б). В пределах переходного слоя обнаружены частицы сферической формы

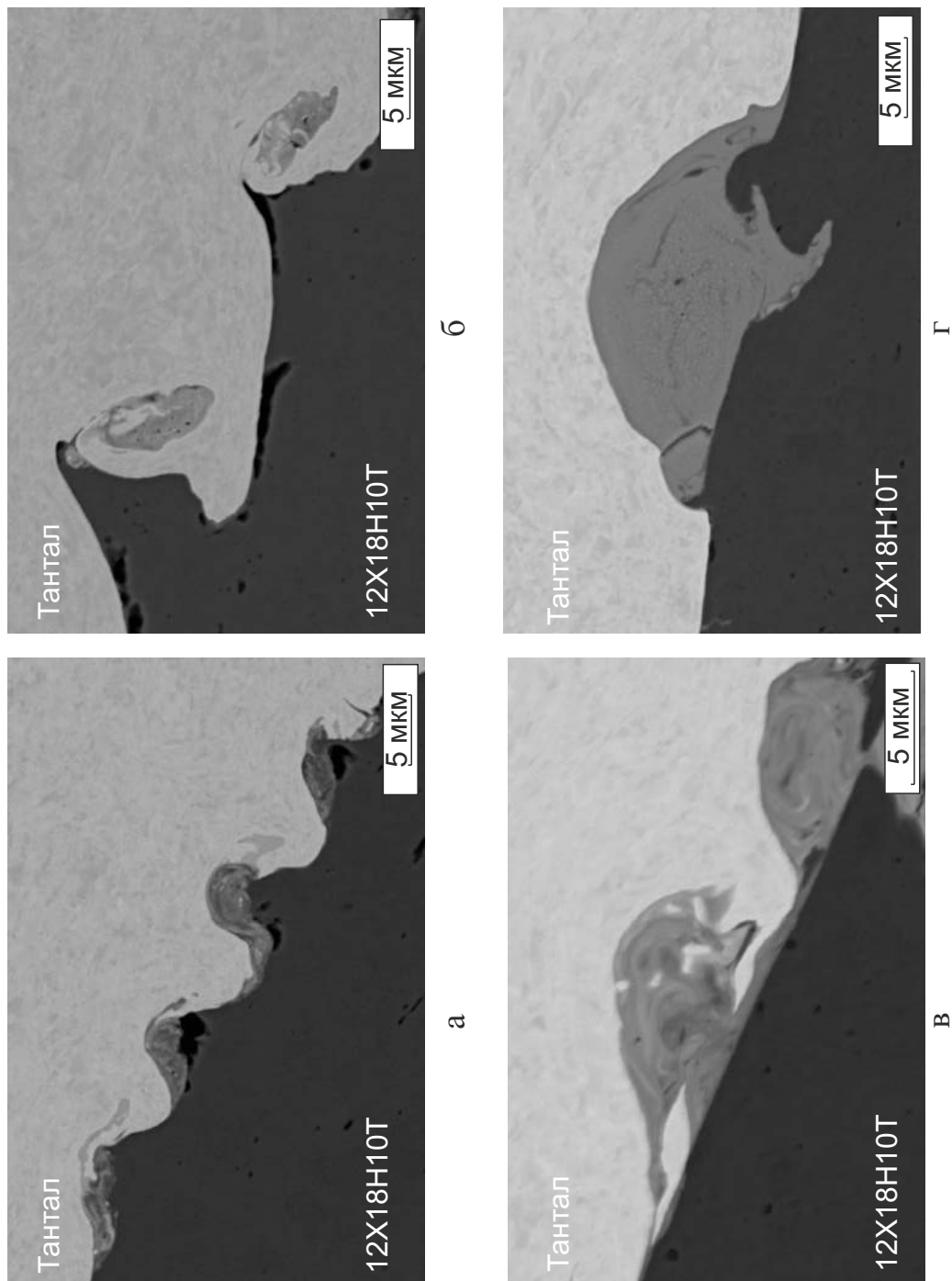


Рисунок 5.24 – Тонкое строение вихревых зон, сформированных на границе между танталом и хромоникелевой сталью 12X18H10T

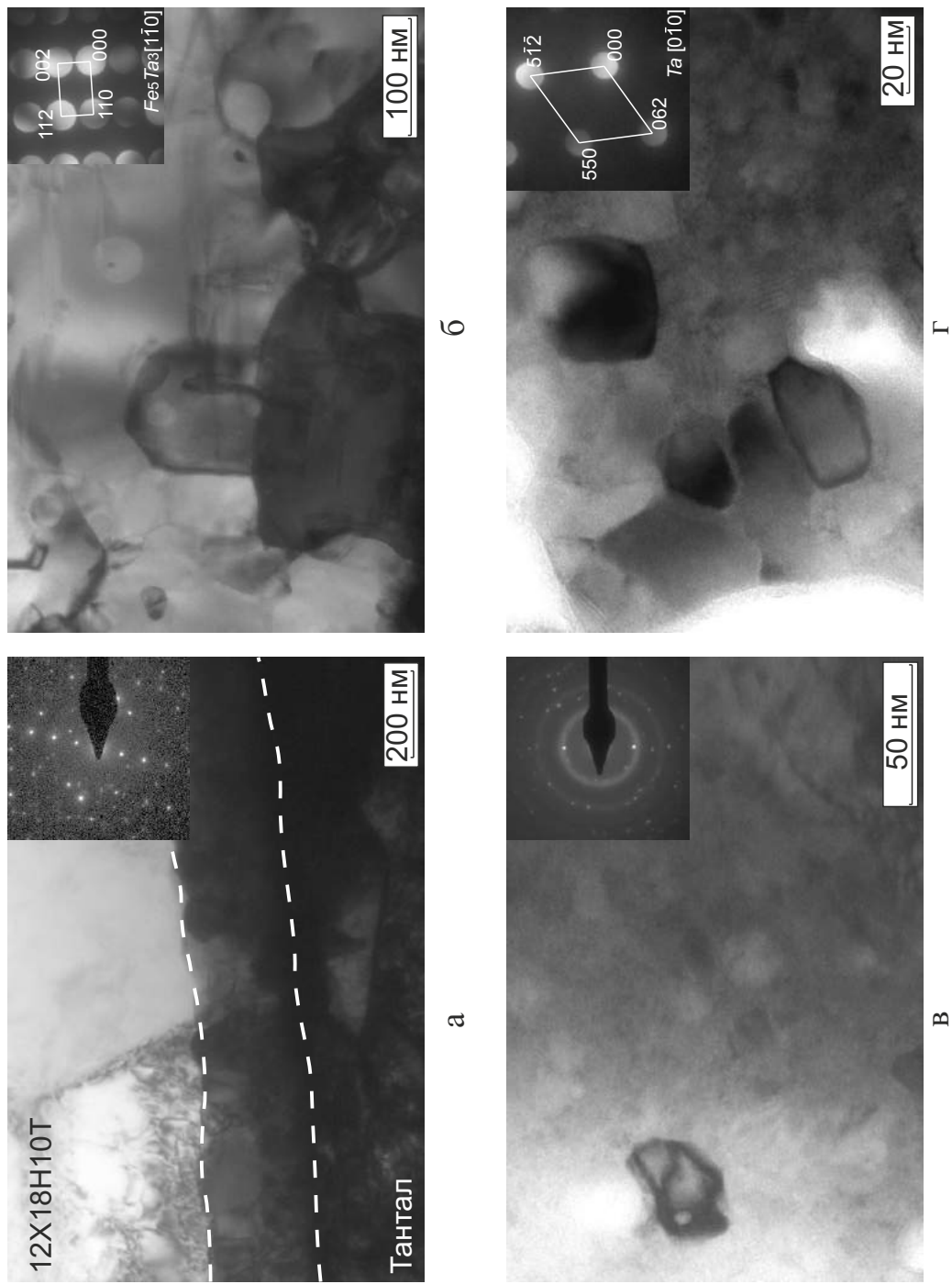


Рисунок 5.25 – Тонкое строение зоны переплава в сварном соединении "хромоникелевая сталь 12X18H10T – тантал"

размером 25...30 нм, расположенные преимущественно по границам и реже внутри более крупных зерен. Анализ дифракционных картин, полученных при съемке различных участков переходного слоя, показал, что он состоит из метастабильной интерметаллидной фазы Fe_5Ta_3 .

Одна из особенностей тонкого строения границы "тантал – хромоникелевая аустенитная сталь 12X18Н10Т" связана с формированием аморфной структуры (рисунок 5.25 в, г). Её появление обусловлено, вероятно, высокой скоростью охлаждения тонкого слоя расплава, образованного на границе между свариваемыми пластинами. В то же время скорость охлаждения была недостаточно велика для того, чтобы полностью зафиксировать аморфное состояние. По этой причине на рисунке 5.25 в, г в аморфной матрице наблюдаются выделения наноразмерных кристаллов. Анализ картин дифракции показал, что выделяющиеся в аморфной матрице кристаллы имеют решётку, соответствующую танталу, находящемуся в метастабильном состоянии, а также интерметаллидной фазе Fe_5Ta_3 .

Структура сварного соединения, сформированного между заготовками из стали 12X18Н10Т и никелевого сплава, представлена на рисунке 5.26. В процессе сварки взрывом возникла граница с резким переходом от одного материала к другому. Основные компоненты свариваемых материалов, а именно железо и никель, неограниченно растворимы друг в друге и не образуют химических соединений.

В условиях интенсивной пластической деформации и кратковременного нагрева в околосшовной зоне со стороны никелевого сплава, примыкающей к границе соединения с хромоникелевой сталью, формируется субмикронная зеренно-субзеренная структура. Размер отдельных кристаллитов составляет до 600 нм. Выделившиеся частицы γ'' – фазы имеют дискообразную форму и расположены преимущественно по границам зерен (рисунок 5.26 б).

Результаты измерения микротвердости композиционного материала (в поперечном направлении образцов) приведены на рисунке 5.27. В различных зонах сечений уровень микротвердости не одинаков. Наименьшей микротвердостью (175 HV) обладает титан. Максимальный уровень микротвердости зафиксирован в расплавах на границе между хромоникелевой сталью и танталом (1100 HV). При-

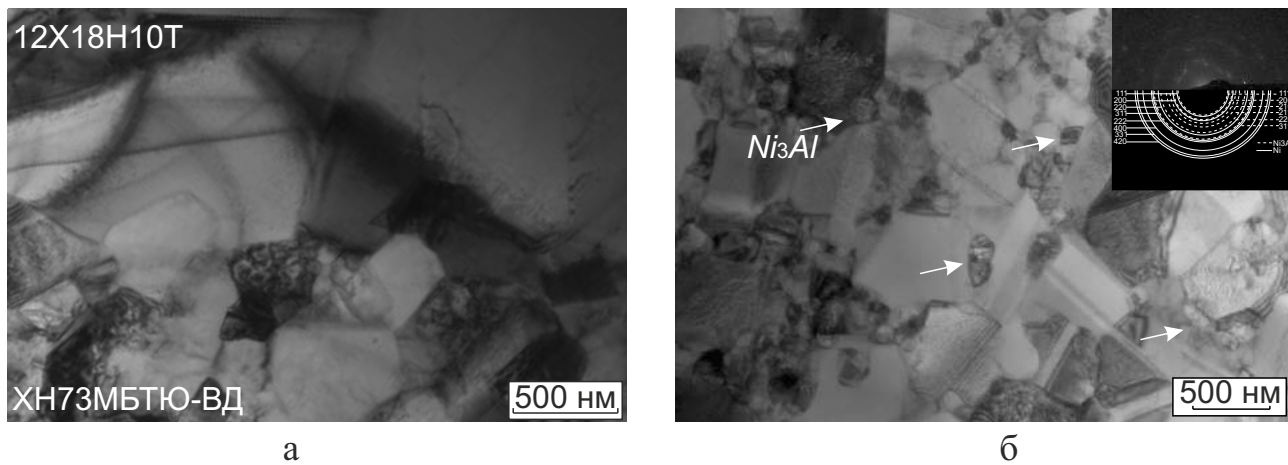


Рисунок 5.26 – Граница раздела между заготовками из хромоникелевой стали 12X18H10T и никелевого сплава (а) и структура никелевого сплава вблизи сварного шва (б)

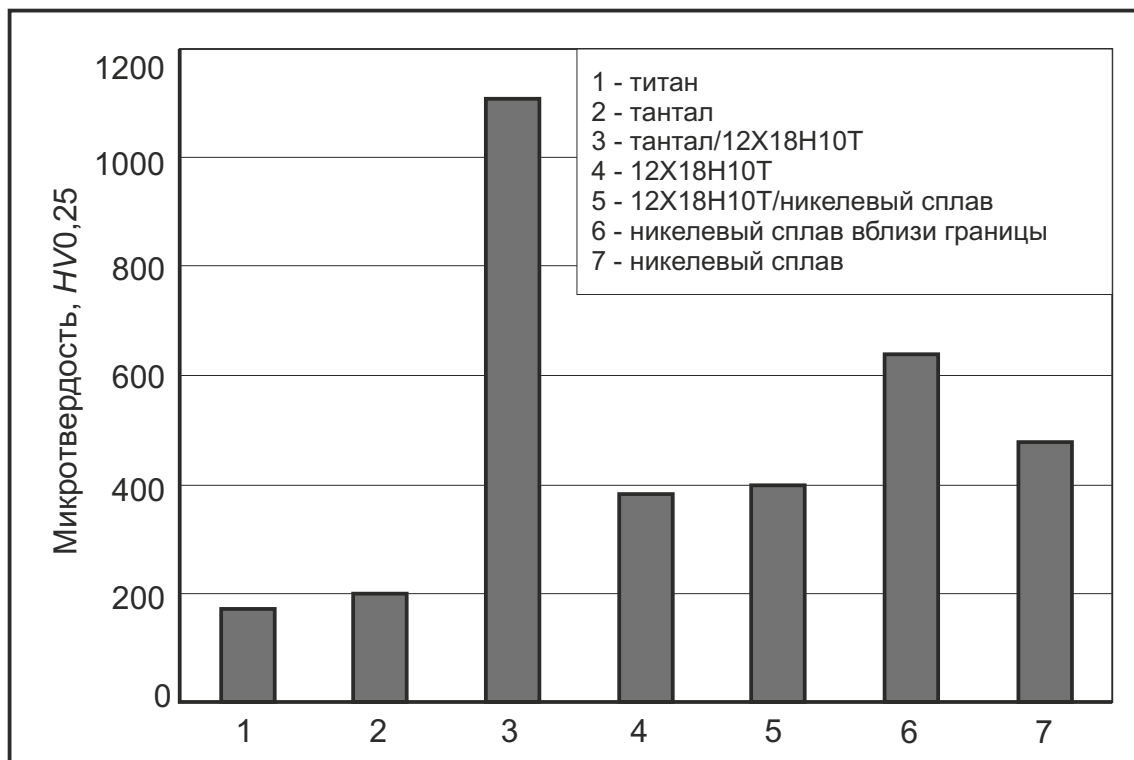


Рисунок 5.27 – Микротвердость различных зон композиционного материала

чина роста микротвердости в этих участках связана с образованием интерметаллидов типа Fe_5Ta_3 , которые обладают практически нулевой пластичностью. Наблюдается также некоторое увеличение микротвердости никелевого сплава, расположенного непосредственно вблизи границы сварки, обусловленное поверхностным упрочнением пластин в процессе их динамического нагружения.

5.3.3 Прочностные свойства композитов с различными барьерными слоями, испытанных при комнатной температуре

Прочностные испытания образцов проводились по схеме с ориентацией растягивающего усилия параллельно слоям композита. Между собой сравнивались свойства композиционных материалов с промежуточными вставками типа "медь – тантал" и "хромоникелевая сталь 12Х18Н10Т – тантал", а также свойства никелевого сплава. В качестве основных показателей использовали значения предела прочности, предела текучести и относительного удлинения металлических образцов.

Результаты сравнительного анализа полученных данных приведены в таблице 5.5. Значения предела прочности и предела текучести никелевого сплава составляют 830 и 445 МПа соответственно. При испытаниях композиционного материала, в котором одним из промежуточных слоев являлась медь, зафиксирован рост предела прочности (1060 МПа) и предела текучести (965 МПа). При этом относительное удлинение осталось на прежнем уровне. На образцах из композиционного материала, комбинированная промежуточная вставка которого содержала слой хромоникелевой стали 12Х18Н10Т, отмечено снижение предела прочности до 820 МПа. Величина относительного удлинения была менее 2 %. Причина снижения прочностных свойств композита обусловлена образованием трещин в зонах расплава, возникших на границе сопряжения заготовок из никелевого сплава и тантала. Дефекты этого типа отчетливо видны на поверхности излома. Возникающие в процессе сварки взрывом трещины приводят к расслаиванию композитов в процессе прочностных испытаний.

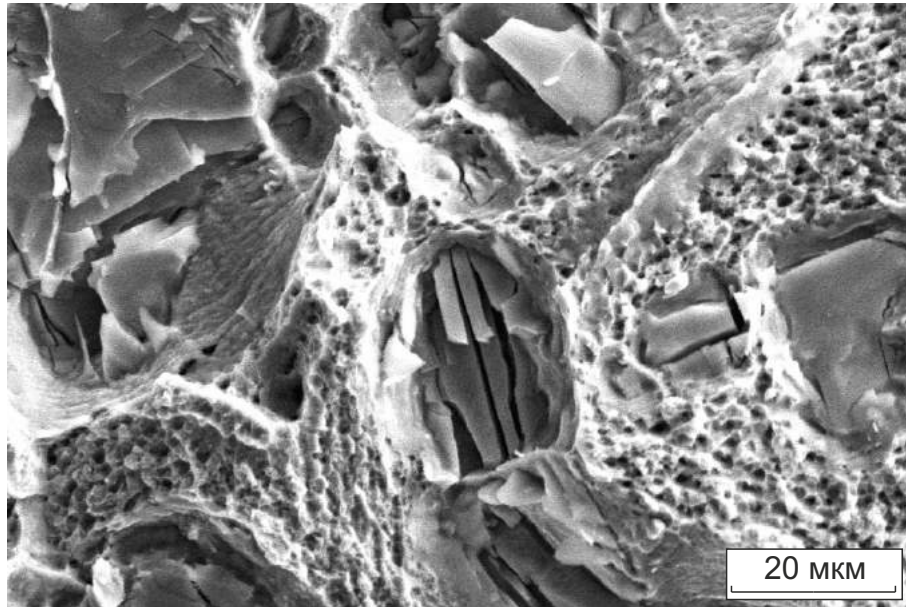
Таблица 5.5 – Прочностные характеристики никелевого сплава и композиционных материалов типа "титан – никелевый сплав" с различными типами барьерных вставок

Материалы	Предел прочности, МПа	Предел текучести, МПа	Относительное удлинение, %
Никелевый сплав	830	445	10
Композиционный материал со вставкой "медь – тантал"	1060	965	11
Композиционный материал со вставкой "хромоникелевая сталь 12Х18Н10Т – тантал"	820	–	2

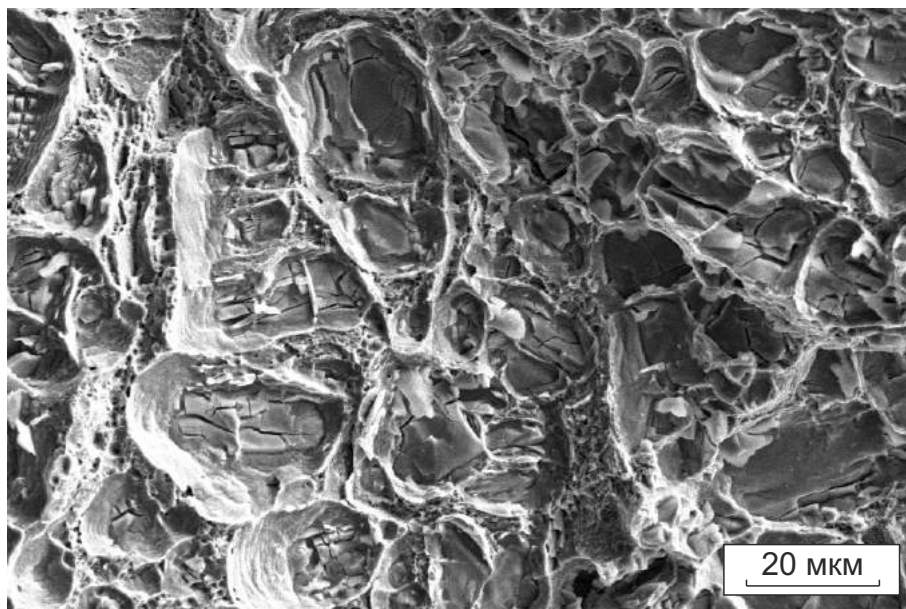
Результаты фрактографических исследований поверхностей разрушения материалов, выполненные с использованием растровой электронной микроскопии, приведены на рисунках 5.28 – 5.30. Поверхность излома никелевого сплава, разрушенного при испытаниях на растяжение, преимущественно имеет ямочное строение, характерное для вязкого механизма (рисунок 5.28). Частицы γ'' – фазы, расположенные внутри никелевой матрицы, были разрушены хрупко.

Исследования композиционных материалов с промежуточной вставкой типа "медь – тантал" показали, что на поверхности излома отсутствуют какие-либо признаки несплошностей, а композит разрушается по вязкому механизму (рисунок 5.29). Между различными слоями пластин были обнаружены характерные "мостики", которые соединяют между собой участки разнородных материалов. Наличие таких элементов свидетельствует о высоком качестве соединения металлических пластин.

При анализе поверхностей излома композиционных материалов, содержащих слой хромоникелевой стали 12Х18Н10Т и тантала, наблюдались следы рассло-



а



б

Рисунок 5.28 – Поверхность излома никелевого сплава, разрушенного при испытаниях на растяжение

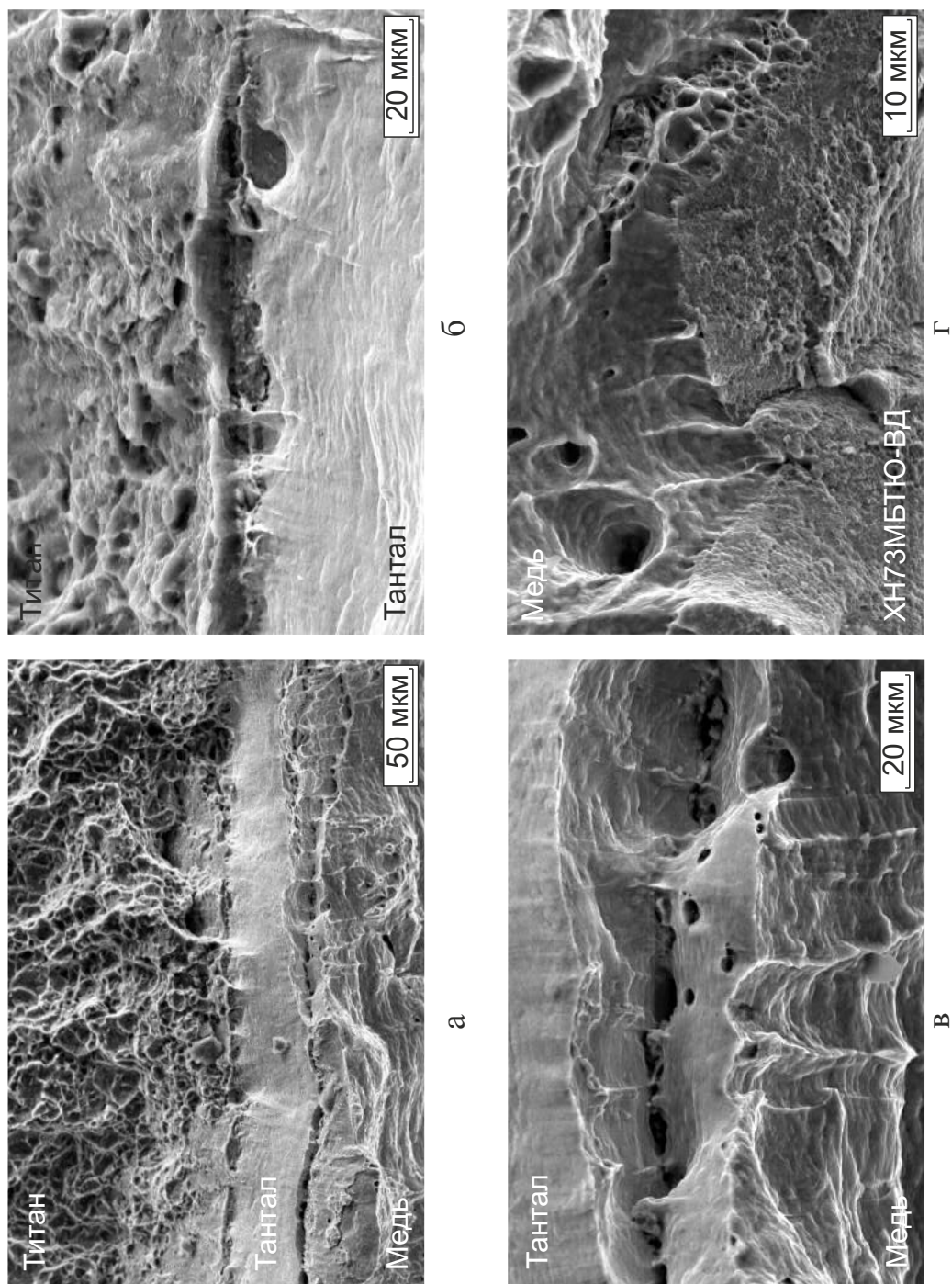


Рисунок 5.29 – Фрактограммы композиционных материалов с промежуточной вставкой "медь – тантал": а – общий вид поверхности разрушения композита; б – граница "титан – тантал"; в – граница "тантал – медь"; г – граница "медь – никелевый сплав"

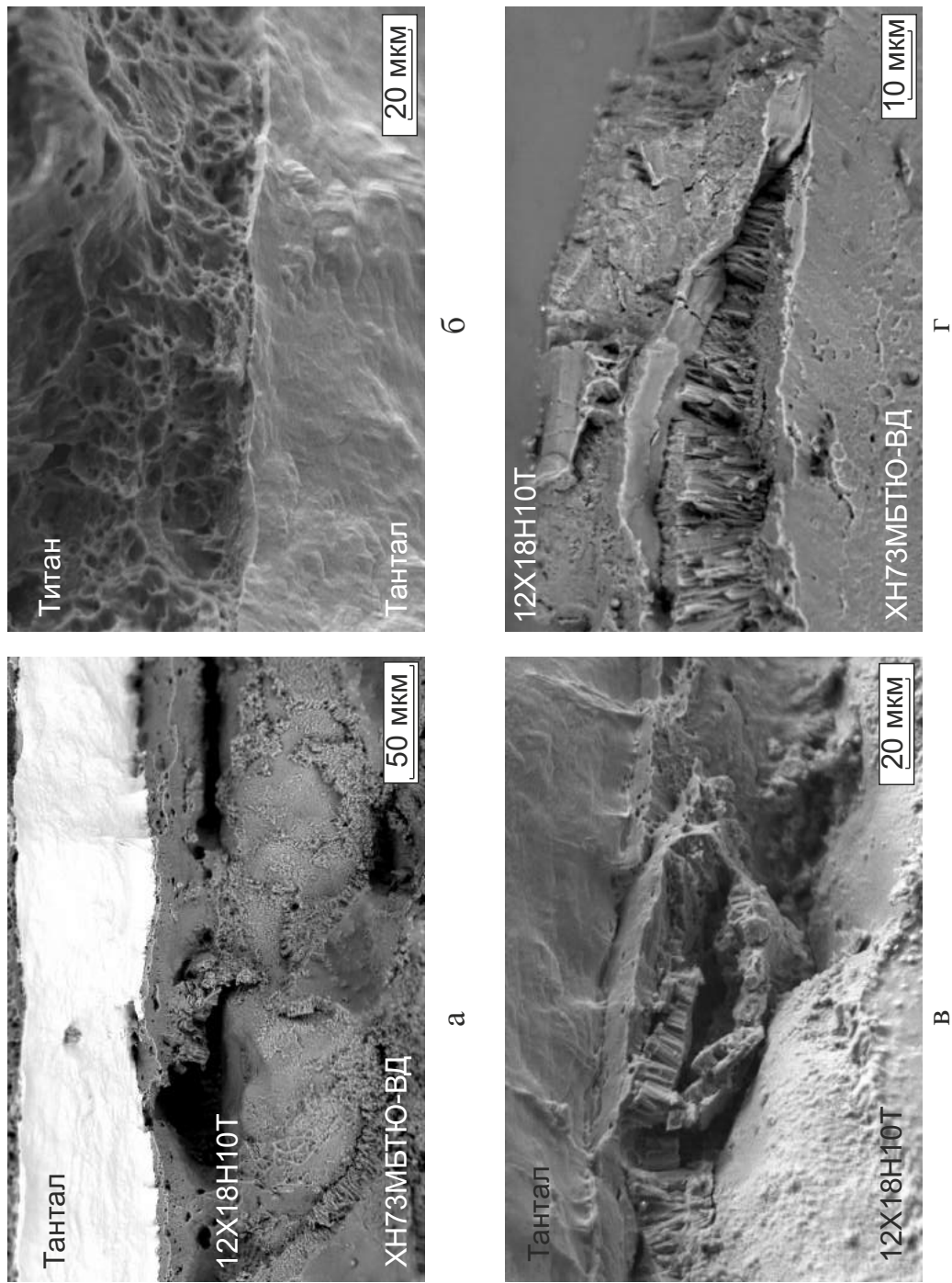


Рисунок 5.30 – Фрактограммы композиционных материалов с промежуточной вставкой "хромоникелевая сталь 12X18H10T – тантал": а – общий вид поверхности разрушения композита; б – граница "титан – тантал"; в – граница "тантал – сталь 12X18H10T"; г – граница "сталь 12X18H10T – никелевый сплав"

ния материала (рисунок 5.30 а). Следы хрупкого разрушения связаны с присутствием в композите вихревых зон (рисунок 5.30 г).

5.3.4 Прочностные свойства композитов с различным типом барьерных вставок, испытанных при повышенных температурах

Ранее уже отмечалось, что использование промежуточных вставок позволяет исключить или уменьшить интенсивность неблагоприятных диффузионных процессов в зоне соединения материалов, и сохранить при нагреве прочностные характеристики композитов. Авторами работы [21] было показано, что одно из эффективных технических решений при создании композиционных соединений ответственного назначения заключается в применении комбинированных промежуточных вставок, состоящих из двух или большего числа слоев металлов, один из которых характеризуется высокой температурой плавления (*Ta*, *Nb*, *V*).

Анализ поведения разработанных материалов при высоких температурах имеет важное практическое значение. Многие аспекты этой проблемы актуальны с позиции понимания процессов, происходящих при нагреве пластически деформированных слоистых материалов. Представленное в данном разделе исследование ориентировано на изучение поведения слоистых композиционных материалов на основе титановых и никелевых сплавов с различным типом промежуточных вставок в условиях высокотемпературного нагружения.

Результаты кратковременных испытаний композиционных материалов со вставками из меди и тантала, а также из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т и тантала при повышенных температурах представлены в таблице 5.6 и на рисунке 5.31. Приведенные в таблице данные свидетельствуют о том, что при комнатной температуре прочностные показатели композиционного материала с промежуточной вставкой "медь – тантал" превышают аналогичные свойства композиционного материала, содержащего комбинированные вставки из стали и тантала.

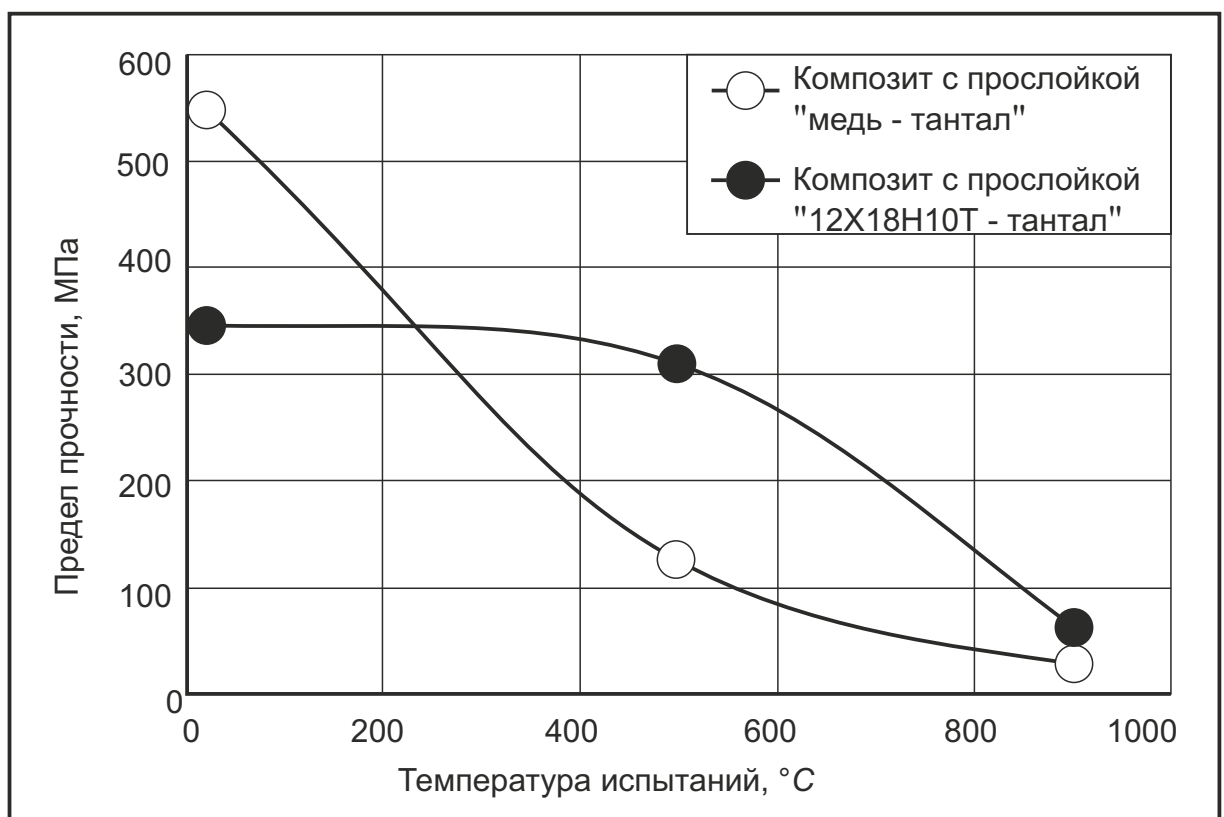


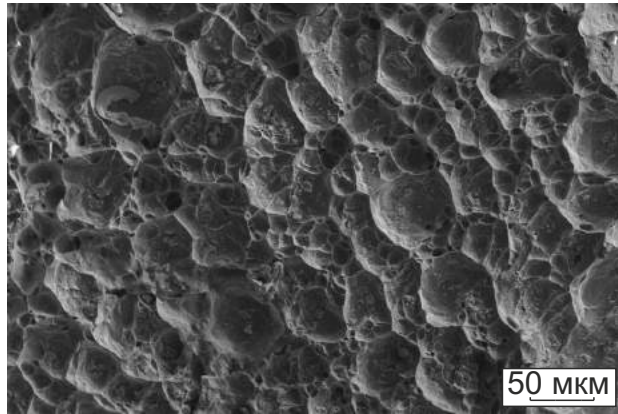
Рисунок 5.31 – Предел прочности композитов со вставками "медь – тантал" и "хромоникелевая сталь 12X18H10T – тантал", испытанных при повышенных температурах

Таблица 5.6 – Значения предела прочности композиционных материалов с различными прослойками, испытанных при комнатной и повышенных температурах

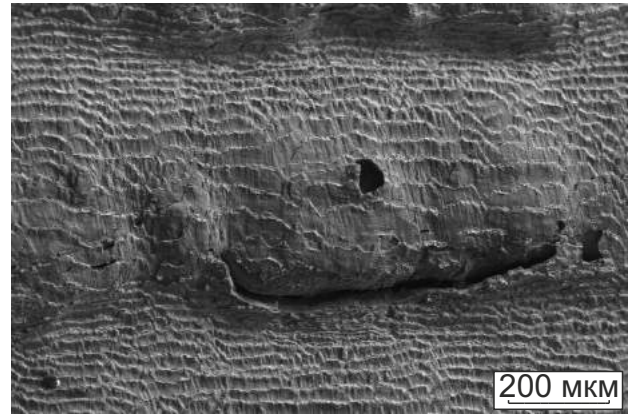
Температура испытаний, °С	Напряжение при разрыве, МПа	
	Композиционный материал со вставкой "медь – тантал"	Композиционный материал со вставкой "хромоникелевая сталь 12Х18Н10Т – тантал"
20	550	345
500	130	310
900	30	65

Максимальный предел прочности композиционного материала со вставкой "медь – тантал" составил 550 МПа, тогда как при испытании композита со вставкой из стали и тантала был зафиксирован более низкий уровень – 345 МПа. Поскольку испытания на отрыв слоев позволяют определить прочность только более "слабого" компонента композиции, то можно утверждать о двукратном приросте предела прочности меди в композите по сравнению с медью в исходном состоянии (см. раздел 2, таблица 2.2). Такой прирост свойств обусловлен деформационным упрочнением тонкой медной пластины в процессе высокоскоростного динамического соударения пластин.

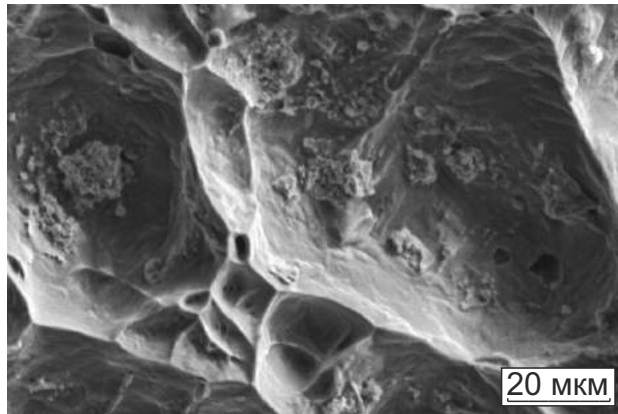
В композите первого типа разрушение происходило не по сварному соединению, а по наименее прочной медной пластине. Это свидетельствует о хорошем адгезионном контакте пластин и высоких прочностных показателях сформированного в процессе сварки взрывом сварного соединения (рисунок 5.32 а-в). Разрушение композита второго типа происходило по границе сварного соединения, о чем свидетельствуют изломы с характерными волнами (рисунок 5.32 г-е). Низкие показатели прочности слоистого композита с промежуточной вставкой, содержащей в своем составе хромоникелевую сталь 12Х18Н10Т и тантал, объясняются нарушением сплошности стальной части вставки в процессе сварки взрывом.



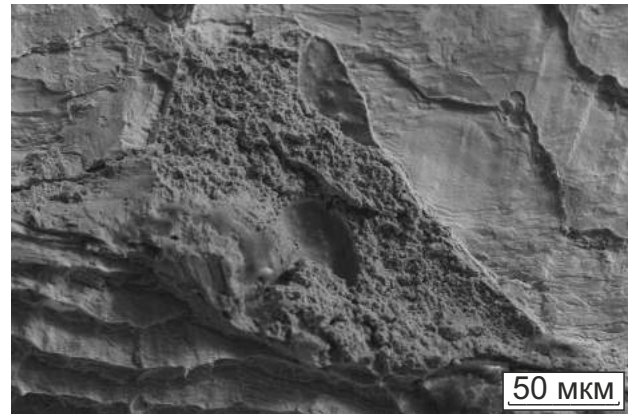
а



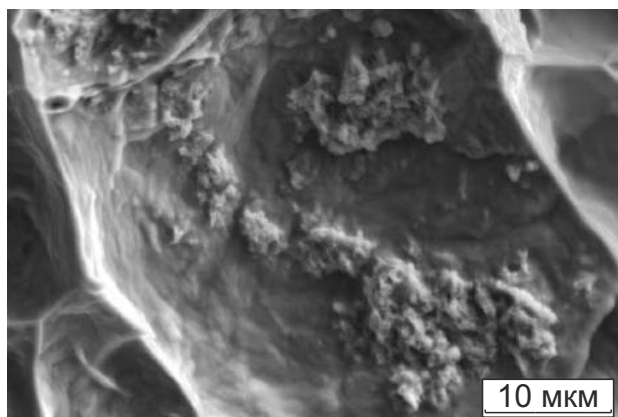
г



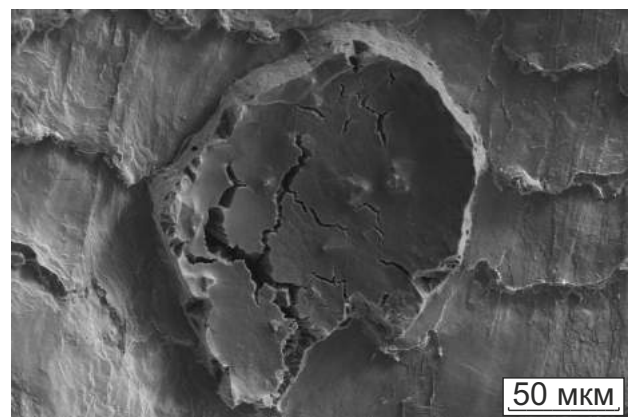
б



д



в



е

Рисунок 5.32 – Поверхности изломов композиционных материалов с промежуточными вставками "медь – тантал" (а-в) и "хромоникелевая сталь 12Х18Н10Т – тантал" (г-е) после испытаний при 20 °С

При увеличении температуры испытаний до 500 °С на образцах из композиционного материала с прослойкой "медь – тантал" зафиксирована потеря прочности на 75 % (от исходной прочности композита). Разрушение материала произошло по медному слою (рисунок 5.33 а-в). Проведенные ранее металлографические исследования показали [170], что при этой температуре в меди развиваются рекристаллизационные процессы, приводящие к релаксации напряжений и снижению твердости материала. Эти структурные изменения привели к снижению прочности композиционного материала до 130 МПа.

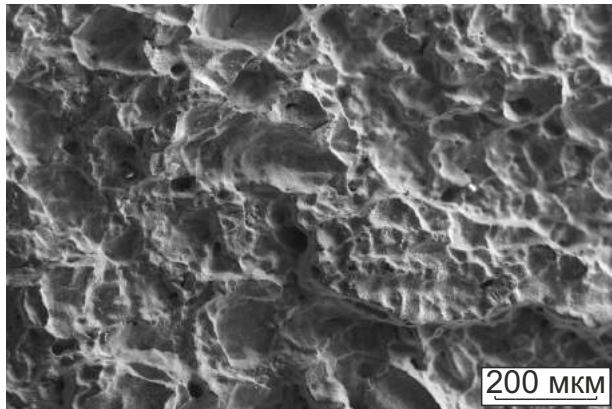
Для второго композита уменьшение прочности при той же температуре составило лишь 10 % от исходного уровня, что свидетельствует о более высокой термической стабильности полученного материала. Разрушение происходило по границе прослойки с частичным вырывом титанового слоя (рисунок 5.33 г-е). Этот факт свидетельствует о том, что при увеличении температуры наименее прочной становится титановая матрица.

Нагрев до 900 °С полностью устранил эффект динамического упрочнения меди и частично эффект упрочнения других материалов, входящих в композит. На образцах из композиционного материала с промежуточной вставкой "медь – тантал" отмечается стабильное разрушение по медной прослойке (рисунок 5.34 а-в). Величина предела прочности на отрыв при данной температуре составила 29 % от исходной прочности материала. Композит со вставкой из стали 12Х18Н10Т и тантала снизил прочность до 82 % от исходного уровня и хрупко разрушился по титановому слою (рисунок 5.34 г-е).

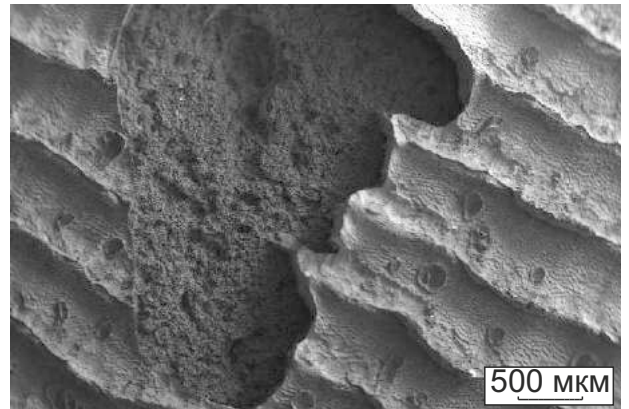
Детальный фрактографический анализ образцов, испытанных при различных температурах, был выполнен с использованием растрового электронного микроскопа. Результаты исследований приведены на рисунках 5.32 и 5.33.

Температура испытаний 20 °С

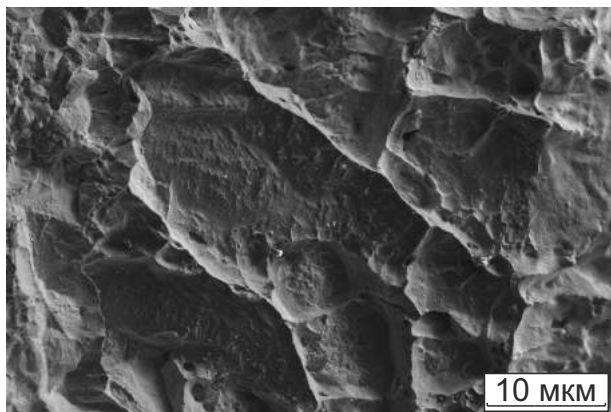
Данные фрактографических исследований композитов, испытанных при 20 °С, свидетельствуют о том, что на поверхности разрушения медных пластин



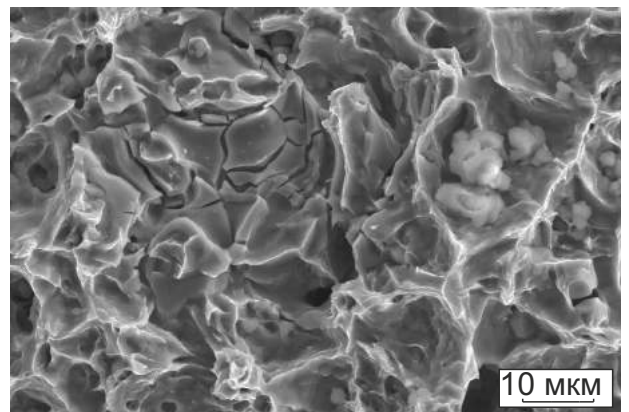
а



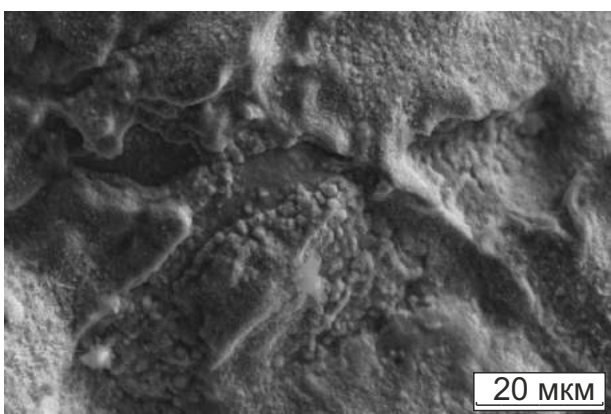
г



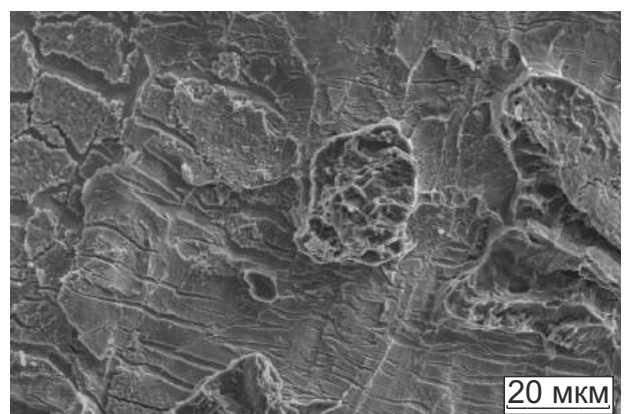
б



д



в



е

Рисунок 5.33 – Поверхности изломов композиционных материалов с промежуточными вставками "медь – тантал" (а-в) и "хромоникелевая сталь 12X18H10T – тантал" (г-е), испытанных при 500 °С

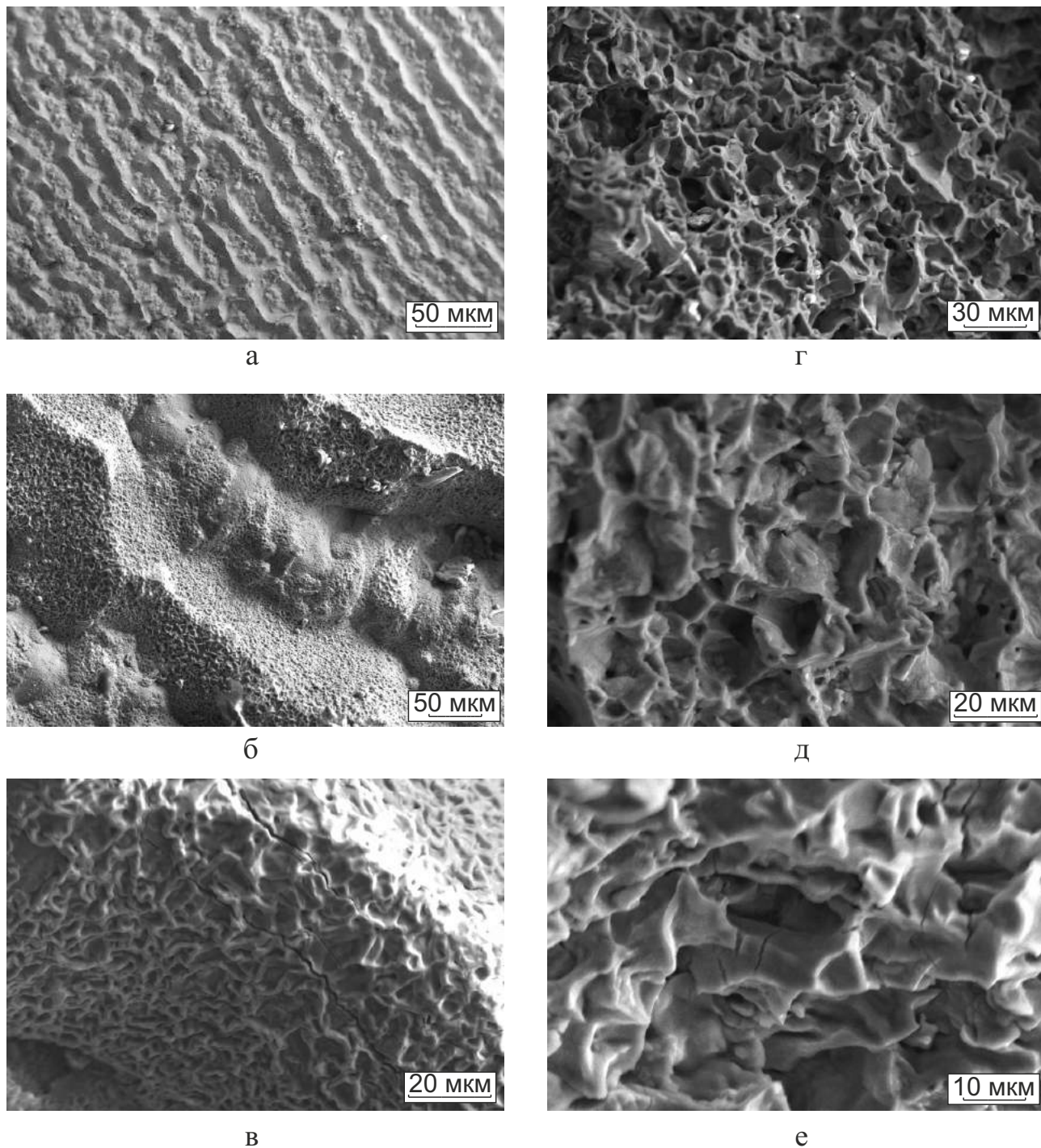


Рисунок 5.34 – Поверхности изломов композиционных материалов с промежуточными вставками типа "медь – тантал" (а-в) и "хромоникелевая сталь 12Х18Н10Т – тантал" (г-е), испытанных при 900 °С

преобладает вязкий тип излома (рисунок 5.32 а). На дне отдельных ямок видны мелдисперсные частицы, которые по химическому составу соответствуют меди (94,38 вес. %) и танталу (5,62 вес. %) (рисунок 5.32 б). Особенностью их является большая глубина залегания. Характер разрушения частиц относится ближе к интеркристаллитному (рисунок 5.32 в). Несмотря на механизм хрупкого разрушения, присутствие отмеченных частиц на границах раздела между медью и танталом не оказывает негативного влияния на прочностные свойства композиционного материала.

На поверхностях изломов композиционных материалов с промежуточной вставкой "сталь 12Х18Н10Т – тантал" отчётливо видны следы волнообразования. Разрушение происходило преимущественно по границе сварного соединения между хромоникелевой сталью и танталом (рисунок 5.32 г). Основными источниками разрушения являлись возникшие при сварке трещины, часть из которых можно наблюдать на поверхностях изломов. Их образование произошло в результате вытеснения стали никелевым сплавом в процессе волнообразования, в результате чего сплошность пластины 12Х18Н10Т была нарушена.

При взаимодействии пластин из никелевого сплава и тантала возникли трещины, распространяющиеся вдоль волнообразной границы сварки. На поверхностях изломов четко проявляются частицы, связанные с матрицей никелевого сплава (рисунок 5.32 д). Особенности их строения отражены на рисунке 5.32. Частицы имеют форму, близкую глобулярной. На поверхностях многих из них наблюдаются трещины, свидетельствующие о признаках хрупкого разрушения. Результаты энергодисперсионного анализа позволяют сделать вывод о том, что в состав частиц входят элементы, содержащиеся в стали и никелевом сплаве.

Другой особенностью поверхностей изломов, характерной для композитов второго типа, разрушенных при 20 °С, является наличие областей, прилегающих к сварным швам и разрушенных по интеркристаллитному механизму (рисунок 5.32 е). Оплавленные высокопрочные участки, возникшие при сварке взрывом на границах раздела пластин, представляют собой высоколегированные сплавы на основе никеля (43 вес. %) и железа (25 вес. %), закалившиеся в процессе кристал-

лизации вследствие высокой скорости теплоотвода из расплава в основной металл.

Температура испытаний 500 °С

Фрактограммы изломов композиционных материалов, разрушенных при нагреве до 500 °С, представлены на рисунке 5.33. Вязкий характер разрушения меди сохранился и при повышенных температурах испытаний. Однако рельеф поверхности излома менее развит по сравнению с изломом, сформированным при 20 °С (рисунок 5.33 а). Наблюдается уменьшение размера и глубины ямок. Этот факт свидетельствует о потере пластичности меди при нагреве и переходе материала в менее прочное состояние, а также об уменьшении затрат внешней энергии на разрушение. При более высоких увеличениях отчетливо видны участки сглаженной формы, которые являются признаком частичного оплавления границ зерен (рисунок 5.33 в). Наблюдаемые на их фоне четко выраженные скопления частиц, выходящих на поверхность изломов, соответствуют зоне перемешивания меди (33,8 вес. %) и тантала (14,6 вес. %). Микроструктурные исследования материалов с комбинированными вставками из меди и тантала показали, что при 500 °С в медном слое развиваются рекристаллизационные процессы, заключающиеся в зарождении и росте новых зерен [169].

Разрушение композиционных материалов, содержащих промежуточные вставки из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т и тантала, происходило по дефектам, расположенным вдоль границы раздела (рисунок 5.33 г). В то же время на поверхности разрушения обнаружены участки, на которых трещины развивались не по сварному соединению, а по титановой матрице. Характер разрушения титана отражен на рисунке 5.33 д. Разрушение произошло, вероятно, в зоне, прилегающей к сварному шву, о чем свидетельствуют зафиксированные на изломе частицы, содержащие титан и тантал. На поверхности, полученной при разрушении материала вдоль сварного шва, наблюдаются частицы размером 20 мкм преимущественно сферической формы (рисунок 5.33 е). Их появление обусловлено разру-

шением композита по оплавленным и впоследствии закристаллизованным участкам, образовавшимся на границах между никелевым сплавом и хромоникелевой сталью. На многих участках были зафиксированы следы трещин, возникших в непосредственной близости к оплавленным зонам (рисунок 5.33 е).

Температура испытаний 900 °С

Результаты фрактографических исследований композиционных материалов с различными промежуточными вставками, испытанных при 900 °С, приведены на рисунок 5.34. В отличие от представленных ранее данных, механизм разрушения композитов, нагретых до 900 °С, имеет несколько иной характер. При использовании в качестве прослойки меди наблюдается волнообразный профиль излома, что указывает на изменение механизма разрушения композиционных материалов (рисунок 5.34 а). Разрушение происходило по границе между медью и никелевым сплавом. Во впадинах волн наблюдаются оплавленные участки, в которых зафиксирована медь (71,4 вес. %) и элементы никелевого сплава (Ni – 2,4 вес. %, Fe – 3,13 вес. %, Cr – 1,56 вес. %). Низкие прочностные свойства композиционного материала обусловлены, в первую очередь, разупрочнением меди и аномальным ростом ее зерен. В то же время в меди присутствуют трещины, которые также ответственны за низкие прочностные свойства композитов (рисунок 5.34 в).

Разрушение композитов с промежуточной вставкой из хромоникелевой стали 12Х18Н10Т и тантала, нагруженных при 900 °С, полностью происходило по титановому слою (рисунок 5.34 г-е). Разрушение титана имело явно выраженный хрупкий характер. Этот факт свидетельствует о механической неоднородности свариваемых пластин. С другой стороны, изменение характера разрушения позволяет сделать вывод о том, что при 900 °С прочность титанового слоя становится меньше прочности сварного шва.

Подводя итоги кратковременных высокотемпературных испытаний композиционных материалов с различным типом промежуточных вставок, можно отметить, что основным процессом, отвечающим за механизм разупрочнения при

нагреве, является рекристаллизация. В работе это показано на примере меди. В процессе сварки взрывом исходные зерна меди деформируются с образованием дефектной структуры, характеризующейся высоким уровнем внутренних напряжений. При последующем нагреве в результате рекристаллизационных процессов напряжения релаксируют. В меди рекристаллизационные процессы наблюдаются уже при $500\text{ }^{\circ}\text{C}$, что приводит к падению прочностных свойств композитов.

При испытании композиционного материала, содержащего вставку из материала с более высокой температурой плавления (хромоникелевая сталь 12Х18Н10Т), снижение прочности отмечается в процессе нагрева до $900\text{ }^{\circ}\text{C}$. С целью достижения более высоких значений прочности композиционных материалов, вставку из меди рекомендуется заменить на медно-никелевый сплав. Атомы растворенного элемента при увеличении температуры тормозят процесс миграции границ зерен, который определяет скорость развития рекристаллизации.

5.4 Выводы

1. В процессе сварки взрывом заготовок из титана и низкоуглеродистой стали, а также титана и никеля на границах сварных швов формируются вихревые зоны, структура которых характеризуется локальной неоднородностью. Методами микроструктурного анализа внутри вихревых построений зафиксированы микротрещины, обусловленные возникновением хрупких интерметаллидов, отличающихся повышенной твердостью, низкими значениями пластичности и трещиностойкости по сравнению с исходными материалами.

2. Использование при сварке взрывом заготовок из хромоникелевой аустенитной стали 09Х18Н10Т и титанового сплава ВТ20 дополнительных комбинированных промежуточных вставок из тонколистовых пластин бронзы и тантала является эффективным техническим решением, предотвращающим прямой контакт металлургически плохо совместимых материалов, препятствующим образованию хрупких химических соединений в зоне соединения и позволяющим получать сварные швы с пониженным содержанием дефектов.

3. Значение предела прочности композита "титановый сплав – хромоникелевая сталь 09X18H10T" с барьерной вставкой из бронзы и тантала находится на уровне, превышающем прочностные свойства исходных титана ВТ20 и стали 09X18H10T. Увеличению прочностных характеристик композиционного материала способствует наклеп поверхностных пластин, имеющий место в процессе сварки взрывом. Экспериментально показано, что с позиции повышения прочности соединения заготовок из разнородных материалов (стали 09X18H10T и сплава ВТ20) двухслойная промежуточная вставка, сочетающая пластины бронзы и тантала, более предпочтительна по сравнению с единичной танталовой вставкой.

4. В вихревых зонах, возникших на границе сварного соединения "бронза – тантал" формируется гетерофазная смесь из мелкодисперсных частиц метастабильного β – тантала и медной основы. Легирующие элементы (бериллий и никель), присутствующие в бронзе, препятствуют переходу тантала в стабильное состояние при нагреве до 800 °С.

5. Вихревые зоны на границе взаимодействия меди или хромоникелевой стали с никелевым сплавом, формируемые вблизи вершин и впадин сварных швов, характеризуются литой структурой, о чем свидетельствует присутствие столбчатых дендритов. Внутри вихреподобных построений зафиксированы пустоты, происхождение которых обусловлено усадкой кристаллизующего расплава и процессами перемешивания соединяемых материалов.

6. Характерной особенностью строения поверхностных слоев пластин из никелевого сплава ХН73МБТЮ-ВД является локализация пластического течения, обусловленная пониженными пластическими свойствами материала и жесткими режимами соударения пластин. Частицы γ'' – фазы, присутствующие в никелевом сплаве, препятствуют развитию полос пластической деформации.

7. В процессе сварки взрывом композиционного материала на основе титана и никелевого сплава ХН73МБТЮ-ВД, сваренного с использованием промежуточной вставки из хромоникелевой стали 12X18H10T и тантала, зафиксирована потеря сплошности стальной пластины, результатом чего является образование трещин, распространяющихся вдоль гребней волнового профиля.

8. Анализ микроструктурных исследований композиционных материалов, сформированных сваркой взрывом с применением барьерных слоев, показал, что формирование структур в вихревых зонах, а также интенсивно деформированных микрообъемах материалов определяется характером их взаимодействия.

– В процессе сварки взрывом между материалами, обладающими высокой или неограниченной растворимостью, формируются твердые растворы ("бронза – хромоникелевая сталь", "тантал – титановый сплав", "медь – никелевый сплав").

– При сварке взрывом материалов, не имеющих взаимной растворимости, наблюдается механическое перемешивание поверхностных микрообъемов пластин с образованием мелкодисперсной гетерофазной смеси ("бронза – тантал", "медь – тантал").

– При сварке материалов, склонных к образованию химических соединений, в интенсивно деформированных слоях формируются метастабильные фазы, имеющие частично аморфное или интерметаллидное строение ("хромоникелевая сталь – тантал").

9. Применение меди в качестве одного из слоев комбинированной промежуточной вставки при сварке взрывом титана и никелевого сплава ХН73МБТЮ-ВД обеспечивает предел прочности композиции на уровне 1060 МПа, что на 30 % превышает предел прочности исходного никелевого сплава. Причиной снижения прочностных свойств композита с промежуточной вставкой из стали 12Х18Н10Т и тантала являются трещины, обусловленные образованием зон расплава на границе сопряжения заготовок из никелевого сплава и тантала.

10. Фактором, определяющим температуру, до которой может быть нагрет слоистый материал при эксплуатации, является температура рекристаллизации элементов, входящих в композицию. Для получения сваркой взрывом композиционного материала типа "титан – никелевый сплав", нагреваемого при эксплуатации до 500 °С, целесообразно применение промежуточной вставки "медь – тантал". Замена меди на более прочную и термически стойкую хромоникелевую сталь позволяет повысить температуру эксплуатации композита до 600 °С.

6 АПРОБАЦИЯ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

При выполнении диссертационной работы изучены биметаллические соединения типа "медь – тантал", а также композиционные материалы, сформированные методом сварки взрывом с использованием промежуточных вставок "медь – тантал", "бронза – тантал" и "хромоникелевая аустенитная сталь – тантал". Анализ полученных результатов свидетельствует о том, что применение дополнительных барьерных вставок при сварке материалов, склонных к образованию интерметаллидов, имеет ряд преимуществ и позволяет рекомендовать их для использования в практических целях.

Экспериментальные данные, полученные при выполнении работы, используются в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом университете.

6.1 Преимущества композиционных материалов с промежуточными биметаллическими вставками

Особенностью, характерной для биметаллических соединений на основе меди и тантала, является отсутствие растворимости между этими материалами. При сварке взрывом соединения между заготовками из меди и тантала формируются за счет перемешивания поверхностных микрообъемов разнородных пластин с образованием прослоек, отличающихся по структуре и свойствам. Экспериментально было показано, что формирующаяся при сварке прослойка отличается более высокой термической стабильностью по сравнению с чистыми материалами, из которых она состоит. Использование этой пары материалов в качестве барьерной вставки между металлами, склонными к образованию интерметаллидов на границе соединения разнородных сплавов, в том числе в парах "титановый сплав – хромоникелевая аустенитная сталь" и "титан – никелевый сплав", является эффективным техническим решением по нескольким причинам.

Во-первых, промежуточная вставка исключает непосредственный контакт металлов, которые при химическом взаимодействии образуют нежелательные интерметаллиды. Отмеченные выше пары материалов не склонны к образованию химических соединений с основными материалами композиции, а также между собой. Во-вторых, применение промежуточных слоев способствует повышению прочностных характеристик слоистых композитов. Это преимущество позволяет применять их при изготовлении деталей машин и элементов конструкций ответственного назначения. Результаты, полученные в диссертационной работе, свидетельствуют о том, что прочность сваренных взрывом композиций обеспечивается также дополнительным деформационным упрочнением тонколистовых пластин, используемых в качестве барьерных слоев. Отсутствие химических соединений между динамически взаимодействующими заготовками является важным фактором, способствующим повышению трещиностойкости слоистых материалов. В работе было показано, что использование промежуточных вставок комбинированного типа, состоящих из меди и тантала или бронзы и тантала, в некоторых случаях может быть более эффективным по сравнению с простыми прослойками, состоящими, например, из одного тантала.

При использовании композиционных материалов типа "титан – никелевый сплав" в условиях повышенных температур более целесообразна замена меди, которая не способна выдерживать температурное воздействие выше 500 °С, на термически более стабильный материал. В диссертационной работе была выполнена попытка заменить технически чистую медь на более прочную сталь 12Х18Н10Т, которая способна сохранять прочностные характеристики до 600 °С.

6.2 Перспективы использования материалов, содержащих барьерные промежуточные вставки

Уникальные свойства титана являются причиной, объясняющей рост интереса к нему со стороны разработчиков и производителей техники, работающей в особых, часто экстремальных условиях. В настоящее время сплавы на основе ти-

тана в больших количествах применяются в авиастроении, энергетике, химической промышленности. В целях экономии, а также при решении иных задач, поставленных разработчиками новой техники, возникает необходимость в соединении заготовок из титановых сплавов со сталями или никелевыми сплавами. Таким образом, получение сварных соединений из разнородных материалов представляет собой актуальную прикладную задачу.

Применяя стандартные подходы к проблеме сварки титана со сталями или никелевыми сплавами, решить её, как правило, не удастся. Объясняется это особенностями растворения титана в железе и никеле, различием коэффициентов термического расширения этих материалов. С другой стороны, сложность получения соединений связана с высокой химической активностью титана, являющейся причиной формирования интерметаллидов, как правило, охрупчивающих сварные швы. В предыдущих разделах диссертационной работы было показано, что, используя подход, основанный на введении в сварной шов дополнительных промежуточных вставок, можно минимизировать, а в некоторых случаях исключить проблемы, связанные со сваркой титана с другими типами материалов.

В настоящее время существует большой спрос на изготовление корпусов реакторов или сосудов из плакированного сталью титана, работающих под давлением. Материалы такого типа используются при производстве емкостей для очистки и хранения кислот, а также химических реакторов для выщелачивания руд металлов под давлением. Первые плакированные сталью титановые сосуды, работающие под давлением, были разработаны и внедрены в производство в начале 1960-х годов. С тех пор требования к размерам, рабочей температуре и давлению сосудов существенно повысились. В настоящее время производят ёмкости диаметром до 8 м длиной до 75 м в длину с толщиной стенки до 130 мм (рисунок 6.1). Рабочая температура достигает $275\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выше, давление – 70 бар и выше [171]. Производством такого рода конструкций, различных реакторов, теплообменников для химической, нефтехимической, металлургической и ядерной промышленности занимается, например, крупная бельгийская компания *COEK Engineering* [172]. Проблема, характерная для таких крупногабаритных изделий, связана с тем, что в



Рисунок 6.1 – Титановая колонна, плакированная сталью. Диаметр конструкции около 5 м, вес 450 тонн [166]

условиях повышенных температур и давлений разница в коэффициентах термического линейного расширения титана и стали становится причиной растрескивания материалов в зоне сварного шва. Результаты, полученные в данной работе, свидетельствуют о том, что применение дополнительных промежуточных вставок, является эффективным техническим решением, позволяющим избежать ряда проблем, характерных для сварки разнородных материалов и увеличить надежность эксплуатации изделий.

Одно из направлений, развиваемых компаниями, которые работают в области химического машиностроения, связано с изготовлением теплообменных устройств из титана, циркония и никелевых сплавов. Такие конструкции могут работать при давлении более 130 бар и температуре 550 °С. В качестве материалов, для их производства используют титановые сплавы и сплавы на основе никеля. Среди компаний, занимающихся производством оборудования для нефтехимического машиностроения, можно отметить *APV Integral* (Эстония), *Mesocoat* (США). В России разработкой и производством элементов теплообменных аппаратов и ответственных конструкций для энергетики, судостроения и химического машиностроения занимаются компании ЭнергоМеталл, ВНИИНЕФТЕМАШ, ФГУП "ЦНИИ КМ "Прометей".

Среди технических требований, которые предъявляются к биметаллическим соединениям анализируемого типа, выделяют величину сопротивления на отрыв плакирующего материала от основного слоя. Она должна быть не менее 260 МПа для коррозионно-стойких сталей и не менее 220 МПа для никелевых и медных сплавов [173]. Проведенные в диссертационной работе исследования показали, что при испытаниях на отрыв образцов, выполненных из титана и хромоникелевой стали с применением барьерного слоя "бронза – тантал", средняя величина временного сопротивления составила 420 МПа. В композиционных материалах типа "титан – никелевый сплав" с промежуточными слоями из меди и тантала, а также из хромоникелевой стали и тантала уровень прочности на отрыв составил 550 и 345 МПа соответственно. Таким образом, отмечается двукратное увеличение показателей прочности композитов по сравнению с требованиями, предъявля

емыми к биметаллам, производимым на промышленных предприятиях в настоящее время.

Основные преимущества применения титановых конструкций, плакированных сталью или никелевыми сплавами, по сравнению с монолитными титановыми сосудами:

1. Конструкции из титана, плакированного сталью или никелевым сплавом, имеют существенно меньшую стоимость по сравнению с элементами, полностью изготовленными из титановых пластин. При производстве многих изделий толщина стенок сосудов должна составлять около 20 мм.

2. Стоимость производства титано-стальных или титано-никелевых сосудов меньше по сравнению с затратами на изготовление титановых корпусов при одинаковой толщине стенок реакторов или сосудов [174].

3. В титано-стальных или титано-никелевых сосудах титановый корпус выполняет функцию материала с высокой коррозионной стойкостью. При этом стальные или никелевые пластины обеспечивают повышенную прочность изделий.

Специалистами из Объединенного института ядерных исследований и российскими разработчиками была предложена технология производства криомодулей международного линейного коллайдера (англ. – *ILC*), основанная на сварке взрывом элементов из титана и нержавеющей стали [175]. Проведенные исследования показали, что при реализации предложенной технологии возникают высокие остаточные напряжения, которые вызывают пластическую деформацию и разрушение соединений. Уменьшить эти напряжения возможно только дополнительной термической обработки. При использовании барьерных слоев необходимость проведения дополнительной термической обработки исчезает, что существенно сокращает время на изготовление переходных элементов.

Еще одним примером использования композитов, сваренных взрывом, является изготовление трубных решеток теплообменников для ядерных реакторов. Для этого титан плакируют пластинами из никелевого сплава. Масса таких решеток может достигать 30...50 тонн. Учитывая объемы применяемых материалов и

необходимость соблюдения жестких требований к качеству и надежности конструкций такого рода, можно рассчитывать на существенную экономию ресурсов при их изготовлении с использованием предложенных в данной работе решений.

В судостроении композиции типа "титановый сплав – хромоникелевая сталь" и "титан – никелевый сплав" могут быть использованы для изготовления рабочих колес насосов или крыльчаток центробежных насосов, представляющих совокупность элементов из различных материалов, эксплуатирующихся в жестких условиях. При выборе материалов необходимо ориентироваться на следующие требования: высокая прочность, непроницаемость под давлением, коррозионная стойкость, стойкость к эрозии, хорошая свариваемость, обрабатываемость резанием, доступность и стоимость. Предложенные в диссертационной работе решения могут быть использованы также и для решения подобного рода задач [176].

Результаты диссертационной работы представляют практический интерес для ОАО "Авиадвигатель" (г. Пермь) и могут быть использованы в виде рекомендаций при выборе материалов и технологии их обработки при изготовлении перспективной продукции. Акт использования результатов диссертационной работы приведен в Приложении А.

6.3 Применение результатов проведенных исследований в учебном процессе

Результаты исследований, выполненных в диссертационной работе, используются в лекционных курсах и при выполнении лабораторных работ при реализации учебного процесса по направлениям 22.03.01 – "Материаловедение и технологии материалов" и 28.03.02 – "Наноинженерия" в Новосибирском государственном техническом университете (учебные курсы "Прогрессивные материалы и технологии" и "Материаловедение наноматериалов и наносистем"). Акт использования результатов в учебном процессе приведен в Приложении Б.

Полученные в работе результаты используются студентами различных курсов при выполнении учебной практики, а также при подготовке выпускных бакалаврских и магистерских квалифицированных работ.

Полученные автором диссертации данные могут быть полезны при выполнении подобных исследований по разработке сварных соединений с применением в качестве барьерных слоев других типов материалов.

6.4 Выводы

1. Слоистые композиты типа "титановый сплав ВТ20 – хромоникелевая аустенитная сталь 09Х18Н10Т" и "титан – никелевый сплав ХН73МБТЮ-ВД", полученные по технологии сварки взрывом с применением промежуточных вставок, обладают высокими прочностными свойствами, в том числе высокой прочностью соединения пластин, и могут быть использованы для изготовления изделий ответственного назначения в авиации, химическом машиностроении, судостроении, энергетике. Из таких материалов целесообразно изготавливать:

- диски роторов компрессоров высокого давления, температура эксплуатации которых находится в пределах 450...600 °С,
- ёмкости для очистки и хранения кислот,
- химические реакторы для выщелачивания руд металлов под давлением,
- теплообменные устройства, предназначенные для эксплуатации в условиях высоких давлений и температур,
- рабочие колеса насосов или крыльчаток центробежных насосов,
- другие типы конструкций ответственного назначения.

2. Технология сварки взрывом материалов типа "титановый сплав – хромоникелевая сталь 09Х18Н10Т" или "титан – никелевый сплав" с комбинированными промежуточными вставками позволяет повысить прочностные характеристики композиций из разнородных сплавов более чем в 2 раза по сравнению с требованиями, предъявляемыми к биметаллическим элементам, производимым в настоящее время.

3. Экспериментально показано, что для формирования композиционных материалов с минимальным количеством дефектов в зонах сварных швов и максимальной прочностью толщина промежуточных слоев не должна превышать 100...300 мкм.

4. Результаты исследований, выполненных в диссертационной работе, используются в лекционных курсах и при выполнении лабораторных работ по дисциплинам "Материаловедение" и "Прогрессивные материалы и технологии" при реализации учебного процесса по направлениям "Материаловедение и технологии материалов" и "Наноинженерия" в Новосибирском государственном техническом университете.

ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ И ВЫВОДЫ

1. Применение тонких барьерных слоев при сварке взрывом заготовок из разнородных материалов, склонных к образованию интерметаллидов, является эффективным технологическим процессом при формировании надежных, прочных и бездефектных соединений. Использование промежуточных слоев, состоящих из двух материалов, не имеющих взаимной растворимости, позволяет повысить прочностные свойства композиционных материалов титанового сплава ВТ20 и хромоникелевой аустенитной стали 09Х18Н10Т, а также титана ВТ1-0 и никелевого сплава ХН73МБТЮ-ВД.

2. С применением программного комплекса *ANSYS AUTODYN* численно определены параметры ударно-волновых и деформационно-тепловых процессов при соударении тонколистовых металлических пластин меди и тантала. В процессе их динамического взаимодействия впереди точки контакта формируется дискретная кумулятивная струя, отклоняющаяся от биссектрисы угла соударения в сторону более плотного тантала. Расчеты показали, что в тонком поверхностном слое на расстоянии 0,2 мм от границы сопряжения соударяемых пластин наблюдается существенный рост давления, степени и скорости пластической деформации. Максимальная температура внутри вихревых построений достигает 4800 К, что существенно превышает значения температуры плавления меди и тантала. На гребнях и впадинах волн материал нагревается в пределах от 1000 до 2500 К.

3. В процессе сварки взрывом в зоне соединения пластин тантала и меди образуется промежуточный слой с гетерофазной высокодисперсной структурой, представляющей собой смесь фрагментов из разнородных материалов. Тантал в меди находится в виде изолированных включений размером 5...50 нм. Микротвердость гетерофазной прослойки (2800 МПа) существенно выше микротвердости недеформированных меди (1300 МПа) и тантала (1600 МПа). Анализ полученных результатов свидетельствует о термической стабильности прослойки при нагреве образцов до 500 °С.

Предложенный механизм образования структуры в зоне перемешивания меди и тантала основан на формировании впереди точки контакта пластин фрагментированной кумулятивной струи, которая движется непосредственно вдоль поверхности пластины тантала и взаимодействует с неровностями последней.

4. С увеличением толщины прослоек меди и тантала прочностные свойства композиционного материала снижаются. Суммарная толщина пластин барьерного слоя, соответствующая максимальному уровню прочности сварных соединений, составляет 100...300 мкм. На примере композиционных материалов "титан ВТ1-0 – никелевый сплав ХН73МБТЮ-ВД" с промежуточными слоями из меди и тантала показано, что увеличение толщины слоя меди от 0,1 мм до 0,7 мм сопровождается снижением предела прочности образцов на 40 %. Результаты проведенных расчетов объясняются особенностями механизма деформационного упрочнения промежуточных слоев различной толщины. Экспериментальные данные, полученные при проведении прочностных испытаний, подтверждены результатами численного моделирования.

5. Механические испытания показали, что значение предела прочности композита "титановый сплав – хромоникелевая сталь 09Х18Н10Т" с барьерной вставкой из бронзы и тантала находится на уровне, превышающем прочностные свойства исходных титана ВТ20 и стали 09Х18Н10Т. Полученный результат объясняется деформационным упрочнением соединяемых пластин в процессе сварки взрывом. Установлено, что с позиции повышения прочности соединения заготовок из разнородных материалов (стали 09Х18Н10Т и сплава ВТ20) двухслойная промежуточная вставка, сочетающая пластины бронзы и тантала, более предпочтительна по сравнению с однослойной танталовой вставкой.

6. Формирование структуры в вихревых зонах и интенсивно деформированных микрообъемах материалов, полученных сваркой взрывом с применением барьерных слоев, определяется характером их взаимодействия.

– В процессе сварки взрывом между материалами, обладающими высокой или неограниченной растворимостью, формируются твердые растворы ("бронза – хромоникелевая сталь", "тантал – титановый сплав", "медь – никелевый сплав").

– При сварке взрывом материалов, не имеющих взаимной растворимости, наблюдается механическое перемешивание поверхностных микрообъемов пластин с образованием мелкодисперсной гетерофазной смеси ("бронза – тантал", "медь – тантал").

– Если материалы склонны к образованию химических соединений, в интенсивно деформированных слоях формируются метастабильные фазы, имеющие частично аморфное или интерметаллидное строение ("хромоникелевая сталь – тантал").

7. Процессом, определяющим температуру, до которой может быть нагрет слоистый композит при эксплуатации, является рекристаллизация какого-либо материала, входящего в него. Для получения сваркой взрывом композиции типа "титан ВТ1-0 – никелевый сплав ХН73МБТЮ-ВД", нагреваемого при эксплуатации до 500 °С, целесообразно применение промежуточной вставки "медь – тантал". Использование меди в качестве одного из слоев комбинированной промежуточной вставки обеспечивает предел прочности композиции на уровне 1060 МПа, что на 30 % превышает предел прочности исходного никелевого сплава. Замена меди на более прочную и термически стойкую хромоникелевую сталь 12Х18Н10Т позволяет повысить температуру эксплуатации композита до 600 °С.

8. Основные результаты исследований, проведенных в диссертационной работе, используются в лекционных курсах и при выполнении лабораторных работ по дисциплинам "Прогрессивные материалы и технологии" и "Материаловедение наноматериалов и наносистем") при реализации учебного процесса по направлениям "Материаловедение и технологии новых материалов" и "Наноинженерия" в Новосибирском государственном техническом университете.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Ольшанский, Н. А. Сварка в машиностроении. Справочник : в 4 т. [Текст] / Н. А. Ольшанский. – Москва : Машиностроение, 1979. – 504 с.
2. Рабков, Д. М. Сварка разнородных материалов [Текст] / Д. М. Рабков, В. Р. Рябов, С. М. Гуревич. – Киев : Техника, 1975. – 208 с.
3. *Katayama, S. Laser welding of aluminium alloys and dissimilar metals [Text] / S. Katayama // Weld. Int. – 2004. – Vol. 18, iss. 8. – P. 618–625.*
4. Ольшанская, Т. В. Особенности кристаллизации сварных швов из разнородных материалов при электронно-лучевой сварке на примере высокохромистой стали с бронзой [Текст] / Т. В. Ольшанская // Вестник ПНИПУ. – 2014. – Т. 16, № 3. – С. 43–53.
5. *Sun, Z. Review Laser welding of dissimilar metal combinations [Text] / Z. Sun, J. C. Ion // J. Mater. Sci. – 1995. – Vol. 30. – P. 4205–4214.*
6. Сварка разнородных материалов и сплавов [Текст] / В. Р. Рябов, Д. М. Рабкин, Р. С. Курочко, Л. Г. Стрижевская. – Москва : Машиностроение, 1984. – 239 с.
7. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом [Текст] / И. Д. Захарченко. – Минск : Наука и техника, 1990. – 205 с.
8. *Steen, W. M. Laser material processing [Text] / W. M. Steen, J. Mazumder. – London : Springer Ltd., 2010. – 558 p.*
9. *Ding, J. Joining of gamma – TiAl to low alloy steel by electron – beam welding [Text] / J. Ding, J. N. Wang, Z. H. Hu // Mat. Sci. Tech. – 2002. – Vol. 18. – P. 908–912.*
10. *Shanmugarajan, B. Fusion welding studies using laser on Ti – SS dissimilar combination [Text] / B. Shanmugarajan, G. Padmanabham // Opt. Laser. Eng. – 2012. – Vol. 50. – P. 1621–1627.*
11. Черепанов, А. Н. Лазерная сварка нержавеющей стали с титановым сплавом с применением многослойной вставки, полученной взрывом / А. Н. Черепанов, А. М. Оришич, В. И. Мали [Текст] // Физика горения и взрыва. – 2014. – №. 50. – С. 1–6.

12. Изменение структуры и фазового состава сплавов в слоистом титано – алюминиевом композите в зависимости от параметров сварки взрывом [Текст] / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, О. С. Киселев, В. Н. Арисова, А. Ю. Кондратьев, И. Г. Козлов, С. П. Писарев, В. Ф. Даненко // Известия ВолгГТУ. – 2011. – Т. 5, № 5. – С. 14–19.
13. Трыков, Ю. П. Научные основы проектирования и изготовления нового класса конструкционных материалов – слоистых интерметаллидных композитов [Текст] / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // Конструкции из композиционных материалов. – 2006. – № 4. – С. 132–134.
14. He, P. *Mechanism of forming interfacial intermetallic compounds at the interface for solid state diffusion bonding of dissimilar materials* [Text] / P. He, D. Liu // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2006. – Vol. 437, iss. 2. – P. 430–435.
15. Dehghani, M. *Investigations on the effects of friction stir welding parameters on intermetallic and defect formation in joining aluminum alloy to mild steel* [Text] / M. Dehghani, A. Amadeh, S. A. A. Akbari Mousavi // *Materials and Design.* – 2013. – Vol. 49. – P. 433–441.
16. Kazakov, N. V. *Bonding of dissimilar metals and alloys; in : N. F. Kazakov, ed., Diffusion bonding of materials* [Text] / N. V. Kazakov. – Oxford : Pergamon Press, 1985. – 159 p.
17. Sauthoff, G. *Intermetallics* [Text] / G. Sauthoff. – 1st ed. – Weinheim : Wiley – VCH, 1995. – 181 p.
18. Smallman, R. E. *Modern physical metallurgy and materials engineering* [Text] / R. E. Smallman, R. J. Bishop. – 6th ed. – Butterworth – Heinemann : Elsevier, 1999. – 499 p.
19. Лякишев, Н. П. *Диаграммы состояния двойных металлических систем : 2 т.* [Текст] / Н. П. Лякишев. – Москва : Машиностроение, 1997. – 1024 с.
20. Формирование структуры в многослойных соединениях титана со сталями с различным содержанием углерода после высокотемпературных нагревов [Текст] / В. Г. Шморгун, Ю. П. Трыков, Д. Ю. Донцов, О. В. Слаутин // Известия ВолгГТУ. – 2009. – № 3. – С. 23–26.

21. Трыков, Ю. П. Диффузия в слоистых композитах : монография [Текст] / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, В. Н. Арисова. – Волгоград : ВолгГТУ, 2006. – 403 с.
22. *Joining of titanium to 304L stainless steel by friction welding* [Text] / H. C. Dey, M. Ashfaq, A. K. Bhaduri, K. Prasad Rao // *J. Mater. Process. Technol.* – 2009. – Vol. 209. – P. 5862–5870.
23. Лякишев, Н. П. Диаграммы состояния двойных металлических систем : 3 т. [Текст] / Н. П. Лякишев. – Москва : Машиностроение, 2001. – 872 с.
24. *Otsuka, K. Physical metallurgy of Ti – Ni – based shape memory alloys* [Text] / K. Otsuka, X. Ren // *Prog. Mater. Sci.* – 2005. – Vol. 50. – P. 511–678.
25. *Progress in the characterization of explosively joined Ti / Ni bimetal* [Text] / K. Topolski, P. Wieceński, Z. Szulc, A. Galka, H. Garbacz // *Materials and Design.* – 2014. – Vol. 63. – P. 479–487.
26. *Phase formation of Ni – Ti via solid state reaction* [Text] / J. Laeng, Z. Xiu, X. Xu, X. Sun, H. Ru, Y. Liu // *Phys. Scr.* – 2007. – Vol. 129. – P. 250–254.
27. *Formation of nonequilibrium phase at collision interface in an explosively welded Ti / Ni* [Text] / M. Nishida, A. Chiba, Y. Morizono, M. Matsumoto, T. Murakami, A. Inoue // *Clad. Transactions JIM.* – 1995. – Vol. 36, iss. 11. – P. 1338–1343.
28. *Seretsky, J. Laser welding of dissimilar metals : titanium to nickel* [Text] / J. Seretsky, E. R. Ryba // *Weld. J.* – 1976. – Vol. 55, iss. 7. – P. 208–211.
29. *Macroscopic and microscopic phenomena of nickel / titanium "shape-memory" bimetallic strips fabricated by explosive cladding and rolling* [Text] / A. G. Mamalis, A. Szalay, N. M. Vaxevanidis, D. I. Pantelis // *Mater. Sci. Eng. A.* – 1994. – Vol. 188. – P. 267–275.
30. *Martensitic transformation and physical properties of "steel – TiNi" bimetal composite, produced by explosion welding* [Text] / S. Belyaev, V. Rubanik, N. Resnina, V. Rubanik, O. Rubanik, V. Borisov // *Phase Transit.* – 2010. – Vol. 83, iss 4. – P. 276–283.
31. *Ferjutz, K. Welding, brazing, and soldering : ASM Handbook : Vol. 06* [Text] / K. Ferjutz, J. R. Davis. – ASM International, 1993. – 1299 p.

32. Sun, Z. *The application of electron beam welding for the joining of dissimilar metals : an overview [Text]* / Z. Sun, R. Karppi // *J. Mater. Process. Technol.* – 1996. – Vol. 59. – P. 257–267.
33. Наномодифицирование сварных соединений при лазерной сварке металлов и сплавов [Текст] / А. М. Оришич, А. Н. Черепанов, В. Н. Шапеев, Н. Б. Пугачева. – Новосибирск : СО РАН, 2014. – 252 с.
34. Ghosh, M. *Characterization of transition joints of commercially pure titanium to 304 stainless steel [Text]* / M. Ghosh, S. Chatterjee // *Mater. Charact.* – 2002. – Vol. 48. – P. 393–399.
35. Kundu, S. *Interfacial reactions and strength properties in dissimilar titanium alloy / Ni alloy / microduplex stainless steel diffusion bonded joints [Text]* / S. Kundu, S. Sam, S. Chatterjee // *Mater. Sci. Eng. A.* – 2013. – Vol. 560. – P. 288–295.
36. *Influence of interface microstructure on the strength of the transition joint between Ti – 6Al – 4V and stainless steel [Text]* / M. Ghosh, S. Kundu, S. Chatterjee, B. Mishra // *Metall. Mater. Trans.* – 2005. – Vol. 36A. – P. 1891–1899.
37. Kundu, S. *Interface microstructure and strength properties of Ti – 6Al – 4V and microduplex stainless steel diffusion bonded joints [Text]* / S. Kundu, S. Sam, S. Chatterjee // *Materials and Design.* – 2011. – Vol. 32. – P. 2997–3003.
38. Akbari Mousavi, S. A. A. *Experimental investigation of explosive welding of cp – titanium / AISI 304 stainless steel [Text]* / S. A. A. Akbari Mousavi, F. P. Sarrangi // *Materials and Design.* – 2009. – Vol. 30. – P. 459–468.
39. Akbari Mousavi, S. A. A. *Investigations on the mechanical properties and microstructure of dissimilar cp – titanium and AISI 316L austenitic stainless steel continuous friction welds [Text]* / S. A. A. Akbari Mousavi, Kia M. Gohari // *Materials and Design.* – 2011. – Vol. 32. – P. 3066–3075.
40. *On the formation of intermetallics during the furnace brazing of pure titanium to 304 stainless steel using Ag (30 – 50 %) – Cu filler metals [Text]* / A. Shafiei, P. Abachi, K. Dehghani, K. Pourazarang // *Mater. Manuf. Process.* – 2010. – Vol. 25. – P. 1333–1340.

41. *Special features of the formation of the diffusion bonded joints between copper and aluminium [Text] / F. A. Calvo, A. Urena, J. M. Gomew de Salazar, F. Molleda // J. Mater. Sci. – 1988. – Vol. 23. – P. 2273–2280.*
42. *Mazar Atabaki, M. Microstructural evolution in the partial transient liquid phase diffusion bonding of Zircaloy – 4 to stainless steel 321 using active titanium filler metal [Text] / M. Mazar Atabaki // J. Nucl. Mater. – 2010. – Vol. 406. – P. 330 – 344.*
43. Уманский, Я. С. Физика металлов [Текст] / Я. С. Уманский, Ю. А. Скаков. – Москва : Атомиздат, 1978. – 352 с.
44. *Fazel – Najafabadi, M. Joining of CP – Ti to 304 stainless steel using friction stir welding technique [Text] / M. Fazel – Najafabadi, S. F. Kashani – Bozorg, A. Zarei – Hanzaki // Materials and Design. – 2010. – Vol. 31. – P. 4800–4807.*
45. *Friction stir diffusion bonding of dissimilar metals [Text] / M. Girard, B. Huneau, C. Genevois, X. Sauvage, G. Racineux // Sci. Technol. Weld. Joining. – 2010. – Vol. 15, iss. 8. – P. 661–665.*
46. *Fuji, A. Friction welding of pure titanium and pure nickel [Text] / A. Fuji, Y. Horiuchi, K. Yamamoto // Sci. Technol. Weld. Joining. – 2005. – Vol. 10, iss. 3. – P. 287–294.*
47. *Meshram, S. D. Friction welding of dissimilar pure metals [Text] / S. D. Meshram, T. Mohandas, G. M. Reddy // J. Mater. Process. Technol. – 2007. – Vol. 184, iss. 1–3. – P. 330–337.*
48. *Aritoshi, M. Friction welding of dissimilar metals [Text] / M. Aritoshi, K. Okita // Weld. Int. – 2003. – Vol. 17, iss. 4. – P. 271–275.*
49. Формирование сваркой взрывом слоистых композиционных материалов из разнородных сталей [Текст] / И. А. Батаев, Д. В. Павлюкова, Т. В. Журавина, Е. Б. Макарова, Д. С. Терентьев // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2010. – № 1. – С. 6–8.
50. *Study of interface and base metal microstructures in explosive clad joint of Ti – 5Ta – 1.8Nb and 304L stainless steel [Text] / C. Sudha, T. N. Prasanthi, S. Murugesan, S. Saroja, P. Kuppasami, M. Vijayalakshmi // Sci. Technol. Weld. Joining. – 2011. – Vol. 16. – P. 133–139.*

51. *Aleman, B. Interface microstructure in diffusion bonding of titanium alloys to stainless and low alloy steels [Text] / B. Aleman, I. Gutierrez, J. J. Urcola // Mat. Sci. Tech. – 1993. – Vol. 9. – P. 633–641.*
52. *Crossland, B. Explosive welding of metals and its application [Text] / B. Crossland. – Oxford : University Press, 1982. – 242 p.*
53. *Explosive welding of aluminum to aluminum : analysis, computations and experiments [Text] / F. Grignon, D. Benson, K. S. Vecchio, M. A. Meyers // Int. J. Impact Eng. – 2004. – Vol. 30. – P. 1333–1351.*
54. *Saravanan, S. Influence of interlayer in explosive cladding of dissimilar metals [Text] / S. Saravanan, K. Raghukandan // Mater. Manuf. Processes. – 2013. – Vol. 28, iss. 5. – P. 589–594.*
55. *Vaidyanathan, P. V. Design for quality explosive welding [Text] / P. V. Vaidyanathan, A. R. Ramanathan // J. Mater. Process. Technol. – 1992. – Vol. 32, iss. 1 – 2. – P. 439–448.*
56. *Hunt, J. N. Wave formation in explosive welding [Text] / J. N. Hunt // Philos. Mag. – 1968. – Vol. 17, iss. 148. – P. 669–680.*
57. Влияние размера зерна на начало процесса волнообразования при сварке взрывом [Текст] / М. П. Бондарь, А. А. Дерibas, В. И. Мали, В. А. Симонов // Физика горения и взрыва. – 1976. – Т. 12, № 5. – С. 795–799.
58. Дерibas, А. А. Физика упрочнения и сварка взрывом [Текст] / А. А. Дерibas. – Новосибирск : Наука, 1980. – 221 с.
59. Форма межслойных границ в соединениях, полученных сваркой металлических пластин [Текст] / И. А. Батаев, А. А. Батаев, М. А. Есиков, Р. А. Достовалов, Н. С. Белоусова // Научный вестник Новосибирского государственного технического университета. – 2012. – № 4. – С. 107–112.
60. Лысак, В. И. Сварка взрывом [Текст] / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – Москва : Машиностроение-1, 2005. – 544 с.
61. *The effect of experimental parameters on the explosive welding of Ti and stainless steel [Text] / P. Manikandan, K. Hokamoto, K. Raghukandan, A. Chiba, A. A. Deribas // Sci. Tech. Energetic Mater. – 2005. – Vol. 66. – P. 370–374.*

62. *Control of energetic conditions by employing interlayer of different thickness for explosive welding of titanium / 304 stainless steel [Text] / P. Manikandana, K. Hokamoto, M. Fujita, K. Raghukandan, R. Tomoshige // J. Mater. Process. Technol.* – 2008. – Vol. 195. – P. 232–240.
63. Седых, В. С. Сварка взрывом и свойства сварных соединений [Текст] / В. С. Седых, Н. Н. Казак. – Москва : Машиностроение, 1971. – 70 с.
64. Влияние состава атмосферы на образование соединения титана со сталью при сварке взрывом [Текст] / О. Л. Первухина, А. А. Бердыченко, Л. Б. Первухин, Д. В. Олейников // Известия ВолгГТУ. – 2006. – № 9. – С. 51–54.
65. Бердыченко, А. А. Структурные изменения титана при образовании сварного соединения сваркой взрывом [Текст] / А. А. Бердыченко // Известия ВолгГТУ. – 2008. – Т. 3, № 3. – С. 57–67.
66. Первухин, Л. Б. Возможность протекания СВС – процесса в виде теплового взрыва в сварочном зазоре на примере титана [Текст] / Л. Б. Первухин, А. А. Бердыченко, Д. В. Олейников // Известия ВолгГТУ. – 2004. – № 6. – С. 65–70.
67. Трыков, Ю. П. Особенности поведения при деформации слоистых композитов, полученных сваркой взрывом [Текст] / Ю. П. Трыков, А. П. Ярошенко, О. В. Слаутин // Известия ВолгГТУ. – 2010. – № 5. – С. 14–18.
68. *Trueb, L. F. Microstructural effects of heat treatment on the bond interface of explosively welded metals [Text] / L. F. Trueb // Metall. Trans.* – 1971. – Vol. 2, iss. 1. – P. 145–153.
69. Диссипативные структуры при сварке взрывом [Текст] / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов, В. В. Рыбин, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, А. М. Пацелов, О. В. Антонова, А. В. Иноземцев, А. Ю. Волкова, А. В. Плотников // Известия ВолгГТУ. – 2012. – Т. 101, № 14. – С. 27–43.
70. Структура переходной зоны при сварке взрывом (медь – тантал) [Текст] / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов, В. В. Рыбин, О. А. Елкина, А. М. Пацелов, О. В. Антонова, А. В. Иноземцев, Г. А. Салищев, В. Е. Кожевников // Деформация и разрушение материалов. – 2011. – № 9. – С. 34–40.

71. Особенности пластической деформации металла околошовной зоны при сварке взрывом разнородных металлов [Текст] / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. В. Рыбин, А. П. Пеев // Известия ВолгГТУ. – 2010. – Т. 5, № 4. – С. 4–11.
72. Добрушин, Л. Д. Тепловые явления на волнообразной поверхности соединения при сварке взрывом [Текст] / Л. Д. Добрушин, Ю. И. Фадеенко // Известия ВолгГТУ. – 2006. – № 9. – С. 23–24.
73. *Nobili, A. Recent developments in characterization of a titanium – steel explosion bond interface [Text] / A. Nobili, T. Masri, M. C. Lafont // Proceedings of Reactive Metals in Corrosive Applications Conference. – Albany, 1997. – P. 89–98.*
74. *Hammerschmidt, H. TEM investigation of the microstructure affected by the bonding process during oblique collision of metallic surfaces [Text] / H. Hammerschmidt, H. Kreye // Proceedings of 5th International Symposium Explosive Working of Metals. – Gottwaldov, 1982.*
75. *Wronka, B. Testing of explosive welding and welded joints: joint mechanism and properties of explosive welded joints [Text] / B. Wronka // J. Mater. Sci. – 2010. – Vol. 45, iss. 15. – P. 4078–4083.*
76. Бурак, П. И. Способы нанесения промежуточного слоя при электроконтактной приварки [Текст] / П. И. Бурак // Вестник ФГОУ ВПО МГАУ. – 2009. – № 3. – С. 69–72.
77. *Xu, H. Thermal barrier coatings [Text] / H. Xu, H. Guo. – Cambridge : Woodhead publishing, 2011. – 351 p.*
78. Лющинский, А. В. Диффузионная сварка разнородных материалов : учебное пособие [Текст] / А. В. Лющинский. – Москва : Академия, 2006. – 208 с.
79. *Rosen, R. S. Diffusion welding of silver interlayers coated onto base metals by planar – magnetron sputtering [Text] / R. S. Rosen, M. E. Kassner // J. Vac. Sci. Technol. A. – 1990. – Vol. 8, iss. 19. – P. 19–29.*
80. Исследование возможности повышения работоспособности сваренного взрывом сталеалюминиевого композита [Текст] / В. И. Кузьмин, В. И. Лысак, О. В. Строков, В. В. Литвинов // Известия ВолгГТУ. – 2006. – № 9. – С. 55–59.

81. Lee, W. B. *Effects of copper insert layer on the properties of friction welded joints between TiAl and AISI4140 structural steel* [Text] / W. B. Lee, Y. J. Kim, S. B. Jung // *Intermetallics*. – 2004. – Vol. 12. – P. 671–678.
82. Be – Cu joints based on amorphous alloy brazing for divertor and first wall application / B. Kalin, V. Fedotov, O. Sevryukov, A. Plyushev, I. Mazul, A. Gervash, R. Giniatulin [Text] // *J. Nucl. Mater.* – 1999. – Vol. 271&272. – P. 410–414.
83. Investigation on reactive diffusion bonding of SiCp / 6063MMC by using mixed powders as interlayers [Text] / J.-hua Huang, Y.-ling Dong, Y. Wan, X.-ke Zhao, H. Zhang // *J. Mater. Process. Technol.* – 2007. – Vol. 190. – P. 312–316.
84. Solid-state diffusion bonding of gamma – TiAl alloys using Ti / Al thin films as interlayers [Text] / L. I. Duarte, A. S. Ramos, M. F. Vieira, F. Viana, M. T. Vieira, M. Kocak // *Intermetallics*. – 2006. – Vol. 14. – P. 1151–1156.
85. Friction welding of TiNi alloy to stainless steel using Ni interlayer [Text] / S. Fukumoto, T. Inoue, S. Mizuno, K. Okita, T. Tomita, A. Yamamoto // *Sci. Technol. Weld. Joining*. – 2010. Vol. 15, iss. 2. – P. 124–130.
86. Deng, Y. *Evaluation of the microstructure and mechanical properties of diffusion bonded joints of titanium to stainless steel with a pure silver interlayer* [Text] / Y. Deng, G. Sheng, C. Xu // *Materials and Design*. – 2013. – Vol. 46. – P. 84–87.
87. Madhusudhan Reddya, G. *Role of nickel as an interlayer in dissimilar metal friction welding of maraging steel to low alloy steel* [Text] / G. Madhusudhan Reddya, P. Venkata Ramana // *J. Mater. Process. Technol.* – 2012. – Vol. 212. – P. 66–77.
88. *The formation of intermetallics in dissimilar Ti6Al4V / copper / AISI 316L electron beam and Nd : YAG laser joints* [Text] / I. Tomashchuk, P. Sallamand, H. Andrzejewski, D. Grevey // *Intermetallics*. – 2011. – Vol. 19. – P. 1466–1473.
89. Elrefaey, A. *Solid state diffusion bonding of titanium to steel using a copper base alloy as interlayer* [Text] / A. Elrefaey, W. Tillmann // *J. Mater. Process. Technol.* – 2009. – Vol. 209. – P. 2746–2752.
90. *Diffusion bonding of commercially pure titanium to 304 stainless steel using copper interlayer* [Text] / S. Kundu, M. Ghosh, A. Laik, K. Bhanumurthy, G.B. Kale, S. Chatterjee // *Mater. Sci. Eng. A*. – 2005. – Vol. 407. – P. 154–160.

91. Elrefaey, A. *Preliminary investigation on brazing performance of Ti / Ti and Ti / steel joints using copper film deposited by PVD technique* [Text] / A. Elrefaey, L. Wojarski, W. Tillmann // *J. Mat. Eng. Perform.* – 2012. – Vol. 21, iss. 5. – P. 696–700.
92. Биметаллические соединения [Текст] / К. Е. Чарухина, С. А. Голованенко, В. А. Мастеров, Н. Ф. Казаков. – Москва : Металлургия, 1970. – 280 с.
93. Frey, D. *Recent successes in tantalum clad pressure vessel manufacture : a new generation of tantalum clad vessels* [Text] / D. Frey, J. Banker // *Proceedings of Corrosion Solutions Conference.* – USA, Wah Chang. – 2003. – P. 163–169.
94. Szymlek, K. *Review of titanium and steel welding methods* [Text] / K. Szymlek // *Advances in Materials Science.* – 2008. – Vol. 8, iss. 1. – P. 186–194.
95. *High strength electron beam welded titanium – stainless steel joint with V / Cu based composite filler metals* [Text] / T. Wang, B. Zhang, G. Chen, J. Feng // *Vacuum.* – 2013. – Vol. 94. – P. 41–47.
96. Ambroziak, A. *Friction welding of titanium – tungsten pseudoalloy joints* [Text] / A. Ambroziak // *J. Alloys Compd.* – 2010. – Vol. 506. – P. 761–765.
97. Белоусов, В. П. Механические свойства титано – стальных соединений (с промежуточными слоями), сваренных взрывом [Текст] / В. П. Белоусов, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // *Сварочное производство.* – 1971. – № 9. – С. 19 – 21.
98. Гуревич, С. М. Сварка титана со сталью [Текст] / С. М. Гуревич, В. Н. Замков // *Автоматическая сварка.* – 1962. – № 8. – С. 21–26.
99. Применение наноструктурированных материалов для создания соединений и слоистых композитов на основе титановых сплавов [Текст] / И. А. Счастливая, Р. Р. Мулюков, В. И. Лысак, С. В. Кузьмин, Т. Н. Иголкина // *Известия ВолгГТУ.* – 2010. – Т. 5, № 4. – С. 97–105.
100. Трыков, Ю. П. Титан – сталь : от биметалла до интерметаллидных композитов [Текст] / Ю. П. Трыков, В. Г. Шморгун, Л. М. Гуревич // *Известия ВолгГТУ.* – 2008. – Т. 20, № 2. – С. 5–14.
101. Левая, Е. Н. Строение и электрические характеристики биметаллических соединений с повышенной термостойкостью, полученных сваркой взрывом

[Текст] / Е. Н. Левая, А. А. Кузовников // Известия ВолгГТУ. – 2006. – № 4. – С. 60–64.

102. Поведение сваренных взрывом четырехслойных титано-стальных композитов с мягкими прослойками различной толщины при повышенных температурах [Текст] / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, Р. Е. Новиков, А. А. Загребина, А. В. Лебедев, С. П. Писарев // Известия ВолгГТУ. – 2015. – № 5 (106). – С. 7–10.

103. Гуревич, Л. М. Моделирование контактного упрочнения титано-стального композита с мягкой прослойкой [Текст] / Л. М. Гуревич, Ю. П. Трыков, А. А. Голик. Известия ВолгГТУ. – 2014. – № 9 (136). – С. 68–72.

104. Половецкий, Е. В. Влияние толщины промежуточной прослойки на структуру и свойства сварных соединений сплава алюминия АмГб со сплавом титана ВТ6 способом диффузионной сварки в вакууме [Текст] / Е. В. Половецкий, Л. М. Капитанчук, О. А. Новомлинец // Вестник ЧНТУ. – 2013. – Т. 63, № 1. – С. 131–138.

105. Прочность свариваемых взрывом соединений с композитными прослойками [Текст] / Ю. П. Трыков, Ю. Н. Кусков, Л. М. Гуревич, Д. С. Самарский, О. С. Киселев, А. И. Богданов // Конструкции из композиционных материалов. – 2009. – № 4. – С. 17–25.

106. *Muralimohan, C. H. Friction welding of type 304 stainless steel to Cp titanium using nickel interlayer [Text] / C .H. Muralimohan, V. Muthupandi // Advanced Materials Research. – 2013. – Vol. 794. – P. 351–357.*

107. *The relationship between microstructure and properties of Mg / Al brazed joints using Zn filler metal [Text] / L. M. Liu, J. H. Tan, L. M. Zhao, X. J. Liu // Mater. Charact. – 2008. – Vol. 59. – P. 479–483.*

108. *Nicholas, M. G. Diffusion bonding stainless steel to alumina using aluminium interlayers [Text] / M. G. Nicholas, R. M. Crispin // J. Mater. Sci. – 1982. – Vol. 17. – P. 3347–3360.*

109. *Time – dependent failure of silver-interlayer diffusion welds between elastically – deforming base materials [Text] / M. E. Kassner, R. S. Rosen, G. A. Henshall, K. D. Challenger // Scr. Metall. Mater. – 1990. – Vol. 24. – P. 587–592.*

110. *Hokamoto, K. New explosive welding technique to weld aluminum alloy and stainless steel plates [Text] / K. Hokamoto, T. Izuma, M. Fujita // Metall. Trans. A. – 1993. – Vol. 24A. – P. 2289–2297.*
111. Титановые сплавы в машиностроении [Текст] / Б. Б. Чечулин, С. С. Ушков, И. Н. Разуваева, В. Н. Гольдфайн. – Ленинград : Машиностроение. Ленинградское отделение, 1977. – 248 с.
112. Зубченко, А. С. Марочник сталей и сплавов, 2е издание [Текст] / А. С. Зубченко. – Москва : Машиностроение, 2003. – 784 с.
113. Осинцев, О. Е. Медь и медные сплавы. Отечественные и зарубежные марки : справочник [Текст] / О. Е. Осинцев, В. Н. Федоров – Москва : Машиностроение, 2004. – 337 с.
114. Ниобий и тантал [Текст] / А. Н. Зеликман, Б. Г. Коршунов, А. В. Елютин, А. М. Захаров. – Москва : Металлургия, 1990. – 296 с.
115. Глоэр, О. М. Практические методы в электронной микроскопии [Текст] / О. М. Глоэр; под ред. В. Н. Верцнера. – Ленинград : Машиностроение. Ленинградское отделение, 1980. – 375 с.
116. Электронная микроскопия тонких кристаллов [Текст] / П. Хирш, А. Хови, Р. Николсон, Д. Пэшли, М. Уэлан. – Москва : Мир, 1968. – 575 с.
117. *Akbari Mousavi, S. A. A. Numerical and experiment studies of the mechanism of the wavy interface formations in explosive/impact welding [Text] / S. A. A. Akbari Mousavi, S. T. S. Al – Hassani // J. Mech. Phys. Solids. – 2005. – Vol. 53. – P. 2501–2528.*
118. *Li, X. J. Numerical study on mechanism of explosive welding [Text] / X. J. Li, F Mo, X. H. Wang // Sci. Technol. Weld. Joining. – 2012. – Vol. 17. – P. 36–41.*
119. *Chizari, M. Effect of flyer shape on the bonding criteria in impact welding of plates [Text] / M. Chizari, S. T. S. Al – Hassani, L. M. Barrett // J. Mater. Process. Technol. – 2009. – Vol. 209. – P. 445–454.*
120. *Johnson, R. G. Constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain-rates and high temperature [Text] / R. G. Johnson, W. H. A. Cook //*

Proceedings of the Seventh International Symposium on Ballistics. – The Hague, Netherlands, 1983. – P. 541–547.

121. *Liu, G. R. Smoothed particle hydrodynamics : a meshfree particle method [Text] / G. R. Liu, M. B. Liu. – Singapore : World Scientific, 2003. – 472 p.*

122. Метод гидродинамики сглаженных частиц [Текст] / И. В. Абрамов, М. А. Алексеев, Д. О. Левченко, С. А. Моргунов // Известия МГИУ. – 2011. – Т. 24, № 4. – С. 2–11.

123. *Monaghan, J. J. Smoothed particle hydrodynamics [Text] / J. J. Monaghan // Rep. Prog. Phys. – 2005. – Vol. 68. – P. 1703–1759.*

124. *Liu, M. B. Smoothed particle hydrodynamics (SPH) : an overview and recent developments [Text] / M. B. Liu, G. R. Liu // Arch. Comput. Methods Eng. – 2010. – Vol. 17. – P. 25–76.*

125. *Numerical study of the mechanism of explosive/impact welding using Smoothed Particle Hydrodynamics method [Text] / X. Wang, Y. Zheng, H. Liu, Z. Shen, Y. Hu, W. Li, Y. Gao, C. Guo // Materials and Design. – 2012. – Vol. 35. – P. 210–219.*

126. *Kim, J. Comparison of plasticity models for tantalum and a modification of the PTW model for wide ranges of strain, strain rate, and temperature [Text] / J. Kim, H. Shin // Int. J. Impact Eng. – 2009. – Vol. 36. – P. 746–753.*

127. *Steinberg, D. J. Equation of state and strength properties of selected materials [Text] / D. J. Steinberg. – Livermore, CA : Lawrence Livermore National Laboratory, 1996. – 11 p.*

128. *Adams, B. Simulation of ballistic impacts on armored civil vehicles [Text] / B. Adams // Technical report, Eindhoven University of Technology, undated.*

129. Бондарь, М. П. Особенности формирования структуры при больших высокоскоростных деформациях [Текст] / М. П. Бондарь // Физическая мезомеханика. – 1998. – № 1. – С. 37–57.

130. Дриц, М. Е. Двойные и многокомпонентные системы на основе меди [Текст] / М. Е. Дриц. – Москва : Наука, 1979. – 248 с.

131. Мали, В. И. Структура и свойства взрывных компактов медь – молибден [Текст] / В. И. Мали, Т. С. Тесленко // Физика горения и взрыва. – 2002. – Т. 38, № 4. – С. 106–111.
132. Мали, В. И. Исследование теплопроводности взрывных компактов медь – молибден [Текст] / В. И. Мали, А. Н. Калинин, С. А. Сергеев // Физика горения и взрыва. – 2003. – Т. 39, № 1. – С. 123–127.
133. Ставер, А. М. Взаимодействие на контактной границе меди и циркония, сваренных взрывом [Текст] / А. М. Ставер, Т. М. Соболенко, Т. С. Тесленко // Физика горения и взрыва. – 1974. – №. 5. – С. 774–779.
134. Взаимодействие меди и молибдена при взрывных нагрузках [Текст] / Л. Д. Аникина, Г. И. Бердичевский, В. И. Мали, Т. М. Соболенко // Физика горения и взрыва. – 1970. – №. 1. – С. 120–122.
135. Неоднородности поверхности раздела при сварке взрывом [Текст] / Б. А. Гринберг, М. А. Иванов, В. В. Рыбин, А. В. Иноземцев, О. В. Антонова, О. А. Елкина, А. М. Пацелов, С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, В. Е. Кожевников // Физика металлов и металловедение. – 2012. – Т. 113, № 2. – С. 187–200.
136. *Inhomogeneities of the interface produced by explosive welding [Text] / B. A. Greenberg, M. A. Ivanov, V. V. Rybin, A. V. Inozemtsev, O. V. Antonova, O. A. Elkina, A. M. Patselov, S. V. Kuz'min, V. I. Lysak, V. E. Kozhevnikov // The Physics of Metals and Metallography. – 2012. – Vol. 113, iss. 2. – P. 176–189.*
137. *Reid, S. R. A discussion of the mechanism of interface wave generation in explosive welding [Text] / S. R. Reid // Int. J. Mech. Sci. – 1974. – Vol. 16. – P. 399–413.*
138. *El – Sobky, H. Mechanics of explosive welding; in : Blazynski, T. Z. Explosive Welding, Forming and Compaction [Text] / H. El – Sobky. – Barking : Applied Science Publishers, 1983. – 189 – 217 p.*
139. *Cowan, G. R. Mechanics of bond wave formation in explosive cladding of metals [Text] / G. R. Cowan, O. R. Bergman, A. H. Holtzman // Metall. Trans. – 1971. – Vol. 2. – P. 3145–3155.*

140. *Bahrani, A. S. The mechanics of wave formation in explosive welding [Text] / A. S. Bahrani, T. J. Black, B. Crossland // Proc. Royal Soc. Ser. A. – 1966. – Vol. 296, iss. 1445 – P. 123.*
141. *Abrahamson, G. R. Permanent periodic surface deformations due to a travelling jet [Text] / G. R. Abrahamson // J. Appl. Mech. – 1961. – Vol. 83. – P. 519–528.*
142. *Robinson, J. L. A fluid model of impact welding [Text] / J. L. Robinson // Proceedings of the Fifth International Conference on High Energy Rate Forming, Philosophical Magazine. – 1975. – Vol. 31, iss. 1. – P. 587.*
143. Локализация пластического течения в низкоуглеродистой стали деформированной взрывом [Текст] / И. А. Батаев, А. А. Батаев, И. А. Балаганский, В. Г. Буров, Е. А. Приходько, Н. А. Морева, А. А. Руктуев // Физическая мезомеханика. – 2011. – Т. 14, № 1. – С. 93–99.
144. Структура и механические свойства многослойных композиционных материалов из титана ВТ1-0 [Текст] / В. И. Мали, И. А. Балаганский, Е. Б. Макарова, А. И. Смирнов, И. А. Батаев, Т. В. Журавина // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2011. – № 2. – С. 43–45.
145. *Mach stem formation in explosion systems, which include high modulus elastic elements [Text] / I. A. Balagansky, I. A. Bataev, A. A. Bataev, K. Hokamoto, P. Manikandan, A. D. Matrosov, I. A. Stadnichenko, H. Miyoshi // Journal of Applied Physics. – 2011. – Vol. 110, iss. 12. – P. 12–16.*
146. *Peculiarities of weld seams and adjacent zones structures formed in process of explosive welding of sheet steel plates [Text] / I. A. Bataev, A. A. Bataev, V. I. Mali, M. A. Esikov, V. A. Bataev // Materials Science Forum. – 2011. – Vol. 673. – P. 95–100.*
147. Киселев, С. П. Численное и экспериментальное моделирование образования струи при высокоскоростном косом соударении металлических пластин [Текст] / С. П. Киселев, В. И. Мали // Физика горения и взрыва. – 2012. – Т. 48, № 2. – С. 100–112.

148. Геометрические преобразования тонколистовых заготовок в процессе сварки взрывом многослойных пакетов [Текст] / В. И. Мали, И. А. Батаев, А. А. Батаев, Д. В. Павлюкова, Е. А. Приходько // *Физическая мезомеханика*. – 2011. – Т. 14, № 6. – С. 117–124.
149. Хесснер, Ф. Рекристаллизация металлических материалов [Текст] / Ф. Хесснер. – Москва : Металлургия, 1982. – 352 с.
150. *Ma, E. Alloys created between immiscible elements [Text] / E. Ma // Prog. Mater. Sci.* – 2005. – Vol. 50, iss. 4. – P. 413–509.
151. *Wang, H. Microstructure and mechanical properties of sputter – deposited $Cu_{1-x}Ta_x$ alloys [Text] / H. Wang, M. J. Zaluzec, J. M. Rigsbee // Metall. Mater. Trans. A.* – 1997. – Vol. 28 A. – P. 917–925.
152. *Comstock, Jr., R. J. Elevated – temperature stability of mechanically alloyed Cu – Nb powders [Text] / R. J. Comstock, Jr., T. H. Courtney // Metall. Mater. Trans. A.* – 1995. – Vol. 25 A. – P. 2091–2099.
153. *Courtney, T. H. Shape instabilities of plate-like structures — II. Analysis [Text] / T. H. Courtney, J. C. Malzahn Kampe // Acta Metall.* – 1989. – Vol. 37, iss. 7. – P. 1747–1758.
154. Тушинский, Л. И. Структура перлита и конструктивная прочность стали [Текст] / Л. И. Тушинский. А. А. Батаев. Л. Б. Тихомирова. – Новосибирск : Наука. Сибирское отделение, 1993. – 280 с.
155. *Formation and structure of vortex zones arising upon explosion welding of carbon steels [Text] / I. A. Bataev, A. A. Bataev, V. G. Burov, E. A. Prikhod'ko, V. I. Mali // The Physics of Metals and Metallography.* – 2012. – Vol. 113, iss. 3. – P. 233–240.
156. *Structure and fatigue crack resistance of multilayer materials produced by explosive welding [Text] / I. A. Bataev, A. A. Bataev, V. I. Mali, V. G. Burov, E. D. Golovin, A. I. Smirnov, E. A. Prikhodko // Advanced Materials Research.* – 2011. – Vol. 287 – 290. – P. 108–111.
157. *Humphreys, F. J. Recrystallization and related annealing phenomena [Text] / F. J. Humphreys, M. Hatherly.* – 2nd ed. – Amsterdam ; Boston : Elsevier Science Ltd., 2004. – 628 p.

158. *Microstructure and mechanical properties of copper-tantalum joints [Text] / V. I. Mali, A. A. Bataev, I. A. Bataev, Yu. N. Malyutina, M. A. Esikov, V. S. Lozhkin // The 8th International Forum on Strategic Technology, Mongolia, Ulaanbaatar, 28 June – 1 July 2013. – Mongolia : MUST, 2013. Vol. 1. – P. 9–12.*
159. Ромашова, Ю. Н. Структурный анализ композиционного материала системы "медь-тантал" [Текст] / Ю. Н. Ромашова, К. А. Скороход // Современные техника и технологии (СТТ-2013) : тр. XIX международной науч. - практ. конференции студентов и молодых ученых, Томск, 15–19 апр. 2013 г. – Томск: Изд-во ТПУ, 2013. Том 2. – С. 138–139.
160. Ромашова, Ю. Н. Получение композиционного материала "медь-тантал" методом сварки взрывом [Текст] / Ю. Н. Ромашова, К. А. Скороход // Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе : материалы 11-й Всероссийской науч. - практ. конференции, Новосибирск, 27 марта 2013 г. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2013 – С. 295–297.
161. Киселев, С. П. Численное и экспериментальное моделирование образования струи при высокоскоростном косом соударении металлических пластин [Текст] / С. П. Киселев, В. И. Мали // Физика горения и взрыва. – 2012. – № 48. – С. 100–112.
162. Геометрические преобразования тонколистовых заготовок в процессе сварки взрывом многослойных пакетов [Текст] / В. И. Мали, И. А. Батаев А. А. Батаев, Д. В. Павлюкова, Е. А. Приходько // Физическая мезомеханика. – 2011. – № 14. – С. 117–124.
163. *Explosive welding of titanium with stainless steel using bronze-tantalum as interlayer [Text] / Iu. N. Maliutina, A. A. Bataev, I. A. Bataev, V. I. Mali, K. A. Scorokhod // The 9th International Forum on Strategic Technology, Bangladesh, Chittagong, 21–23 October 2014. – Bangladesh : CUET, 2013. – P. 436–439.*
164. *Microstructural evaluation of 410 SS / Cu diffusion-bonded joint [Text] / H. Sabetghadam, A. Zarei Hanzaki, A. Araee, A. Hadian // J. Mater. Sci. Technol. – 2010. – Vol. 26, iss. 2. – P. 163–169.*

165. *Effect of heat-treatment on the interface microstructure of explosively welded stainless steel – bronze composite [Text] / Iu. N. Maliutina, V. I. Mali, K. A. Skorokhod, A. A. Bataev // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 698. – P. 495–500.*
166. Казаков, Н. Ф. Диффузионная сварка металлов [Текст] / Н. Ф. Казаков. – Москва : Металлургия, 1976. – 312 с.
167. *Moseley, P. T. The crystal structure of β – tantalum [Text] / P. T. Moseley, C. J. Seabrook // Acta Cryst. – 1973. – Vol. B 29. – P. 1170–1171.*
168. *Nesterenko, V. F. Self-organisation in the initiation of adiabatic shear bands [Text], V. F. Nesterenko, M. A. Meyers, T. W. Wright // Acta Mater. – 1998. – Vol. 46, iss. 1. – P. 327–340.*
169. *The structure and stability of β – Ta thin films [Text] / A. Jiang, T. A. Tyson, L. Axe, L. Gladczuk, M. Sosnowski, P. Cote // Thin Solid Films. – 2005. – Vol. 479, iss. 1 – 2. – P. 166–173.*
170. *Structure and microhardness of Cu – Ta joints produced by explosive welding [Text] / Iu. N. Maliutina, V. I. Mali, I. A. Bataev, A. A. Bataev, M. A. Esikov, A. I. Smirnov, K. A. Skorokhod // The Scientific World Journal. – 2013. – Vol. 2013. – P. 1–7.*
171. *Laermans, J. Large titanium clad pressure vessels: design, manufacture, and fabrication issues [Text] / J. Laermans, J. Banker // Proceedings of Corrosion Applications Conference. – Alta, 2003. – P. 157–161.*
172. URL : <http://www.coek.be/index.cfm.html>.
173. URL : <http://www.emet.ru.html>.
174. *Banker, J. G. Hydrometallurgical application of titanium-clad steel [Text] / J. G. Banker // Proceedings of Reactive Metals in Corrosive Applications Conference. – Sun River, Oregon, USA, 1999. – P. 99–104.*
175. *Sabirov, B. Production of bimetallic transition tube elements for the ILC cryomodule [Text] / B. Sabirov // JINR News. – 2008. – Vol. 4. – P.19.*

176. *Espallargas, N. Tribocorrosion behavior of overlay welded Ni – Cr 625 alloy in sulphuric and nitric acids : electrochemical and chemical effects [Text] / N. Espallargas, S. Mischler // Tribol. Int. – 2010. – Vol. 43, iss. 7. – P. 1209–1217.*

ПРИЛОЖЕНИЯ

УТВЕРЖДАЮ:

Первый заместитель
генерального директора –
генерального конструктора –
начальник опытно-
конструкторского бюро
ОАО «Авиадвигатель»



Н.Л. Кокшаров
2015 г.

УТВЕРЖДАЮ:

Проректор НГТУ
по научной работе,
профессор
Гострецов
2015 г.

**АКТ**

использования результатов кандидатской диссертационной работы
Ю.Н. Малютиной в ОАО «Авиадвигатель»

В течение 2012 - 2015 гг. Ю.Н. Малютиной выполняется диссертационная работа «Структура и механические свойства композиционных материалов из разнородных сплавов, сваренных взрывом с использованием барьерных слоев», которая посвящена решению проблемы повышения механических свойств соединений, сформированных сваркой взрывом заготовок из титана и нержавеющей стали, а также титана и никелевого сплава с применением тонких барьерных слоев и изучение процессов структурных преобразований, происходящих при динамическом взаимодействии тонколистовых заготовок из разнородных материалов. Результаты диссертационной работы, представленной на соискание степени кандидата технических наук, представляют практический интерес для ОАО "Авиадвигатель" (г. Пермь) и могут быть использованы в виде рекомендаций при выборе материалов и технологии их обработки при изготовлении перспективной продукции.

Использование представленных в диссертации рекомендаций позволит повысить прочностные свойства композитов при комнатной температуре и сохранить их при нагреве до 500 °С, а также решить актуальные задачи формирования высокопрочных соединений между разнородными материалами и уменьшения веса готовых изделий

Главный металлург
ОАО «Авиадвигатель»

А. С. Коряковцев

УТВЕРЖДАЮ:

Первый проректор
Новосибирского государственного
технического университета
д. т. н., профессор
Г. И. Расторгуев
« 2015 г.



АКТ

использования результатов диссертационной работы
аспиранта Ю.Н. Малютиной в учебном процессе

В процессе подготовки диссертационной работы аспирантом Малютиной Юлией Николаевной выполнен комплекс теоретических и экспериментальных исследований по проблеме повышения механических свойств соединений, сформированных сваркой взрывом разнородных металлических материалов с применением барьерных слоев. Результаты исследований опубликованы в отечественных и зарубежных журналах рекомендованных ВАК.

Результаты, полученные Ю.Н. Малютиной, используются в учебном процессе на механико-технологическом факультете Новосибирского государственного технического университета при подготовке бакалавров и магистров, обучающихся по направлениям «Материаловедение и технологии материалов» и «Наноинженерия» (в лекционных курсах, а также при выполнении лабораторных работ по дисциплинам «Материаловедение» и «Прогрессивные материалы и технологии»).

Декан механико-технологического
факультета к.т.н., доцент

В.В. Янпольский