

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ  
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ  
«НОВОСИБИРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»

На правах рукописи



НИКУЛИНА АЭЛИТА АЛЕКСАНДРОВНА

**СТРУКТУРА И СВОЙСТВА РАЗНОРОДНЫХ СОЕДИНЕНИЙ,  
ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ СВАРКИ И НАПЛАВКИ  
УГЛЕРОДИСТЫХ И ЛЕГИРОВАННЫХ СТАЛЕЙ**

Специальность: 05.16.09 – Материаловедение (в машиностроении)

Диссертация на соискание ученой степени

доктора технических наук

Научный консультант:  
доктор технических наук,  
профессор Батаев Анатолий Андреевич

Новосибирск - 2020

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	6
ГЛАВА 1 ПРОБЛЕМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ ПО СОСТАВУ МАТЕРИАЛОВ (литературный обзор) .....	19
1.1 Особенности формирования сварных соединений из разнородных металлов и сплавов.....	20
1.1.1 Свариваемость разнородных сталей.....	23
1.1.2 Методы сварки, используемые для соединения разнородных материалов .....	27
1.1.3 Получение соединений из разнородных материалов методом сварки взрывом.....	33
1.1.4 Контактная стыковая сварка как метод получения комбинированных конструкций .....	35
1.2 Комбинирование разнородных материалов методами наплавки.....	38
1.3 Комбинирование разнородных материалов при использовании методов спекания .....	41
1.4 Композиции на основе аустенитных и перлитных сталей .....	42
Выводы по главе 1.....	44
ГЛАВА 2 ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СВАРНЫХ ШВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ ЗАГОТОВОК ИЗ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ.....	46
2.1 Структурные преобразования в сварных швах, полученных при соединении заготовок из разнородных сталей аустенитного класса .....	47
2.2 Структурные изменения в сварных швах между заготовками из перлитной и аустенитной сталей.....	55
2.2.1 Тонкое строение аустенито-мартенситных зон в швах, полученных при сварке разнородных сталей .....	78
2.2.2 Особенности строения и роста перлита в зоне взаимодействия разнородных по составу микрообъемов материала .....	81

2.3 Влияние структуры и фазового состава швов на свойства сварных соединений разнородных сталей.....	93
2.3.1 Прочностные испытания сварных соединений сталей Э76 и 12X18Н10Т при статическом нагружении .....	93
2.3.2 Циклическая трещиностойкость сварных соединений.....	96
2.3.3 Ударная вязкость сварных соединений «сталь Э76 – сталь 12X18Н10Т» .....	105
2.4 Влияние дополнительной термической обработки на структуру и свойства соединений, полученных методом стыковой контактной сварки заготовок из разнородных сталей.....	113
2.5 Структурно-фазовые превращения и свойства сварных соединений, сформированных при контактной стыковой сварке оплавлением разнородных сталей с использованием дополнительных вставок .....	132
2.5.1 Особенности строения и свойств сварных соединений из разнородных сталей, полученных с использованием низкоуглеродистых вставок.....	137
2.5.2 Особенности строения и свойств сварных соединений «сталь 12X18Н10Т – сталь Э76», полученных с использованием барьерной пластины из низкоуглеродистой стали.....	145
Выводы по главе 2.....	159
<b>ГЛАВА 3 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ.....</b>	<b>163</b>
3.1 Математическое моделирование диффузионных процессов, развивающихся при электроискровом спекании разнородных сталей.....	164
3.2 Особенности микроструктуры и фазового состава в зонах, возникших при спекании разнородных сталей.....	172

3.3 Исследование тонкой структуры зон, формирующихся при электроискровом спекании разнородных сплавов .....	190
Выводы по главе 3.....	202
<b>ГЛАВА 4 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ШВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ .....</b>	<b>207</b>
4.1 Особенности строения и свойства швов, полученных при сварке взрывом заготовок из сталей 20 и 110Г13Л .....	210
4.2 Особенности строения сварных швов и прилегающих к ним зон, возникших при сварке взрывом заготовок из сталей 20 и 12Х18Н10Т.....	216
4.2.1 Особенности тонкого строения сварных швов «сталь 20 - сталь 12Х18Н10Т» .....	226
4.3 Особенности строения сварных швов, возникших при сварке взрывом заготовок из сталей 20 и Э76.....	235
Выводы по главе 4.....	239
<b>ГЛАВА 5 СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ НАПЛАВКИ .....</b>	<b>242</b>
5.1 Особенности строения слоев, полученных методом импульсно-дуговой наплавки .....	243
5.2 Особенности строения слоев, полученных вневакуумной электронно-лучевой наплавкой .....	264
Выводы по главе 5.....	283
<b>ГЛАВА 6 ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ.....</b>	<b>287</b>
6.1 Структурообразование и формирование остаточных напряжений в сварных швах при производстве железнодорожных крестовин из разнородных сталей.....	291
6.2 Моделирование фазового состава сварного шва «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т» при использовании барьерных пластин .....	305

6.3 Использование результатов работы для формирования сварных железнодорожных крестовин с дополнительными вставками и барьерными пластинами из низкоуглеродистой стали и наплавленными слоями.....	311
6.4 Соединение разнородных материалов с использованием сваренных взрывом промежуточных вставок.....	326
6.5 Использование полученных результатов в учебном процессе .....	332
Выводы по главе 6.....	333
ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....	335
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	341
Приложение А. Патент на изобретение «Способ сварного соединения крестовины из марганцовистой стали с рельсом из углеродистой стали».....	386
Приложение Б. Акты промышленного использования результатов научно-исследовательской работы в АО «Новосибирский стрелочный завод».....	388
Приложение В. Патент на изобретение «Вставка для сварки разнородных материалов».....	390
Приложение Г. Акт внедрения технологии изготовления промежуточных вставок для соединения разнородных материалов на ФКП «Новосибирский опытный завод измерительных приборов» .....	391
Приложение Д. Акт внедрения результатов диссертационной работы в учебный процесс .....	393

## ВВЕДЕНИЕ

### **Актуальность темы исследования**

Сочетание разнородных по химическому составу материалов в конструкциях неразъемного типа является одним из эффективных подходов, используемых в современном машиностроении. Достоинства такого подхода заключаются в возможности повышения комплекса механических, физических, химических свойств изделий, снижении расходов дефицитных материалов и повышении экономической эффективности производства. Проблемы комбинирования разнородных материалов решаются достаточно давно, имеются многочисленные примеры их успешной реализации. В то же время при разработке образцов новой техники конструкторы выдвигают более жесткие требования по соединению разнородных материалов, повышению комплекса механических свойств сварных соединений. Новые технологические подходы, предложенные специалистами в области сварки, позволяют решать задачи, которые еще недавно на практике реализованы быть не могли. К ним относятся, например, лазерная и электронно-лучевая сварка, сварка взрывом, сварка трением с перемешиванием и др. Несмотря на достижения последних десятилетий, сварка разнородных материалов относится к высокотехнологичным, трудно реализуемым производственным процессам, требующим тщательного контроля технологических режимов и структурного состояния получаемых материалов.

В наибольшей степени проблемы сварки разнородных материалов характерны для крупногабаритных конструкций ответственного назначения, эксплуатация которых связана с повышенным риском и необходимостью соблюдения жестких требований по безусловному обеспечению безопасности процессов. Основные проблемы, характерные для сварки разнородных материалов, связаны с охрупчиванием границ раздела между ними. Степень их проявления определяется природой взаимодействующих материалов и технологией формирования неразъемных соединений. Причины, объясняющие низкий уровень прочностных свойств, ударной вязкости, статической и уста-

лостной трещиностойкости сварных конструкций из разнородных материалов, заключаются в формировании зон переменного химического состава со сложной кристаллической структурой, присутствием хрупких интерметаллидов, высокопрочных закаленных зон, появлением остаточных напряжений. Избавиться от данных проблем путем оптимизации режимов сварки и наплавки, как правило, не удастся. Неизбежность формирования такого рода структурных составляющих обусловлена самой сутью сварочных процессов. Если в процессе сварки не происходит активного перемешивания материалов соединяемых заготовок, то и добиться получения качественного шва в большинстве случаев также не удастся. При повышении в углеродистых сталях количества углерода эта задача усложняется многократно. Поэтому одна из наиболее важных научных и сложных с практической точки зрения задач при сварке разнородных материалов связана с соединением углеродистых и легированных сталей.

Одним из примеров крупногабаритных комбинированных конструкций ответственного назначения, которые в процессе эксплуатации подвергаются весьма жесткому нагружению, являются железнодорожные крестовины, входящие в состав стрелочных переводов, представляющих собой дорогостоящие компоненты железнодорожного пути. Наиболее интенсивному воздействию подвергается участок перекатывания колес с сердечника на усовик крестовины, что делает изготовление всей конструкции из дефицитной стали Гадфильда экономически нецелесообразным. Практическая задача, возникающая в данном случае, связана с соединением заготовок из рельсовой стали и стали Гадфильда. Анализ соединений такого рода в современной литературе уделяется мало внимания. Указанная пара сталей не сваривается напрямую ни одним из известных методов, поскольку каждый из сплавов требует прямо противоположных условий охлаждения. Количество стрелочных переводов, установленных на российских железных дорогах, составляет более 170 тысяч. Их надежность в значительной степени определяет безопасность работы железнодорожного транспорта, скорость движения поездов, а

также рентабельность путевого хозяйства. Количество конструкций, выработавших свой ресурс, достигает 8,5 тыс. переводов в год, что составляет ~ 5 % от их общего количества. Наиболее опасным видом дефектов, характерным для неразъемных конструкций, входящих в стрелочные переводы, являются трещины в зонах сварки заготовок из разнородных сталей. Эксплуатация переводов с подобными дефектами абсолютно недопустима, поскольку они являются причиной возникновения аварийных ситуаций.

В настоящее время проблема надежности сварных крестовин становится еще более актуальной, поскольку с 2015 года в Российской Федерации реализуется программа развития скоростного и высокоскоростного железнодорожного сообщения, согласно которой к 2030 году общая протяженность такого рода магистралей должна превысить 7000 км. Важное обстоятельство заключается в том, что скорость движения железнодорожного транспорта напрямую зависит от надежности элементов пути.

Исследования по теме диссертации проводились в соответствии с государственным заданием № 2014/138 (проект № 257 Минобрнауки РФ «Структура и свойства соединений из разнородных материалов, сформированных с использованием процессов сварки и методов высокоэнергетического воздействия», 2014 – 2016 гг.); федеральной целевой программой «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг., мероприятие № 1.2.2 «Проведение научных исследований научными группами под руководством кандидатов наук» (государственный контракт № П821 «Влияние кристаллической структуры, формируемой в процессе сварки разнородных материалов, на процессы пластической деформации и разрушения конструкций ответственного назначения», 2010 – 2012 гг.); федеральной целевой программой «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» (Соглашение № 14.610.21.0013, проект «Разработка и создание линейки промышленного роботизированного оборудования на основе мультипучковой электронно-лучевой технологии для высокопроизводительного аддитив-

ного производства крупноразмерных металлических и полиметаллических деталей, узлов и конструкций для ключевых отраслей РФ», 2017 – 2019 гг.); программой стратегического развития Новосибирского государственного технического университета (НИР С-14 «Исследование особенностей формирования перлита в неравновесных условиях», 2016 г.), а также грантами на проведение зарубежных стажировок в Институте материаловедения университета им. Лейбница (Германия, г. Ганновер) в 2010 и 2013 гг.

### **Степень разработанности темы исследования**

Большой объем работ по исследованию свариваемости разнородных сталей был выполнен в 50 – 80-х гг. XX века. Проблемы, характерные для соединения такого рода материалов, рассмотрены в работах многих отечественных и зарубежных специалистов (Патон Е.О., Патон Б.Е., Рыкалин Н.Н., Алешин Н.П., Лившиц Л.С., Рябов В.Р., Рабкин Д.М., Готальский Ю.Н., Закс И.А., Каракозов Э.С., Игнатов В.А., Земзин В.Н., Николаев Г.А., *Schaeffler A., Delong W., Linnert G.E.* и др.). Основное внимание в них уделялось выбору рациональных режимов формирования неразъемных соединений, а также анализу свойств комбинированных конструкций, полученных различными видами сварки плавлением. Широко обсуждались перспективы применения новых для того времени способов сварки, реализация которых предусматривала стадию пластической деформации материалов (сварка взрывом, трением, холодная, диффузионная, контактная сварка). Позднее были разработаны методы лазерной, электронно-лучевой и плазменной сварки, которые существенно расширили возможности комбинирования материалов, однако отмеченные ранее проблемы по-прежнему окончательно решены не были.

Количество публикаций, посвященных проблемам сварки разнородных сталей, непрерывно возрастает. Проблемами соединения разнородных материалов занимаются во Всероссийском научно-исследовательском институте железнодорожного транспорта, Всероссийском научно-исследовательском институте авиационных материалов, Институте гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН, Институте физики прочности и материаловедения СО

РАН, Институте физики металлов Уральского отделения РАН, Белгородском государственном университете, Волгоградском государственном техническом университете, МГТУ им. Н.Э. Баумана, Институте электросварки им. Е.О. Патона НАН Украины, а также в научных и образовательных организациях Китая, Японии, Индии, Финляндии, США, Франции, Австрии и других стран.

Анализ строения и свойств соединений, полученных при сварке крупногабаритных изделий ответственного назначения из разнородных сталей, отражен в публикациях Генкина И.З., Синадского Н.А., Кучук-Яценко С.И., Никитина А.С. и др. Несмотря на это, проблема соединения углеродистых и легированных сталей остается актуальной.

**Цель** настоящей работы состоит в выявлении закономерностей фазовых и структурных превращений при соединении методами сварки углеродистых и легированных хромом, никелем и марганцем сталей, выявлении причин их охрупчивания и обосновании технических решений, обеспечивающих повышение трещиностойкости материала сварных швов.

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

1. С использованием методов световой, электронной микроскопии и рентгенофазового анализа исследовать на различных масштабных уровнях особенности строения сварных швов между заготовками из углеродистых и легированных сталей.

2. Используя методы моделирования, выявить особенности структурных преобразований при взаимодействии низко- и высокоуглеродистых сталей с хромоникелевой аустенитной.

3. Исследовать влияние термической обработки на структуру и фазовый состав переходных областей в сварных соединениях типа «углеродистая сталь – хромоникелевая аустенитная сталь».

4. Исследовать особенности разрушения сварных соединений из разнородных углеродистых и легированных сталей в условиях статического, динамического и усталостного нагружения.

5. Разработать технические решения, обеспечивающие повышение трещиностойкости сварных швов, полученных при соединении заготовок из разнородных сталей.

**Научная новизна:**

1. Показано, что разрушение сварных конструкций типа «углеродистая сталь – хромоникелевая сталь» происходит преимущественно внутри градиентных по составу и строению переходных зон толщиной до ~ 1000 мкм. Установлено, что роль мартенсита в зонах сварных швов определяется расположением его по отношению к границе раздела сталей. Наиболее негативное влияние на характер разрушения комбинированных конструкций оказывают слои с мартенсито-аустенитными прослойками твердостью ~ 900 HV, примыкающие к стали 12X18H10T, объемная доля мартенсита в которых достигает 90 %. Снижение доли мартенсита и формирование в структуре швов островков остаточного аустенита проявляется в наличии участков торможения трещины на кинетических диаграммах усталостного разрушения.

2. При реализации процессов стыковой контактной сварки заготовок из сталей Э76 и 12X18H10T и электроискрового спекания частиц из высокоуглеродистой и хромоникелевой сталей впервые зафиксирован новый механизм реализации перлитного превращения. Методом просвечивающей электронной микроскопии обнаружены микрообъемы высокоуглеродистого легированного аустенита, распад которого является незавершенным и сопровождается формированием трехфазной феррито-аустенито-цементитной механической смеси пластинчатой морфологии с расположением слоев в последовательности «...Ц–Ф–А–Ф–Ц–Ф–А–Ф...». Показано, что на фронте перлитного превращения микрообъемы аустенита имеют форму клиньев, внедренных в ферритные промежутки.

3. Показано, что одним из факторов, негативно отражающихся на трещиностойкости соединений, полученных методом стыковой контактной сварки оплавлением сталей, является преобразование неметаллических включений на стадии осадки заготовок в пленки толщиной ~ 50...200 нм и

менее, сопровождающееся резким увеличением площади дефектов, и ориентирование их в процессе пластического течения материала вдоль сварных швов. Деформированные с большими степенями неметаллические включения выполняют функцию острых концентраторов напряжений, инициирующих образование трещин, и совместно с объемами возникшего мартенсита охрупчивают сварные швы.

4. На примере стыковой контактной сварки высокоуглеродистой и хромоникелевой аустенитной сталей подтверждена лидирующая роль цемента при эвтектоидном распаде аустенита. Вблизи границы превращения зафиксированы зоны механической смеси типа «мартенсит – цементит» или «мартенсит – аустенит – цементит» толщиной 400...600 нм. Присутствие прослойки с мартенсито-цементитной структурой свидетельствует о внедрении цементитных пластин в объемы легированного аустенита на этапе развития  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения.

5. Методами математического моделирования и физического эксперимента обоснованы технологические процессы, обеспечивающие возможность снижения степени охрупчивания материалов сварных швов. Выявлены основные типы структур, возникающих в зонах сварных швов при соединении хромоникелевой и высокоуглеродистой сталей с использованием дополнительных промежуточных элементов (вставок и барьерных пластин из низкоуглеродистой стали).

#### **Теоретическая и практическая значимость работы**

Теоретическая значимость полученных в работе данных заключается в расширении знаний о природе структурно-фазовых превращений, происходящих при формировании комбинированных конструкций из разнородных сталей. Полученные в работе данные свидетельствуют о проявлении не изученного ранее механизма аустенито-перлитного превращения в тонких прослойках, возникающих при высокотемпературном контакте разнородных по составу углерода и легирующих элементов сталей. Показано, что степень не-

гитивного влияния мартенсита в зонах сварных швов определяется расположением его по отношению к границе раздела сталей.

Практическая значимость работы определяется техническими решениями по повышению степени надежности сварных соединений, полученных методом стыковой контактной сварки оплавлением разнородных сталей. На основании проведенных исследований разработаны способы получения комбинированных конструкций с использованием различных типов вставок. Один из предложенных способов, защищенный патентом Российской Федерации на изобретение, основан на использовании низкоуглеродистых вставок, обеспечивающих формирование мартенсита, обладающего более низким уровнем микротвердости и повышенной трещиностойкостью. Предложены решения, обеспечивающие возможность сварки разнородных материалов с использованием вставок клиновидной формы.

#### **Методология и методы исследования**

При выполнении работы особое внимание уделялось структурно-фазовым изменениям, происходящим при взаимодействии разнородных микрообъемов в процессе сварки, и оценке их влияния на свойства сварных соединений. Задачи, поставленные в работе, предполагали глубокий анализ структурного состояния сварных швов и наплавленных материалов. В связи с этим основными методами исследований, использованными в работе, являлись световая металлография (микроскоп *Axio Observer Alm Carl Zeiss*), растровая и просвечивающая электронная микроскопия (приборы *FEI Tecnai 20 TWIN* и *Carl Zeiss EVO50 XVP*). Оценку распределения химических элементов в объеме анализируемых материалов проводили методом микрорентгеноспектрального анализа (*EDAX* и *EDS X-Act Oxford Instruments*). Фазовый состав полученных композиций определяли методами рентгеновской (дифрактометр *ARL X'TRA*) и электронной (*FEI Tecnai 20*) дифракции.

Для оценки микротвердости исследуемых материалов использовали прибор *402MVD Wolpert Group*. Ударную вязкость материалов определяли на маятниковом копре *Metro Com* при использовании образцов с U-образными

надрезами. При оценке сопротивления разрушению сварных соединений использовали энергетический критерий, основанный на определении величины  $J$ -интеграла. Циклическую трещиностойкость оценивали путем построения кинетических диаграмм усталостного разрушения (КДУР). Прочность и пластичность полученных в работе материалов определяли при растяжении плоских гантелеобразных образцов на универсальной сервогидравлической системе *Instron 300DX*. Исследования выполнены на оборудовании ЦКП ССМ НГТУ. Натурные испытания крупногабаритных конструкций с определением прочностных свойств (величина разрушающей нагрузки) и пластичности (стрела прогиба) проводили по схеме трехточечного изгиба на прессе МИИМ 2500-К по ОСТ 32.133.97 на АО «Новосибирский стрелочный завод».

**Положения, выносимые на защиту:**

1. Стыковая контактная сварка оплавлением крупногабаритных заготовок из углеродистых и хромоникелевых аустенитных сталей сопровождается формированием гетерофазной неоднородной структуры с микрообъемами мартенсита различной морфологии, локализовано выделяющимися с двух сторон сварных швов. Наиболее опасным с позиции охрупчивания сварных соединений является мартенсит, формирующийся в виде сплошных слоев со стороны высоколегированной стали, ориентированных перпендикулярно направлению силы, приложенной на этапе осадки заготовок.

2. Ориентация линий пластического течения на стадии осадки при стыковой контактной сварке стальных заготовок в направлении, перпендикулярном приложенной силе, в сочетании с интенсивным обжатием неметаллических включений и существенным увеличением их площади являются факторами охрупчивания сварных соединений, снижением степени негативного влияния которых является необходимость повышения чистоты используемых материалов.

3. Результатом высокотемпературного взаимодействия заготовок из высокоуглеродистой и хромоникелевой аустенитной сталей, сопровождающегося диффузионным перераспределением углерода и легирующих элемен-

тов, является формирование переходных зон промежуточного химического состава, в пределах которых формируются слои с нетипичной для исходных сталей феррито-аустенито-цементитной структурой пластинчатой морфологии, чередование фаз в которой подчиняется последовательности «...Ц–Ф–А–Ф–Ц–Ф–А–Ф...». Аустенитная составляющая имеет форму клиньев, внедренных в ферритные промежутки.

4. Результатом повышенного содержания легирующих элементов в образовавшемся в процессе стыковой контактной сварки оплавлением заготовок из высокоуглеродистой и хромоникелевой аустенитной сталей мартенсита является его высокая устойчивость к высокотемпературному воздействию, что исключает применение термической обработки как эффективного способа повышения трещиностойкости сварных соединений.

5. Эффективные технические решения, способствующие снижению степени охрупчивания сварных швов между заготовками из высокоуглеродистой и хромоникелевой аустенитной сталей, полученных методом стыковой контактной сварки оплавлением, связаны со снижением объемной доли высокопрочного мартенсита, примыкающего к хромоникелевой стали, устранением мартенситных прослоек сплошного типа и основаны на введении в зазор между разнородными сталями барьерных слоев сталей, содержащих 0,2 – 0,3 % углерода.

#### **Степень достоверности и апробация результатов**

Степень достоверности результатов работы определяется применением комплекса современных методов исследования, аналитического и испытательного оборудования мирового уровня, использованием методов статистической оценки погрешности измерений, а также соответствием экспериментальных результатов данным российских и зарубежных специалистов.

Основные результаты работы были представлены и обсуждены на Международной конференции «Сварка в России» (г. Томск) в 2019 г.; Международной конференции «Инновации в машиностроении» (г. Кемерово) в 2015 г., (г. Новосибирск) в 2017 и 2013 гг.; Международной конференции «Ме-

*chanical Engineering, Automation and Control Systems»* (г. Томск) в 2015 г.; Всероссийской конференции с международным участием «Механики XXI века» (г. Братск) в 2016 г.; конференции по электронной микроскопии (г. Зеленоград) в 2016 г., (г. Черноголовка) в 2019, 2012 и 2010 гг.; конференции с международным участием «Актуальные проблемы современной науки» (г. Омск) в 2016 г.; Уральской школе металловедов-термистов «Актуальные проблемы физического металловедения сталей и сплавов» (г. Магнитогорск) в 2018 г., (г. Оренбург) в 2014 г., (г. Тольятти) в 2006 г.; конференции «Проблемы повышения эффективности металлообработки в промышленности на современном этапе» (г. Новосибирск) в 2013, 2012, 2010, 2008 и 2007 гг.; Международной научно-практической конференции «Современные техника и технология» (г. Томск) в 2007 г.

#### **Личный вклад автора**

Диссертационная работа обобщает результаты исследований, проведенных автором лично и в сотрудничестве с коллегами в период с 2004 по 2019 гг. Личный вклад автора заключается в постановке целей и задач исследований, участии в планировании и проведении экспериментов, анализе полученных результатов, их обработке и обобщении, разработке способов технических решений, обеспечивающих повышение конструктивной прочности сварных соединений, участии в проведении промышленных экспериментов, формулировании выводов, положений, выносимых на защиту, подготовке рукописей публикаций, представлении докладов, содержащих результаты работы, на научных конференциях.

**Тема и содержание диссертационной работы соответствуют паспорту специальности 05.16.09. – Материаловедение (в машиностроении) в части пунктов:**

- «теоретические и экспериментальные исследования фундаментальных связей состава и структуры материалов с комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств с целью обеспечения надежности и долговечности материалов и изделий» (п.1);

- «установление закономерностей физико-химических и физико-механических процессов, происходящих на границах раздела в гетерогенных структурах» (п.2);

- «разработка научных основ выбора материалов с заданными свойствами применительно к конкретным условиям изготовления и эксплуатации изделий и конструкций» (п.3);

- «установление закономерностей и критериев оценки разрушения материалов от действия механических нагрузок и внешней среды» (п.5).

### **Публикации**

По теме диссертационной работы опубликованы 37 работа, из них 17 статей в рецензируемых научных изданиях, входящих в список ВАК, и 7 публикаций в изданиях, индексируемых в базах данных *Web of Science* и *Scopus*, 2 монографии, 9 статей в прочих изданиях, зарегистрировано 2 патента на изобретение.

### **Структура и объем работы**

Диссертация состоит из введения, шести глав, заключения, списка литературы из 391 наименования и пяти приложений. Общий объем диссертации составляет 393 страниц, включая 207 рисунков и 20 таблиц.

Выражаю благодарность за поддержку и помощь в проведении исследований коллективу кафедры материаловедения в машиностроении НГТУ; к.т.н., доценту кафедры проектирования технологических машин НГТУ Скибе В.Ю.; д.т.н., профессору кафедры теоретической и прикладной информатики НГТУ Тимофееву В.С.; к.т.н., доценту Томского политехнического университета Ивашутенко А.С.

# ГЛАВА 1 ПРОБЛЕМЫ ФОРМИРОВАНИЯ НЕРАЗЪЕМНЫХ КОНСТРУКЦИЙ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ ПО СОСТАВУ МАТЕРИАЛОВ

(литературный обзор)

Разработка различных способов сварки позволила решить множество проблем, характерных для производства изделий из металлических материалов. Современное машиностроение немислимо без сварочных технологий и иных процессов, которые сопровождаются плавлением материалов. Такого рода технологии обеспечивают существенную экономию материалов, снижение трудоемкости производства и характеризуются множеством иных не менее важных достоинств.

Многочисленные проблемы, характерные для процессов сварки металлических материалов, длительное время определяют область исследований отечественных и зарубежных специалистов, в том числе и материаловедов. Одна из наиболее сложных проблем связана с формированием неразъемных комбинированных конструкций, элементы которых изготовлены из различных по составу материалов [1, 2].

Соединение заготовок из разнородных металлов и сплавов при получении изделий, предназначенных для работы в агрессивных средах, для эксплуатации при высоких или сверхнизких температурах, а также в условиях интенсивного изнашивания или других типов внешнего воздействия, обеспечивает существенную экономию дорогостоящих материалов. Во многих случаях в особо тяжелых условиях эксплуатируются лишь отдельные узлы конструкций, поэтому другие их части могут быть изготовлены из более дешевых углеродистых или низколегированных сталей. В настоящее время такой подход реализуется с использованием различных технологий, в том числе сварки, наплавки, спекания, послойного выращивания изделий и других.

Все указанные выше процессы обладают наборами характерных для них особенностей, достоинств и недостатков. Комбинирование материалов может осуществляться как в твердом состоянии, так и в присутствии распла-

ва. При формировании комбинированных конструкций методами сварки, наплавки или послойного выращивания важнейшим фактором, определяющим характер структурных преобразований, является диффузия присутствующих в сплавах элементов. Взаимодействие материалов в твердом состоянии (сварка давлением) может сопровождаться также перемешиванием материалов.

Во всех анализируемых случаях проявляются особенности, связанные с наличием зон взаимодействия разнородных материалов. Очевидно, что при сочетании сплавов разного химического состава необходимо учитывать различия их физико-химических свойств [1, 3-6]. Независимо от способа формирования комбинированной конструкции, различия в составе соединяемых материалов являются причиной возникновения метастабильных структурных составляющих, закаленных прослоек, интерметаллидов. В большинстве случаев отмеченная особенность является негативным фактором, приводящим к снижению комплекса механических свойств соединений. В то же время при получении, например, слоистых композиционных материалов или гетерофазных сплавов формирование высокопрочных зон может способствовать повышению показателей конструктивной прочности композиций [7-13].

### **1.1 Особенности формирования сварных соединений из разнородных металлов и сплавов**

Наиболее распространенным промышленным способом формирования комбинированных конструкций, несомненно, является сварка. Проблемами, характерными для полученных таким способом соединений, специалисты занимались уже на ранних этапах развития сварочного производства [1, 3]. В большинстве случаев эти проблемы связаны с возникновением в сварных соединениях переходных зон сложного состава, резко ограничивающих пластичность материала.

Одни из первых экспериментальных исследований по сварке разнородных материалов были проведены инженером завода Мотовилиха (г. Пермь)

Н.Г. Славяновым, который в 1893 году подготовил экспонат для Всемирной электротехнической выставки (США) в виде многогранника, сваренного из семи разных материалов – стали, чугуна, меди, никеля, бронзы, нейзильбера и томпака [1].

К настоящему времени достаточно подробно изучены комбинированные конструкции из разнородных сталей, полученные методами сварки плавлением. Проведены многочисленные исследования, подобраны сварочные материалы, существенно снижающие вероятность формирования в сварных швах высокохрупких прослоек. В некоторых случаях осуществлен переход на высокоэнергетические источники нагрева, которые позволяют получать узкие сварные швы, что в определенных условиях положительно влияет на механические свойства конструкций из разнородных материалов.

Оптимизация режимов сварки обеспечивает возможность формирования швов, обладающих высоким комплексом механических свойств [1, 3, 14, 15]. Одним из наиболее эффективных методов, основанных на использовании высококонцентрированных источников нагрева, является лазерная сварка. Важное достоинство данного метода заключается в том, что он реализуется без использования вакуумной камеры [16].

Следует подчеркнуть, что, несмотря на большой объем исследований, проведенных отечественными [17-29] и зарубежными специалистами [30 - 46], проблемы, связанные с обеспечением надежности сварных швов из разнородных материалов, по-прежнему являются актуальными. Методы их решения могут быть основаны на использовании высокоскоростных способов сварки [4-6] либо на формировании промежуточных слоев, обеспечивающих более благоприятный характер распределения структурных составляющих в сварной зоне [47-49].

Важное направление в области сварки разнородных материалов связано с созданием слоистых металлических композиционных материалов [7-13, 50]. При сочетании многих металлов (*Ni - Al*, *Ti - Al* и др.) велика вероятность образования интерметаллидных соединений, снижающих комплекс механи-

ческих свойств сварных швов. С прикладной точки зрения весьма актуальными являются задачи по сварке сталей с различными металлами, в том числе с алюминием, медью, титаном, и различными сплавами на их основе [15, 49, 51-55]. Решение этих задач заставляет искать рациональные подходы, ориентированные на снижение степени охрупчивания границ раздела между заготовками из разнородных металлов. Например, сварка взрывом позволяет резко снижать объемную долю образующихся на границах хрупких интерметаллидов, поскольку в термодинамически активном состоянии материалы находятся очень короткое время [56-60].

Несмотря на наличие проблем в области сварки разнородных материалов, комбинированные конструкции находят все более широкое применение в различных отраслях промышленного производства. Конечной задачей технологических процессов, ориентированных на получение неразъемных соединений разнородных сплавов, является формирование между заготовками таких связей, которые будут соответствовать свойствам, требуемым по условиям эксплуатации изделий.

Для формирования соединений между заготовками из разнородных материалов могут быть применены технологические процессы сварки как давлением, так и плавлением. В последнем случае один из факторов, определяющих характер соединения заготовок, связан с тепловложением на кромках заготовок. Если же речь идет о сварке давлением, на качество получаемых соединений влияет комплекс иных факторов, например, уровень механических напряжений, длительность силового воздействия, температура нагрева материала [3, 61].

Кроме общих критериев свариваемости при соединении разнородных материалов необходимо учитывать факторы, способствующие развитию химической, структурной и механической неоднородности в сварных швах. Различие значений температуры плавления соединяемых материалов в процессе сварки предполагает возможность пребывания их в различном агрегатном состоянии. Если для пары соединяемых материалов характерно существ-

венное различие значений термических коэффициентов линейного расширения, это обстоятельство является причиной возникновения значительных по величине остаточных напряжений [62]. Показатели теплопроводности и теплоемкости соединяемых металлов определяют характер смачиваемости одного металла другим, что, в свою очередь, определяет особенности формирования высокохрупких прослоек [1, 3]. Указанные выше обстоятельства необходимо учитывать при выборе материалов, способов и режимов сварки изделий [62, 63].

### **1.1.1 Свариваемость разнородных сталей**

Свариваемость является комплексной характеристикой, зависящей от ряда факторов, таких как склонность материалов к окислению, реакция на термомодеформационный цикл сварки, сопротивляемость образованию горячих и холодных трещин [64]. Использование сталей со средним и высоким уровнем легирования, обладающих специальными свойствами и имеющих ряд преимуществ перед конструкциями из углеродистых и низколегированных сталей, оказывает дополнительное влияние на условия сварки и свойства сварных соединений. Одна из причин этого связана с присутствием в сплавах легирующих элементов, которые в значительной степени определяют особенности формирования основных фаз, положение критических точек, характер развития процессов структурных преобразований при нагреве и охлаждении [65].

Сложность учета роли легирующих элементов заключается в том, что их влияние не является однонаправленным. Взаимодействие элементов в зоне сварки происходит как с железом, так и с углеродом. В итоге возникают твердые растворы и карбиды. В формировании как тех, так и других структурных составляющих могут участвовать одни и те же легирующие элементы. В совокупности это оказывает влияние на диффузионную активность углерода и процессы превращений, связанные с ней [66]. Значение таких про-

цессов при сварке особенно велико в условиях быстропротекающего нагрева и охлаждения материалов.

Большое количество работ в области сварки связано с определением углеродного эквивалента сталей. Их целью является комплексная оценка химического состава сплава и влияния его на свойства материала. Первые предложенные зависимости были ориентированы на определение склонности сталей к закалке. Позднее их начали использовать для прогнозирования параметров, характеризующих механические свойства сварных швов, например, твердость и прочность [67]. Предложенная *J. Dearden* и *H. O'Neill* методика расчета была принята в первой половине 20 века Международным институтом сварки (*International Institute for Welding IIW*) как мера свариваемости:

$$CE (IIW) = C + Mn/6 + (Cr + Mo + V)/5 + (Ni + Cu)/15 \text{ [мас. \%]} \quad (1.1)$$

Для формирования надёжных сварных швов углеродный эквивалент стали ограничивают верхним значением 0,45 %.

*Y. Ito* и *K. Bessyo* [68] предложили формулу, соответствующую более широкому диапазону по химическому составу сталей, относящихся к категории низколегированных:

$$P_{cm} = C + Si/30 + (Mn + Cu + Cr)/20 + Ni/60 + Mo/15 + V/10 + 5B \text{ [мас. \%]} \quad (1.2)$$

Близким к формуле (1.2) является выражение, предложенное *C.F. Düren* [69]:

$$C_{eq} = C + Si/25 + (Mn + Cu)/16 + Ni/40 + Cr/10 + Mo/15 + V/10. \quad (1.3)$$

Зависимости (1.2) и (1.3) предложены для сталей, содержащих менее 0,12 % углерода, выражение (1.1) – для сталей с содержанием углерода

более 0,12 %. Формула, соответствующая обоим диапазонам концентраций, имеет вид [70]:

$$C_{en} = C + A(C) \cdot (Si/24 + Mn/6 + Cu/15 + Ni/60 + (Cr + Mo + Nb + V)/5 + 5B), \quad (1.4)$$

где  $A(C) = 0,75 + 0,25th(20C - 2,4)$ .

Модифицированные зависимости, описывающие углеродный эквивалент, и разработанные на их основе выражения достаточно надежно предсказывают склонность сталей к холодному растрескиванию в процессе их сварки. Однако в случае разнородных сталей состав и распределение легирующих элементов по сечению сварных соединений предсказать удается далеко не всегда, что усложняет оценку склонности материалов к трещинообразованию. При сварке плавлением разнородных материалов необходимо учитывать характер их разбавления, особенности диффузии углерода [71]. Особые требования предъявляются к выбору сварочных материалов, которые по своему составу должны быть совместимы с обеими заготовками.

При сварке пары заготовок, одна из которых изготовлена из аустенитной стали, для прогнозирования конечной структуры можно ориентироваться на ряд диаграмм. Впервые такую диаграмму разработал *A. Schaeffler* [72]. Согласно ей по эквивалентам химических элементов, входящих в состав материала сварного шва, может быть определена вероятность формирования в зоне нагрева феррита, аустенита или мартенсита. Исходя из соотношения этих структур, прогнозируются механические свойства сварных соединений. Практическое применение диаграммы *A. Schaeffler* выявило ряд характерных для нее проблем. Например, она не учитывает влияние азота и марганца. В 1974 году *W. Delong*, основываясь на работе *A. Schaeffler*, предложил диаграмму [73], которая, учитывая влияние азота, частично устраняла указанный недостаток. В то же время она была применима к более ограниченному составу композиций. В 1988 году недостатки диаграмм *A. Schaeffler* и *W.*

*Delong* были учтены в диаграммах *G.E. Linnert* [74], *Welding Research Council diagram (WRC-1988)* [75, 76], *F.C. Hull* [77] и *M. Speidel* [78, 79].

В работах по исследованию процессов сварки плавлением разнородных сталей, в которых как минимум одна является аустенитной, отмечается, что большинство проблем, характерных для них, связано с образованием горячих трещин [71, 80-83] и формированием  $\delta$ -феррита [84-86]. Образованию горячих трещин в сварных швах способствуют неметаллические включения, легкоплавкие эвтектики, хрупкие фазы и внутренние напряжения, возникшие при сварке.

Оценку вероятности появления горячих трещин можно выполнить, используя показатель *HCS (hot cracking susceptibility)*, предложенный *F.J. Wilkinson* [87]:

$$HCS = \frac{C \cdot (S + P + Si/25 + Ni/100) \cdot 10^3}{3Mn + Cr + Mo + V} \quad (1.5)$$

При сварке углеродистых и низколегированных сталей, показатель *HCS* которых составляет менее четырех, горячие трещины не возникают. Надежная сварка высокопрочных сталей обеспечивается в тех случаях, когда уровень *HCS* не превышает 1,6.

Показатель *L*, который также позволяет оценить склонность сталей к образованию горячих трещин, учитывает содержание дельта-феррита в структуре сварных швов:

$$L = 299C + 8Ni + 142Nb - 5,5(\delta-Fe)^2 - 105, \quad (1.6)$$

где  $\delta-Fe$  - содержание дельта-феррита в структуре металла (в процентах).

### **1.1.2 Методы сварки, используемые для соединения разнородных материалов**

Особенности сварных швов, получаемых методом электрической дуговой сварки однородных и разнородных сталей, подробно описаны в работах многих специалистов (Б.Е. Патон [88], И.А. Закс [89], Ю.Н. Готальский [2], В.Р. Рябов [1] и др.). Результаты этих исследований не потеряли своей актуальности и в настоящее время. Однако жесткие требования, предъявляемые к современным конструкциям, предполагают необходимость формирования соединений, характеризующихся более высоким уровнем конструктивной прочности. Во многих случаях это является основанием для применения методов сварки, позволяющих существенно ограничивать длительность высокотемпературного воздействия на материалы.

В соответствии с одним из подходов для классификации способов сварки выделяют три основных физических признака [56]: характер вводимой энергии, наличие давления и вид носителя энергии. Используемые в настоящее время способы сварки реализуются за счет введения двух видов энергии - термической или механической, либо их сочетания. По одной из самых простых классификаций все способы сварки делятся на процессы, осуществляемые без давления (сварка плавлением) и с давлением.

Анализ методов сварки, наиболее часто используемых для соединения разнородных металлов и сплавов, позволяет отобразить их в виде схемы, представленной на рисунке 1.1. С использованием процессов плавления реализуются традиционные методы дуговой сварки (сварка металлизированным электродом, сварка металлическим электродом в среде инертного газа, сварка под флюсом, сварка вольфрамовым электродом в защитном газе). С учетом изменяющихся внешних требований перечисленные методы постоянно модифицируются и улучшаются. Некоторые из них положительно зарекомендовали себя при решении задач по соединению разнородных материалов, например, сталей и алюминиевых сплавов [90-92].



Рисунок 1.1 – Методы сварки, наиболее часто используемые для соединения разнородных металлов [91]

Следующая группа методов сварки также допускает плавление, однако более высокий уровень качества материалов при их реализации обеспечивается ограничением объема расплава. В эту группу входят процессы электронно-лучевой, лазерной и импульсной дуговой сварки. На рисунке 1.2 отражена геометрия стыковых сварных швов, полученных различными способами. Минимальные и максимальные значения площади поперечного сечения швов характерны для процессов электронно-лучевой и дуговой сварки вольфрамовым электродом в среде инертного газа соответственно. Практическая применимость методов первой и второй группы определяется главным образом ограничениями, связанными со взаимной растворимостью элементов, которые входят в состав соединяемых металлов. Даже если показатели свариваемости двух разнородных материалов по отдельности известны, нельзя точно предсказать, как они поведут себя при сварке [91].

В опубликованной в 1993 году работе [93] *H. Schultz* выполнил подробный анализ сочетаний материалов, для соединения которых может быть использована электронно-лучевая сварка (рисунок 1.3). Отмечается, что некоторые пары материалов практически не могут быть сварены данным методом, а для соединения других требуется выполнение определенных условий. Сплавы на основе титана отнесены к материалам, не свариваемым данным методом. Аналогичная схема воспроизведена в работе *V. Adam* с соавторами [94], опубликованной двумя десятилетиями позже.

Практическая реализация технологических процессов, отнесенных ко второй группе, во многих случаях сопровождается формированием в сварных швах интерметаллидных фаз. Однако по сравнению с методами, соответствующими первой группе, объемная доля этих фаз существенно меньше. Ограничению доли интерметаллидов в сварных швах способствует режим сварки-пайки, при реализации которого один из соединяемых материалов плавится, а второй находится в твердом состоянии. Развитию этого технологического направления посвящено множество работ, например, [95–99].

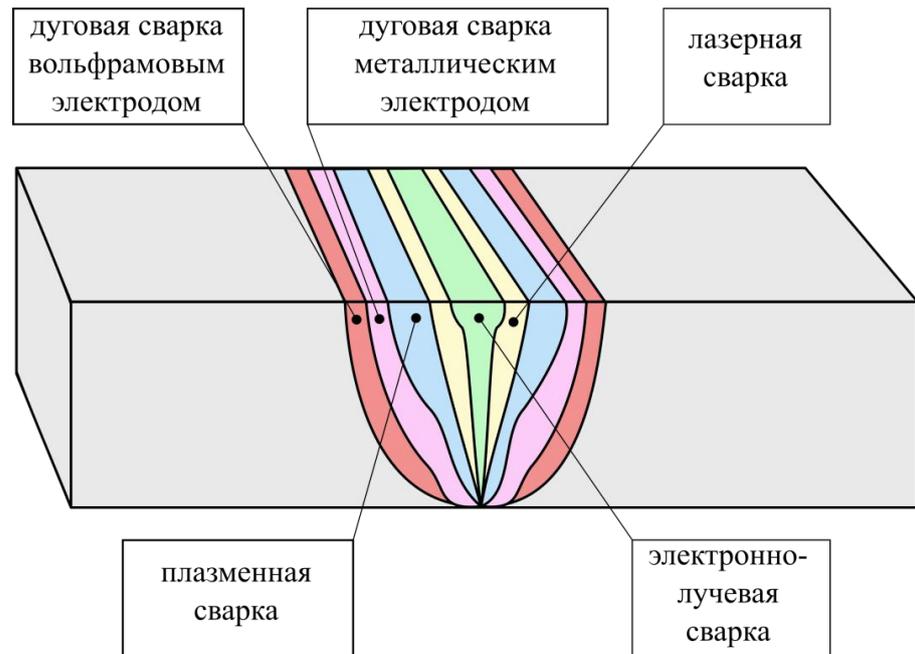


Рисунок 1.2 – Геометрия стыковых швов, полученных различными методами сварки [59]

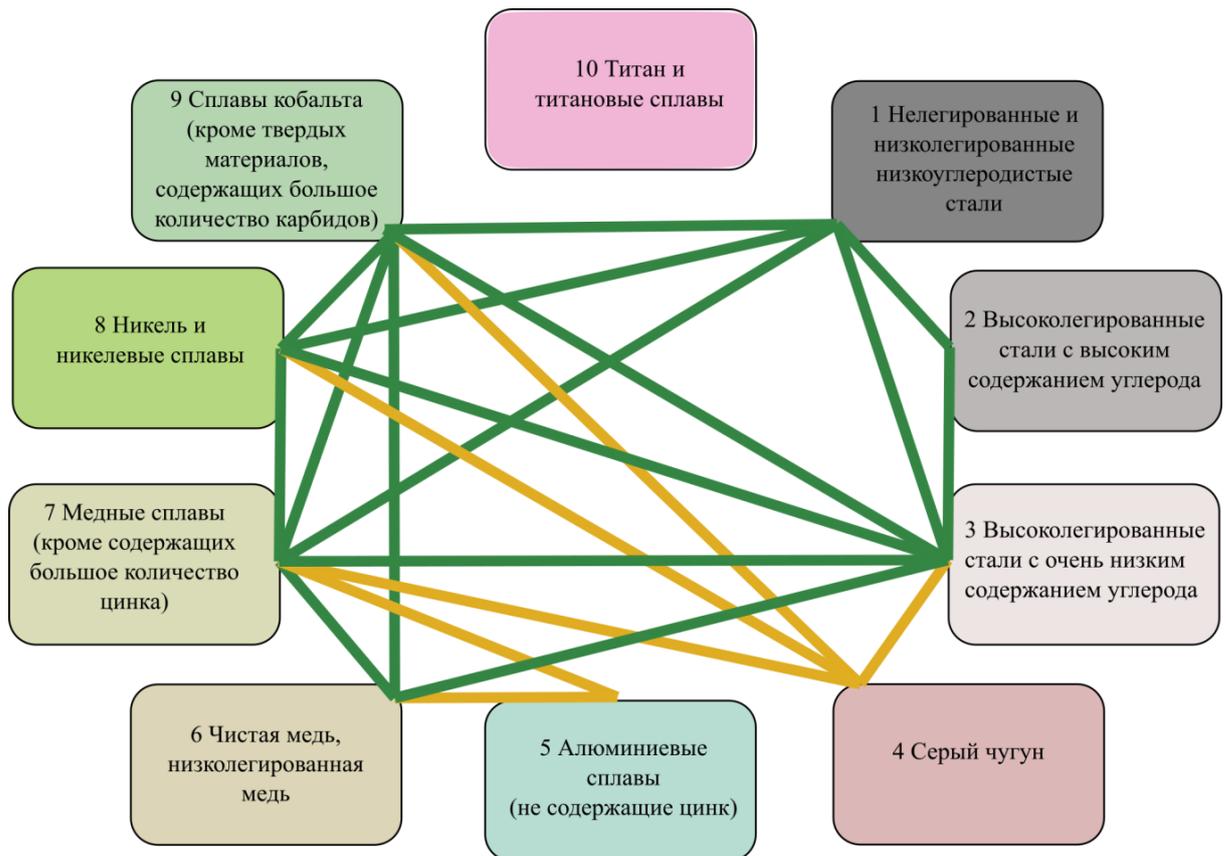


Рисунок 1.3 – Сочетания материалов, для соединения которых может быть использована электронно-лучевая сварка [93]

Третья группа процессов, как показано на рисунке 1.1, объединяет технологии соединения заготовок в твердом состоянии. К ним относятся процессы сварки взрывом, диффузионной и ультразвуковой сварки. Указанные способы обеспечивают возможность соединения разнородных по составу материалов при нагреве их до значений ниже температуры плавления в отсутствие присадочных материалов. В некоторых случаях лишь методы сварки давлением позволяют избегать появления интерметаллидов и получать таким образом надежные соединения. Контактная сварка в рассмотренной схеме не представлена, но опыт практического применения позволяет сделать вывод о том, что она весьма эффективна при соединении различных по составу металлов и сплавов.

Период начала масштабного использования методов сварки давлением конструкционных материалов относится ко второй половине XX века. Существенный вклад в исследование процессов сварки материалов, реализуемых в отсутствие расплава, внесли А.П. Семенов, С.Б. Айнбиндер, М.Х. Шоршоров, Э.С. Каракозов, Ю.Л. Красулин, Н.Н. Рыкалин, В.С. Седых, А.А. Дерibas, Е.И. Биченков, С.С. Батсанов, В.И. Лысак, Н.А. Ольшанский, В.И. Вилль, В.И. Мали, *M.A. Meyers, J.A. Zukas, W.P. Walters, E. Thomsen, C. Young, M.M. Schwartz* и другие [56-60, 100-113].

Отечественными и зарубежными специалистами было предложено несколько гипотез о соединении материалов в твердом состоянии, в том числе энергетическая, диффузионная, пленочная, вакансионная. Проведенные ими исследования позволили представить процесс соединения материалов в твердой фазе как многостадийный. По мнению авторов работы [114] рационально выделять три стадии формирования разнородных соединений в условиях сварки в твердом состоянии:

1. На первой стадии за счет пластической деформации при сближении заготовок на малые расстояния происходит физическое или слабое химическое взаимодействие соединяемых материалов.

2. Вторая стадия процесса сварки связана с формированием активных

центров на поверхностях соединяемых материалов. При сварке разнородных материалов для образования соединений необходимо дополнительное время, чтобы центры возникли на более твердых из соединяемых заготовок. Считается, что активные центры соответствуют полям упругих искажений кристаллической решетки, возникающих в процессе упругопластической деформации на поверхности хотя бы одной из соединяемых заготовок.

3. Явления, характерные для третьей стадии, развиваются в плоскости сопряжения заготовок и в объеме контактной зоны. При этом происходит слияние возникших ранее локальных очагов взаимодействия заготовок, а также развиваются процессы релаксации напряжений в объемах, необходимых для сохранения возникших ранее связей. Дальнейшее развитие релаксационных процессов (рекристаллизация и гетеродиффузия) обеспечивает прочность сварного соединения. При сварке однородных материалов об окончании третьей стадии свидетельствует факт образования общих зерен в зоне контакта материалов путем развития рекристаллизационных процессов.

При сварке в твердом состоянии разнородных металлов ( $A$  и  $C$ ) необходимо контролировать несколько параметров, определяющих структуру и свойства получаемых соединений [115]:

- самодиффузию разнородных атомов  $A$  и  $C$  в гомогенном сплаве  $AC$ ;
- взаимную диффузию компонентов в формирующемся сплаве  $AC$  при наличии градиента концентраций (гетеродиффузия);
- скорость образования и роста интерметаллидной прослойки при взаимодействии атомов  $A$  и  $C$ .

При сварке разнородных материалов необходимость развития или ограничения процесса гетеродиффузии определяется природой фаз, образующихся в пределах диффузионных зон [116]. Длительность двух первых стадий определяется скоростью и степенью деформации материалов. На продолжительность третьей стадии существенное влияние оказывает температура материала в зоне соединения. При этом характер деформации может изменить скорость и механизм гетеродиффузии [114]. Следует отметить, однако,

что деление процесса образования соединений на три стадии имеет смысл рассматривать только на уровне контакта микроскопических участков [1].

В соответствии с анализируемой концепцией, вне зависимости от способа сварки, природа образования соединений едина. Отличия связаны с кинетикой отдельных стадий процесса, которая определяется температурой, интенсивностью пластического течения материалов, степенью локализации деформации, особенностями развития релаксационных процессов.

Таким образом, на различных масштабных уровнях в процессах сварки разнородных материалов, в том числе и при сварке давлением, формируются зоны контакта, определяющие важнейшие свойства получаемых соединений. Особые сложности возникают в процессах сварки крупногабаритных заготовок из разнородных материалов. При реализации многих из перечисленных методов сварки получить надежные соединения не удастся. В ряде случаев решение задач, связанных с получением массивных неразъемных конструкций, может быть основано на использовании методов сварки взрывом и стыковой контактной сварки.

### **1.1.3 Получение соединений из разнородных материалов методом сварки взрывом**

Сварка взрывом – это один из наиболее эффективных технологических процессов, используемых для формирования неразъемных конструкций из разнородных по составу материалов. Главные его достоинства заключаются в скоротечности процесса, а также в отсутствии сплошных зон расплавленного материала. Вероятность формирования хрупких промежуточных слоев при реализации этой технологии минимальна [3, 117, 118]. Высокая скорость взаимодействия заготовок в процессе сварки обеспечивается энергией взрыва, передающейся соединяемым заготовкам. Для большинства металлов и их сплавов диапазон скоростей соударения заготовок, обеспечивающий их сварку, находится в пределах 0,3 - 1,5 км/с.

Систематическое изучение сварки взрывом началось во второй половине прошлого века. В 1963 году была опубликована монография *J.S. Rinehart и J. Pearson* [119], обобщившая полученные к тому времени результаты исследований. *М.А. Mayer* в своей монографии [120] отмечает, что эти работы и исследования советских ученых были наиболее значимыми в области сварки материалов взрывом.

В России первые исследования, косвенно связанные со сваркой взрывом, проводились еще в середине 40-х годов XX века. Группа специалистов под руководством *М.А. Лаврентьева*, занимаясь изучением механизма действия кумулятивных зарядов, столкнулась с явлением сварки взрывом, получив биметаллические заготовки из стали и меди с волнообразными швами. Однако результаты данных исследований опубликованы ими не были. Лишь в начале 60-х годов XX века работы по сварке взрывом вошли тематику Института гидродинамики СО РАН и стали выполняться на системной основе. Основные результаты этих исследований представлены в работах *В.С. Седых*, *А.А. Дерибаса*, *Е.И. Биченкова*, *С.С. Батсанова*, *В.И. Мали* и других специалистов [105-109]. Параллельно с коллективом *А.А. Дерибаса* в Алтайском научно-исследовательском институте технологии машиностроения исследования по сварке разнородных материалов выполняли *Б.Д. Цемахович* и *А.С. Гельман* [110, 111].

Большой вклад в развитие технологии сварки взрывом и изучение соединений, полученных с ее использованием, внесен коллективом сотрудников Волгоградского государственного технического университета под руководством академика *В.И. Лысака*. [56-58, 121-123]. Длительное время этот коллектив является одним из признанных лидеров в изучении проблем сварки материалов взрывом. Предложенный в работах волгоградских специалистов энергетический подход к анализу процессов, приводящих к получению качественных соединений, позволил определить границы свариваемости материалов. Значительная часть работ, выполненных научным коллективом

В.И. Лысака, посвящена формированию и исследованию слоистых композиционных материалов [124].

Основные технологические схемы, по которым осуществляется сварка взрывом, представлены на рисунке 1.4. Сварное изделие может состоять из двух слоев (при получении биметалла), либо представлять собой композицию из большего их числа. Особым преимуществом сварки взрывом является возможность соединения изделий с большой площадью поверхности.

Образующиеся при сварке взрывом швы могут быть волнообразными, либо иметь форму ровных поверхностей [125-127]. В обоих случаях полученные по оптимальным режимам соединения обладают высокой прочностью. Некоторыми авторами было показано [128-130], что на границах соединения заготовок в процессе сварки возможно формирование тонких слоев расплава, в которых происходит перемешивание исходных материалов. После кристаллизации данные участки характеризуются составом и структурой, отличающимися от исходных заготовок, что отражается на свойствах полученных таким образом материалов. Указанные обстоятельства позволяют отнести сварку взрывом также и к способам сварки с частичным оплавлением при кратковременном нагреве.

#### **1.1.4 Контактная стыковая сварка как метод получения комбинированных конструкций**

Работы по термоэлектричеству [131, 132], проведенные в середине 50-х годов XIX века английским физиком У. Томсоном в университете Глазго, заложили основы технологии электроконтактного соединения металлов. Независимо от него работы в этом же направлении проводил и его однофамилец американский ученый Э. Томсон. В 1877 году им был предложен способ и разработано оборудование для стыковой контактной сварки, о чем он упоминает в своей статье [133] и позже в патенте [134]. Разработанная Э. Томсоном технология практически сразу была успешно внедрена в промышленность.

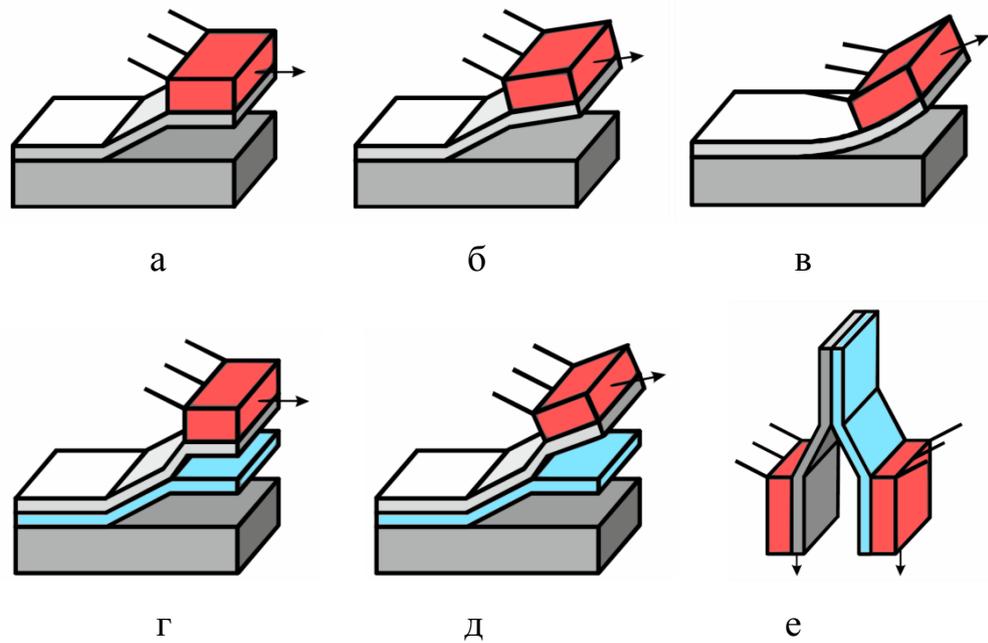


Рисунок 1.4 – Схемы формирования комбинированных конструкций по технологии сварки взрывом: а – плоскопараллельная, б – угловая с постоянным углом, в – угловая с переменным углом, г – одновременная плоскопараллельная, д – одновременная угловая, е – батарейная схема [135]

Контактная стыковая сварка является уникальной технологией получения соединений из крупногабаритных металлических заготовок. Как и многие другие процессы, этот вид сварки может быть использован для соединения заготовок из разнородных по составу материалов. Метод заключается в нагреве торцов контактирующих заготовок пропусканием электрического тока с последующим приложением давления. Формирование жидкой фазы происходит на стадии пропускания электрического тока. На следующей стадии под действием приложенного усилия жидкая фаза выдавливается в грат, а соединение формируется в твердом состоянии в процессе взаимодействия нагретых слоев. Именно эта особенность позволяет сформировать надежные соединения по всей плоскости габаритных заготовок без присутствия неблагоприятной дендритной структуры в сварном шве. Существенный вклад в развитие технологии стыковой контактной сварки внесли специалисты Института электросварки им. Е.А. Патона.

Возможна реализация двух способов стыковой контактной сварки – сопротивлением и оплавлением, отличающихся временем приложения давления [136]. При сварке сопротивлением сначала прикладывают давление, затем подают ток, а после его отключения давление снимают [137]. Данный способ не позволяет полностью удалить оксидные пленки с поверхностей крупногабаритных стыкуемых заготовок. На практике его применяют для соединения проволок, стержней или труб небольшого сечения, обладающих невысокой устойчивостью к смятию [61].

Второй метод является более сложным. На первом этапе его реализации заготовки сближают при минимальном давлении на торцы. Неровные поверхности заготовок, соединяясь, образуют перемычки, которые взрывообразно разрушаются. В тот момент, когда торцы заготовок оплавляются на заданную величину, соединяемые детали сжимают, формируя, таким образом, грат. Особенностью данного метода является эффективное вытеснение загрязнений с поверхности заготовок в процессе сварки [137, 138]. Формирование перемычек и их миграция между поверхностями соединяемых загото-

вок на этапе существования жидкой фазы может сопровождаться значительными изменениями содержания легирующих элементов в зонах локального контакта и граничащих с ней участках.

Основные этапы контактной стыковой сварки представлены на рисунке 1.5 [139]. Сварку оплавлением успешно применяют для соединения длинномерных изделий, например, труб, железнодорожных рельсов. Площадь сварки может достигать 100 000 мм<sup>2</sup>. Для формирования данным способом комбинированных соединений предпочтительно использовать сплавы, образующие твердые растворы. В то же время во многих случаях в процессе сварки формируются хрупкие интерметаллидные включения и слои закаленного материала, что является неблагоприятным фактором [140, 141]. При выполнении многих работ, связанных с применением контактной сварки оплавлением, объектами исследований являлись железнодорожные рельсы [140, 142-158].

## **1.2 Комбинирование разнородных материалов методами наплавки**

Во многих случаях комбинирование разнородных материалов осуществляют с использованием технологии наплавки. Как правило, такого рода технологии применяют при необходимости изменения свойств поверхностных слоев изделий. Например, наплавкой можно повысить коррозионную стойкость или износостойкость изделий. В то же время технологии наплавки могут быть использованы для восстановления размеров изделий или создания различного рода промежуточных слоев.

Для наплавки поверхностных слоев используют как традиционные технологии наплавки (например, электродуговую), так и высокоэнергетические (электронно-лучевую, плазменную, лазерную). Выбор технологии определяется формой и габаритами конструкций, характером взаимодействия наплавляемого и основного материала, а также конечной структурой и свойствами сплава. Кроме этого необходимо учитывать и экономические показатели того

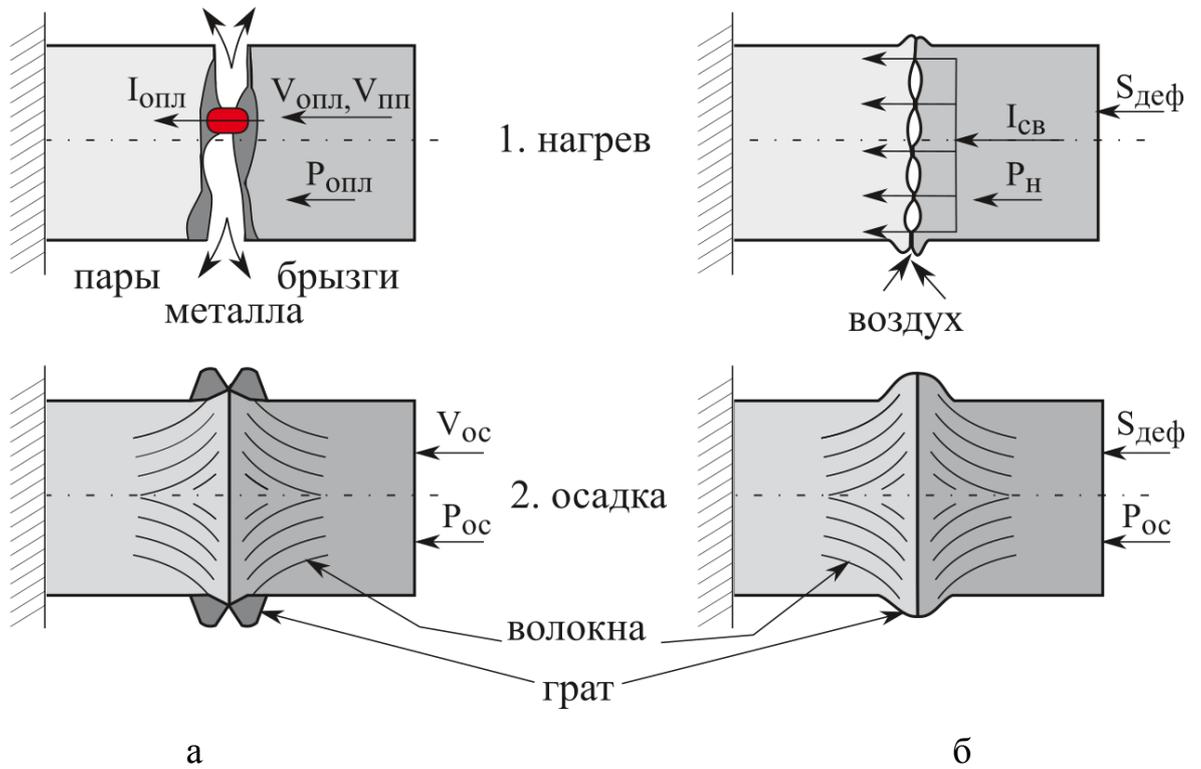


Рисунок 1.5 – Основные этапы стыковой контактной сварки оплавлением (а) и сопротивлением (б):  $I_{опл}$  и  $I_{св}$  – ток оплавления и сварочный ток;  $P_{опл}$ ,  $P_{н}$ ,  $P_{ос}$  – давления на стадиях оплавления, нагрева и осадки соответственно;  $V_{п.п}$ ,  $V_{опл}$  – скорость подвижной плиты с деталью и скорость оплавления;  $V_{ос}$  – скорость осадки;  $S_{деф}$  – перемещение от деформации металла [139]

или иного способа нанесения поверхностного слоя. Во многих случаях к наплавленным слоям предъявляют существенно более высокие требования, чем к сварным швам, полученным с использованием аналогичных технологических процессов.

Технологии наплавки детально изучены отечественными и зарубежными специалистами [87, 159-162]. Большой вклад в их разработку, а также в развитие исследований в этой области внес коллектив Института электро-сварки им. Е.А. Патона [88]. Сварка и наплавка являются родственными процессами, поэтому работы в этих направлениях длительное время развиваются параллельно. Следует подчеркнуть, что и в настоящее время имеется множество нерешенных проблем, касающихся наплавки однородных и тем более разнородных материалов [163-170].

О.И. Шевченко отмечает [171-173], что для многих типов поверхностных слоев, полученных плазменно-порошковой наплавкой, характерна склонность к образованию трещин. Контроль процесса формирования структуры в зоне сплавления является необходимым условием реализации технологии поверхностного упрочнения материалов, поскольку свойства на границе сплавления влияют на характер напряженного состояния и склонность материалов к разрушению.

Слои, сформированные методом электронно-лучевой наплавки, обладают существенной структурной неоднородностью [174-178]. Одно из их преимуществ определяется характером взаимодействия расплавленных слоев основного и наплавляемого материалов. Большой объем работ, выполненных специалистами в области наплавки разнородных материалов, связан с изучением структурно-фазового состояния материалов в переходных зонах в зависимости от технологических режимов и состава наплавляемых материалов.

В последние годы интенсивное развитие в области формирования комбинированных конструкций получило направление, связанное с активным внедрением в реальное производство аддитивных технологий. Речь идет о создании так называемых градиентных переходных швов. За счет формиро-

вания слоев определенного состава путем наплавки создается сварной шов, который характеризуется меньшими перепадами по уровню механических свойств и внутренних напряжений [179-185].

### **1.3 Комбинирование разнородных материалов при использовании методов спекания**

Методы спекания можно успешно применять для создания комбинированных конструкций и получения как непосредственно изделий, так и соответствующих переходных слоев. Одно из важных направлений при использовании анализируемых технологий связано с получением железоуглеродистых композиционных материалов.

Железоуглеродистые гетерофазные сплавы представляют собой основной тип материалов, применяемых в современном машиностроении [186]. Длительное время ведутся работы над созданием и изучением структуры и свойств двухфазных [187-192] и многофазных [193-198] сталей. В двухфазных сталях основными структурными составляющими являются  $\gamma$ - и  $\alpha$ -железо. В литературе анализируются также сплавы, в которых сочетаются какая-либо из стабильных фаз ( $\alpha$  либо  $\gamma$ ) с фазами метастабильного типа ( $\alpha'$ -или  $\varepsilon$ -мартенсит) [199, 200]. Структурными составляющими, характерными для многофазных сталей, являются аустенит, феррит, перлит, мартенсит, бейнит. Наличие фаз, резко отличающихся по составу и строению, в некоторых случаях может обеспечить уникальный комплекс механических свойств сталей [201-204].

Для формирования рациональной гетерофазной структуры сталей могут быть использованы методы, основанные на пластической деформации и (или) термической обработке материалов [193-204]. Результаты, заслуживающие внимания, зафиксированы при использовании методов спекания порошков [205-209], среди которых особое место занимает технология электроискрового спекания *SPS (spark plasma sintering)*. Возможность варьирования

режимами спекания и кратковременность термического воздействия открывают широкие возможности по формированию рациональной структуры спекаемых материалов.

Суть метода *SPS* заключается в пропускании импульсов постоянного тока с одновременным приложением к порошковой композиции одноосного давления. В процессе спекания частицы в точках контакта оплавляются, при этом основная часть материала остается в твердом состоянии. Спекание материала происходит равномерно по всему объему. Приложенное к заготовке давление обеспечивает высокую плотность получаемых компактов. Высокая скорость процесса способствует сохранению исходной структуры спекаемых материалов [210, 211].

Особо актуальными являются задачи, связанные с формированием структуры зон, возникающих при взаимодействии разнородных материалов, которая и определяет свойства получаемых композиций. Несмотря на то, что с использованием технологии электроискрового спекания можно создавать уникальные материалы, работ, посвященных получению гетерофазных железоуглеродистых сплавов, относительно мало.

#### **1.4 Композиции на основе аустенитных и перлитных сталей**

Композиции типа "аустенитная сталь – феррито-перлитная сталь", а также «аустенитная сталь – перлитная сталь» широко востребованы в различных областях современного производства. Часто такая комбинация встречается в изделиях ответственного назначения, которые определяют безопасность того или иного объекта в целом. Примерами практического использования подобных сочетаний разнородных материалов являются диски роторов газовых турбин и элементы паросиловых установок. Целесообразность применения разнородных сталей в отмеченных конструкциях обусловлена различными значениями температуры нагрева отдельных зон изделий. Некоторые зоны эксплуатируются при температуре выше 600 °С, поэтому их

следует изготавливать из высоколегированных сталей, другие - при температуре ниже 600 °С и их можно изготовить из нелегированных сталей [2].

Существуют изделия ответственного назначения, которые определяют безопасность железнодорожного транспорта. Одним из самых характерных примеров в этой области являются сварные крестовины, при формировании которых используется три типа сталей [149, 151, 212, 213]. Следует отметить, что данные комбинированные конструкции испытывают существенные динамические и циклические нагрузки, что делает требования к комплексу их механических свойств существенно более высокими. Длительное время при их производстве использовали разъемные соединения заготовок из высокоуглеродистой и высокомарганцовистой сталей. Важнейшая проблема, характерная для разъемных соединений, связана с зазорами между заготовками, присутствие которых является причиной многократного динамического воздействия на конструкцию при движении каждого железнодорожного состава. Внедрение технологии сварки разнородных материалов позволило не только повысить надежность и безопасность стрелочных переводов [214-216], но, благодаря уменьшению габаритов, а, следовательно, и массы крестовин, существенно сократить расход дорогостоящей стали Гадфильда.

Способ получения неразъемных соединений, основанный на использовании технологии стыковой контактной сварки коротких крестовин из стали Гадфильда с железнодорожными рельсами, в значительной степени устраняет недостатки, характерные для разъемных конструкций [217]. Такая технология используется европейскими и российскими производителями стрелочных переводов. Технологический процесс заключается в последовательной сварке элементов из высокомарганцовистой и хромоникелевой сталей, а затем и рельсовой стали. Без применения промежуточных вставок из стали 12Х18Н10Т качество соединения стали Гадфильда и рельсовой стали, резко отличающихся по химическому составу и относящихся к различным структурным классам, не соответствует условиям эксплуатации стрелочных переводов. Для снятия внутренних напряжений, образующихся в процессе охла-

ждения сварных соединений, проводится их термическая обработка, заключающаяся в отжиге с выдержкой в течение 3 – 5 часов при температуре 1000 °С [217]. Результатом проявления этих напряжений могут быть трещины, возникающие в зоне сварки хромоникелевой и рельсовой сталей.

### **Выводы по главе 1**

1. Комбинированные конструкции, состоящие из разнородных по составу материалов, в настоящее время являются неотъемлемой частью промышленного производства. Для создания сложных изделий, отдельные узлы или элементы которых работают при существенно отличающихся условиях, могут быть использованы различные материалы и технологические процессы, обеспечивающие их комбинирование. Достоинствами комбинированных конструкций являются возможность экономии дорогостоящих материалов, а также повышение механических и функциональных свойств изделий.

2. Основные проблемы, характерные для сварки разнородных материалов, связаны с охрупчиванием границ раздела между ними. Степень их проявления определяется природой взаимодействующих материалов и технологией формирования неразъемных соединений. При соединении сталей наиболее негативное влияние на комплекс механических свойств сварных швов оказывает высокопрочная структура мартенситного типа. Предотвращение образования нежелательных фаз в сварных швах, получаемых при соединении разнородных материалов, представляет собой сложную, иногда нерешаемую задачу.

3. Анализ литературных данных свидетельствует об ограниченности исследований сварных швов между разнородными сталями, проводимых на глубоком структурном уровне. Особенно это касается соединений углеродистых и легированных сталей, относящихся к различным

структурным классам, в том числе сталей перлитного и аустенитного классов.

4. С прикладной точки зрения особое значение имеют сварные соединения ответственного назначения из разнородных сталей, подвергаемые в процессе эксплуатации динамическому и усталостному нагружению. Примерами изделий такого типа являются выпускаемые в больших количествах железнодорожные крестовины, входящие в состав стрелочных переводов. Качество сварных крестовин в значительной степени определяет безопасность эксплуатации высокоскоростных железных дорог.

5. В зависимости от природы соединяемых материалов, габаритов заготовок, их геометрических особенностей, назначения выпускаемой продукции, условий ее эксплуатации и других факторов при производстве комбинированных конструкций могут быть использованы различные технологические процессы, основанные на принципах сварки и наплавки. При изготовлении крупногабаритных изделий ответственного назначения рационально использовать процессы стыковой контактной сварки и сварки взрывом, достоинства которых связаны с минимальным количеством жидкой фазы в зонах сварных швов. Одно из эффективных технических решений, минимизирующих проблемы, возникающие при сварке заготовок из разнородных сплавов, основано на использовании промежуточных вставок.

## ГЛАВА 2 ФАЗОВЫЕ И СТРУКТУРНЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В СВАРНЫХ ШВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДОМ КОНТАКТНОЙ СВАРКИ ЗАГОТОВОК ИЗ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

В представленном разделе отражены результаты исследований структурно-фазовых преобразований и механических свойств материалов, полученных при сварке заготовок из аустенитных сталей различного химического состава (110Г13Л и 12Х18Н10Т), а также при соединении разнородных сталей, относящихся к различным структурным классам (Э76 и 12Х18Н10Т).

Сварные соединения получали по технологии стыковой контактной сварки оплавлением заготовок длиной 1,5 м и площадью поперечного сечения 12000 мм<sup>2</sup> на установке типа НК840.2 при следующих технологических параметрах: номинальное напряжение питающей сети 380 В; номинальная частота 50 Гц; усилие осадки 770 кН; линейная осадка 12 и 16 мм для пары 110Г13Л – 12Х18Н10Т и Э76 – 12Х18Н10Т соответственно; скорость предварительного оплавления 0,1 – 0,3 мм/с; конечная скорость форсированного оплавления 1,2 мм/с; линейное оплавление 24 и 20 мм; начальная скорость осадки 25–30 мм/с; продолжительность осадки 8 и 3 с. Охлаждение материала после сварки осуществляли на воздухе. Химический состав исследуемых сталей приведен в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав исследуемых сталей

Сталь	Химический состав, %								
	<i>C</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Ti</i>	<i>P</i>	<i>S</i>	<i>Fe</i>
110Г13Л	1,02	15,20	0,76	-	-	-	0,057	0,014	осн.
Э76	0,75	0,86	0,32	-	-	-	0,013	0,009	осн.
12Х18Н10Т	0,10	1,1	0,47	17,6	8,84	0,38	0,028	0,012	осн.

Образцы для структурных исследований готовили по стандартным технологиям шлифования и полирования алмазными пастами. Финальную обра-

ботку выполняли с использованием водной суспензии оксида хрома. Структуру материала выявляли 5 %-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте. Анализ структуры проводили на световом микроскопе *Carl Zeiss Axio Observer Z1m*. Элементный анализ материалов выполняли на растровом электронном микроскопе *Carl Zeiss EVO 50 XVP*, оснащённом энергодисперсионным анализатором *Oxford Instruments X-ACT*.

Тонкую структуру материалов изучали на просвечивающем электронном микроскопе *FEI Tecnai G2* при ускоряющем напряжении 200 кВ. Подготовка фольг для исследований включала несколько операций. Предварительная обработка заключалась в механическом утонении заготовок, получении пластин толщиной ~100 мкм и вырубке из них дисков диаметром 3 мм. Для получения на фольге сферического углубления использовали установку *Gatan Dimple Grinder*. Окончательной операцией являлась обработка фольги пучком ионов на установке *PIPS Gatan* до появления отверстия в углублении.

Рентгенофазовый анализ сварных соединений осуществляли на дифрактометре *ARL XTRA* по схеме Брегга – Брентано с использованием рентгеновской трубки с медным анодом. Управление параметрами съёмки (диапазон углов, скорость съёмки, величина шага, напряжение, ток) и обработку полученных данных выполняли в программном обеспечении *WinXRD*. Анализируемые фазы идентифицировали с использованием базы данных *ICDD PDF-4*.

Для оценки микротвёрдости использовали твердомер *Wolpert Group 402 MVD*.

## **2.1 Структурные преобразования в сварных швах, полученных при соединении заготовок из разнородных сталей аустенитного класса**

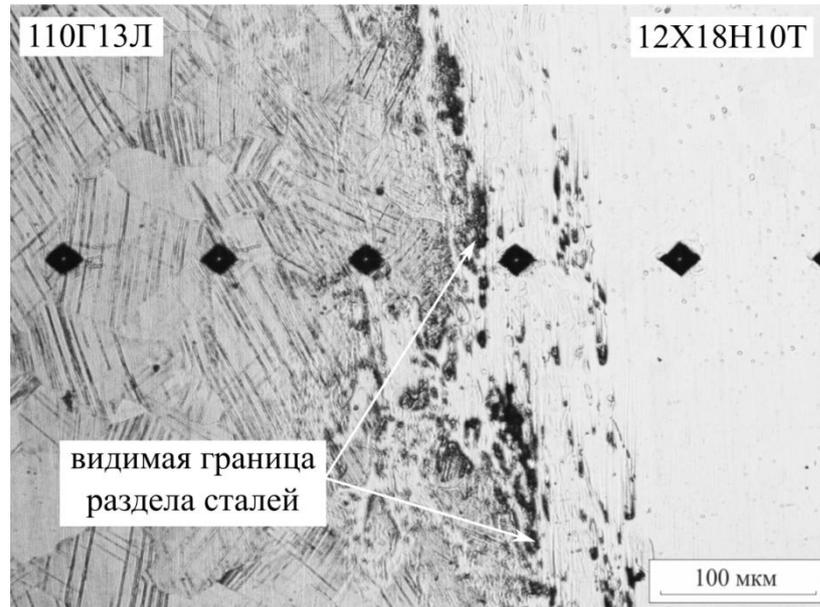
Особенности строения сварных швов между разнородными аустенитными сталями были изучены на образцах, вырезанных из сварных соединений типа «сталь 110Г13Л – сталь 12Х18Н10Т». Общий вид сварного шва представ-

лен на рисунке 2.1 а. Соединяемые стали имеют однородную структуру, отличаются лишь химическим составом (рисунок 2.1 б) и обладают достаточно хорошей свариваемостью. К неблагоприятным факторам, снижающим комплекс механических свойств соединений такого рода, можно отнести выделение карбидов по границам аустенитных зерен обеих сталей, обусловленное малой скоростью охлаждения сваренных между собой заготовок.

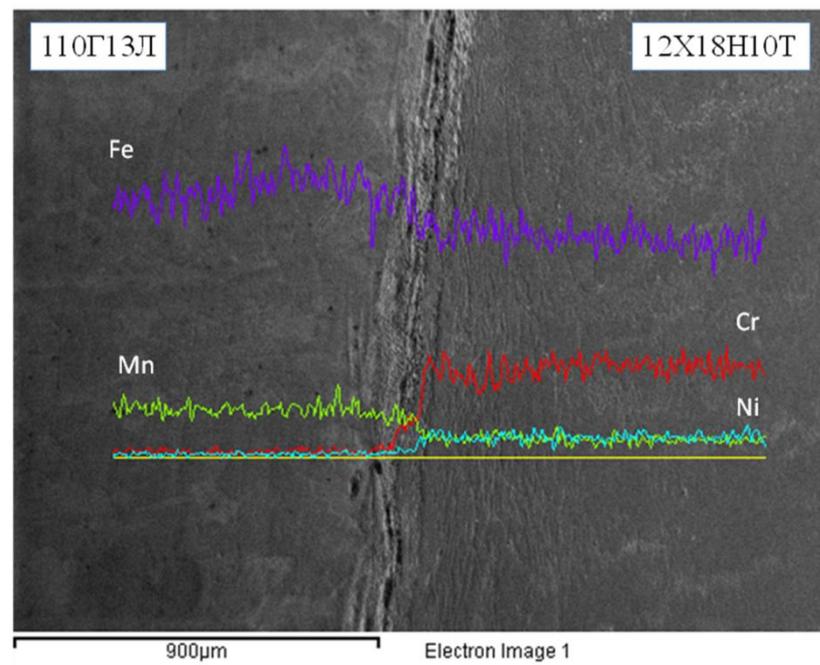
Формирование аустенитной структуры, обеспечивающей требуемый комплекс механических свойств стали Гадфильда, происходит лишь в том случае, если сварка материалов выполняется с последующим ускоренным охлаждением полученной конструкции (рисунок 2.2). На шлифах, вырезанных из таких соединений, отчетливо просматриваются полосы скольжения. В каждом зерне аустенита доминирует одна система полос. Такая структура, типичная для высокомарганцовистой стали, обеспечивает достаточно высокий уровень трещиностойкости материала.

В то же время, при нарушении режимов сварки возможно образование дефектов в стали 110Г13Л. Один из наиболее опасных представляет собой скопление карбидов, выделяющихся преимущественно по границам аустенитных зерен (рисунок 2.3 а, б). Иногда в структуре сварных соединений встречаются карбиды игольчатой формы, характер распределения которых показан на рисунке 2.3 в.

В исходном состоянии хромоникелевая сталь 12Х18Н10Т имеет аустенитную структуру. В таком состоянии сталь обладает повышенным уровнем трещиностойкости. Одна из основных технологических задач при сварке хромоникелевой и высокомарганцовистой сталей заключается в получении сварных швов с минимальным количеством карбидов. Решению ее способствует минимизация времени, при котором шов и прилегающие к нему области находятся в высокотемпературном состоянии. Несоблюдение режимов сварки приводит к образованию в переходной зоне структуры с крупными выделениями карбидов и формированию карбидной сетки по границам аустенитных зерен (рисунок 2.4). Сплошная карбидная сетка представляет наибольшую опасность

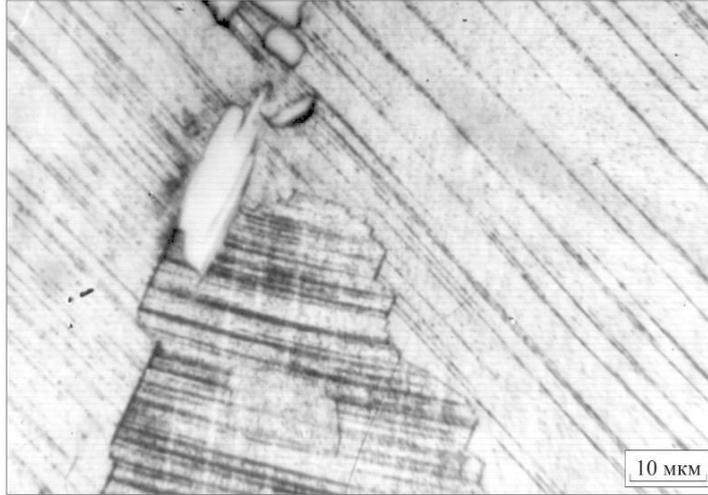


а

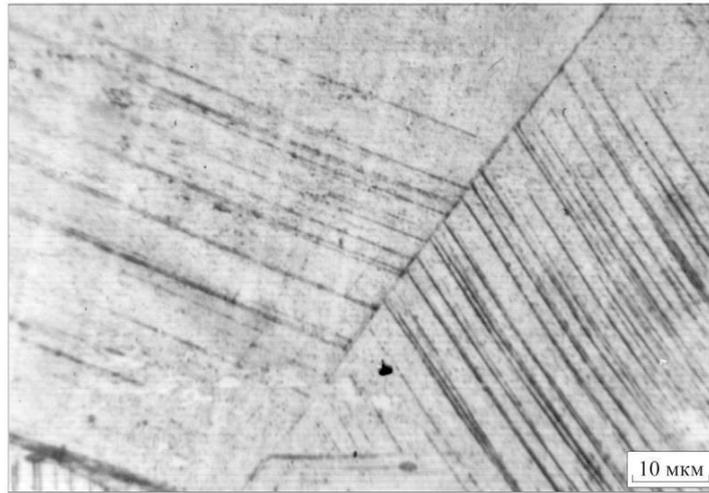


б

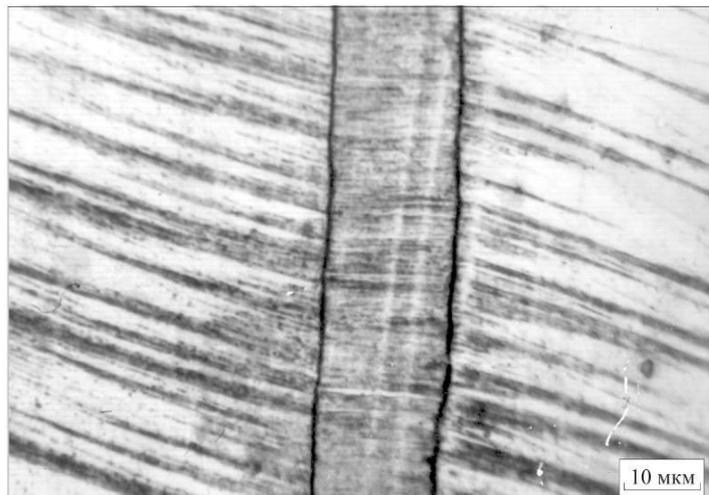
Рисунок 2.1 – Сварной шов между заготовками из сталей 110Г13Л и 12Х18Н10Т: а – общий вид; б – распределение химических элементов по сечению шва



а

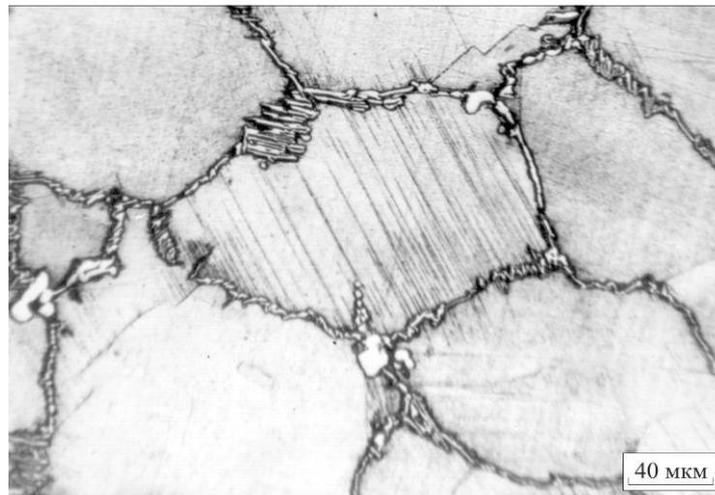


б

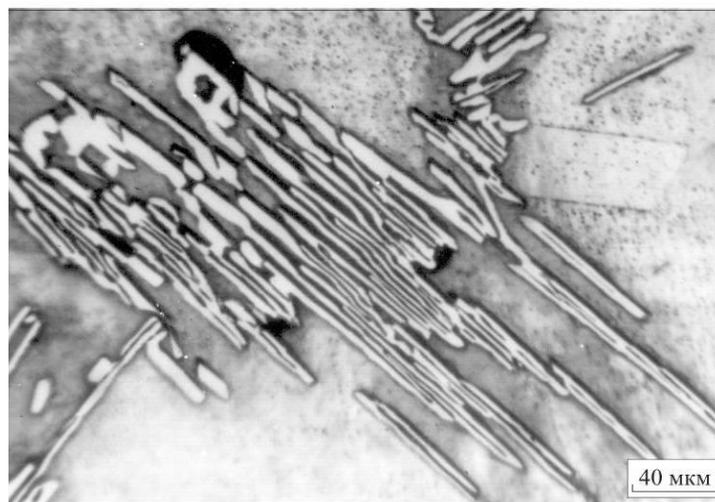


в

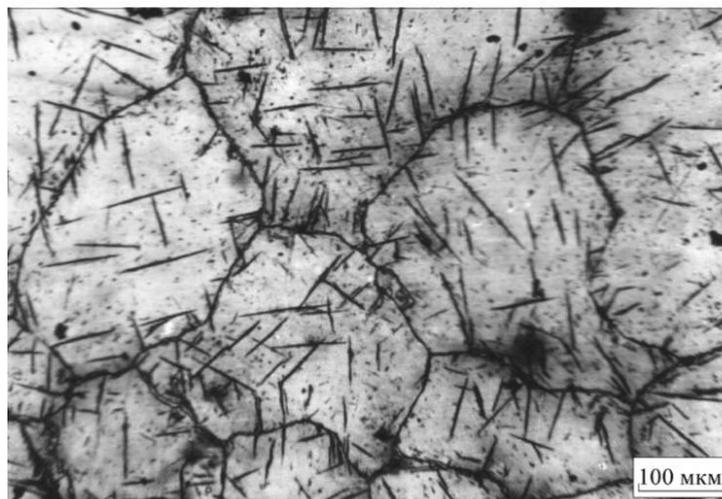
Рисунок 2.2 – Аустенитная структура стали Гадфильда



а



б



в

Рисунок 2.3 – Структура охрупченной стали 110Г13Л: а, б – зернограничные карбиды, в – карбиды игольчатой формы

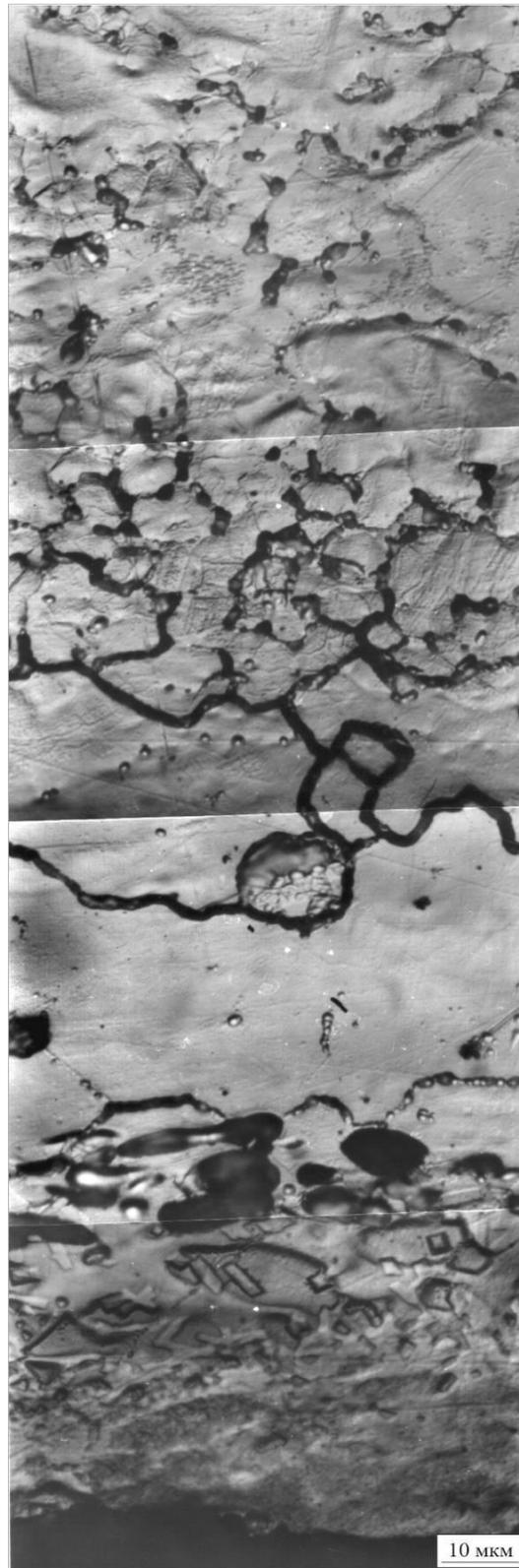


Рисунок 2.4 – Карбиды, выделившиеся по границам аустенитных зерен в сварном шве «сталь 110Г13Л – сталь 12Х18Н10Т» при несоблюдении режимов сварки

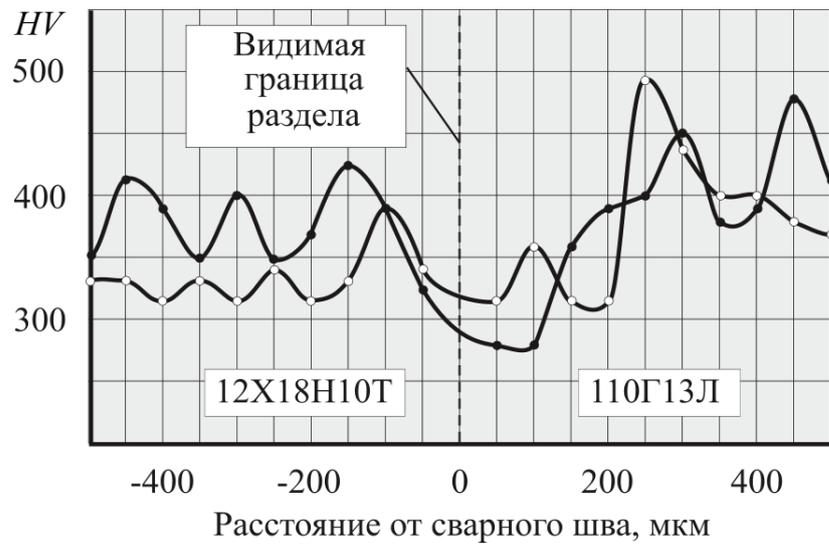
с точки зрения охрупчивания сварной конструкции.

С целью оценки характера изменения прочностных свойств в зоне сварного шва были проведены измерения микротвердости. Отпечатки наносили в направлении, перпендикулярном линии сплавления заготовок. Результаты исследования представлены на рисунке 2.5. Учитывая достаточно большую площадь сварных швов, образцы были изготовлены из разных зон полученных заготовок. На каждом из представленных рисунков приведены по две кривые, соответствующие параллельным дорожкам уколов алмазной пирамиды, отстоящим друг от друга на расстоянии  $\sim 200 \dots 500$  мкм.

Анализ полученных зависимостей позволяет сделать следующие выводы. Во-первых, наблюдается разброс в уровне микротвердости на границе раздела сталей, достигающий  $100 \dots 200$  HV. Во-вторых, следует отметить, что в пределах видимого в микроскопе сварного шва неоднородность материала выражена относительно слабо. Резких скачков в уровне микротвердости, свидетельствующих о переходе от одной стали к другой не наблюдается. Трещины в сварном шве также отсутствуют. Отмеченные особенности следует отнести к факторам, положительно характеризующим швы анализируемого типа. Учитывая, что речь идет о сварке разнородных материалов, зафиксированный уровень колебаний микротвердости вполне приемлем. Таким образом, можно сказать, что фактически имеет место постепенный переход от одной стали к другой. Говорить о резком градиенте в уровне микротвердости при переходе от одного материала к другому в данном случае нельзя. Кроме того, следует обратить внимание на средний уровень микротвердости, характерный для сварных швов типа «сталь 12Х18Н10Т – сталь 110Г13Л» и прилегающих к ним зон термического влияния. Он составляет  $\sim 350 \dots 400$  HV. Экспериментально установлено, что при таких значениях микротвердости обеспечивается хорошее сочетание показателей прочности, пластичности и трещиностойкости материала. Повышение микротвердости до  $\sim 430 \dots 450$  HV зафиксировано лишь в локальных зонах сварного шва со стороны стали Гадфильда. По результатам дюрометрических исследований можно сделать



а



б

Рисунок 2.5 – Распределение микротвердости в сварных швах между сталями 12X18H10T и 110Г13Л. Образцы вырезаны из верхней (а) и нижней (б) частей заготовки

вывод о том, что в зоне сплавления сталей 110Г13Л и 12Х18Н10Т дополнительных прослоек, охрупчивающих сварное соединение, не образуется.

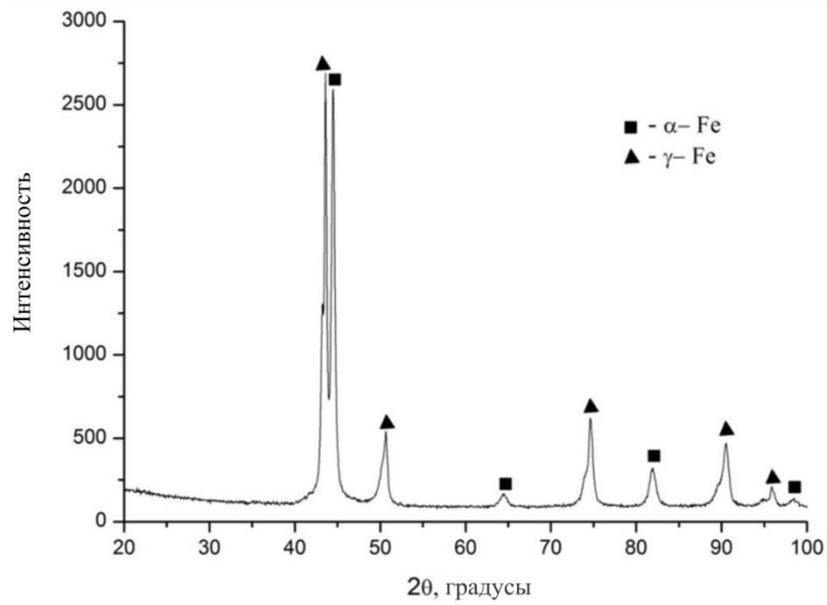
Анализ результатов рентгеноструктурных исследований свидетельствует о наличии нескольких фаз в сварных швах, полученных методом стыковой контактной сварки. На рисунке 2.6 представлены рентгенограммы, полученные при исследовании сварных швов, сформированных между заготовками из хромоникелевой и высокомарганцовистой сталей. Как следует из анализа рентгенограмм, в структуре присутствуют  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железо. Можно отметить, что пики ГЦК железа двойные, что обусловлено присутствием двух типов аустенита – марганцовистого и хромоникелевого, незначительно отличающихся параметрами решетки. Присутствие пиков альфа-железа может быть объяснено формированием в процессе сварки  $\delta$ -феррита с решеткой ОЦК в стали 12Х18Н10Т.

Рентгенограмма, полученная при исследовании сварного шва, подвергнутого химическому травлению (рисунок 2.6 б), показала наличие карбида титана, а также позволила более детально выявить аустенит двух типов. Объемная доля карбида в сплаве относительно мала, поэтому до травления на рентгенограмме он не проявлялся.

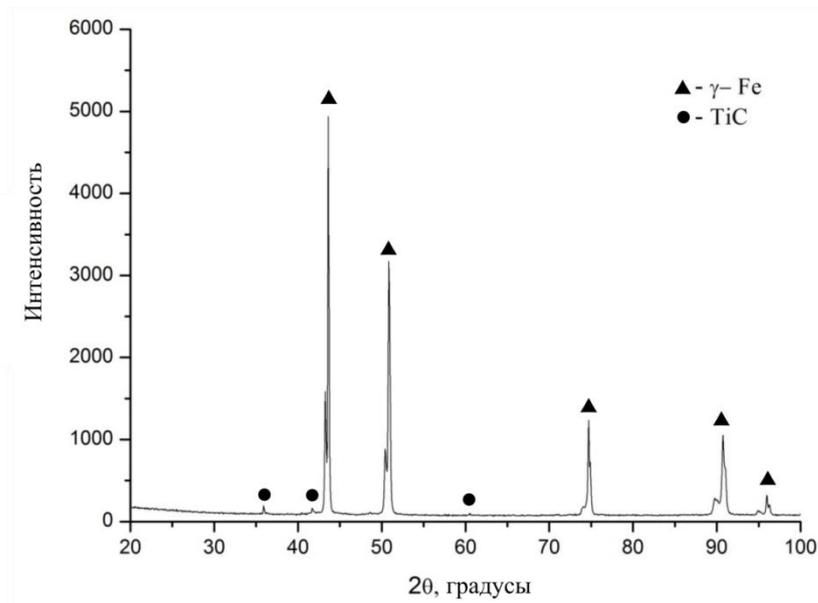
## **2.2 Структурные изменения в сварных швах между заготовками из перлитной и аустенитной сталей**

Наибольший практический интерес представляют соединения между сталями, отличающимися не только химическим составом, но и структурой. Примером такого соединения является пара «перлитная сталь – аустенитная сталь».

Общий вид и схема сварного соединения представлены на рисунке 2.7. Главной особенностью таких соединений является их существенная неоднородность по химическому составу даже в пределах одного образца. В переходной зоне сварного шва формируются новые структурные составляющие,

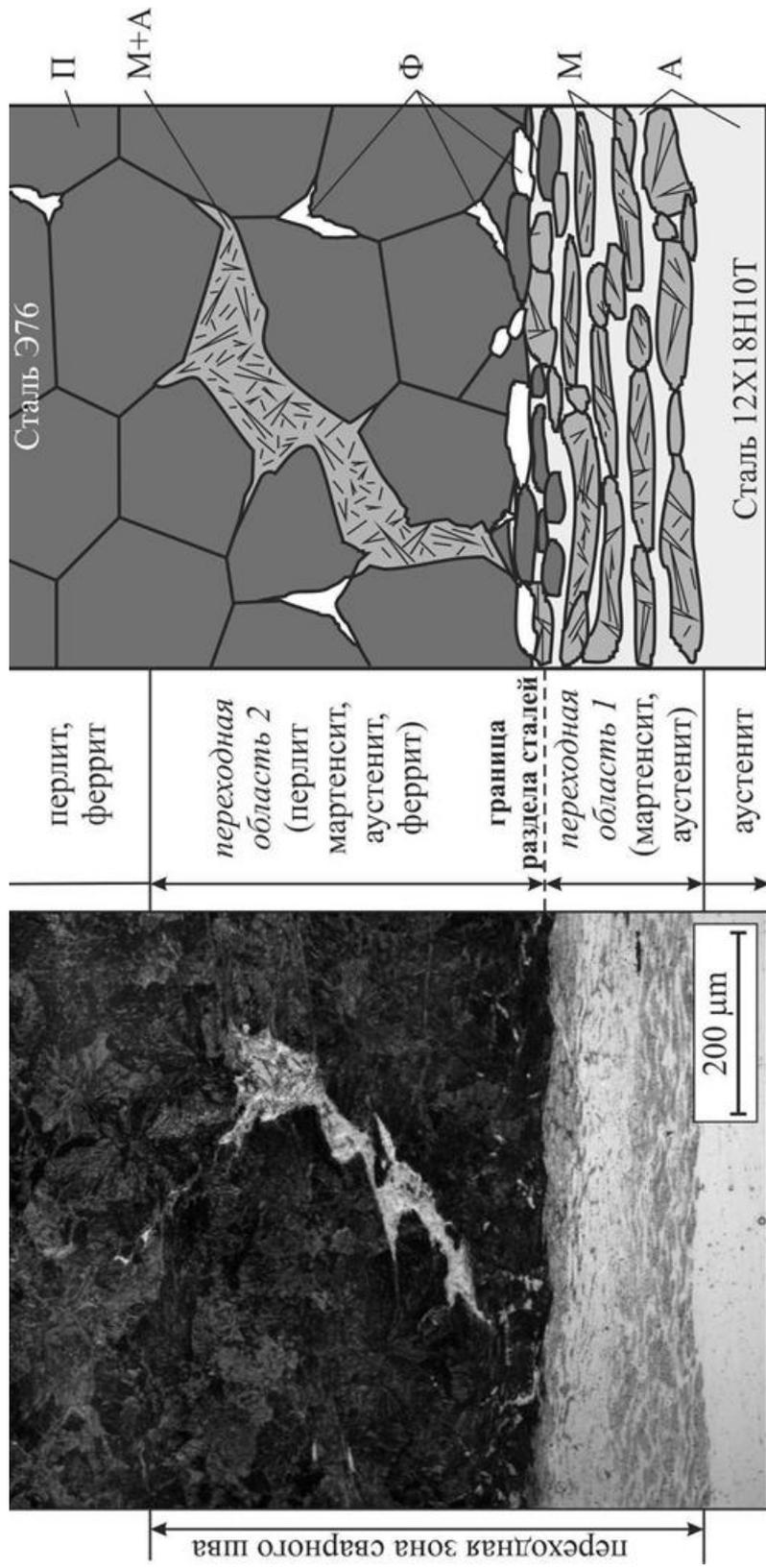


а



б

Рисунок 2.6 – Рентгенограммы сварного шва между хромоникелевой и высокомарганцевистой сталями: а – исходный образец, б – после химического травления



а

б

Рисунок 2.7 – Общий вид (а) и схема (б) переходной зоны сварного шва между сталями Э76 и 12Х18Н10Т

отсутствующие в сталях до их сварки. При этом металлографически четко различима граница раздела сталей (рисунок 2.7 а). Сама переходная зона может быть разделена на две области. Область 1 граничит со сталью 12Х18Н10Т, область 2 - со сталью Э76. В переходной области 1 шириной 50...500 мкм в результате диффузии углерода из перлитной стали и перемешивания материалов в процессе сварки формируется структура, состоящая из вытянутых вдоль шва мартенситных прослоек длиной 50...100 мкм и шириной 20...30 мкм. Между собой прослойки разделены микрообъемами аустенита. Поскольку в работе анализируются сварные соединения, состоящие из массивных заготовок, оказалось затруднительным получить сварные швы, в которых переходные зоны имели постоянную толщину. Связано это с неравномерным нагревом локальных зон в пределах контактирующих поверхностей, различной интенсивностью процессов механического перемешивания и диффузии. Вблизи видимой границы раздела сталей соотношение объемных долей мартенсита и аустенита составляет примерно 7:3. В некоторых случаях объемная доля мартенсита достигает 90 %. По мере удаления от границы раздела в сторону хромоникелевой стали объемная доля мартенсита уменьшается до 50 %. Одновременно с этим снижается твердость мартенсита. Мартенсит, зафиксированный в сварных швах, преимущественно является двойникованным (рисунок 2.8). В аустените вблизи видимой границы раздела зафиксировано повышение плотности дислокаций, обусловленное макропластической деформацией материала на стадии осадки заготовок и фазовым наклепом при образовании мартенсита.

Переходная область 2 (рисунок 2.7), примыкающая к стали Э76, распространяется от видимой границы раздела в направлении к углеродистой стали на глубину ~ 500 мкм. Непосредственно вблизи границы раздела сталей обнаружены обезуглероженные микрообъемы в виде зерен феррита (рисунок 2.9).

В пределах области 2 преимущественно располагаются колонии пластинчатого перлита. По границам некоторых из них расположены микрообъемы аустенита, частично претерпевшего мартенситное превращение (рисунок 2.10). Размеры этих микрообъемов составляют ~ 25...500 мкм. В некоторых

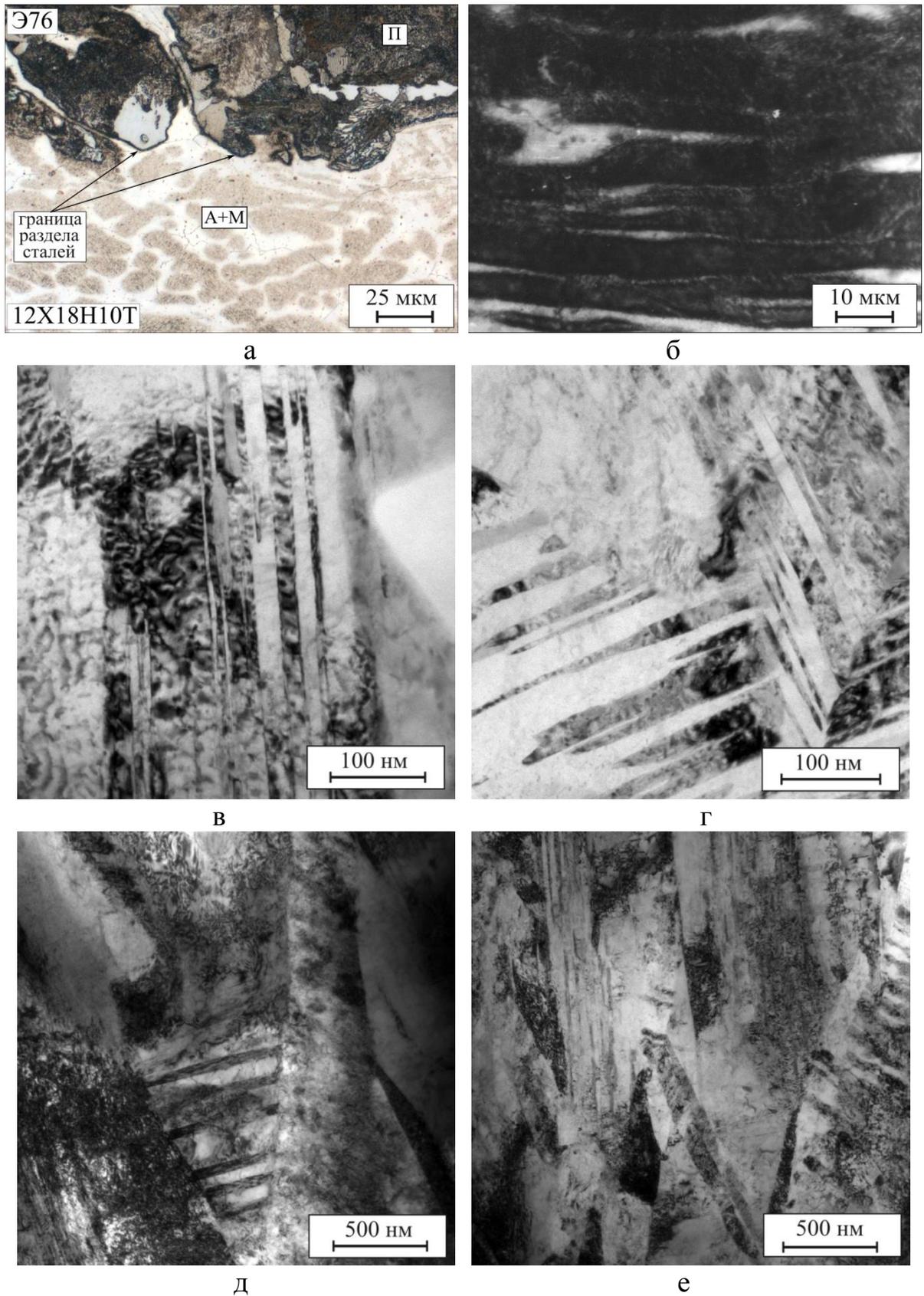
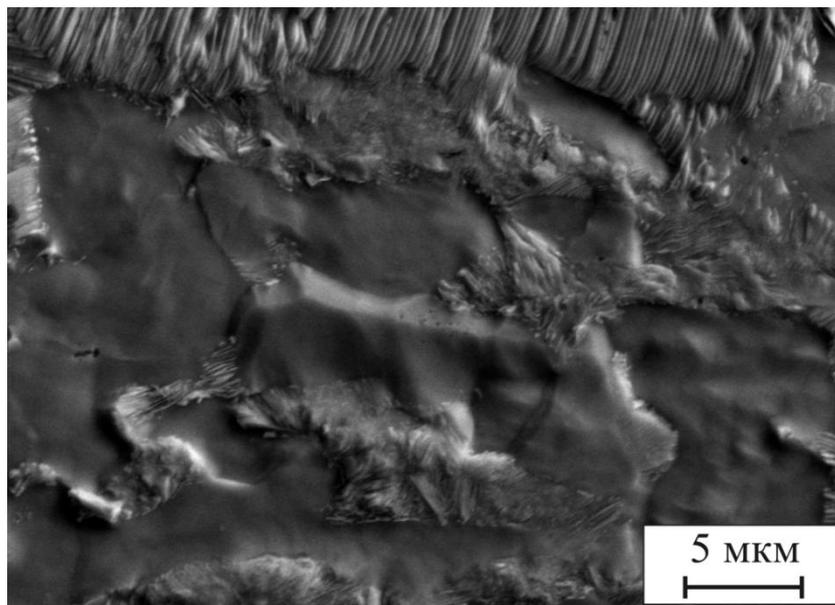
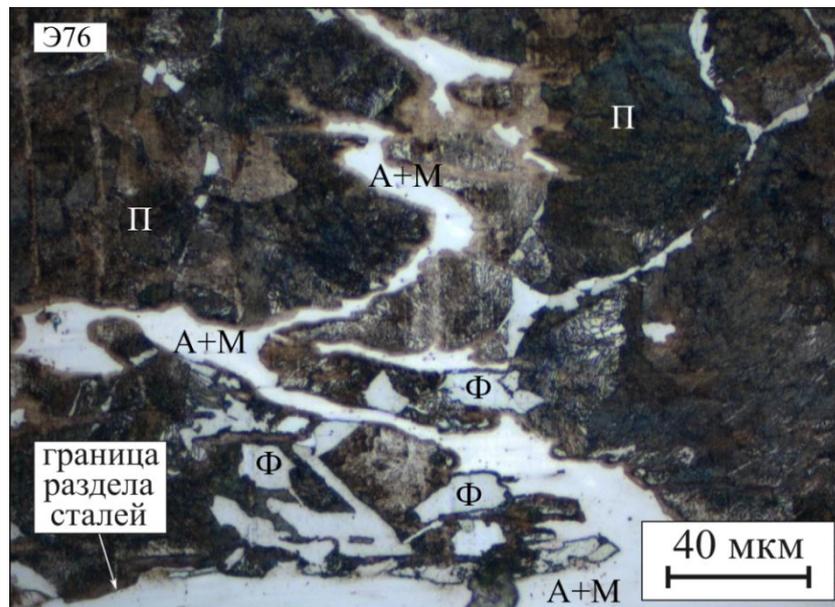
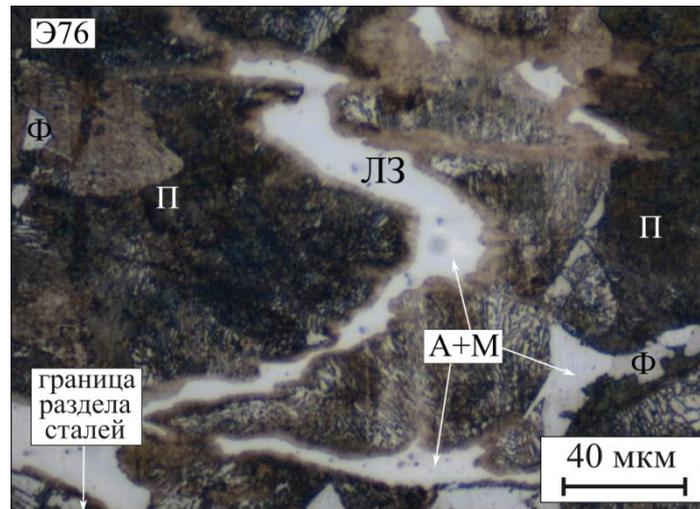


Рисунок 2.8 – Строение мартенситных участков в сварных швах между сталями Э76 и 12X18H10T: а, б – световая микроскопия; в – е – просвечивающая электронная микроскопия

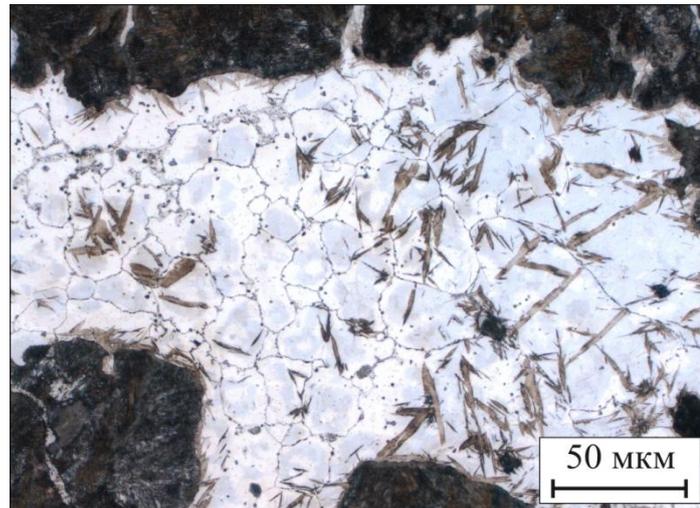


б

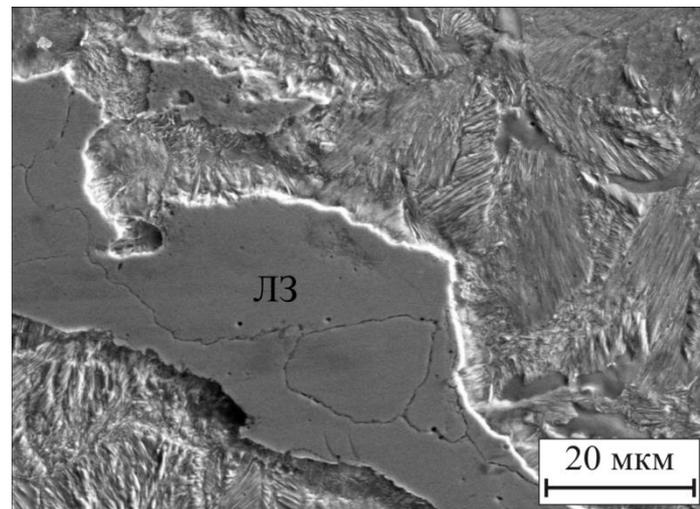
Рисунок 2.9 – Феррит, возникший в переходной зоне 2 сварного шва, примыкающей к углеродистой стали: а – световая металлография, б – растровая электронная микроскопия



а



б



в

Рисунок 2.10 – Локализованные зоны (ЛЗ) хромоникелевой стали в переходной области сварного шва 2, примыкающей к углеродистой стали: а, б – световая металлография; в – растровая электронная микроскопия.

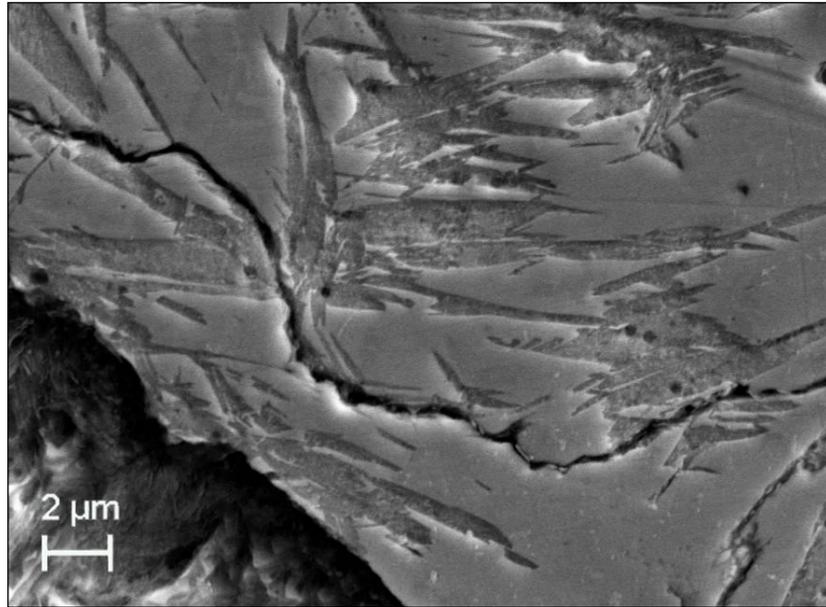
А – аустенит, М – мартенсит, П – перлит, Ф – феррит

микрообъемах с мартенсито-аустенитной структурой наблюдаются трещины, что свидетельствует о высоком уровне остаточных напряжений в пределах сварного шва между сталями 12X18H10T и Э76 (рисунок 2.11 а).

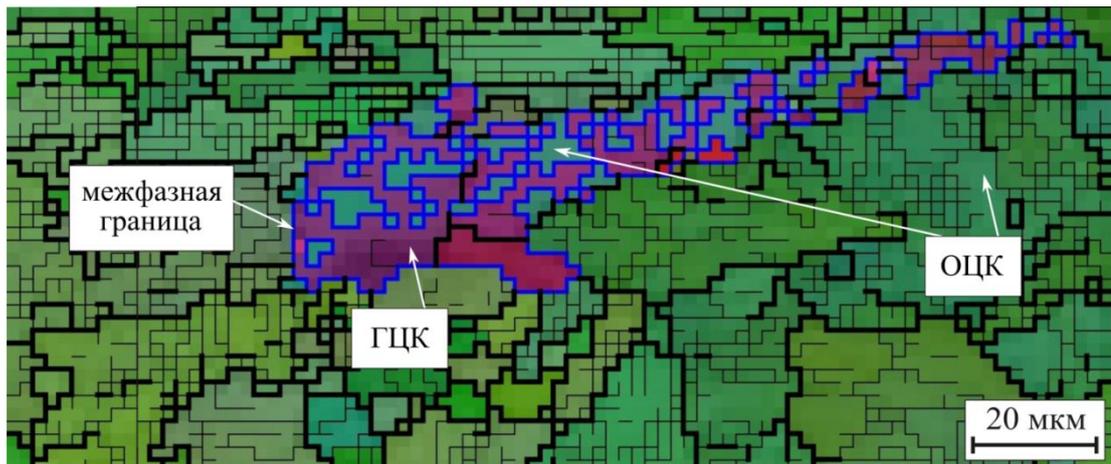
Для точной идентификации фаз, формирующихся в переходной области 2, и определения величины разориентации зеренной структуры был проведен *EBSD*-анализ материалов. Образцы вырезали поперек сварного шва. Подготовка поверхности осуществлялась по технологии шлифования и полирования с использованием алмазных паст с последовательным уменьшением размеров абразивных частиц. На окончательной стадии с целью удаления наклепанного слоя в течение двух минут проводили полирование поверхности в ортохромовокислем электролите.

*EBSD*-изображение переходной зоны 2 сварного шва между углеродистой и хромоникелевой сталями со стороны углеродистой стали представлено на рисунке 2.11 б. Из полученных данных следует, что после сварки на анализируемом участке присутствуют фазы с решеткой как ОЦК-, так и ГЦК-типа. На представленной карте ОЦК-фаза окрашена зеленым, а ГЦК-фаза – красным цветом. Наблюдаемые оттенки цветов свидетельствуют о различной разориентации зерен. Толстыми черными линиями обозначены границы с разориентировкой более пяти, а тонкими – менее пяти градусов. Синей линией выделена межфазная граница. Фазы с ОЦК-решеткой располагаются как в матричном материале (углеродистая сталь), так и в локализованных зонах легированной стали.

На рисунке 2.12 а приведена структура переходной зоны сварного шва с отпечатками алмазного индентора, позволяющая оценить различия в уровне микротвердости присутствующих фаз. Вблизи видимой границы раздела сталей микротвердость мартенсита достигает 500...600 *HV*, при этом в некоторых случаях зафиксирован аномально высокий уровень – 800...900 *HV*. По мере удаления от границы в направлении стали 12X18H10T микротвердость мартенсита резко уменьшается (рисунок 2.12 б). Широкий диапазон микротвердости (в пределах 500...900 *HV*) обусловлен двумя причинами: во-первых, разли-

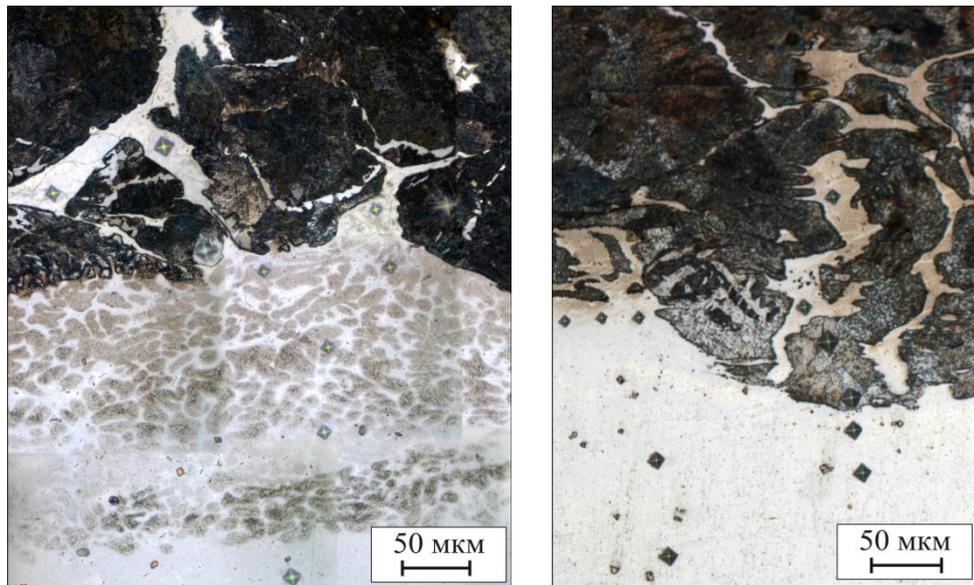


а



б

Рисунок 2.11 – Трещины в локализованных зонах со смешанной аустенито-мартенситной структурой (а) и EBSD-изображение участка переходной области 2 сварного шва с расположенной в ней легированной зоной (б). ГЦК – гранецентрированная кубическая решетка, ОЦК – объемно-центрированная кубическая решетка



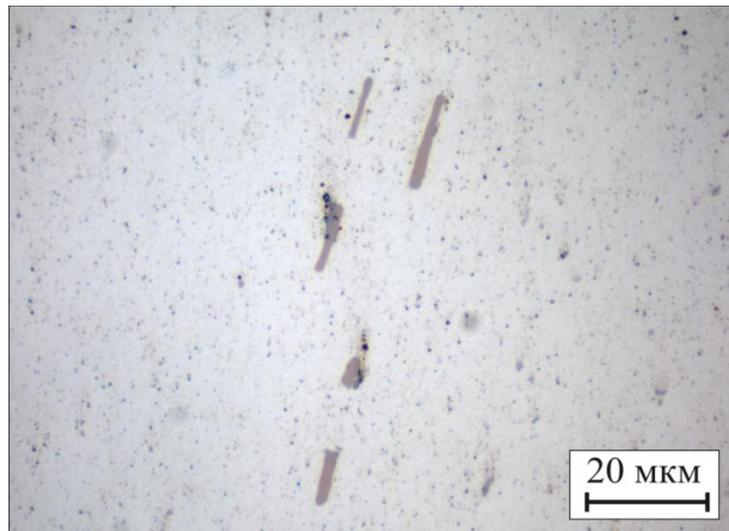
Г

Рисунок 2.12 – Отпечатки алмазного индентора (а, б) и распределение микротвердости (в, г) в сварных швах между сталями Э76 и 12X18H10T

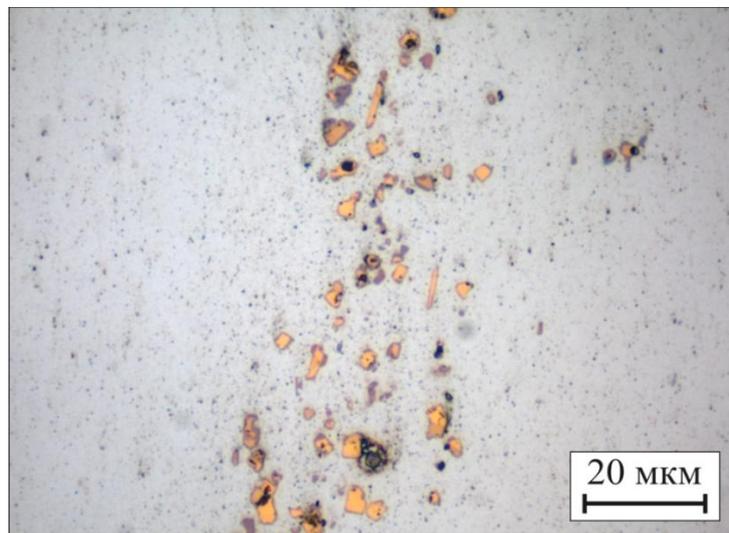
чием в химическом составе локальных зон формирующегося мартенсита, во-вторых, соотношением между объемными долями мартенсита и аустенита.

Результаты структурных исследований свидетельствуют о наличии в сварных швах неметаллических включений (рисунок 2.13). Крупные скопления карбидов и сульфидов были обнаружены в переходной области 1 (см. рисунок 2.7) сварного шва. Особенность заключается в том, что неметаллические включения расположены вдоль линий пластического течения материала, возникаемых в процессе осадки заготовок при сварке (рисунок 2.13 в). Вблизи линии раздела сталей течение материала происходит параллельно ей. Такое расположение неметаллических включений негативно отражается на трещиностойкости материала сварных швов [218].

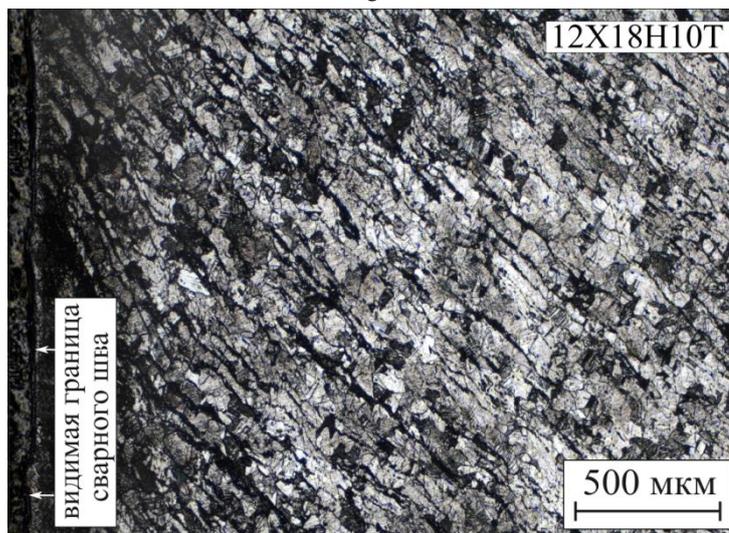
Микрорентгеноспектральный анализ позволил оценить изменение концентрации химических элементов на границе раздела сталей 12X18H10T и Э76 (рисунок 2.14). В пределах сварного шва наблюдаются существенные различия по содержанию углерода. В переходной области 2 зафиксированы микрообъемы высоколегированного сплава, отличающиеся от исходных заготовок по содержанию углерода, хрома и никеля. Легирующих элементов, содержащихся в этих микрообъемах, не достаточно для стабилизации аустенита при комнатной температуре. По этой причине на стадии охлаждения при электроискровом спекании частиц из высокоуглеродистой и хромоникелевой сталей  $\gamma$ -фаза претерпевает мартенситное превращение. В то же время имеются микрообъемы сплава, температура начала мартенситного превращения которых превышает комнатную, а температура конца мартенситного превращения  $M_k$  находится в области отрицательных температур. Структура этих микрообъемов представляет смесь мартенсита и остаточного аустенита. В переходной области 1, примыкающей к хромоникелевой стали, наблюдаются микрообъемы с недостатком легирующих элементов (до 7 % Cr и 3 % Ni) и повышенным содержанием углерода (по сравнению с составом исходной стали 12X18H10T). Аустенит такого состава при охлаждении претерпевает бездиффузионное превращение, что и является причиной формирования вы-



а



б



в

Рисунок 2.13 – Сульфиды (а), карбиды (б) в переходной области 1 сварного шва, примыкающей к хромоникелевой стали, и их расположение относительно сварного шва (в)

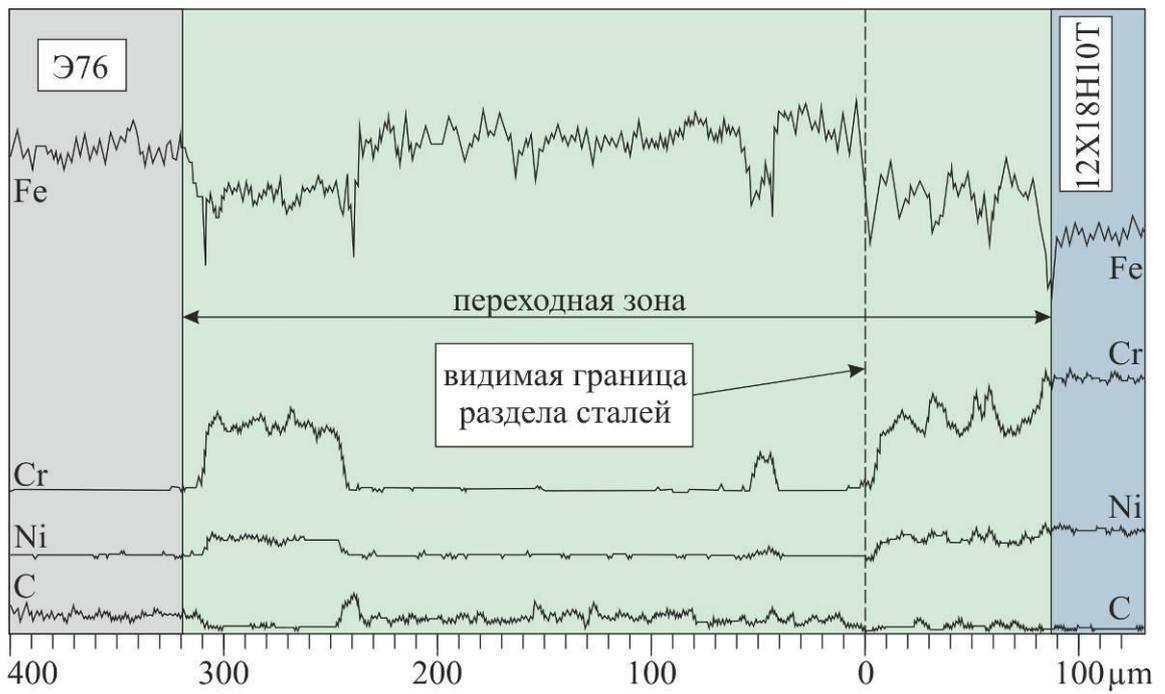


Рисунок 2.14 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа сварного шва между хромоникелевой и углеродистой сталями

сокопрочного мартенсита.

В переходных областях 2 сварных соединений (см. рисунок 2.7) встречаются и более мелкие объемы со структурой аустенито-мартенситного типа размерами 0,5 – 5 мкм. На рисунке 2.15 показана одна из прослоек мартенсита толщиной ~ 2,5 мкм, возникшего между колониями пластинчатого перлита.

Методом просвечивающей электронной микроскопии в этих областях зафиксированы участки, на которых цементитные пластины внедрены в мартенситную матрицу на глубину 400...600 нм. Формирование границ такого типа обусловлено тем, что в середине области между растущими цементитными пластинами фронт диффузионного распада аустенита движется медленнее (рисунок 2.16). На участке, где фронт отстает, происходит бездиффузионное превращение, и мартенситная структура формируется в пределах одной ферритной пластины. На рисунке 2.17 приведены изображения подобной структуры, возникшей в области взаимодействия разнородных сталей. Подобное превращение, имеющее место при сверхбыстром нагреве материала, описано в работах [219, 220].

Исследования сварных швов с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии показали, что образующийся перлит преимущественно является пластинчатым, однако встречаются также колонии перлита глобулярного типа. Во многих случаях пластины цементита изогнуты (рисунок 2.18), что обусловлено высокими локальными напряжениями, возникающими при формировании сварных соединений. Методом просвечивающей электронной микроскопии на границах сварных соединений зафиксированы участки с пластинами цементита Г-образной формы (рисунок 2.19 а). Механизм их формирования объясняется ростом карбидов в двух разных направлениях от возникших первоначально нитевидных кристаллов [221, 222].

Поведение цементита во время пластической деформации сталей рассмотрено во многих работах [221-225]. Основным фактором, влияющим на его способность деформироваться, является толщина пластины. В работе

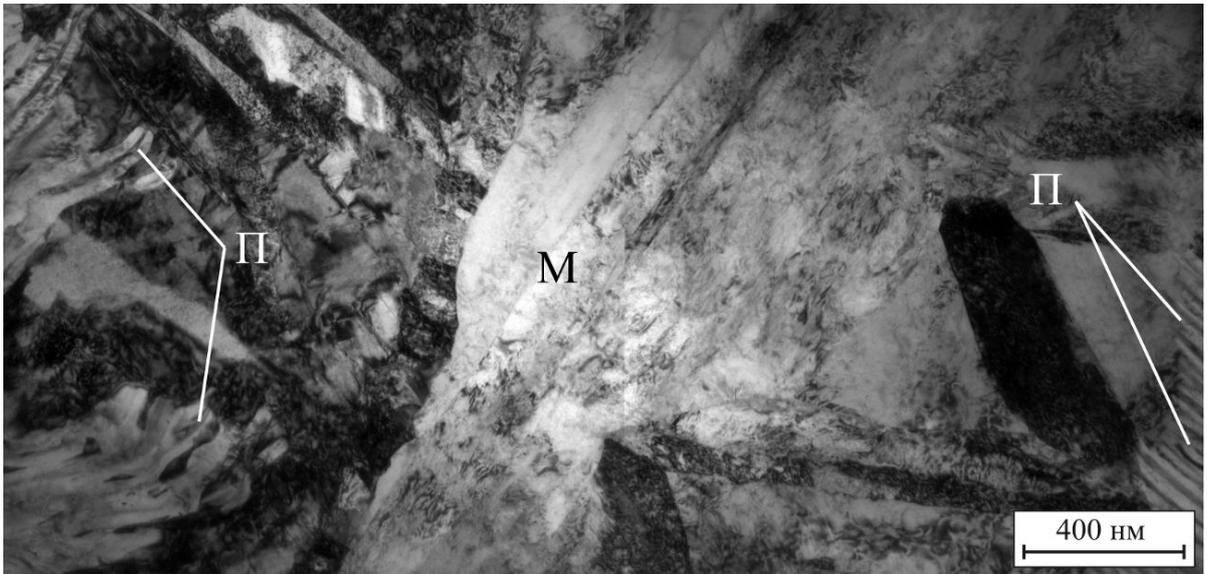


Рисунок 2.15 – Мартенситная прослойка (М), расположенная в промежутке между колониями пластинчатого перлита (П) в углеродистой стали

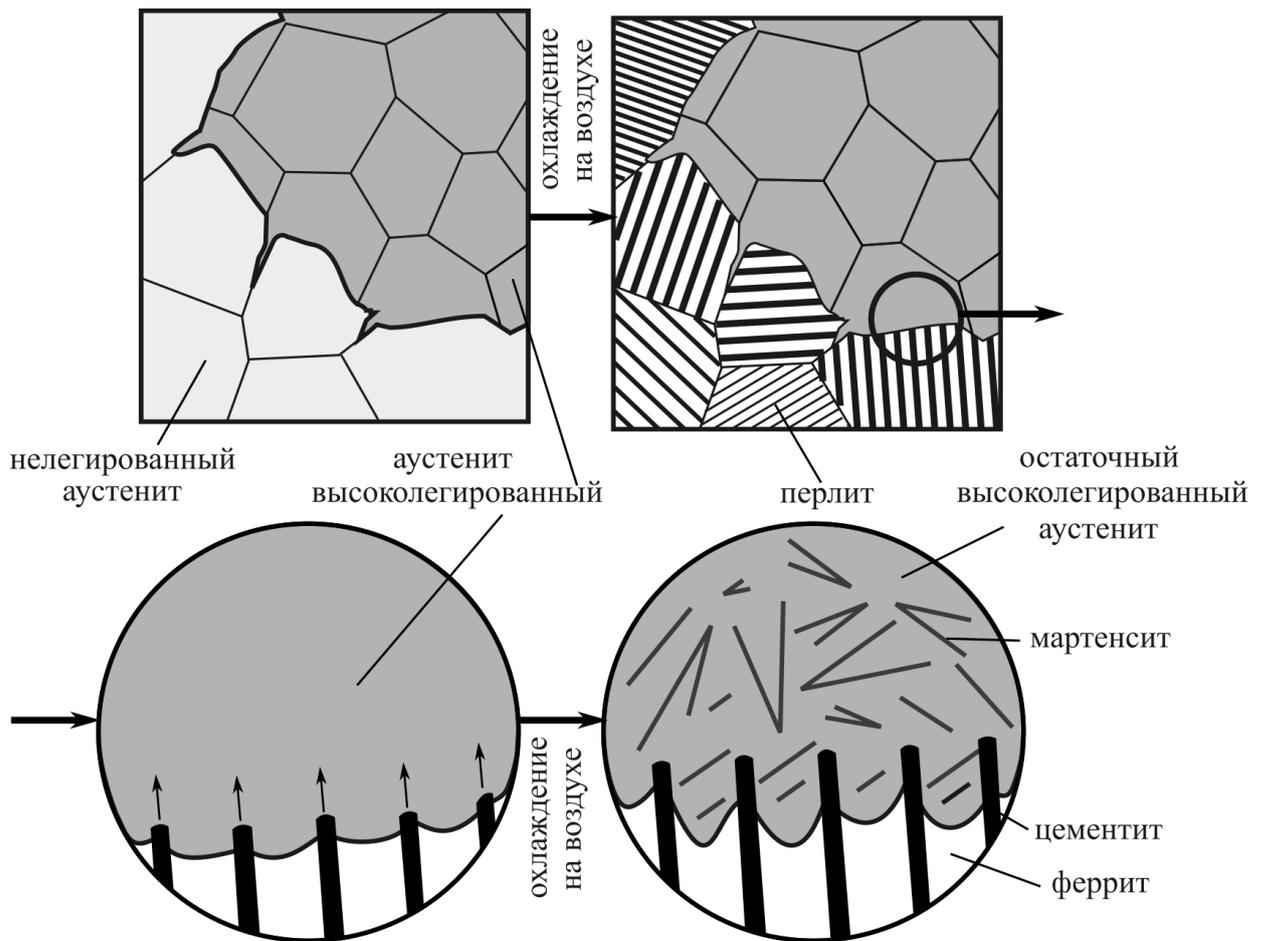
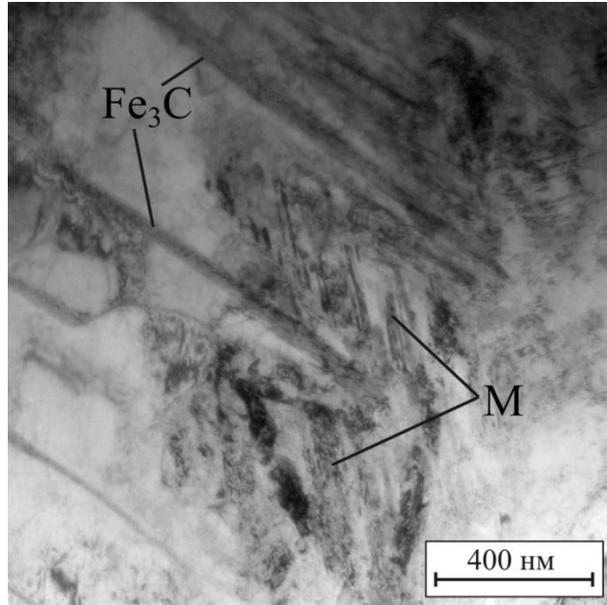
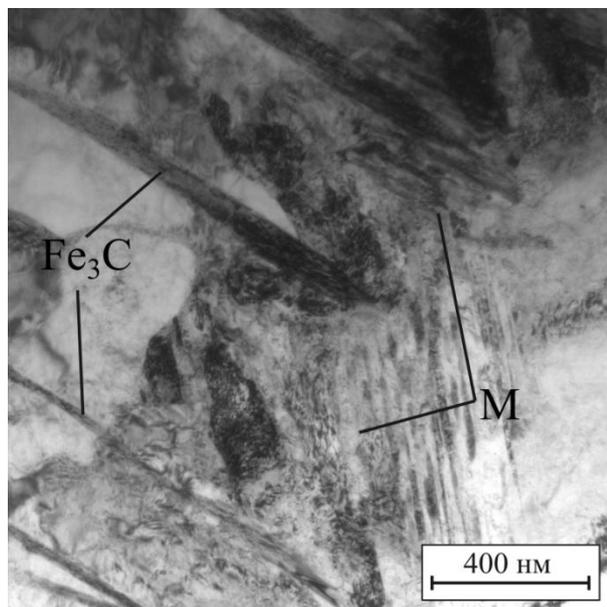


Рисунок 2.16 – Схема образования фронта зубчатой формы при распаде высокоуглеродистого и высоколегированного аустенита

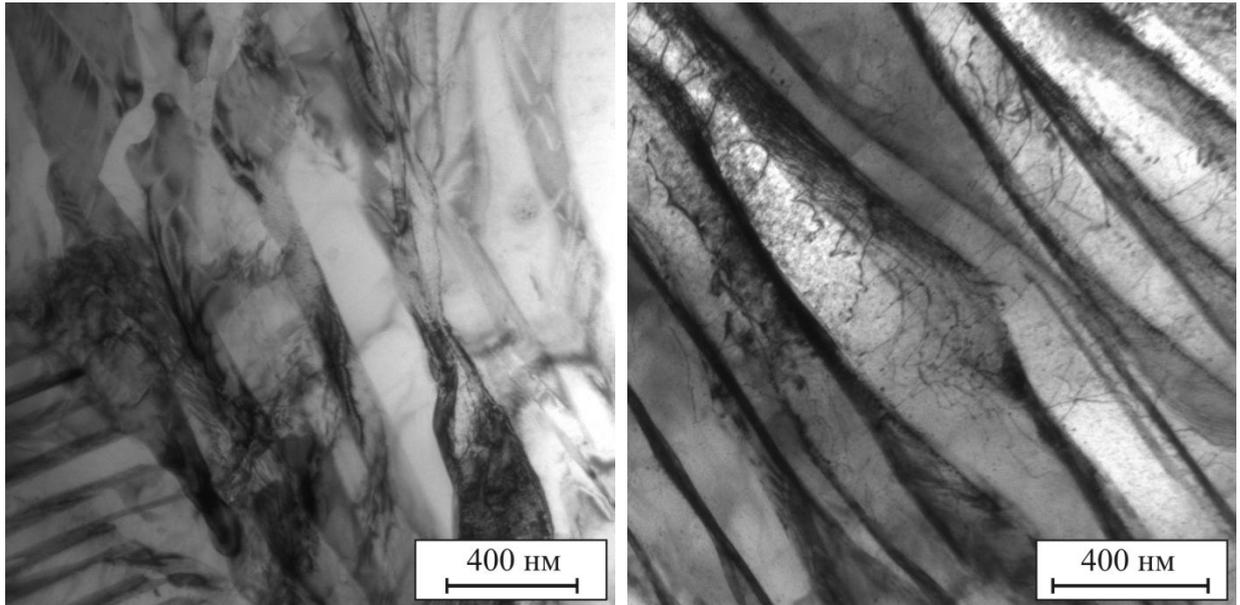


а



б

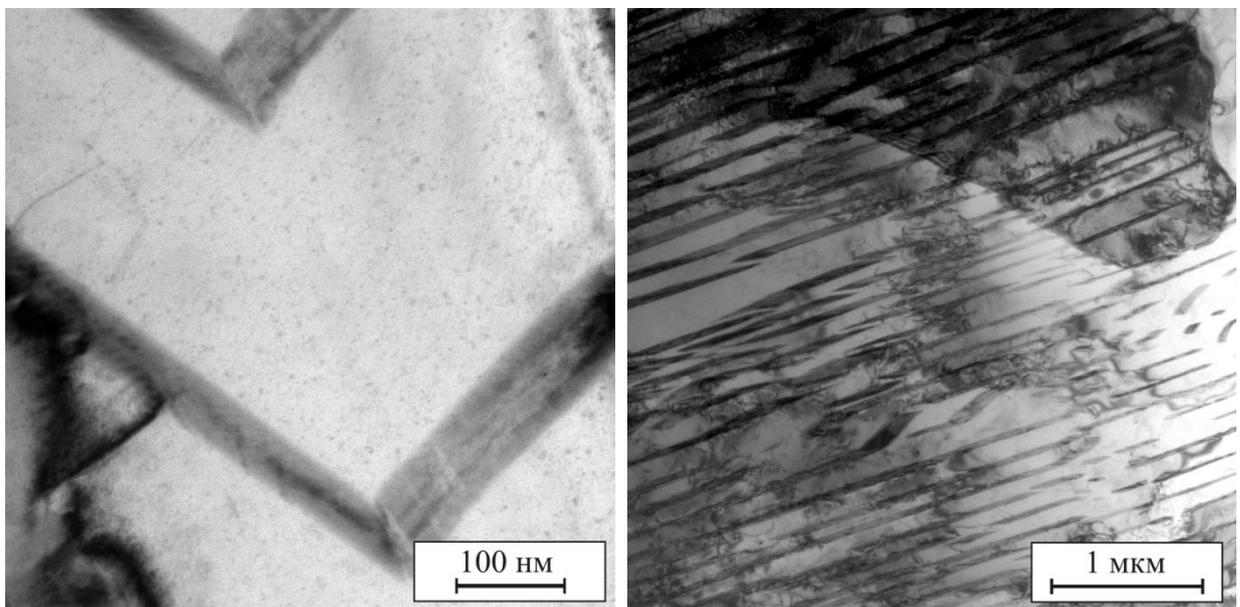
Рисунок 2.17 – Мартенсит (М) и цементитные пластины ( $Fe_3C$ ) в переходной области 2 сварного шва (со стороны углеродистой стали)



а

б

Рисунок 2.18 – Перлитные колонии в переходной области 2 сварного шва между высокоуглеродистой и хромоникелевой сталями



а

б

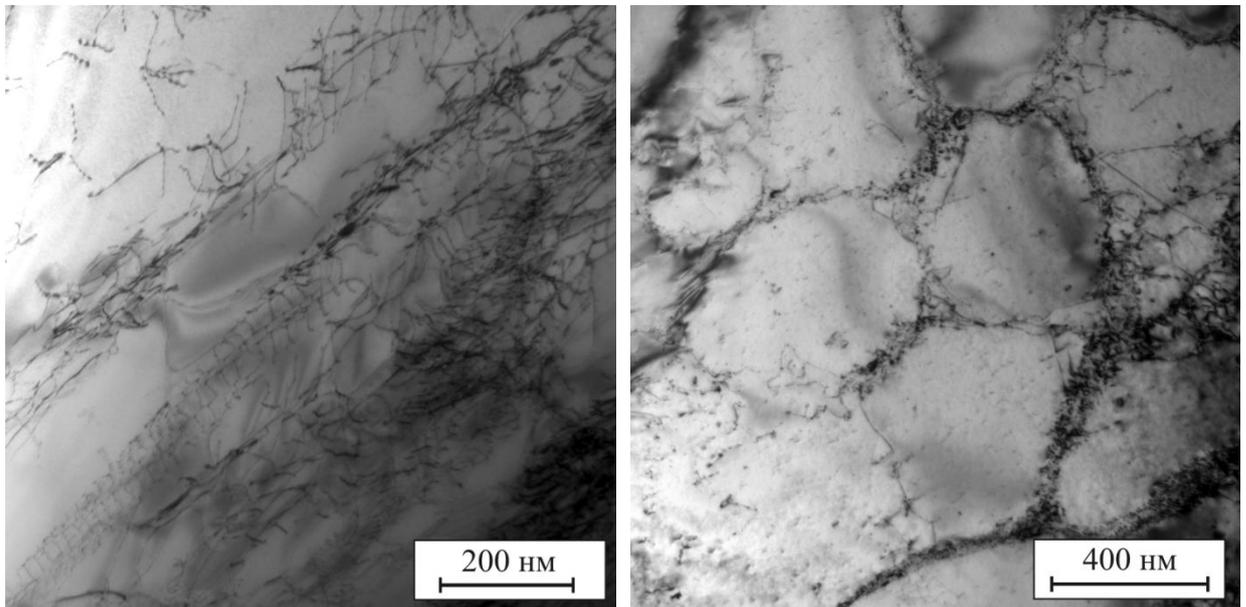
Рисунок 2.19 – Особенности тонкого строения перлитных колоний в переходной области 2 сварного соединения «Э76 – 12Х18Н10Т»:  
а – цементитная пластина Г-образной формы, б – разрушение цементита вдоль ряда плоскостей

[223] отмечено, что пластины толщиной более 0,1 мкм обычно разрушаются хрупко. В случае если толщина пластины цементита меньше 0,01 мкм, возможна ее значительная деформация без разрушения. На участках вблизи цементитных пластин, подвергшихся пластическому течению, плотность дислокаций повышена (рисунок 2.18 б). При этом, несмотря на высокую твердость и хрупкость, пластины анализируемой фазы пластически деформированы. На рисунке 2.19 б приведен пример прерывистых цементитных пластин. В ферритных промежутках перлитных колоний зафиксированы многочисленные высокодисперсные частицы (рисунок 2.19 а), являющиеся, по всей вероятности, карбидами хрома.

Для аустенита хромоникелевой стали в сварном шве характерны такие особенности строения как высокая плотность дислокаций (рисунок 2.20 а), наличие наноразмерных карбидов (рисунок 2.20 в), дефектов упаковки и двойников (рисунки 2.21, 2.22). На некоторых участках наблюдаются дислокационные построения ячеистого типа (рисунок 2.20 б). Вблизи границ зерен, субзерен и двойников формируются дислокационные скопления (рисунок 2.23), присутствие которых свидетельствует о концентрации механических напряжений в зонах сварных швов [226–228].

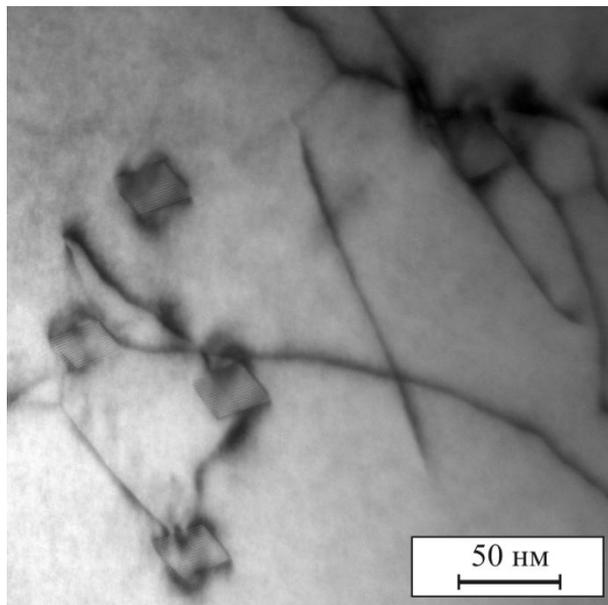
Методом просвечивающей электронной микроскопии в переходной зоне между сталями 12Х18Н10Т и Э76 зафиксированы микрообъемы бейнита. Анализ результатов экспериментальных исследований позволяет сделать вывод о том, что образование структуры этого типа представляет собой относительно редкое явление.

Рентгенограммы, полученные при съемке сварных швов типа «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т», свидетельствуют о наличии в материале двух типов твердых растворов (на базе  $\alpha$ - и  $\gamma$ -железа) (рисунок 2.24). При уменьшении шага сканирования зафиксированы рефлексy, соответствующие карбиду хрома  $Cr_{23}C_6$  (рисунок 2.24 б). Повторная съемка материала после химического травления позволила выявить наличие в структуре сварных швов карбида титана, сульфида титана и цементита (рисунок 2.25). Полученные при



а

б



в

Рисунок 2.20 – Дислокации (а), дислокационная ячеистая структура (б) и карбиды (в) в аустенитной фазе переходной зоны сварного шва между сталями Э76 и 12Х18Н10Т

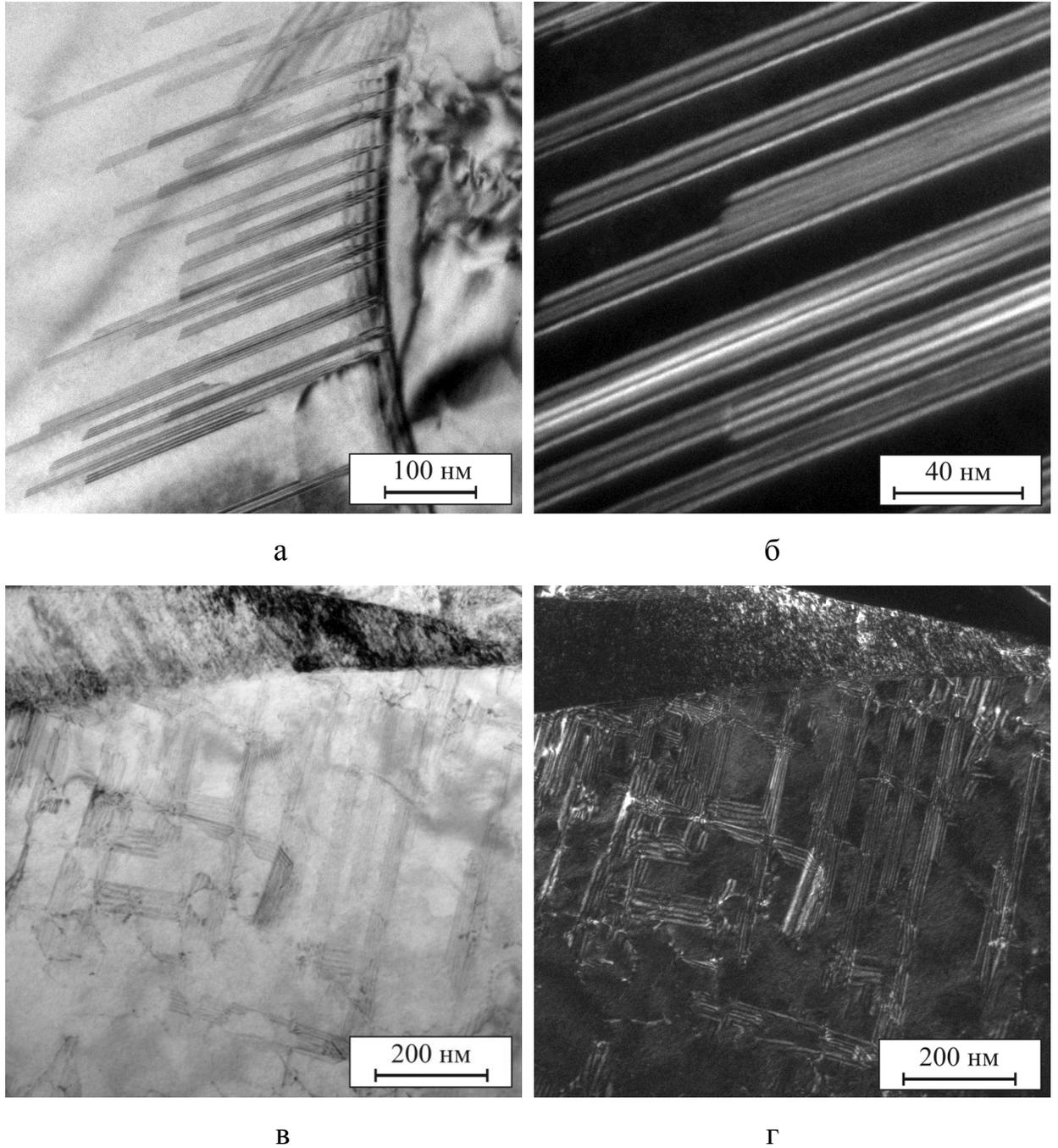


Рисунок 2.21 – Дефекты упаковки в хромоникелевом сплаве в зоне сварного соединения с углеродистой сталью: а, в – светлое поле; б, г – темное поле

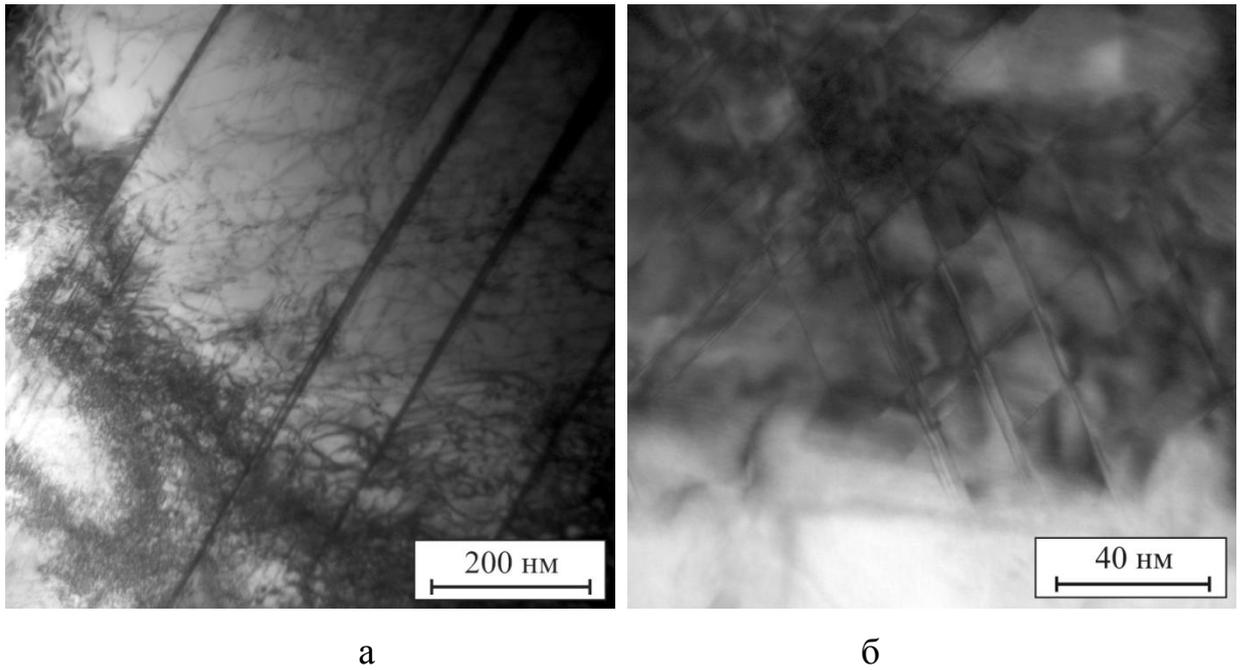


Рисунок 2.22 – Двойники в хромоникелевой стали в зоне сварного соединения с углеродистой сталью

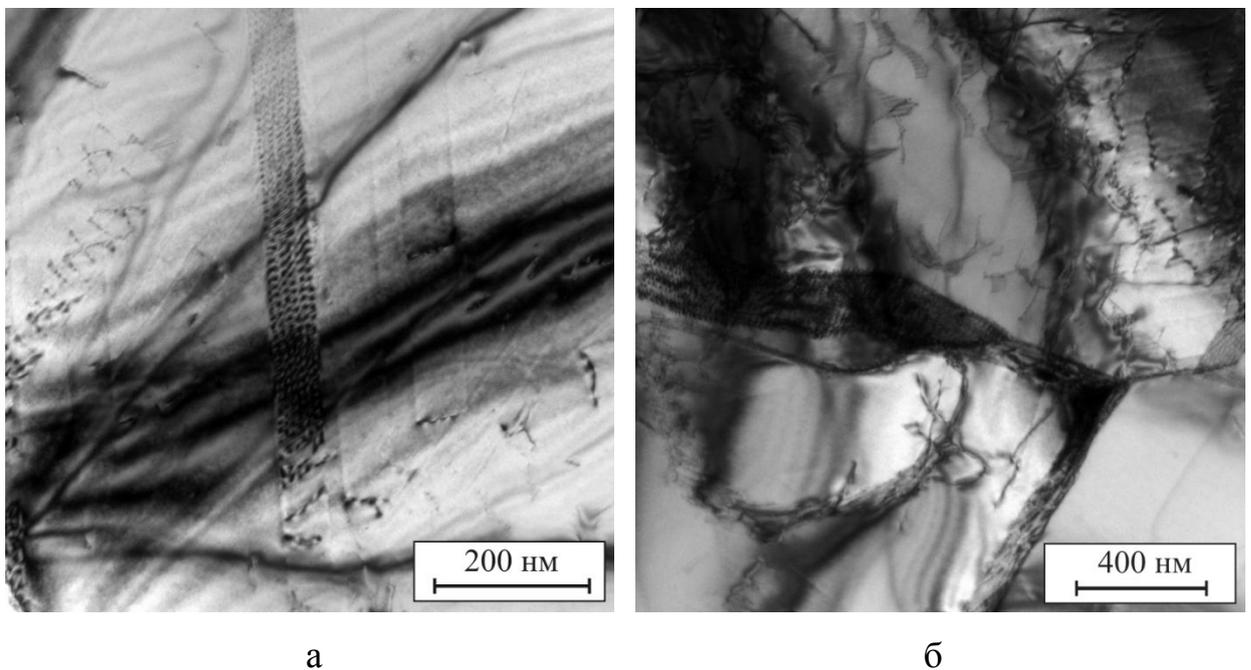
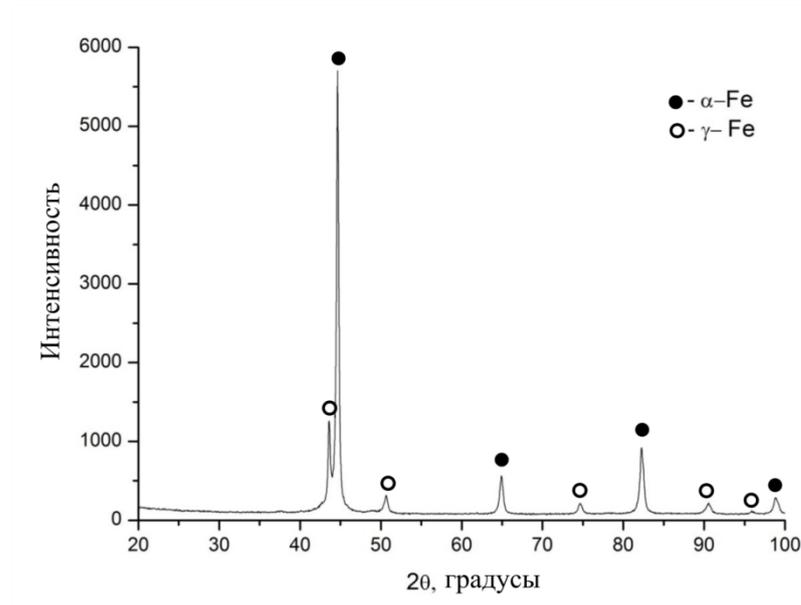
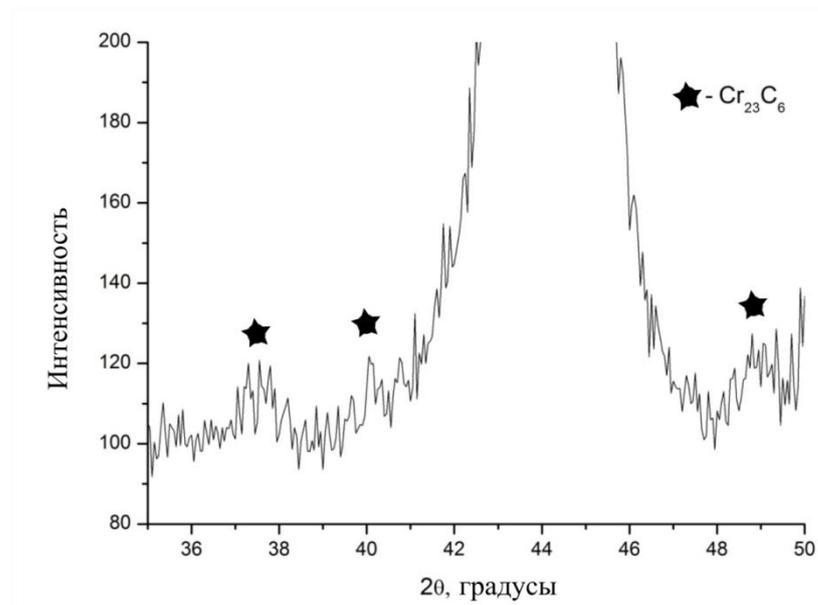


Рисунок 2.23 – Скопление дислокаций в переходной области 1 сварного шва «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т»



а



б

Рисунок 2.24 – Рентгенограммы сварных швов «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т»

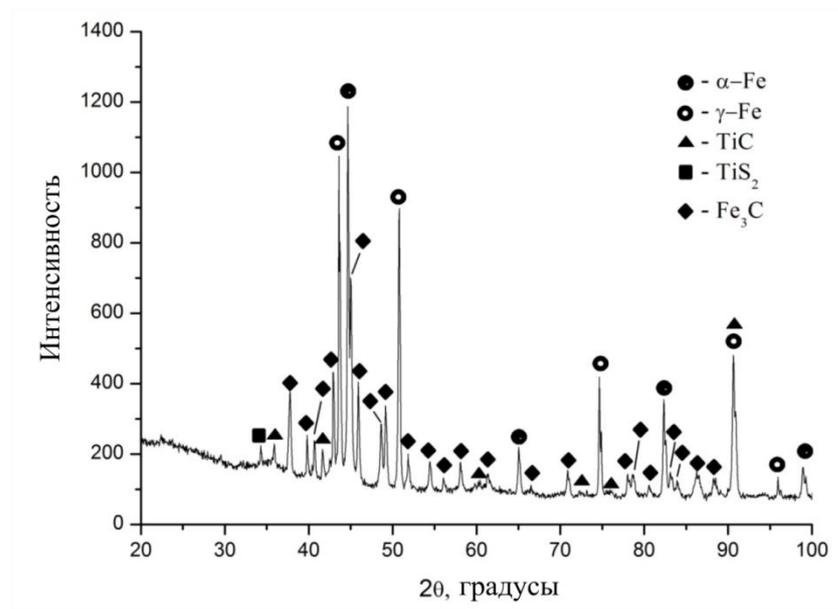


Рисунок 2.25 – Рентгенограмма сварного шва между хромоникелевой и углеродистой сталями после химического травления

рентгеноструктурных исследованиях данные полностью подтверждают результаты металлографического анализа.

### **2.2.1 Тонкое строение аустенито-мартенситных зон в швах, полученных при сварке разнородных сталей**

При анализе швов, сформированных в процессе сварки разнородных материалов, особое внимание уделяли строению переходных зон, поскольку именно они ответственны за уровень трещиностойкости комбинированных соединений [229-235]. Для переходных зон, возникающих между заготовками из высокоуглеродистой перлитной и хромоникелевой аустенитной сталей, кроме исходных структурных составляющих характерно присутствие широкого спектра иных типов структур. В первую очередь необходимо отметить наличие областей со структурой феррита, мартенсита и остаточного аустенита. В результате механического перемешивания материалов в переходной области 2, граничащей с углеродистой сталью Э76, формируются локальные легированные зоны, окруженные структурой перлитного типа (рисунок 2.26). Дальнейшее образование мартенсита обусловлено диффузионными процессами, активно развивающимися при высоких температурах между областями, резко отличающимися по химическому составу. В процессе сварки легирующие элементы (хром и никель) из локально расположенных зон активно диффундируют в окружающую их углеродистую сталь, а углерод из высокоуглеродистой стали перемещается в малоуглеродистые легированные зоны. Ширина переходного участка от границы соединения сталей может достигать 500 мкм.

На рисунке 2.27 представлено тонкое строение локально выделившейся легированной зоны со структурой аустенито-мартенситного типа. Расшифровка соответствующей ей микродифракционной картины подтверждает присутствие в сплаве двух фаз (рисунок 2.28). Взаимная ориентация решеток аустенита и мартенсита близка к ориентационному соотношению Нишиямы –

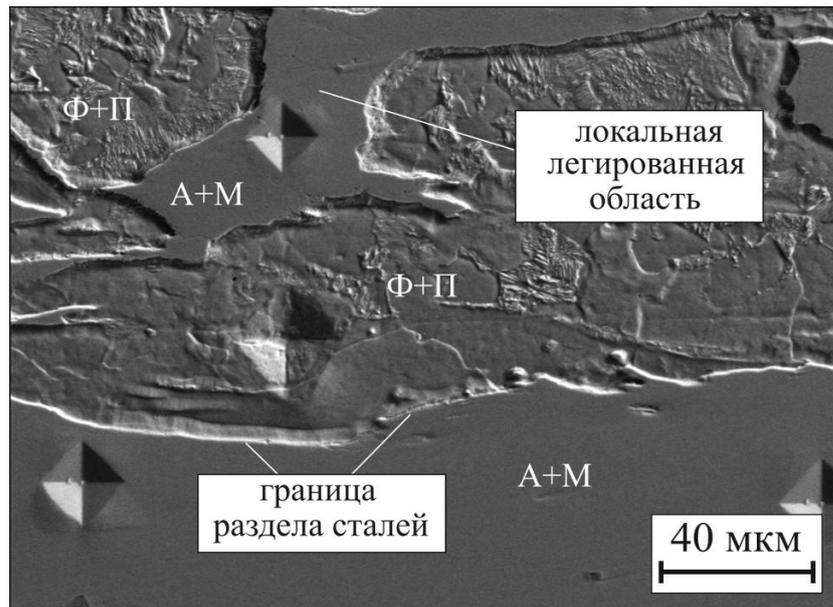


Рисунок 2.26 – Сварной шов между сталями Э76 и 12X18H10T в зоне видимой границы раздела материалов

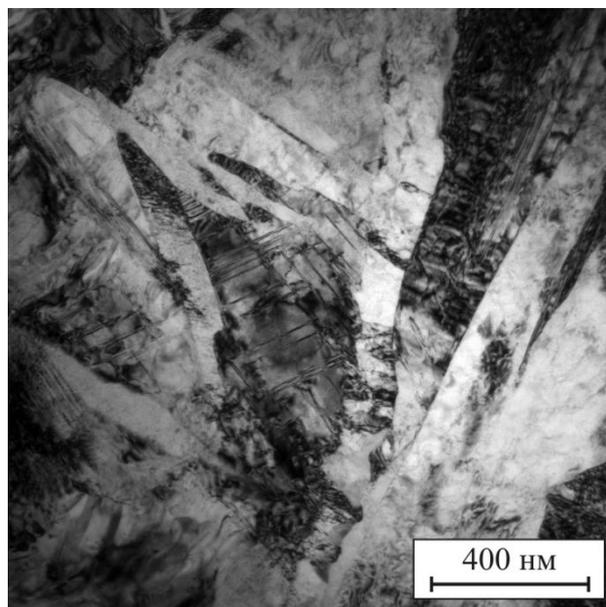


Рисунок 2.27 – Тонкое строение локально выделившейся легированной зоны в переходной области 2, граничащей с углеродистой сталью Э76

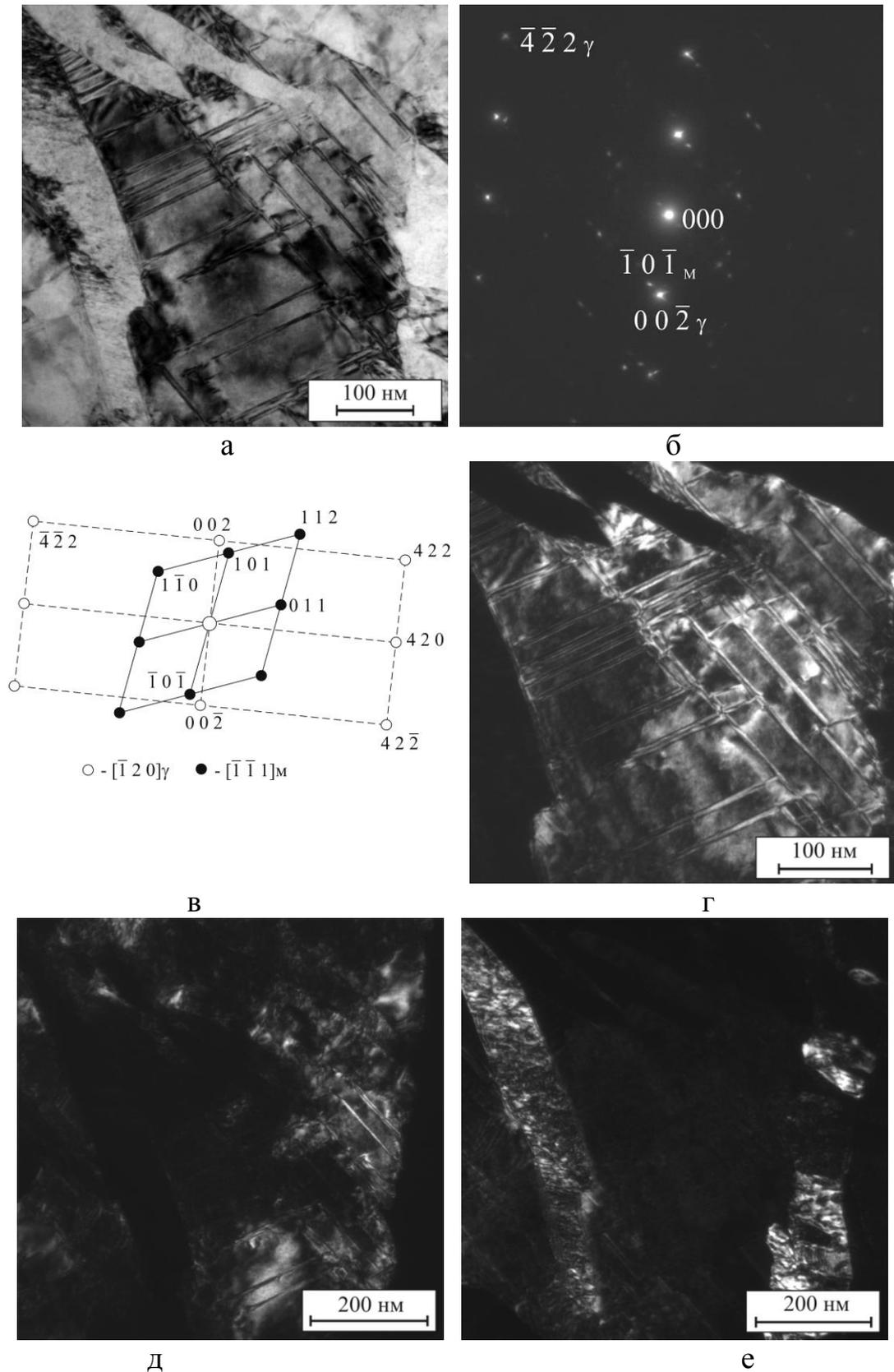


Рисунок 2.28 – Светлопольное изображение локально выделившейся легированной зоны (а), микродифракционная картина от области, соответствующей снимку а (б), схема ее расшифровки (в), темное поле в рефлексе аустенита  $(0\ 0\ \bar{2})$  (г), темное поле в рефлексе аустенита  $(\bar{4}\ \bar{2}\ 2)$  (д), темное поле в рефлексе мартенсита  $(\bar{1}\ 0\ \bar{1})$  (е)

Вассермана [236]:  $[2\ 1\ 1] \gamma\text{-Fe} \parallel [0\ 1\ 1] \alpha\text{-Fe}$ ;  $[1\ 1\ \bar{1}] \gamma\text{-Fe} \parallel [\bar{1}\ 1\ 0] \alpha\text{-Fe}$ .

С использованием метода темнопольного анализа выявлены основные структурные составляющие исследуемых участков. Изображения, представленные на рисунке 2.28 в-е, получены в различных рефлексах мартенсита и аустенита. В аустените, зафиксированном на рисунке 2.28 а и г, присутствует много четких, параллельных друг другу полос. Анализ темнопольного изображения позволяет сделать вывод о том, что эти полосы являются дефектами упаковки (рисунок 2.29). Об этом же свидетельствуют тяжи, наблюдаемые на электронограмме вблизи аустенитных рефлексов (рисунок 2.28 б). Темнопольный анализ показал также наличие разориентировки матрицы в пределах одного аустенитного кристалла (рисунок 2.28 г и д). Причиной разориентации может являться как механическая макродеформация при осадке в процессе сварки, так и деформация, обусловленная мартенситным превращением [237].

### **2.2.2 Особенности строения и роста перлита в зоне взаимодействия разнородных по составу микрообъемов материала**

При использовании для анализа тонкой структуры сварных швов между разнородными сталями 12Х18Н10Т и Э76 метода просвечивающей электронной микроскопии были выявлены характерные особенности строения перлита. Наряду с ферритом перлит представляет собой одну из основных структурных составляющих углеродистых сталей, являющихся наиболее распространенными конструкционными металлическими материалами. Перлитное превращение и особенности поведения сталей со структурой перлита подробно изучены и описаны во множестве научных работ [221, 238-258]. Пик интереса к тонкой структуре перлита приходился, вероятно, на 60-70-е годы прошлого века и был обусловлен бурным развитием методов просвечивающей электронной микроскопии. Учитывая большой объем проведенных ранее исследований, можно полагать, что основные особенности этого прев-

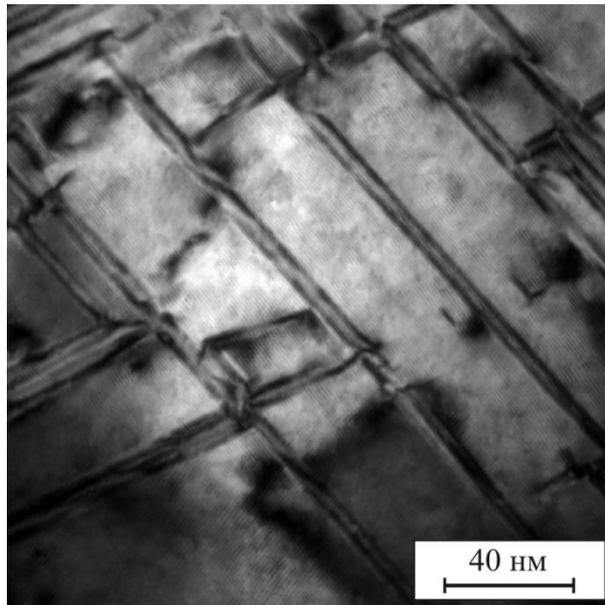


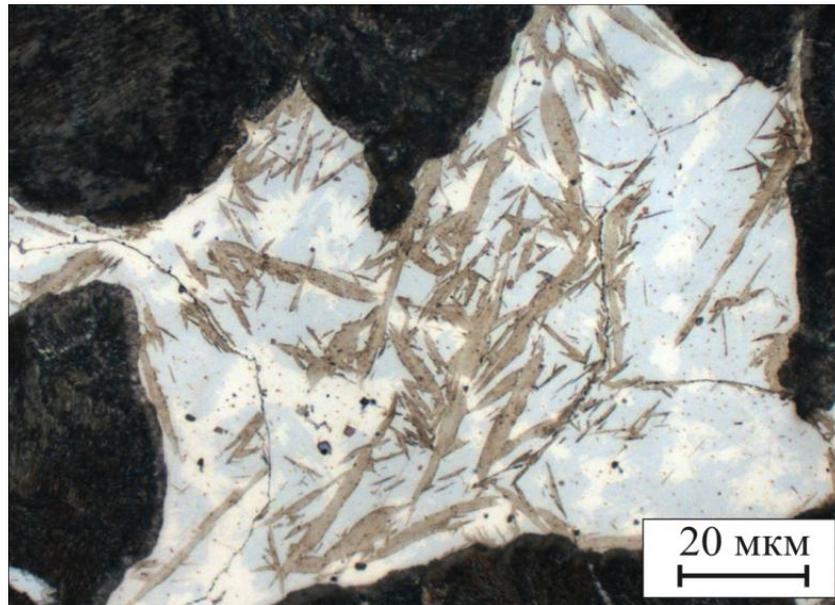
Рисунок 2.29 – Дефекты упаковки в аустените, возникшем в локально расположенной легированной зоне в переходной области 2 сварного шва «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т»

ращения уже выявлены. В то же время следует отметить, что в современной технической литературе периодически приводятся новые данные по перлитному превращению, свидетельствующие о постоянном внимании к нему специалистов [250-256]. Большинство исследований особенностей строения перлита и механизмов его образования связано, главным образом, с изучением равновесного состояния [221, 238, 241-250]. В неравновесных условиях диффузионный распад аустенита имеет ряд особенностей. На форму фронта  $\gamma \rightarrow (\alpha + K)$ -превращения влияют легирующие элементы, присутствующие в стали [251, 254], скорость охлаждения материала [238, 245, 253, 258], параметры его пластической деформации [221, 238-240, 242-244, 252, 255].

Анализ выполненных нами экспериментальных исследований [153, 259, 260] свидетельствует о том, что перлитное превращение, развивающееся при сварке разнородных по химическому составу сталей, обладает рядом особенностей, ранее не описанных в литературе. В частности, речь идет о сварке заготовок из высокоуглеродистых нелегированных сталей и хромоникелевой аустенитной стали. При соединении этих материалов методом стыковой контактной сварки оплавлением в зонах сварных швов происходит механическое перемешивание микрообъемов сталей. Кроме того, в зоне контакта материалов, существенно различающихся по химическому составу, активно развиваются диффузионные процессы. В результате этих преобразований в сварных швах формируются локализованные легированные области с аустенито-мартенситной структурой, окруженные перлитом углеродистой стали (рисунок 2.30). Предварительный анализ показал, что для зон сопряжения легированных микрообъемов и перлита характерны не изученные ранее особенности.

Структурные исследования выполняли на просвечивающем электронном микроскопе *FEI Tecnai G2* при ускоряющем напряжении 200 кВ. Элементный анализ материала в зонах сварных соединений выполняли с использованием энергодисперсионного анализатора *EDAX*.

В процессе сварки заготовок из сталей Э76 и 12Х18Н10Т в сварном



а

Рисунок 2.30 – Общий вид локальной аустенито-мартенситной зоны в переходной области 2, прилегающей к углеродистой стали Э76

шве формируется структура неоднородного по химическому составу аустенита, которую можно представить как микрообъемы легированной хромом и никелем  $\gamma$ -фазы, окруженные нелегированным аустенитом с содержанием углерода, соответствующим высокоуглеродистой стали (рисунок 2.31 а). На стадии охлаждения сварного шва высокоуглеродистый нелегированный аустенит претерпевает диффузионный распад с образованием перлита пластинчатого типа (рисунок 2.31 б). В локальных аустенитных областях, обогащенных хромом и никелем, при охлаждении формируется структура мартенсита с остаточным аустенитом. Образование такой структуры обусловлено снижением количества легирующих элементов по сравнению с исходной аустенитной сталью 12X18H10T, происходящим при диффузии хрома и никеля в окружающую нелегированную сталь. Данного количества легирующих элементов недостаточно для стабилизации аустенита и по этой причине при охлаждении материала происходит частичное мартенситное превращение.

Структурные исследования границ сопряжения колоний пластинчатого перлита и микрообъемов с аустенито-мартенситной структурой выявили необычный характер перлитного превращения в зонах, различных по химическому составу, который ранее в литературе описан не был. На рисунке 2.32 а, б приведены светлопольные изображения фронта превращения «аустенит – перлит». При проведении исследований методом просвечивающей электронной микроскопии в зоне фронта превращения зафиксирована сложная структура ферритных промежутков. Контраст, наблюдаемый на светлопольных изображениях, свидетельствует о том, что в центре ферритных промежутков перлита содержатся прослойки третьей фазы, либо имеются границы, разделяющие ферритные промежутки на слои примерно одинаковой толщины (рисунок 2.32 б, указано стрелками). Анализ снимка, приведенного на рисунке 2.32 б, позволяет выделить на нем несколько блоков. Центром каждого блока является цементитная пластина. С обеих сторон к цементитной пластине прилегают прослойки феррита. Между ферритными прослойками соседних блоков наблюдаются границы раздела длиной до 1 – 1,5 мкм от фронта перлит-

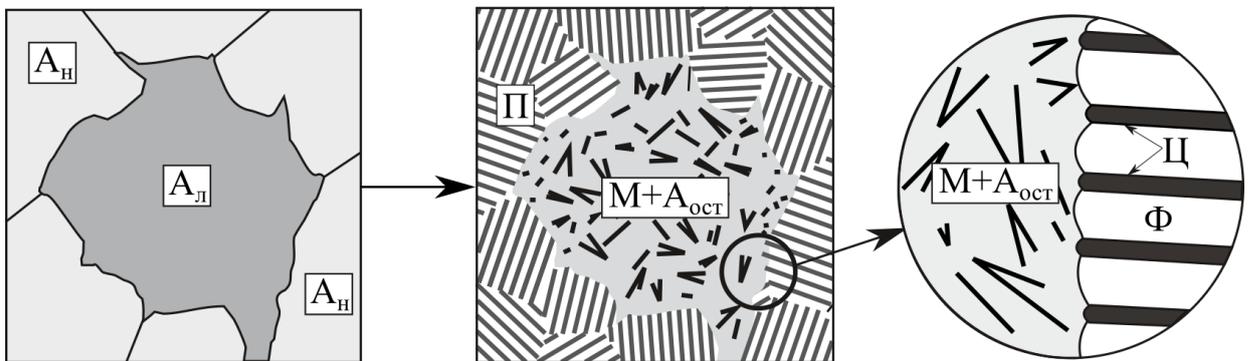


Рисунок 2.31 – Схема локальной аустенито-мартенситной зоны, формирующейся в переходной области 2 сварного шва между сталями Э76 и 12Х18Н10Т.  $A_{н}$  – нелегированный аустенит;  $A_{л}$  – легированный аустенит,  $M$  – мартенсит,  $\Pi$  – перлит,  $\Phi$  – феррит,  $\Psi$  – цементит,  $A_{ост}$  – остаточный аустенит

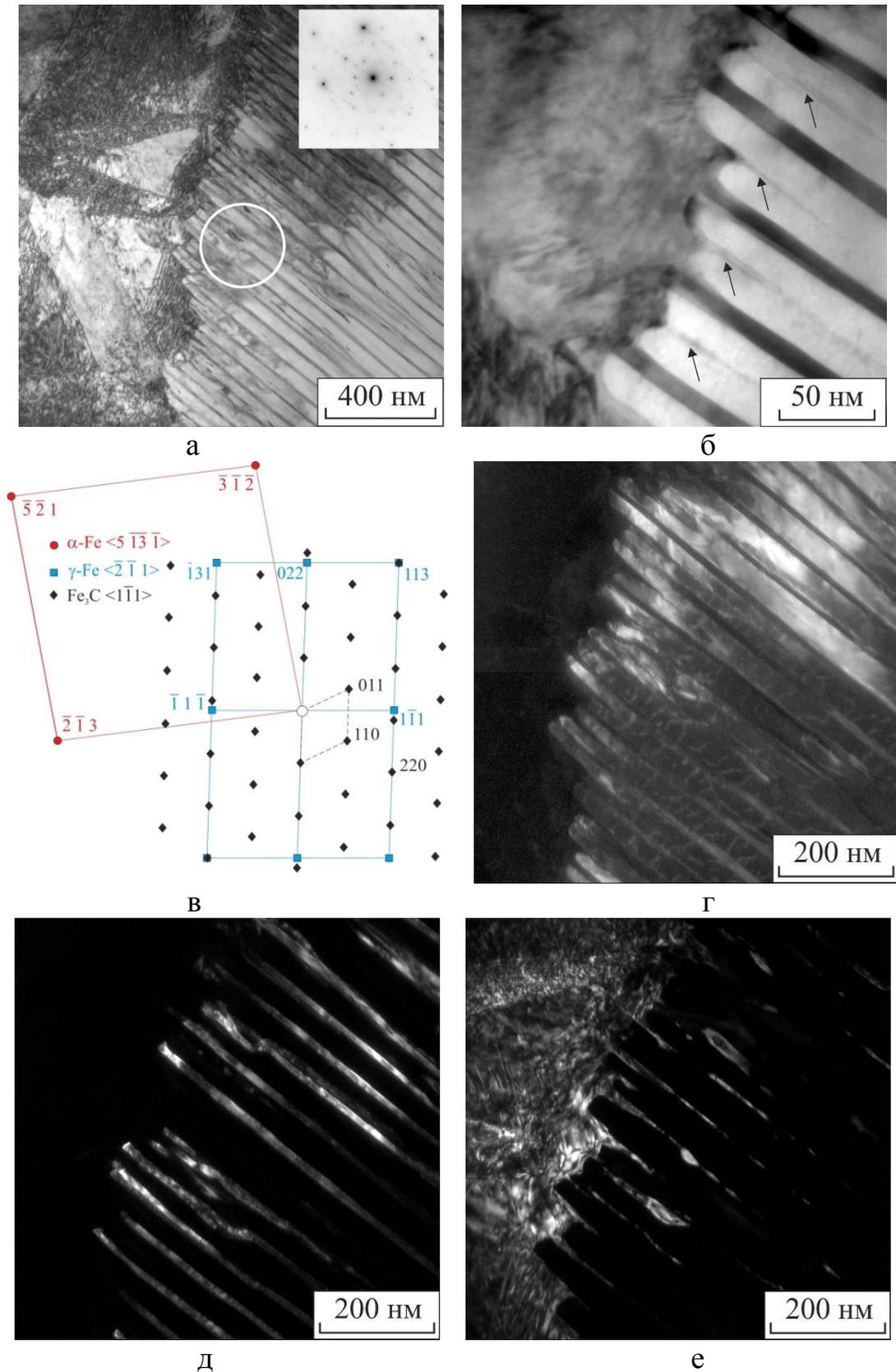


Рисунок 2.32 – Светлопольные изображения фронта перлитного превращения и микродифракционная картина (а, б). Показана область дифракции, схема расшифровки дифракционной картины (в), темнопольные изображения, полученные в рефлексе  $(\bar{2} \bar{1} 3)_\alpha$  (г), в рефлексе  $(2 2 0)_{Fe_3C}$  (д) и в рефлексе  $(\bar{1} 1 \bar{1})_\gamma$  (е)

ного превращения. Расшифровка электронограммы (рисунок 2.32 в) от области, выделенной окружностью на рисунке 2.32 а, позволяет сделать вывод о том, что на ней представлена суперпозиция трех электронограмм: феррита с осью зоны  $[5 \bar{1} 3 \bar{1}]_{\alpha}$ , цементита с осью зоны  $[1 \bar{1} 1]_{\text{Fe}_3\text{C}}$  и аустенита с осью зоны  $[\bar{2} \bar{1} 1]_{\gamma}$ . Темнопольное изображение в рефлексе аустенита (рисунок 2.32 е) свидетельствует о том, что контраст в середине ферритных промежутков, наблюдаемый на рисунке 2.32 б, обусловлен наличием в перлитной колонии тонких прослоек  $\gamma$ -фазы. Таким образом, слоистая пластинчатая структура, формируемая в пограничной зоне между нелегированным и легированным аустенитом, является трехфазной, содержащей слои феррита, цементита и аустенита в последовательности «...Ц-Ф-А-Ф-Ц-Ф-А-Ф...». Проведенный анализ показал, что аустенитные прослойки, расположенные между ферритными слоями, могут прерываться. При удалении от фронта перлитного превращения вглубь колонии степень прерывистости возрастает. В то же время встречаются участки с повышенной толщиной аустенитных прослоек. То есть между цементитными пластинами наблюдаются островки аустенита (рисунок 2.33, указано стрелкой), окруженные ферритной фазой [261, 262].

Анализ элементного состава свидетельствует о том, что в колониях пластинчатого перлита, примыкающих к локальным зонам с аустенито-мартенситной структурой, содержится до 5,5 % хрома и 1,5 % никеля. Очевидно, что некоторая доля этих легирующих элементов содержится в прослойках аустенита. Присутствие хрома вероятно и в пластинах цементита.

Последовательность структурных преобразований при охлаждении сплавов определяется содержанием легирующих элементов в аустените. На рисунке 2.34 а схематически представлены три зоны, соответствующие нелегированному ( $A_1$ ), легированному ( $A_3$ ) и промежуточному по химическому составу ( $A_2$ ) аустениту. С учетом этого обстоятельства механизм формирования слоистой гетерофазной структуры перлита можно представить следующим образом. В процессе охлаждения материала в микрообъемах высокоуг-

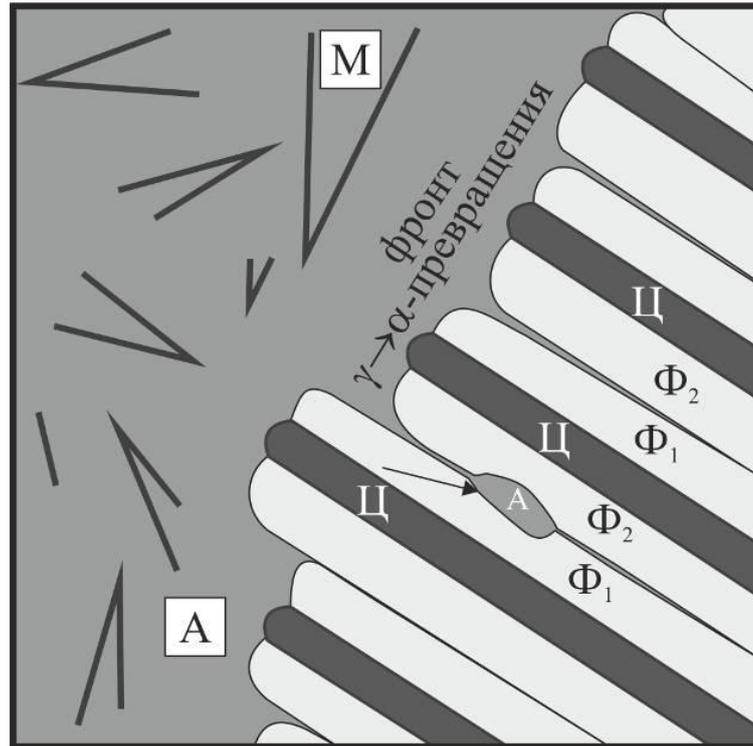


Рисунок 2.33 – Схема трехфазной структуры, формируемой в пограничной зоне между легированным и нелегированным аустенитом в переходной области 2 сварного шва «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т». А – аустенит, М – мартенсит, Ф – феррит, Ц – цементит. Стрелкой указан аустенитный островок

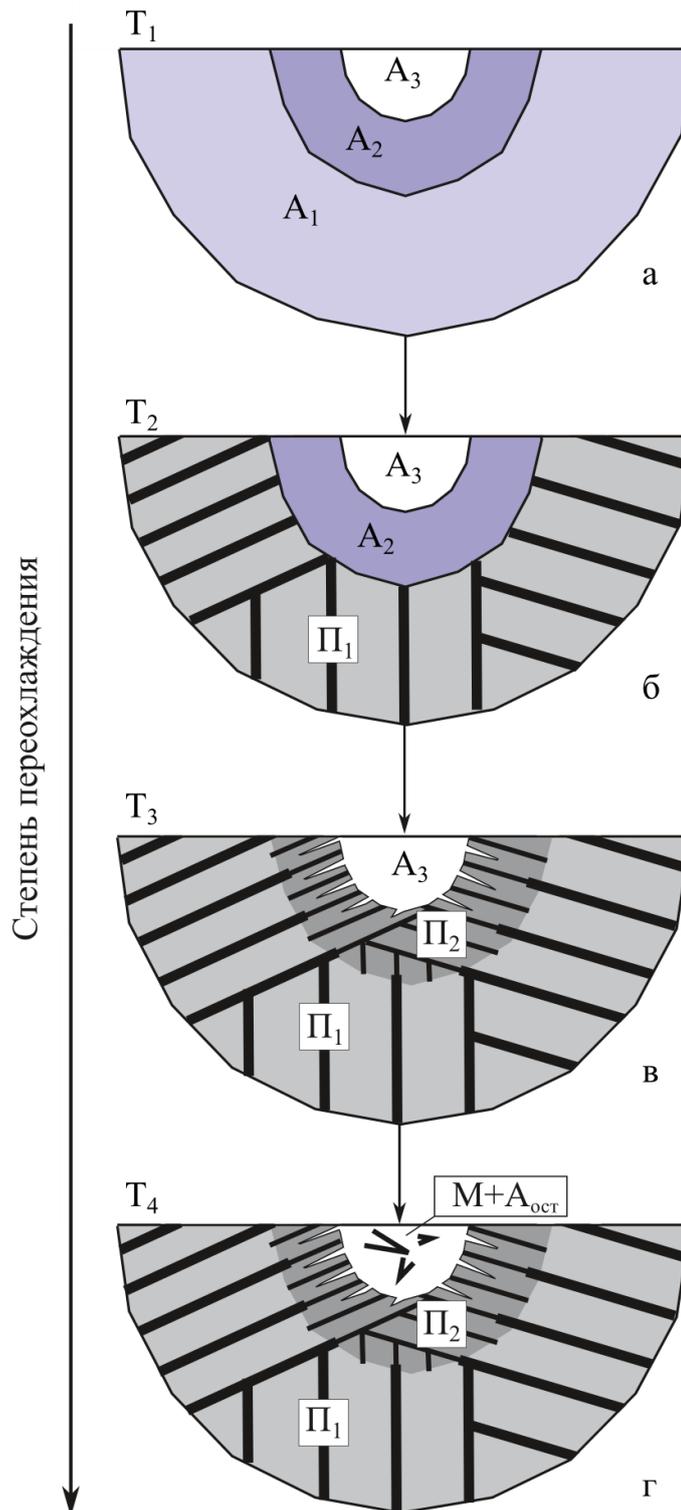


Рисунок 2.34 – Последовательность распада аустенита в переходной зоне сварного шва между заготовками из сталей Э76 и 12X18H10T.

A<sub>1</sub> – нелегированный аустенит; A<sub>2</sub> – аустенит, содержащий 5,5 – 7 % Cr и 1,5 – 3 % Ni; A<sub>3</sub> – легированный аустенит (12X18H10T); Π<sub>1</sub> – нелегированный перлит; Π<sub>2</sub> – мелкодисперсный легированный перлит; M+A<sub>ост</sub> – мартенсит и остаточный аустенит

леродистого нелегированного аустенита  $A_1$  развивается перлитное превращение с образованием колоний пластинчатого перлита  $П_1$  (рисунок 2.34 б). В переходной области  $A_2$  между легированным и нелегированным аустенитом также реализуется диффузионный распад аустенита, однако наличие небольшого количества хрома и никеля повышают устойчивость переохлажденного аустенита и распад начинается по времени позже и, соответственно, при более низкой температуре. Именно поэтому перлит  $П_2$ , формирующийся в промежуточном по химическому составу аустените типа  $A_2$ , является более дисперсным (рисунок 2.34 в). В зонах легированного аустенита  $A_3$  развивается уже мартенситное превращение, однако температура конца мартенситного превращения находится ниже  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ , поэтому превращение реализуется частично. Таким образом, после охлаждения сварного соединения в зоне  $A_3$  формируется двухфазная структура, представляющая кристаллы мартенсита, распределенные в остаточном аустените. При этом тонкие "языки" аустенита распространяются в ферритные промежутки пластинчатого перлита типа  $П_2$  (рисунок 2.34 г). Участок перехода от легированного к нелегированному перлиту представлен на рисунок 2.35. Видно, что межпластинчатое расстояние в перлите постепенно возрастает. Для легированного участка оно составляет  $\sim 50$  нм, а для нелегированного  $\sim 150 - 170$  нм.

Наличие трехфазной слоистой структуры, формирующейся в зоне раздела между легированным и нелегированным аустенитом, обусловлено, по всей видимости, напряженным состоянием, возникающим в этой зоне. Можно предположить, что внедренные в ферритные промежутки "языки"  $\gamma$ -фазы представляют собой прослойки остаточного аустенита, распад которого не был завершен из-за наличия сжимающих напряжений, формируемых при фазовом  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращении. Следует отметить, что данный характер формирования перлита наблюдается лишь на небольших по размерам участках сварных швов. В остальных областях перлитное превращение происходило преимущественно по классическому механизму, описанному в работах [221, 239, 241, 244].

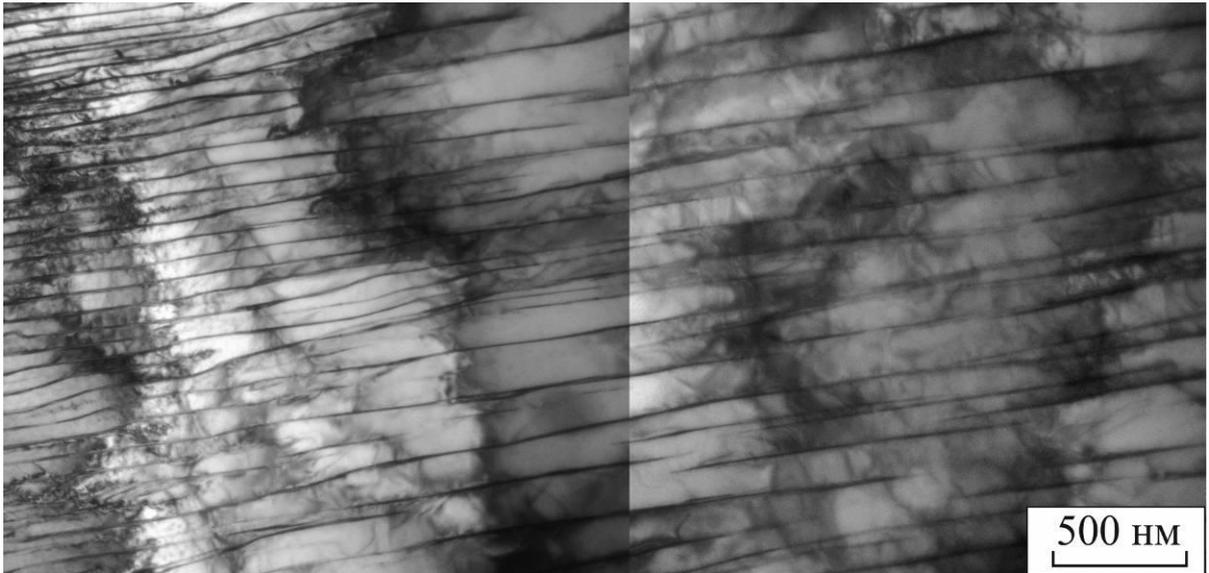


Рисунок 2.35 – Изменение межпластинчатого расстояния в перлите по мере удаления от фронта превращения (слева)

## **2.3 Влияние структуры и фазового состава швов на свойства сварных соединений разнородных сталей**

Структурно-фазовые преобразования, происходящие в сварных швах и зонах термического влияния, оказывают существенное влияние на комплекс механических свойств соединяемых материалов. В большинстве случаев это влияние носит негативный характер, не учитывать которое нельзя. В данном разделе представлены результаты оценки механических свойств соединений, получаемых при сварке резко отличающихся по составу и структуре сталей 12X18H10T и Э76.

Для оценки прочностных свойств в условиях растяжения использовали универсальную сервогидравлическую машину типа *Instron 300 DX*. Ударную вязкость определяли на образцах с *U*-образными надрезами на копке *Metrocom* при положительных и отрицательных температурах. Надрезы на образцы наносили в зонах видимых границ раздела, выявленных предварительным химическим травлением. Усталостные испытания сварных соединений проводили на универсальной машине *Instron 880*.

### **2.3.1 Прочностные испытания сварных соединений сталей Э76 и 12X18H10T при статическом нагружении**

Лабораторные испытания на растяжение были проведены по стандартной методике с использованием плоских образцов, вырезанных как из сварных соединений, так и из исходных стальных заготовок. В процессе испытаний оценивали значения условного предела текучести, предела прочности и относительного удлинения. В каждой серии испытаний использовали по 5 образцов.

Исходные стали существенно отличаются по уровню механических свойств. Сталь 12X18H10T характеризуется высоким значением относительного удлинения (таблица 2.2), что обусловлено ее аустенитным строением.

При этом предел текучести стали относительно невысок (450 МПа). Углеродистая сталь в данной паре является более прочной ( $\sigma_{0,2} = 500$  МПа,  $\sigma_B = 980$  МПа) и менее пластичной.

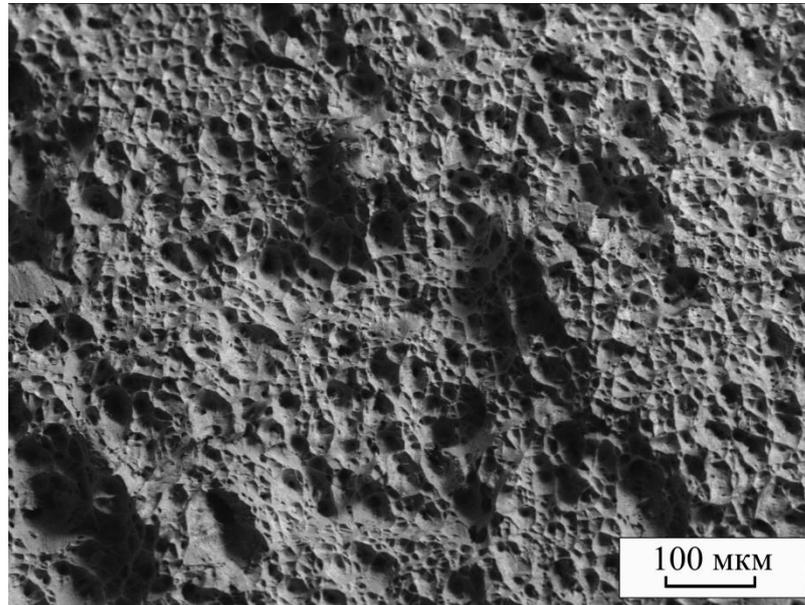
Таблица 2.2 – Результаты механических испытаний сталей Э76 и 12Х18Н10Т, используемых для получения сварных соединений

Механические свойства материалов (по результатам испытаний на растяжение)	Сталь	
	Э76	12Х18Н10Т
$\sigma_{0,2}$ , МПа	500	400
$\sigma_B$ , МПа	980	580
$\psi$ , %	21	47
$\delta$ , %	7	33

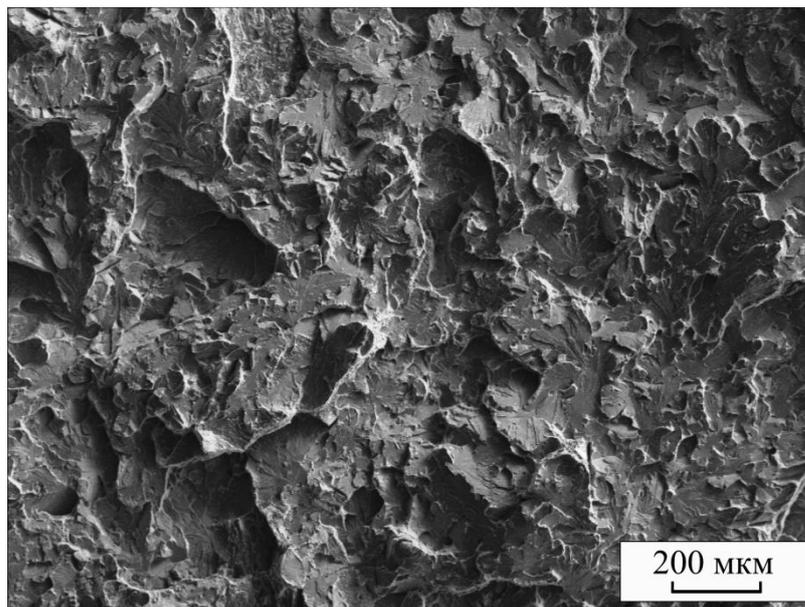
Анализ результатов прочностных испытаний сварных соединений типа «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т» свидетельствует о проявлении двух механизмов разрушения образцов. В таблице 2.3 представлены средние результаты по двум группам образцов, при испытании которых эти механизмы были зафиксированы. К первой группе отнесены образцы, разрушение которых проходило преимущественно по хромоникелевой стали. Для них характерно утонение в зонах разрушения и ямочное строение изломов (рисунок 2.36 а).

Таблица 2.3 – Результаты испытаний сварных соединений при нагружении образцов по схеме растяжения

Механические свойства	Серии образцов, вырезанных из сварных швов "Э76 – 12Х18Н10Т"	
	1 группа	2 группа
$\sigma_{0,2}$ , МПа	285	289
$\sigma_B$ , МПа	513	391
$\psi$ , %	52	20
$\delta$ , %	11,6	3,3



а



б

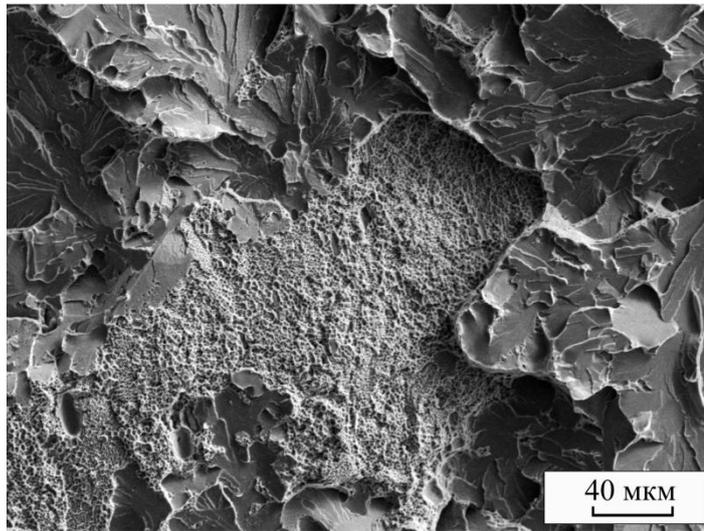
Рисунок 2.36 – Фрактограммы, полученные при исследовании сварных швов между сталями Э76 и 12X18N10T, разрушенных по схеме растяжения:  
а – вязкое разрушение хромоникелевой стали, б – преимущественно хрупкое разрушение материала сварного шва

Для образцов, отнесенных ко второй группе, характерно разрушение по сварному шву. Следует подчеркнуть, что значения предела текучести образцов первой и второй групп близки, в то время как предел прочности образцов, соответствующих первой группе, существенно выше (таблица 2.3). Характерная фрактограмма образцов из второй группы после испытаний на растяжение представлена на рисунке 2.36 б. Особенностью изломов образцов, разрушение которых происходило по сварному шву, является наличие участков, резко различающихся механизмами разрушения (рисунок 2.37).

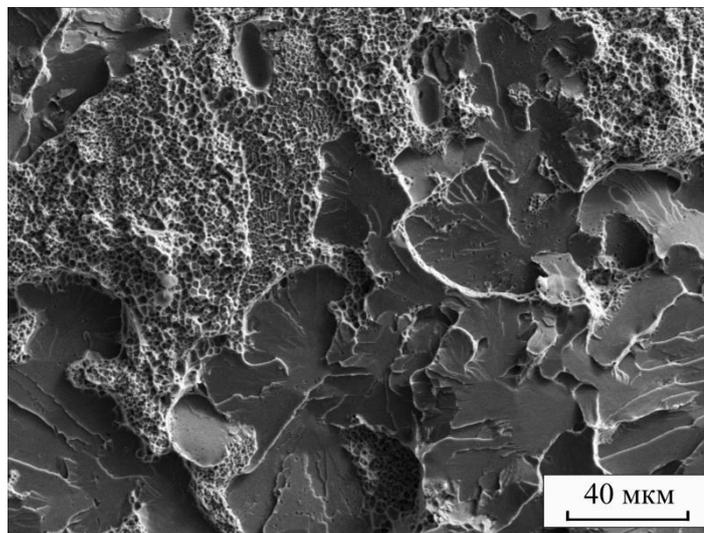
### **2.3.2 Циклическая трещиностойкость сварных соединений**

Одно из важных достоинств стыковой контактной сварки заключается в том, что данным способом можно соединять многие конструкционные материалы, как однородные, так и разнородные по своему составу. Особенностью этой технологии, определяющей область ее практического использования, является возможность соединения крупногабаритных заготовок [137]. Следует учитывать, однако, что на сварку разнородных материалов распространяются ограничения, обусловленные различными обстоятельствами. Особое внимание следует уделять условиям нагружения сварных соединений. Причины разрушения многих сварных соединений, полученных из разнородных материалов, связаны с усталостным разрушением конструкций.

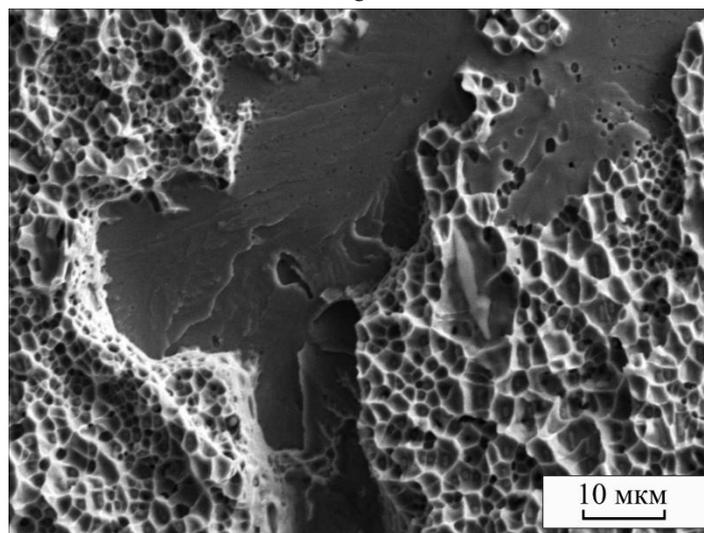
Как было указано выше, при контактной сварке заготовок из углеродистой и хромоникелевой сталей, представляющих одно из самых распространенных на практике сочетаний разнородных сплавов, в переходных зонах формируются структурные составляющие, отсутствовавшие в сталях до их сварки. В зависимости от параметров технологического процесса ширина сварных швов может изменяться в диапазоне от ~ 50 до 1000 мкм. К структурным особенностям, характерным для сварных швов и оказывающим наиболее негативное влияние на комплекс механических свойств, относятся возникновение сплошных мартенситных прослоек, обезуглероженных ферритных



а



б



в

Рисунок 2.37 – Участки смешанного (вязко-хрупкого) разрушения статически нагруженных сварных швов между сталями Э76 и 12Х18Н10Т

участков и мелких локализованных аустенито-мартенситных зон. Именно эти детали строения сварных соединений определяют характер разрушения материалов в условиях циклического нагружения [263, 264].

Для проведения усталостных испытаний полученных в работе материалов использовали установку *Instron 8801*. Нагружение образцов осуществляли с частотой 5 Гц по мягкому «отнулевому» циклу при максимальной нагрузке в цикле 5000 Н. Схема испытаний представлена на рисунке 2.38. Характерная поверхность разрушения сварного соединения представлена на рисунке 2.39 а, на котором отчетливо выделяются зона распространения трещины и зона долома. Анализ боковых поверхностей образцов с трещинами (рисунок 2.39 б) свидетельствует о том, что разрушение развивалось по сварным швам. На некоторых участках трещина распространялась непосредственно по мартенситной прослойке вблизи видимой границы раздела сталей (рисунок 2.40 а), в других местах образцов фронт трещины отклонялся в сторону углеродистой стали (рисунок 2.40 б).

На начальном участке развития трещины наблюдается рельеф с характерными для усталостного нагружения бороздками. Расстояние между бороздками составляет примерно 1 мкм. По мере подрастания трещины проявляется интенсивное вторичное растрескивание материала (рисунок 2.41 а, б). Особенностью, характерной для всех исследованных образцов, является присутствие на фрактограммах участков скола (рисунок 2.41 в, г). Причина их образования обусловлена образованием хрупких зон в переходных зонах сварных швов. При встрече трещины с такими участками происходит ее ускоренное распространение. В зонах долома образцов зафиксированы участки, характеризующиеся проявлением механизмов как хрупкого, так и вязкого разрушения (рисунок 2.42).

На рисунке 2.43 приведены кинетические диаграммы усталостного разрушения сварного соединения «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т» (кривая 1) и углеродистой стали Э76 в исходном состоянии (кривая 2). Диаграмма, соответствующая сварному соединению, расположена левее. Этот факт свиде-

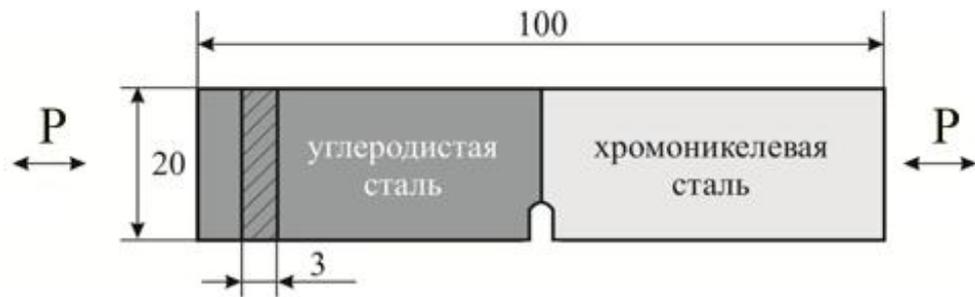
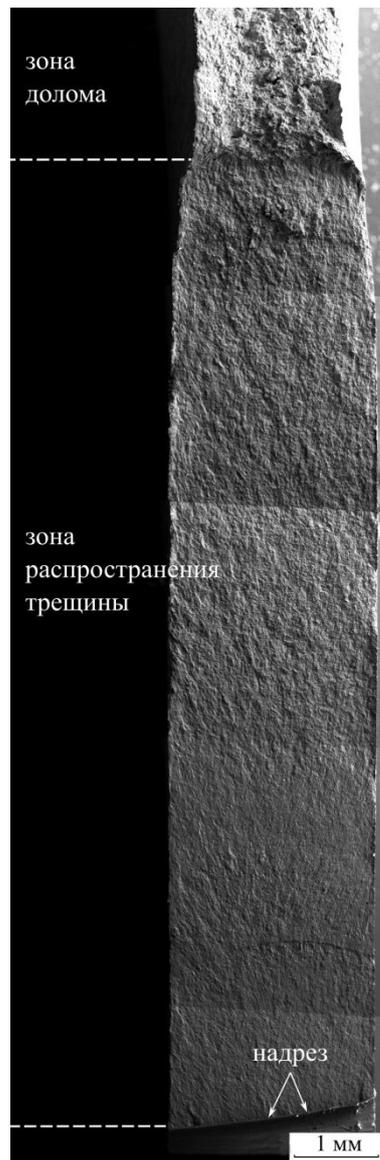
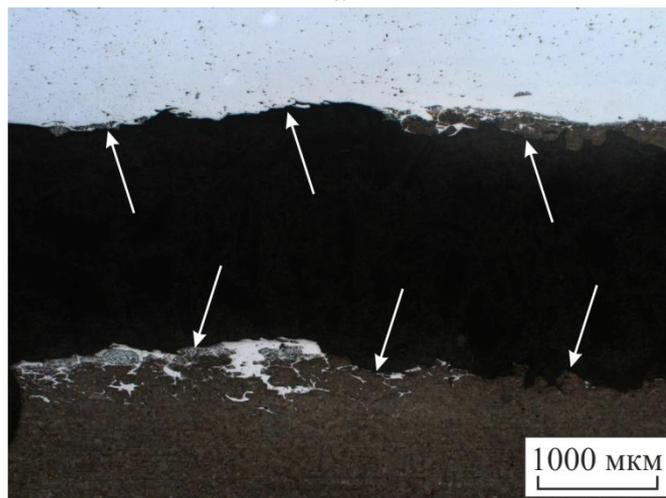


Рисунок 2.38 – Схема образца, вырезанного из сварного соединения «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т», для проведения испытаний на усталостную трещиностойкость

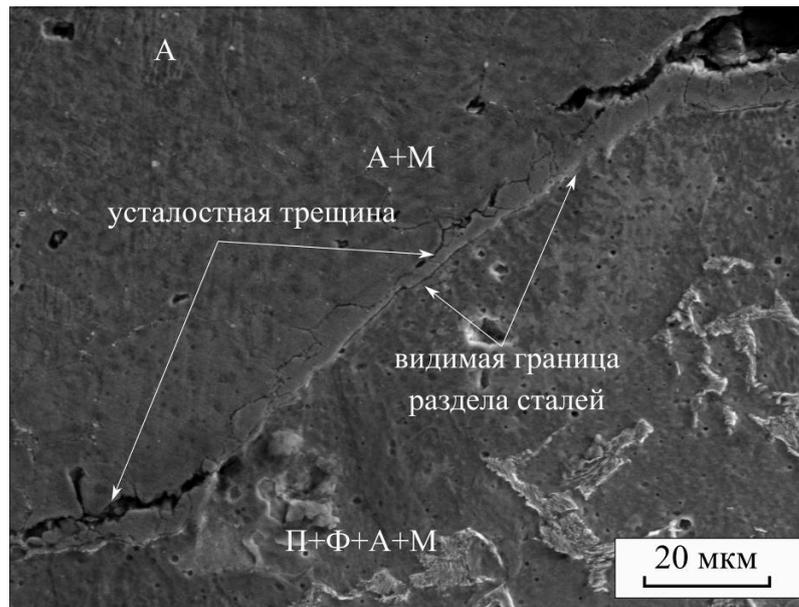


а

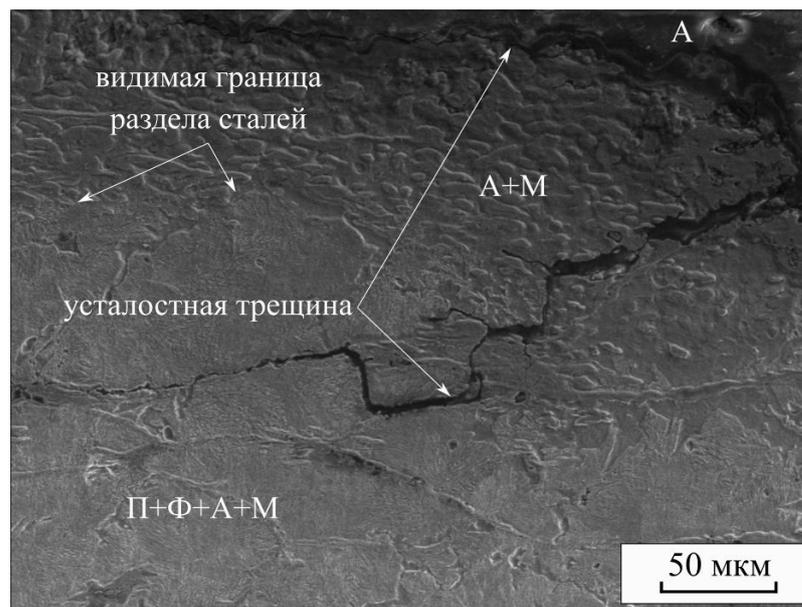


б

Рисунок 2.39 – Фрактограмма поверхности образца, разрушенного по схеме усталостного нагружения (а) и поперечное сечение сварного соединения после продвижения в нем трещины (б)



а



б

Рисунок 2.40 – Особенности распространения усталостных трещин в образцах, вырезанных из сварного соединения «сталь Э76 – сталь 121Х18Н10Т»:  
 а – разрушение по мартенситной прослойке вдоль видимой границы сварного шва, б – ответвление трещины в углеродистую сталь. А – аустенит, М – мартенсит, П – перлит, Ф – феррит

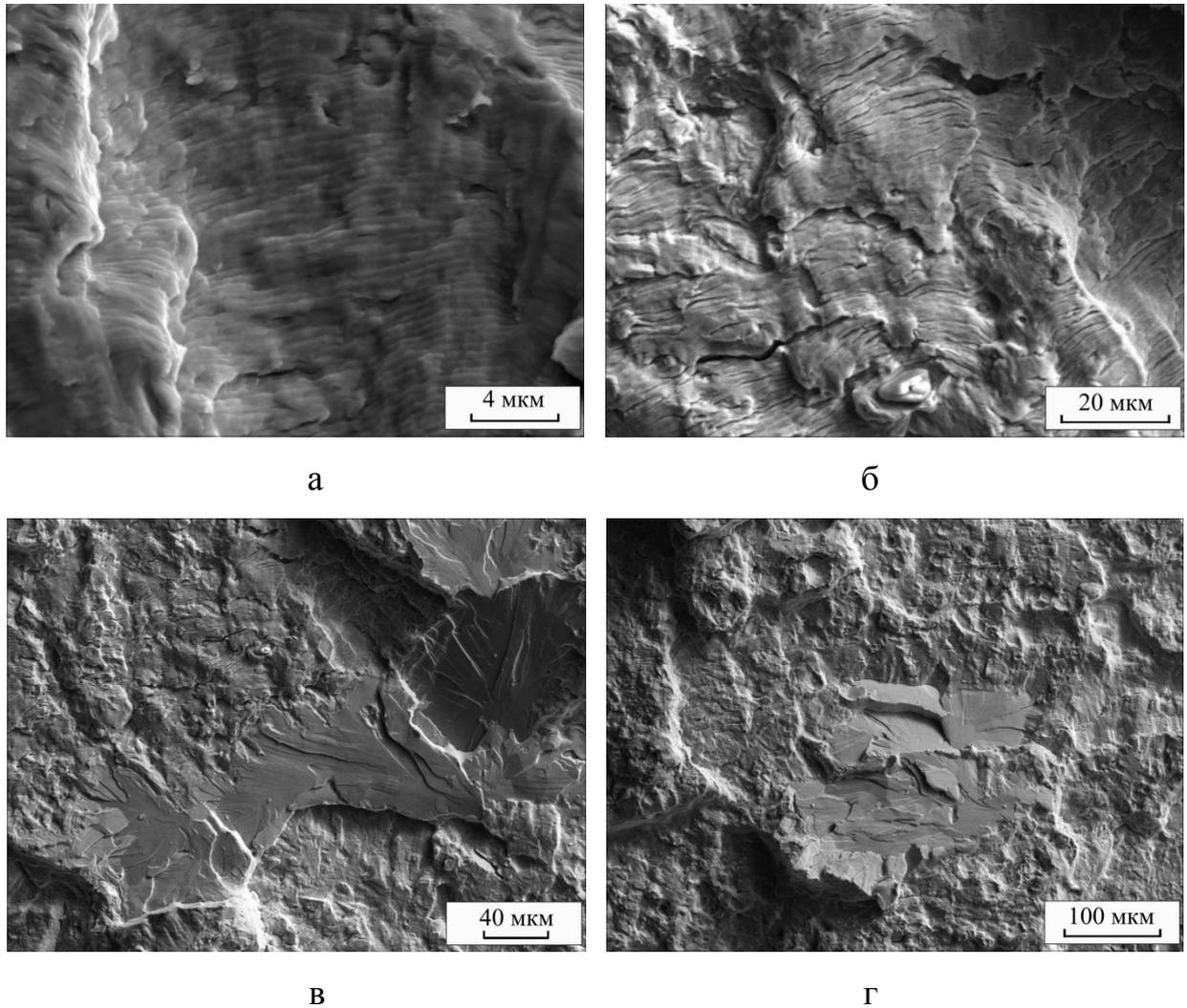
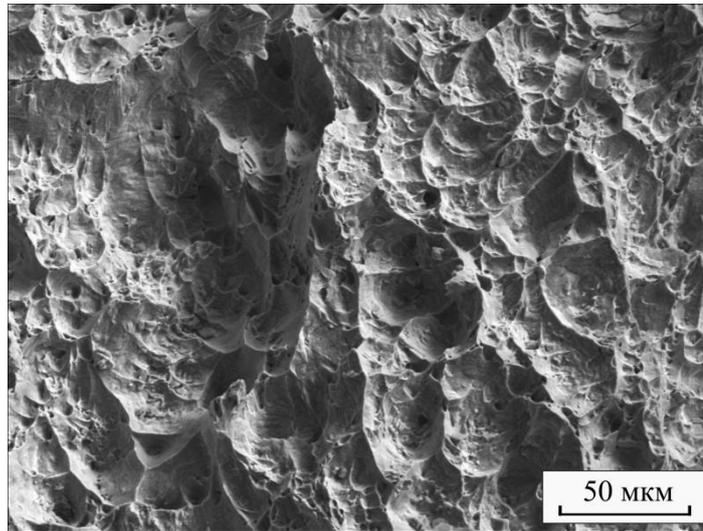
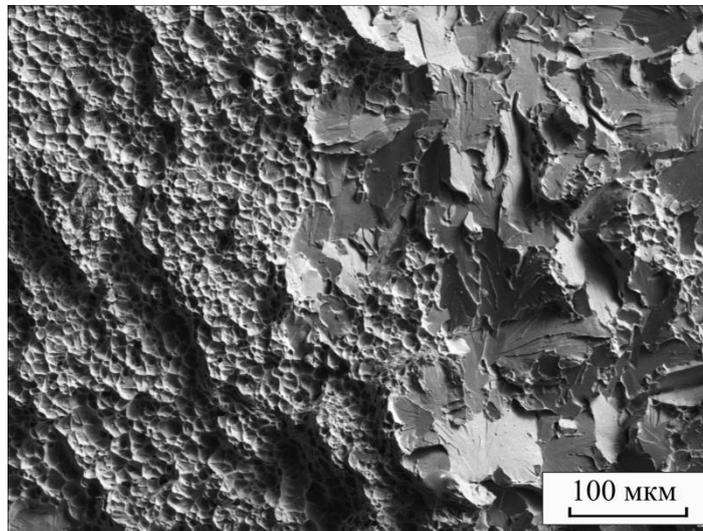


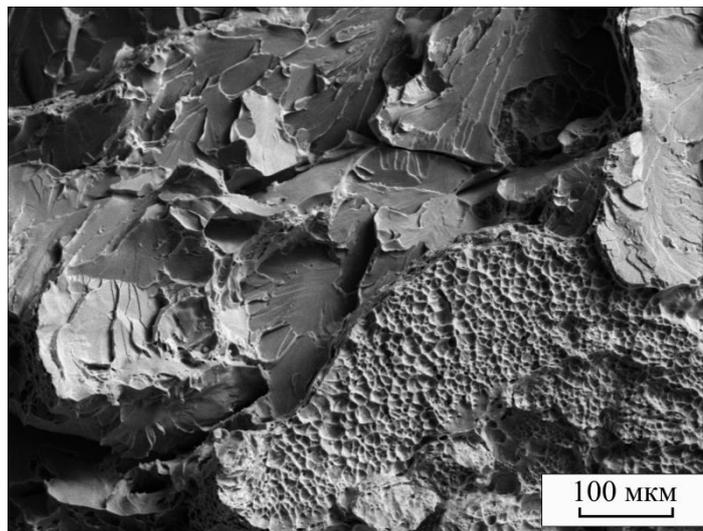
Рисунок 2.41 – Фрактограммы циклически разрушенных сварных соединений «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т»: а, б – усталостные бороздки и вторичные трещины в зоне распространения трещины; в, г – участки материала, разрушенного сколом



а



б



в

Рисунок 2.42 – Фрактограммы зоны долома после циклического нагружения образца, вырезанного из сварного шва: а – вязкое; б, в – смешанное разрушение

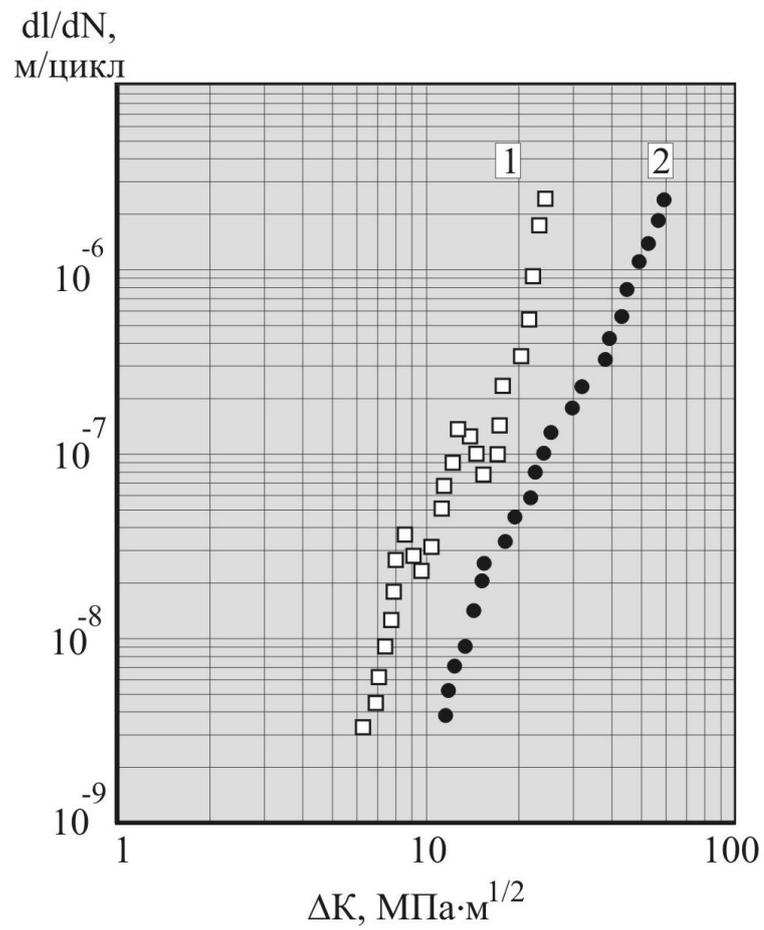


Рисунок 2.43 – Кинетические диаграммы усталостного разрушения стали Э76 (кривая 2) и материала сварного соединения «сталь 12Х18Н10Т – сталь Э76» (кривая 1)

тельствует о том, что при одном и том же уровне размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  скорость распространения усталостной трещины в сварном соединении  $dl/dn$  выше, чем в углеродистой стали. Особенностью кинетических диаграмм усталостного разрушения исследуемых в работе сварных соединений является наличие участков, характеризующихся высокой и низкой скоростью развития трещин. Изменение скорости разрушения обусловлено тем, что трещина распространялась через участки с различной структурой и механическими свойствами. При движении трещины в пределах зон с мартенситной структурой скорость распространения трещины возрастает, в более пластичной структуре происходит ее торможение. Отмеченный эффект соответствует результатам металлографических и дюрOMETрических исследований, представленных ранее.

Таким образом, явно выраженная структурная неоднородность сварных соединений углеродистой и хромоникелевой сталей, полученных методом стыковой контактной сварки, является фактором, определяющим долговечность материала при циклическом нагружении. Наличие хрупких мартенситных зон, соответствующих микро-, мезо- и макромасштабному структурному уровню, негативно отражается на трещиностойкости сварных конструкций [265, 266]. При этом снижение объемной доли мартенсита и формирование в структуре швов островков остаточного аустенита благоприятно отражается на усталостной трещиностойкости материалов, что проявляется в провалах на кинетических диаграммах усталостного разрушения, свидетельствующих о торможении усталостной трещины.

### **2.3.3 Ударная вязкость сварных соединений «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т»**

Анализ поведения многих конструкций предполагают возможность динамического воздействия на них в процессе эксплуатации. Для деталей машин и элементов конструкций, изготовленных из сталей, особо опасным яв-

ляется ударное нагружение при пониженных температурах. Учитывая возможность эксплуатации анализируемых в работе материалов в районах Сибири и Крайнего Севера, минимальная температура ударных испытаний при выполнении данной работы составляла – 60 °С.

Результаты испытаний на ударную вязкость сварного соединения «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т» представлены на рисунке 2.44. Зависимость уровня *KCU* от температуры испытаний имеет характерный для сталей *S*-образный вид. Минимальный уровень ударной вязкости, соответствующий температурам –60 °С и –30 °С, составляет ~ 10 Дж/см<sup>2</sup>. Следует обратить внимание на низкий уровень ударной вязкости материала сварного шва. Объясняется это тем, что трещина, распространяясь из устья надреза, преимущественно движется по той структурной составляющей, работа разрушения которой меньше. В исследуемом соединении, сформированном из разнородных по составу сталей и характеризующемся наличием структуры смешанного типа, трещина распространяется по наиболее хрупким зонам с повышенным содержанием высокопрочного мартенсита. Литературные данные свидетельствуют о том, что для этих зон также характерен наибольший уровень остаточных напряжений [1, 2].

Присутствие в переходных зонах структуры смешанного типа, зафиксированной методами металлографического и рентгеновского анализа, отражается и на морфологических особенностях поверхностей разрушения. На изломах сваренных между собой разнородных сталей наблюдаются участки, соответствующие проявлению различных механизмов разрушения. Наиболее отчетливо этот эффект (не связанный с температурой вязко-хрупкого перехода) заметен при прохождении трещины через границу сопряжения сталей (рисунок 2.45 а). Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа (рисунок 2.45 б) спектр 1 соответствует сварному шву со стороны углеродистой стали; спектр 2 – со стороны хромоникелевой стали. Зоны вязкого разрушения возникают при деформации микрообъемов аустенита (хромоникелевая сталь), а зоны хрупкого разрушения соответствуют микрообъемам с мартенситной структурой.

КСУ, Дж/см<sup>2</sup>

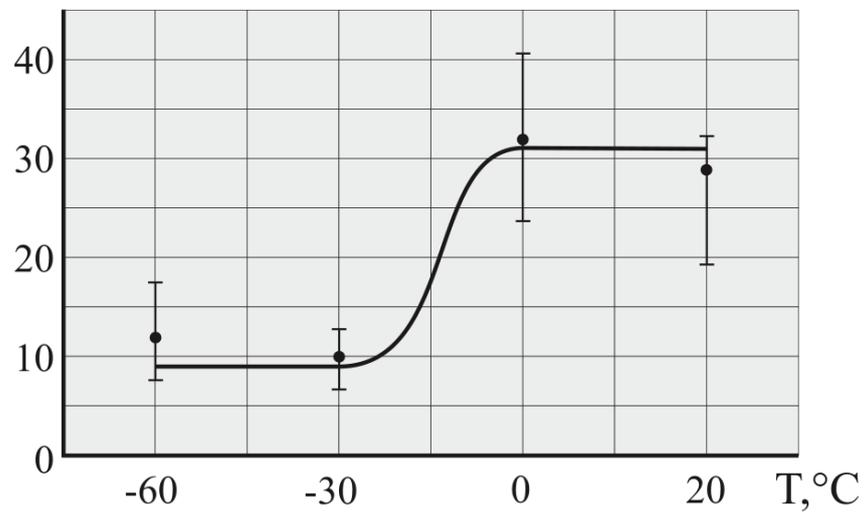
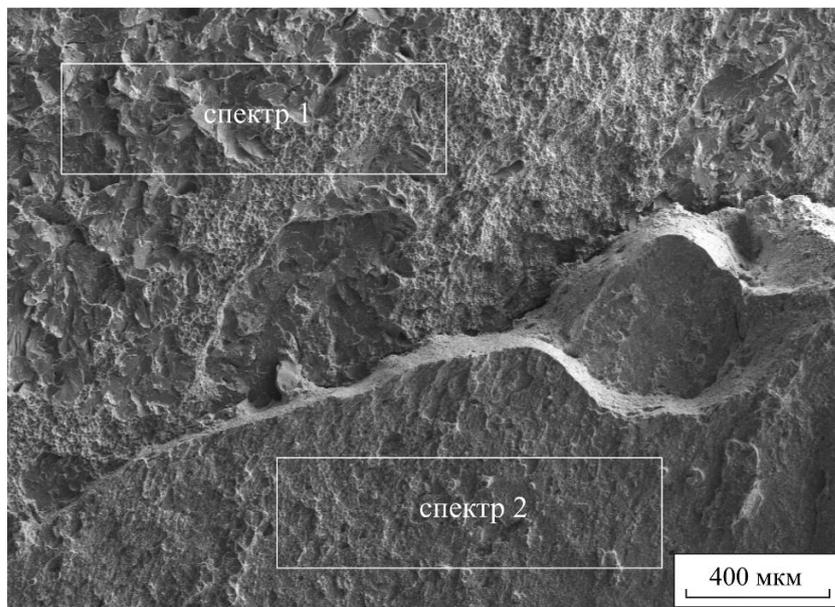
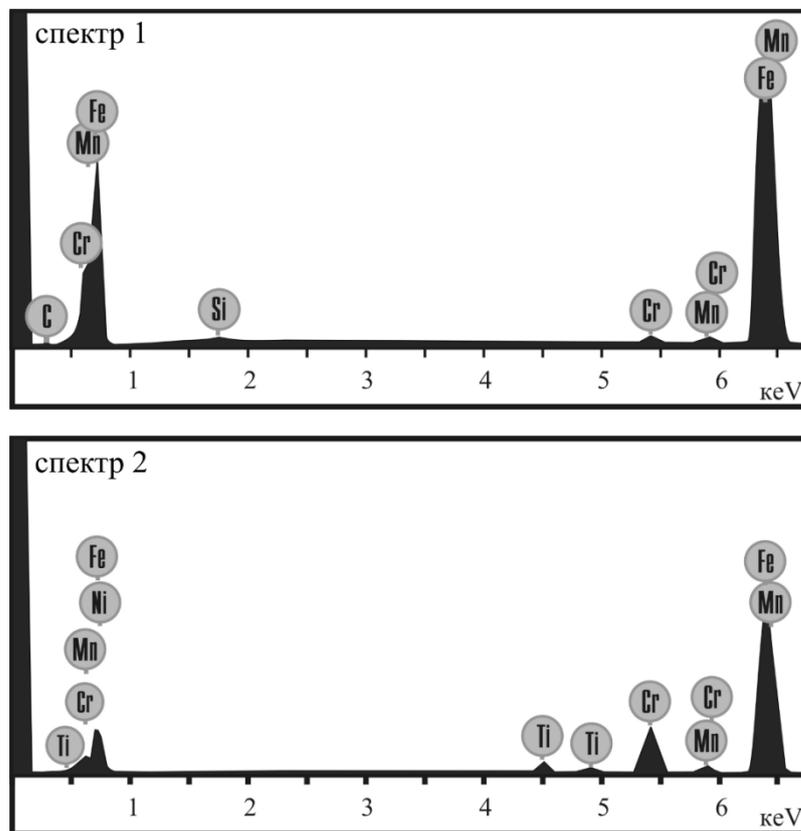


Рисунок 2.44 – Результаты испытаний на ударную вязкость сварного соединения «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т»



а



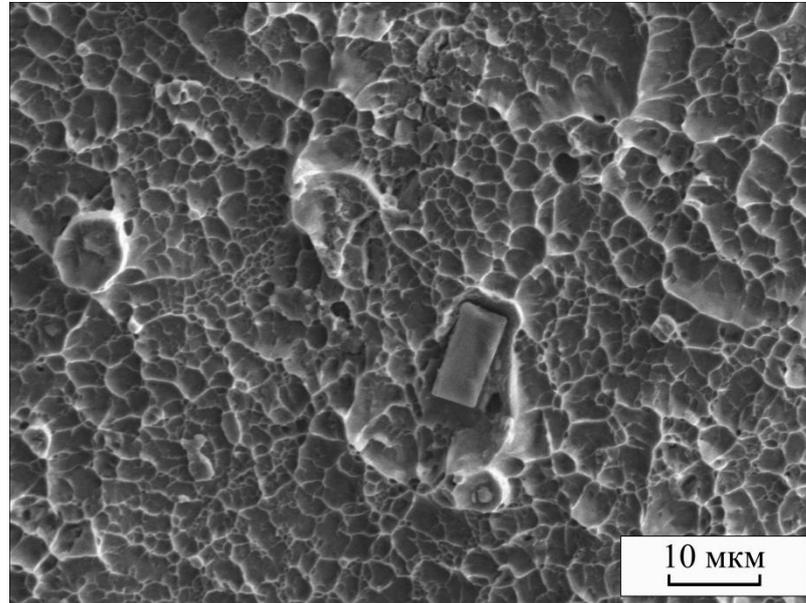
б

Рисунок 2.45 – Смена характера разрушения материала при прохождении трещины через границу раздела сталей (а) и результаты микрорентгеноспектрального анализа указанных областей

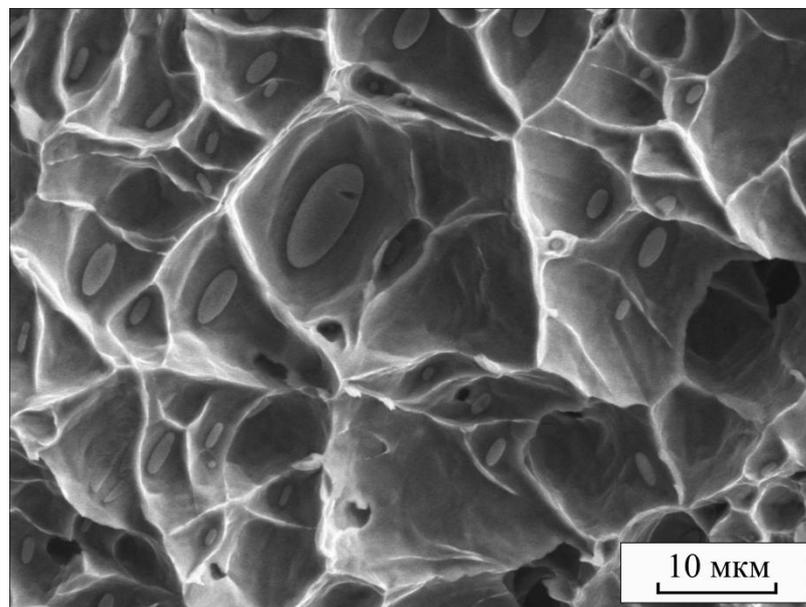
Типичные фрактограммы, характерные для изломов хромоникелевой стали, представлены на рисунке 2.46. На снимках отчетливо наблюдаются многочисленные ямки, свидетельствующие о пластическом течении материала в процессе его нагружения. Деформация стали 12X18Н10Т во многих случаях сопровождается формированием изломов такого типа [267], свидетельствующих о том, что материал находится в высокопластичном состоянии. Следует подчеркнуть, что признаки вязкого разрушения хромоникелевой стали наблюдаются во всем исследованном диапазоне температур испытаний.

Микрообъемы со структурой мартенсита в условиях динамического нагружения, как и следовало ожидать, разрушаются без проявления существенных признаков пластической деформации. Разрушение их преимущественно развивается по транскристаллитному механизму, как это показано на рисунке 2.47. Определяющее влияние на характер поведения материалов оказывают объемная доля и особенности распределения мартенситных участков в переходной зоне сварных швов. Негативное влияние микрообъемов мартенсита, возникшего при сварке разнородных материалов, обусловлено тем, что процесс его разрушения, сопровождающийся формированием плоских фасеток скола, является низкоэнергетическим.

Анализ результатов фрактографических исследований свидетельствует о том, что дополнительным фактором охрупчивания сварных швов типа «сталь 12X18Н10Т – сталь Э76» являются неметаллические включения, скапливающиеся в зонах, соответствующим пластическому течению хромоникелевой стали при осадке. Кроме карбидов правильной формы в сварных швах зафиксировано формирование неметаллических включений в виде тонких пленок. Внешний вид дефектов такого типа представлен на рисунке 2.48. Результаты микроанализа свидетельствуют о том, что основными элементами, входящими в их состав этих включений, являются сера и титан (таблица 2.4). Анализ экспериментальных данных позволяет сделать вывод о том, что речь идет о сульфидах титана [268-274]. Неметаллические включения этого

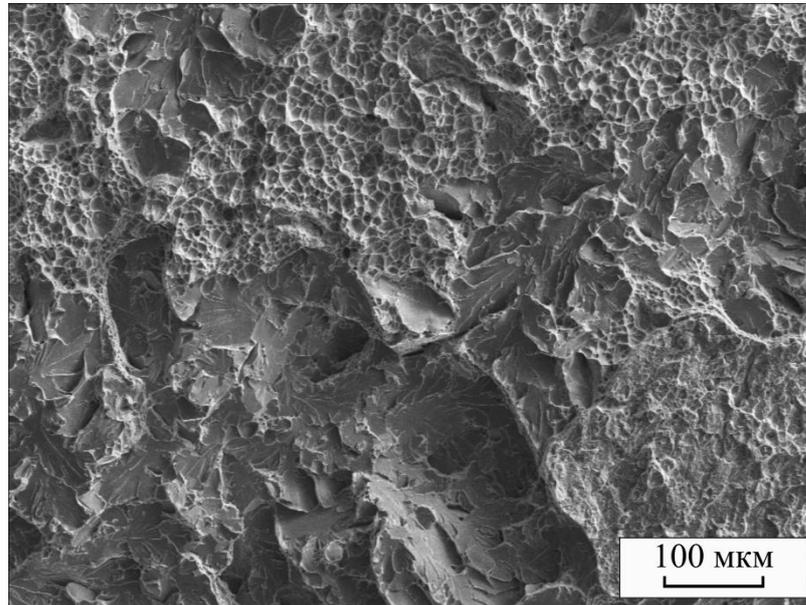


а

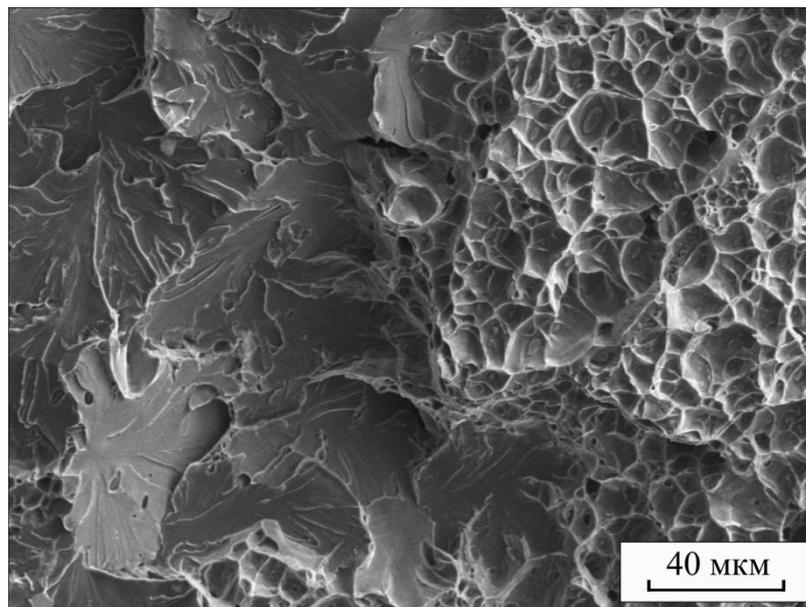


б

Рисунок 2.46 – Проявление вязкого характера разрушения при прохождении трещины через хромоникелевую сталь

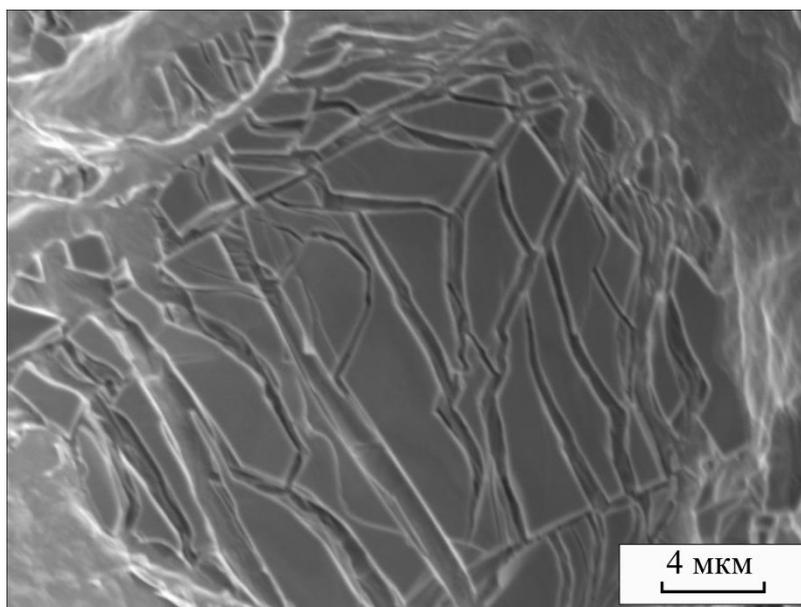


а

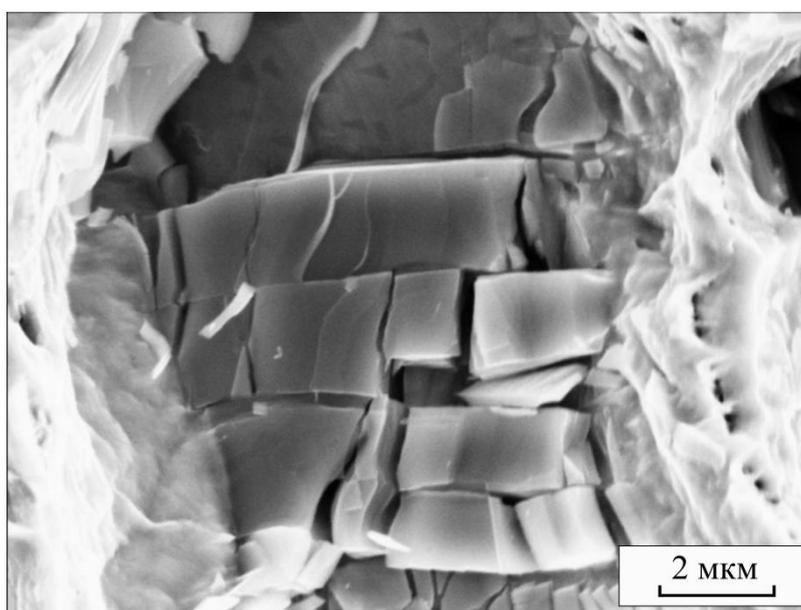


б

Рисунок 2.47 – Смена механизма разрушения при прохождении трещины через высокопрочный участок сварного соединения



а



б

Рисунок 2.48 – Пленочные неметаллические включения в сварном шве  
«сталь 12Х18Н10Т – сталь Э76»

Таблица 2.4 – Химический состав хрупких неметаллических включений, наблюдаемых на поверхности разрушения сварных швов «сталь 12Х18Н10Т – сталь Э76»

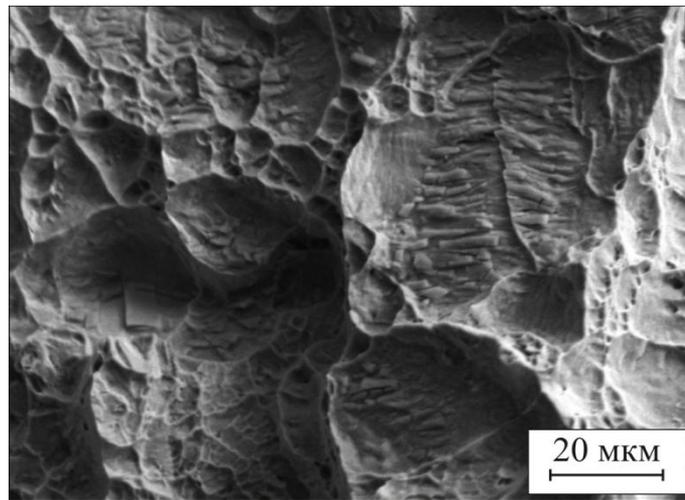
Химический элемент, % вес.					
S	Ti	Cr	Mn	Ni	Fe
23,80	61,76	3,25	0,16	1,30	9,73

типа на поверхностях изломов встречаются достаточно часто (рисунок 2.49). Толщина их варьируется от 50 до 200 нм. Также наблюдаются менее деформированные объемы включений, толщина которых достигает 0,8 – 1 мкм. Характер разрушения пленочных выделений говорит о том, что они способны в значительной степени охрупчивать сварные соединения [275]. Полученные данные свидетельствуют о необходимости тщательного контроля за содержанием серы и минимизации ее содержания в сталях.

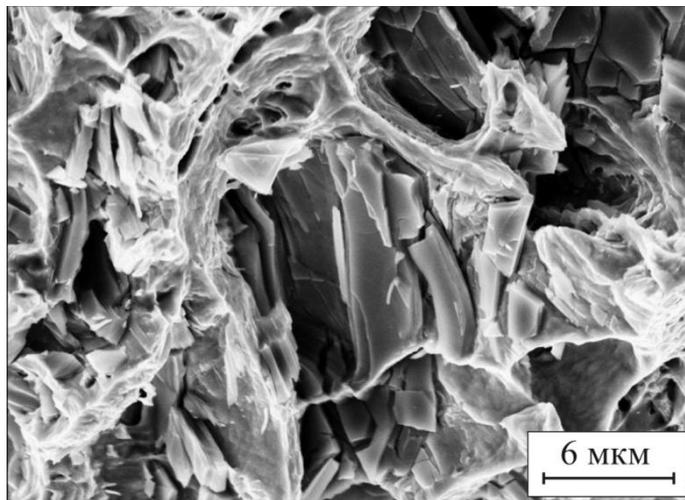
#### **2.4 Влияние дополнительной термической обработки на структуру и свойства соединений, полученных методом стыковой контактной сварки заготовок из разнородных сталей**

В предыдущих разделах было показано, что основным типом дефектов, возникающих при сварке разнородных сталей 12X18H10T и Э76 и оказывающих наиболее негативное влияние на характер разрушения сварных соединений, являются микрообъемы высокопрочного мартенсита. Образование структуры такого типа обусловлено стабилизацией аустенита в пределах легированных микрообъемов стали, обогащенных углеродом. Высокий уровень твердости возникшего при сварке мартенсита является причиной низких релаксационных свойств материала сварного шва. В сочетании с остаточными термическими напряжениями, возникающими в зоне соединения разнородных сплавов, этот фактор определяет высокую хрупкость анализируемых материалов. В условиях динамического и усталостного нагружения материал, обладающий структурой такого типа, склонен к преждевременному разрушению при относительно малых значениях механических напряжений. Эти обстоятельства заставляют искать технические решения, способствующие снижению уровня твердости и остаточных напряжений в зонах со структурой мартенсита.

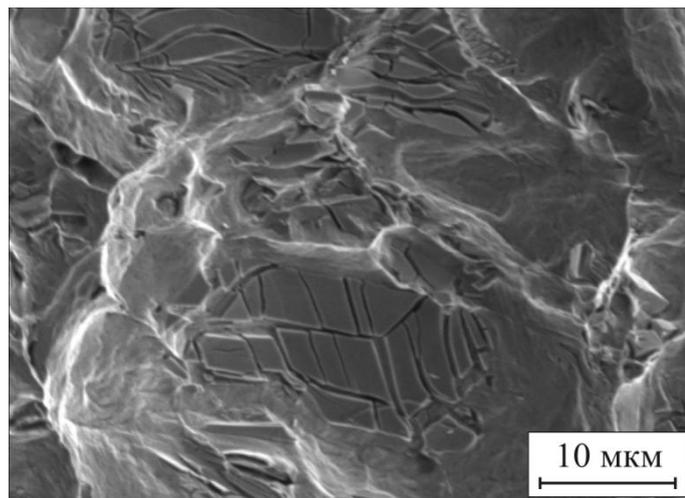
В качестве одного из такого рода решений в литературе предлагается использовать термическую обработку сварных соединений. В то же время



а



б



в

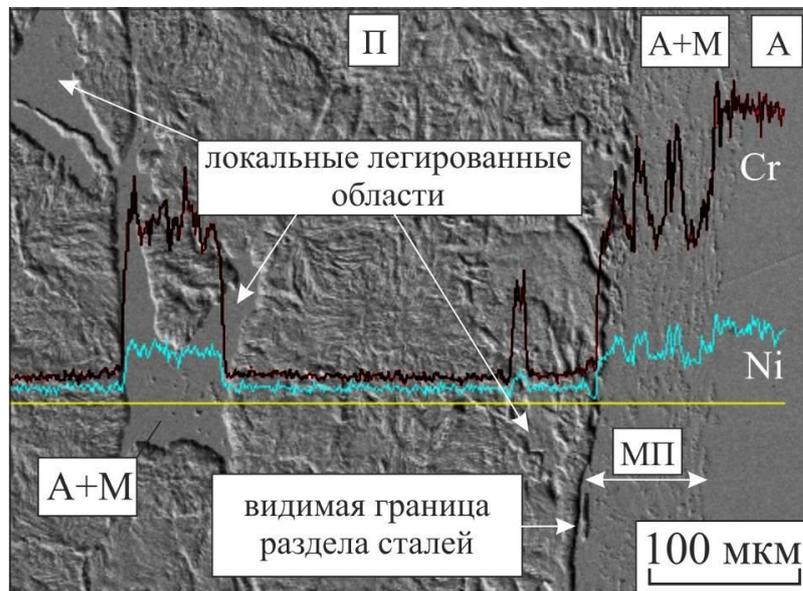
Рисунок 2.49 – Пленочные неметаллические включения на поверхностях разрушения сварных швов «сталь 12Х18Н10Т – сталь Э76»

следует учитывать, что эффект, обусловленный высокотемпературным нагревом анализируемых материалов, может быть отрицательным [276-279]. В этой связи одна из задач, решаемых в диссертационной работе, была связана с изучением возможности рационального преобразования структуры и изменения комплекса свойств сварных соединений «сталь 12X18H10T – сталь Э76» путем использования дополнительной термической обработки.

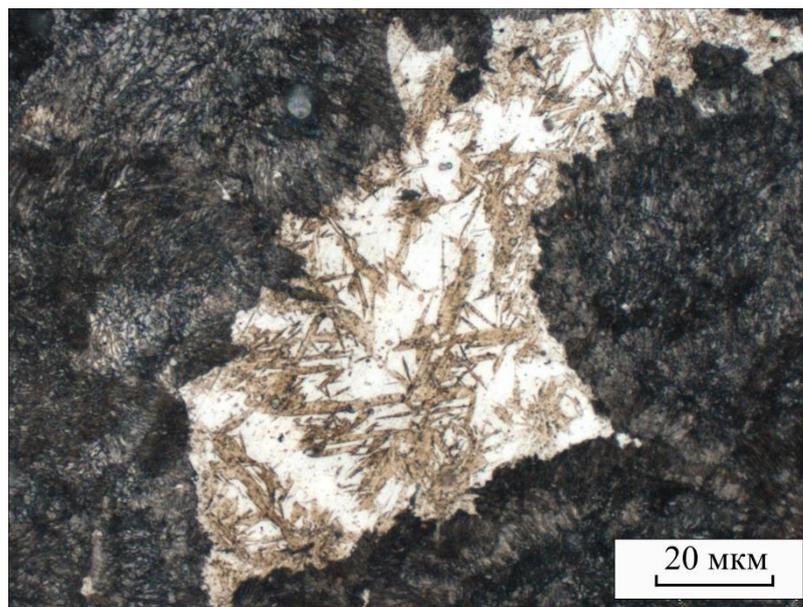
Термическую обработку сварных соединений выполняли в печи *SNOL* 7.2/1300 при температурах в диапазоне 300 – 1000 °С. После нагрева до 300 – 800 °С охлаждение образцов проводили на спокойном воздухе, после нагрева до 1000 °С – вместе с печью [280].

По характеру распределения легирующих элементов на рисунке 2.50 а можно выделить локально расположенные легированные микрообъемы и аустенито-мартенситную прослойку (МП). Содержание хрома и никеля в указанных областях ниже, чем в исходной хромоникелевой стали 12X18H10T. Тем не менее, количества этих легирующих элементов было достаточно для стабилизации аустенита при охлаждении сварного соединения до комнатной температуры. Второй фазой, образующейся в обогащенных никелем, хромом и углеродом областях, является высокопрочный мартенсит. Типичный снимок смешанной аустенито-мартенситной структуры представлен на рисунке 2.50 б. Ширина сварного шва со структурой анализируемого типа достигает 1000 мкм. Присутствие легированного мартенсита обеспечивает микротвердость материала сварных соединений на уровне 500-900 *HV*. Это существенно выше по сравнению с микротвердостью исходных сталей (250 – 300 *HV*).

Анализ структуры и результатов микрорентгеноспектрального анализа термически обработанных сварных швов показал, что существенных изменений в структуре сварного шва в процессе отпуска при 300 – 500 °С не происходит. Также как и в термически необработанном состоянии, после отпуска в сварном шве присутствуют области со структурой аустенито-мартенситного типа (рисунок 2.51 а). Уровень микротвердости материала в зоне сварного шва соответствует диапазону 450 – 850 *HV*. Ширина переходной зоны в процессе

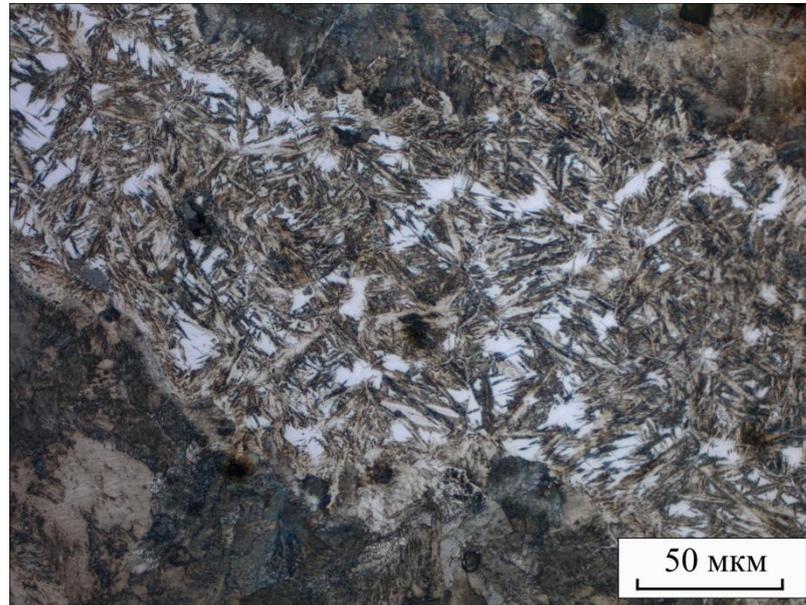


а

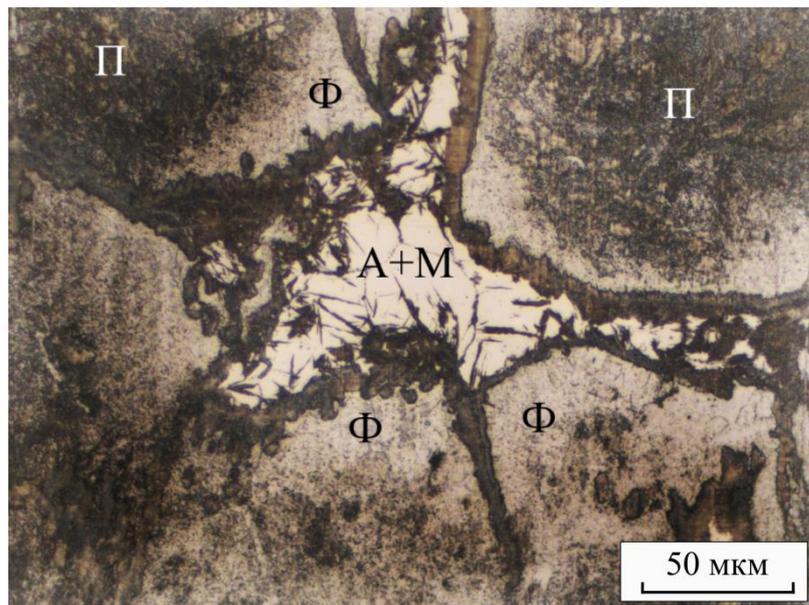


б

Рисунок 2.50 – Распределение легирующих элементов в термически необработанном сварном шве (а) и локализованная вблизи углеродистой стали область, легированная хромом и никелем (б). П – перлит, А – аустенит, М – мартенсит, МП – мартенситная прослойка



а



б

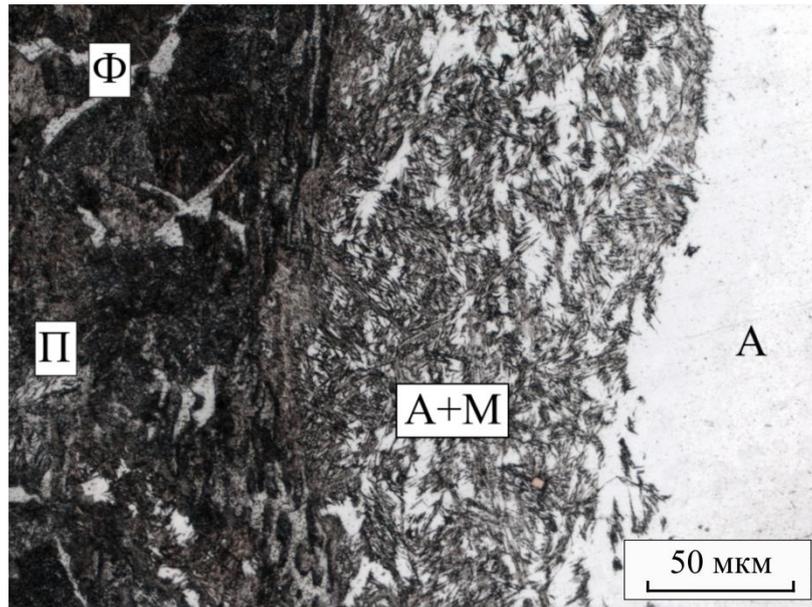
Рисунок 2.51 – Легированные хромом и никелем микрообъемы, локализованные в переходной зоне сварного шва, примыкающей к углеродистой стали, после нагрева материала до 400 °С (а) и 700 (б) °С и охлаждения на спокойном воздухе

отпуска возрастает незначительно.

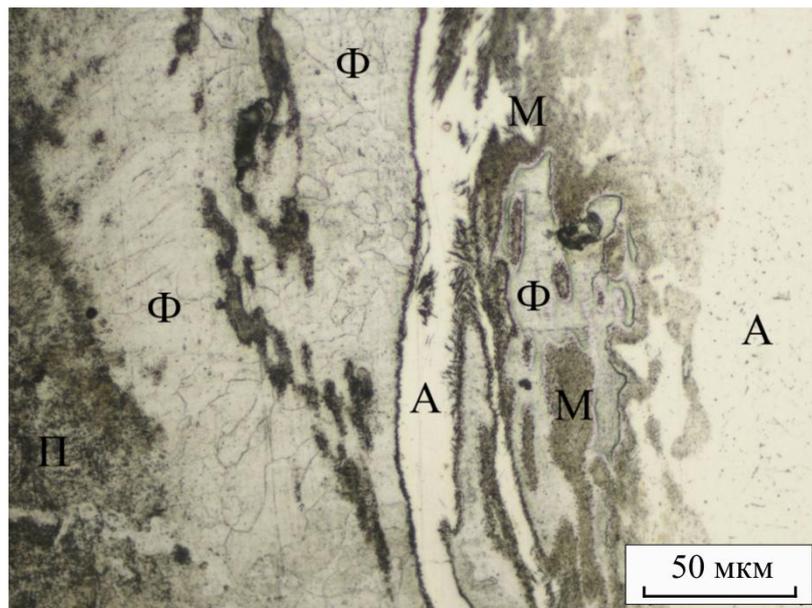
Результаты структурных и дюрOMETрических исследований образцов, отпущенных при 600 и 700 °С, свидетельствуют об увеличении объемной доли  $\alpha$ -фазы в переходной зоне. В результате диффузионного перераспределения элементов вокруг аустенито-мартенситных зон в переходной области 2, примыкающей к углеродистой стали, появляются ферритные каемки (рисунок 2.51 б). По границам самих локальных областей формируются слои в виде высокодисперсной феррито-цементитной смеси. Со стороны стали 12X18H10T при повышении температуры отпуска помимо мартенситных прослоек возникают ферритные области, что связано с дальнейшим диффузионным перераспределением углерода (рисунок 2.52). Уровень микротвердости материала остается почти неизменным по сравнению с исходными сварными соединениями.

Общий вид сварного шва после нагрева материала до 800 °С и охлаждения на спокойном воздухе представлен на рисунке 2.53 а. Экспериментально установлено, что по сравнению с отпуском при 700 °С толщина ферритных прослоек возрастает и достигает 400 мкм. Далее следует широкая область со структурой феррито-перлитного типа. Устранения микрообъемов с аустенито-мартенситным строением не произошло (рисунок 2.53 б). В зависимости от удаленности от видимой границы раздела сталей эти микрообъемы окружены либо зернами феррита, либо структурой феррито-перлитного типа.

ДюрOMETрические исследования свидетельствуют о том, что уровень микротвердости мартенситной структуры после высокотемпературной обработки все также высок. Установлено, что в локально расположенных легированных зонах в переходной области 2 (вблизи углеродистой стали) уровень микротвердости достигает 500 - 800 HV. Микротвердость мартенситной прослойки в переходной области 1, примыкающей к хромоникелевой стали, находится на уровне 550 HV (таблица 2.5). Микрофотографии сварных швов после нагрева до температуры 800 °С и охлаждения на спокойном воздухе с отпечатками алмазного индентора представлены на рисунке 2.54. Характер рас-

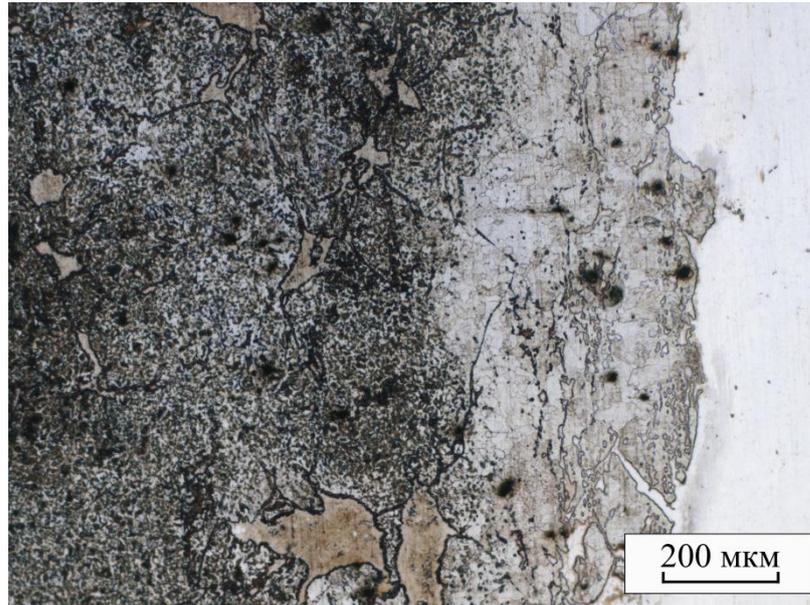


а

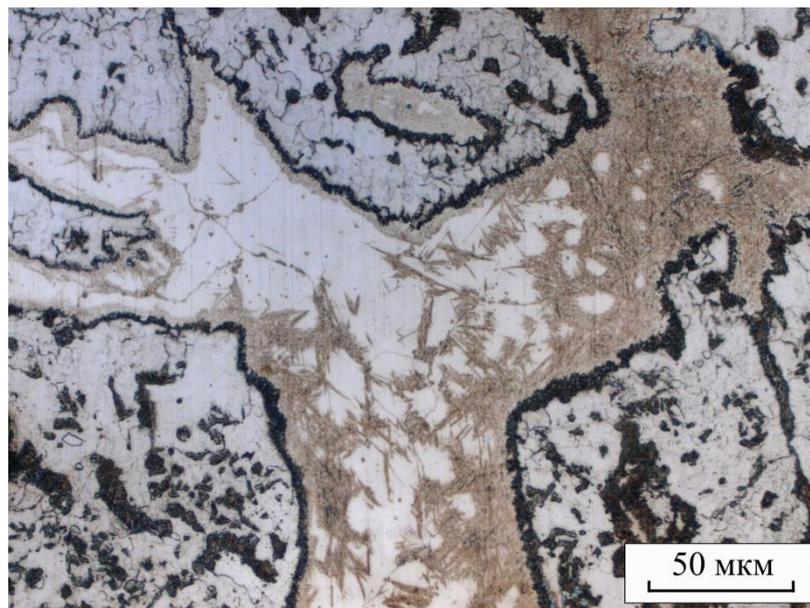


б

Рисунок 2.52 – Структура смешанного типа после дополнительной термической обработки сварных соединений «сталь 12Х18Н10Т – сталь Э76»: а – нагрев до 600 °С, б – нагрев до 700 °С

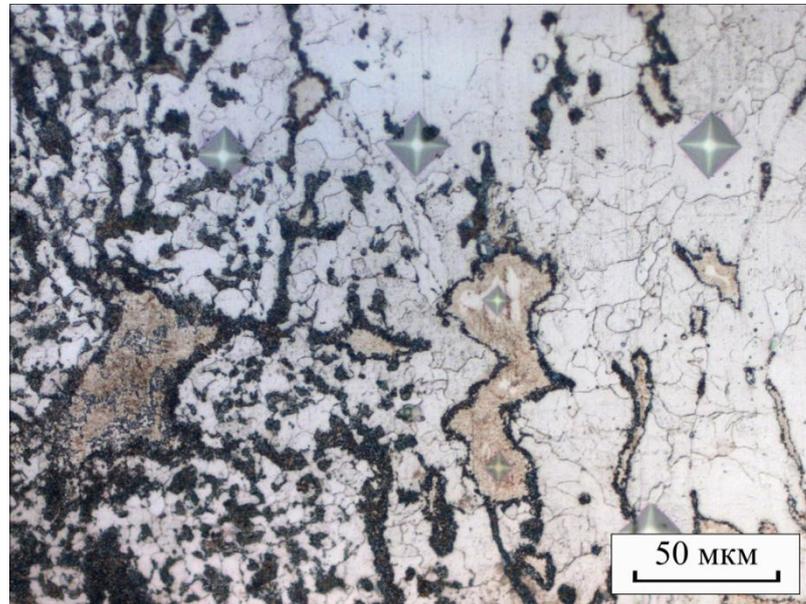


а

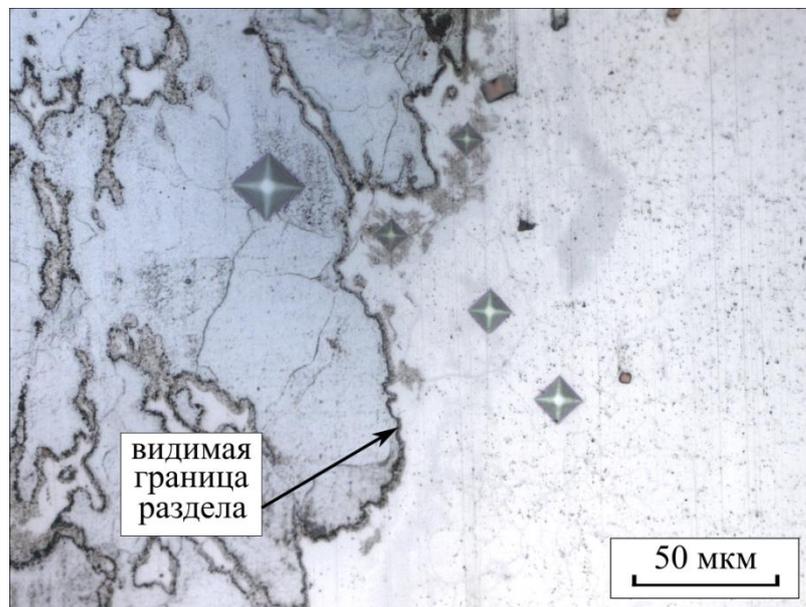


б

Рисунок 2.53 – Общий вид сварного шва (а) и локально расположенная область с аустенито-мартенситным строением (б) после нагрева сварного соединения до 800 °С и охлаждения на спокойном воздухе



а



б

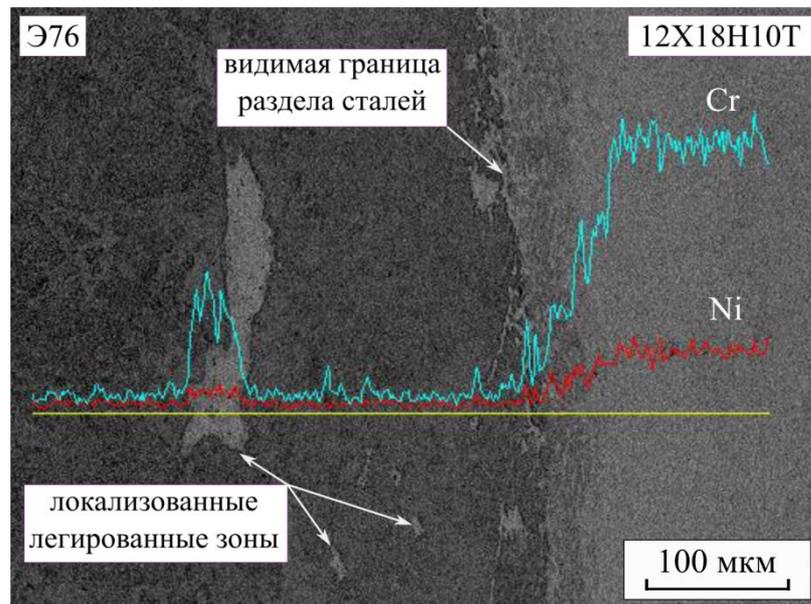
Рисунок 2.54 – Переходные области 2 (а) и 1 (б) после нагрева сварного шва «сталь Э76 – сталь 12X18H10T» до 800 °С и охлаждения на спокойном воздухе (с отпечатками алмазного индентора)

Таблица 2.5 – Микротвердость сварных швов между сталями 12Х18Н10Т и Э76 после термической обработки

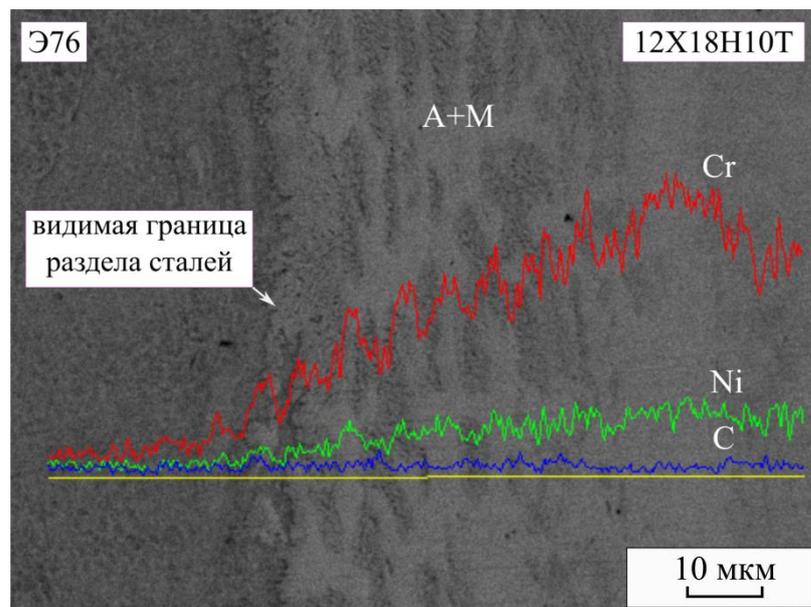
Температура ТО, °С	Микротвердость ( <i>HV</i> ) участка шва			Ширина шва, мкм
	Мартенситная прослойка	Ферритная прослойка	Локальные зоны	
Исходное состояние	500-800	нет	650 - 800	500 - 1000
300	450	нет	480 - 570	1100 - 1500
400	450	нет	450 - 620	1100 - 1500
500	550	нет	400-850	1400 - 1600
800	550	150	500-800	2000 - 2500
1000	600-800	180	780-870	5000 - 7000

пределения легирующих элементов вдоль сварного шва (рисунок 2.55 а) между сталями Э76 и 12Х18Н10Т свидетельствует о снижении содержания легирующих элементов в локализованных зонах вблизи углеродистой стали по сравнению с концентрацией до термической обработки. По данным микрорентгеноспектрального анализа содержание никеля в них составляет 1 – 2,5 вес.%, а хрома 2,8 – 3,8 вес. %. Распределение элементов в зоне видимой границы раздела сталей (рисунок 2.55 б) также подтверждает существенную неоднородность материала по химическому составу.

Диффузионные процессы, происходящие при нагреве сварного соединения до 1000 °С в сочетании с последующим охлаждением материала вместе с печью, сопровождаются расширением переходной зоны почти до 7 мм. В переходной области 2 (со стороны углеродистой стали) доминирует феррито-перлитная структура (рисунок 2.56 а). Ширина ферритной прослойки в процессе отжига возрастает (рисунок 2.56 б). Несмотря на высокотемпературный нагрев материала и его последующее медленное охлаждение, вдоль границы раздела сталей встречаются участки с мартенситной структурой (рисунок 2.56 б, 2.57 а). Объясняется этот факт высокой устойчивостью легированного аустенита при охлаждении сплава до температуры мартенситного превращения. Выделившиеся в аустените карбиды

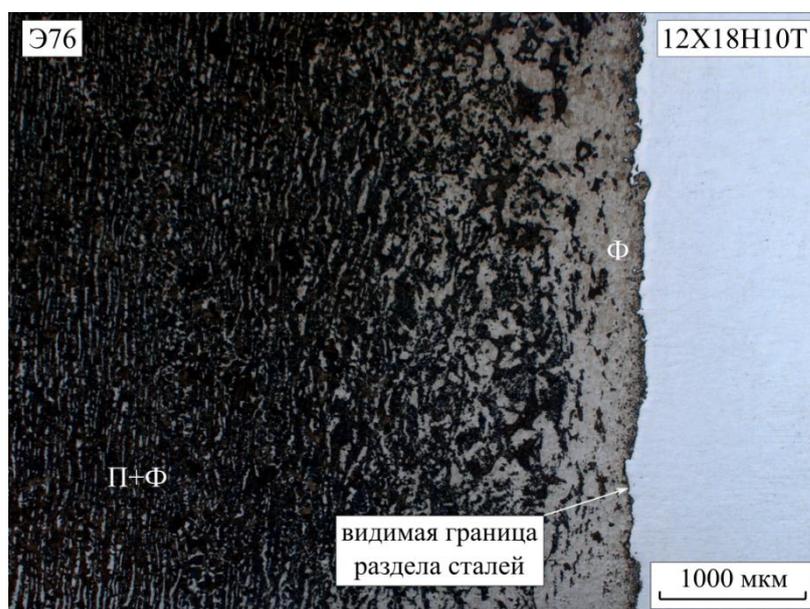


а



б

Рисунок 2.55 – Распределение легирующих элементов вдоль линии, перпендикулярной сварному шву, после нагрева до 800 °С и охлаждения на спокойном воздухе: а – общий вид, б – переходная зона 2 (прилегающая к хромоникелевой стали)

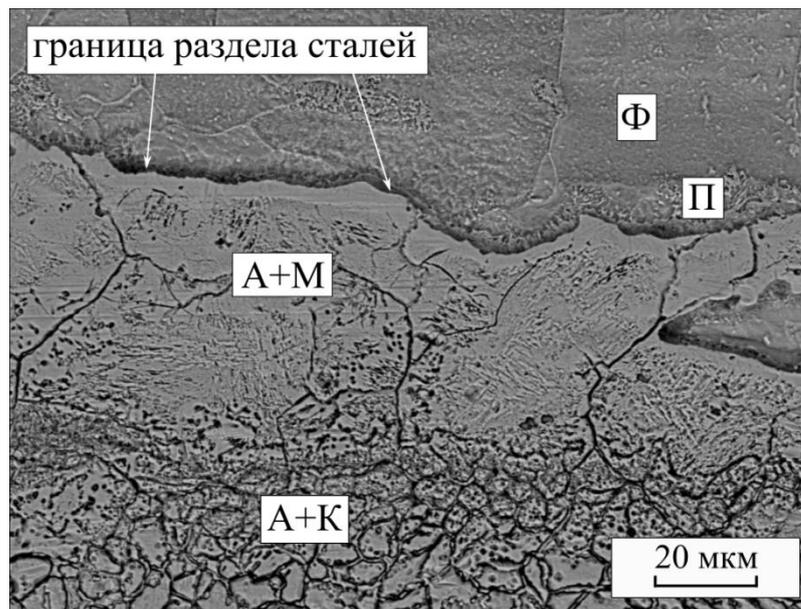


а

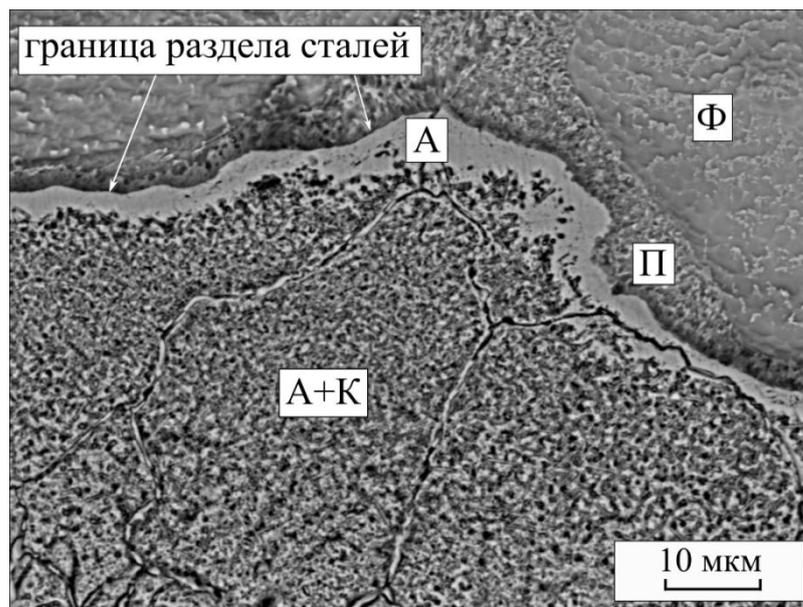


б

Рисунок 2.56 – Общий вид сварного шва между сталями Э76 и 12X18H10T после нагрева материала до 1000 °С и медленного охлаждения (а) и области вблизи границы раздела разнородных сталей (б). Ф – феррит, П – перлит, М – мартенсит



а



б

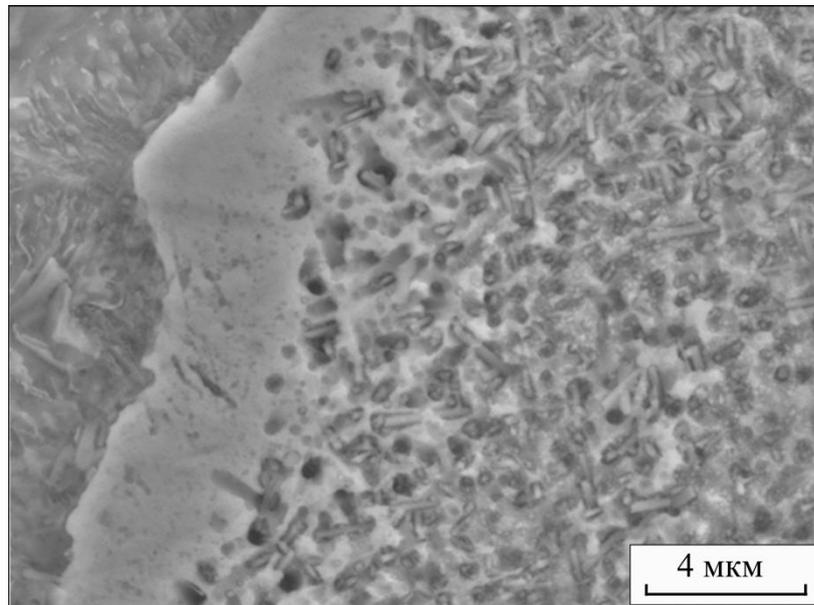
Рисунок 2.57 – Участок с мартенситной структурой (а) и без нее (б) в переходной области 1 сварного шва между сталями Э76 и 12Х18Н10Т после нагрева материала до 1000 °С и медленного охлаждения: А – аустенит, К – карбиды, Ф – феррит, П – перлит, М - мартенсит

располагаются в теле и по границам зерен (рисунок 2.57 б). Дисперсные карбиды (рисунок 2.58) формируют зону шириной 20 – 100 мкм. Уровень микротвердости вблизи видимой границы раздела сталей варьируется в диапазоне от 180 *HV* (для феррита) до 780 – 870 *HV* (для мартенситных и аустенито-карбидных зон).

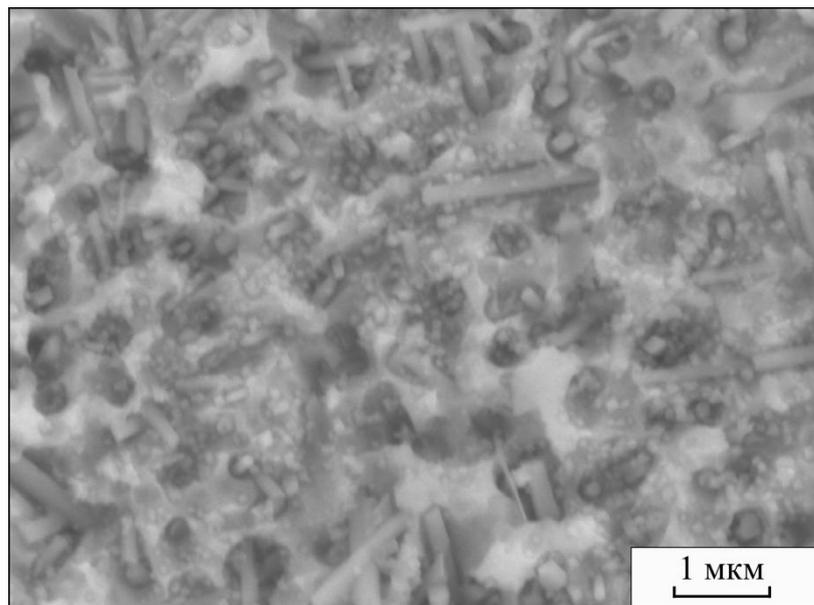
Исследования тонкого строения сварных швов после их нагрева до 1000 °С и охлаждения с печью, проведенные с использованием метода просвечивающей электронной микроскопии, показали, что в переходной области 2, примыкающей к углеродистой стали Э76, сформирован цементит глобулярной формы (рисунок 2.59). Наблюдаются также колонии перлита с цементитом пластинчатого типа (рисунок 2.60).

Для изучения состава материалов при их нагреве был выполнен рентгенофазовый анализ сварных швов с использованием высокотемпературной приставки дифрактометра *ARL X'TRA*. Исследования предполагали ступенчатый нагрев сварных соединений и параллельную съемку дифрактограмм при температурах 25, 300, 500, 800 и 1000 °С. После медленного охлаждения образцов производилась съемка соответствующих им рентгенограмм. Полученные данные свидетельствуют о том, что наиболее значимые изменения фазового состава проявляются при достижении 800 °С. В отличие от образцов, исследованных в диапазоне температур 25 – 700 °С, для которых характерно наличие как  $\alpha$ - так и  $\gamma$ -железа (рисунок 2.61), при нагреве выше 800 °С значительно возрастает количество  $\gamma$ -фазы (рисунок 2.62 а), что вполне логично в соответствии с положением критических точек для анализируемых сплавов. Также следует отметить присутствие рефлексов  $\alpha$ -Fe при нагреве материалов до 800 °С, что подтверждает отмеченную ранее возможность образования ферритных прослоек в сварных швах.

Полностью аустенитное состояние сплава зафиксировано при нагреве сварного соединения до 1000 °С (рисунок 2.62 б). Рентгенограмма, полученная после медленного охлаждения материала (вместе с приставкой), свидетельствует о повышенной объемной доле  $\alpha$ -Fe, что выражается в высокой



а



б

Рисунок 2.58 – Дисперсные карбиды, сформировавшиеся в переходной области 1 сварного шва между сталями Э76 и 12Х18Н10Т в процессе высокотемпературного нагрева сварных соединений и медленного охлаждения

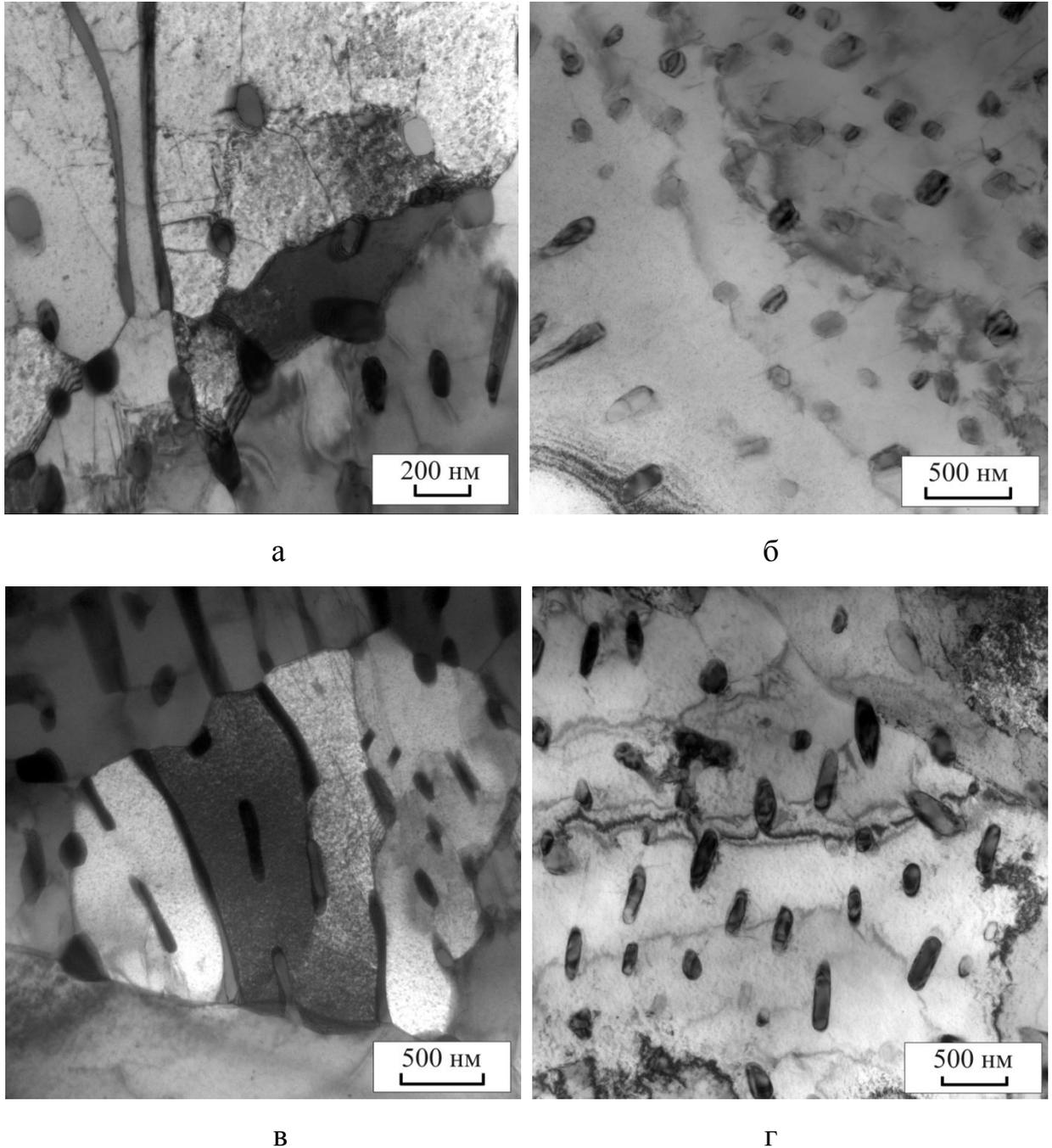


Рисунок 2.59 – Перлит глобулярного и смешанного типа в переходной области 2 сварных швов между сталями Э76 и 12Х18Н10Т после нагрева до 1000 °С и медленного охлаждения (с печью)

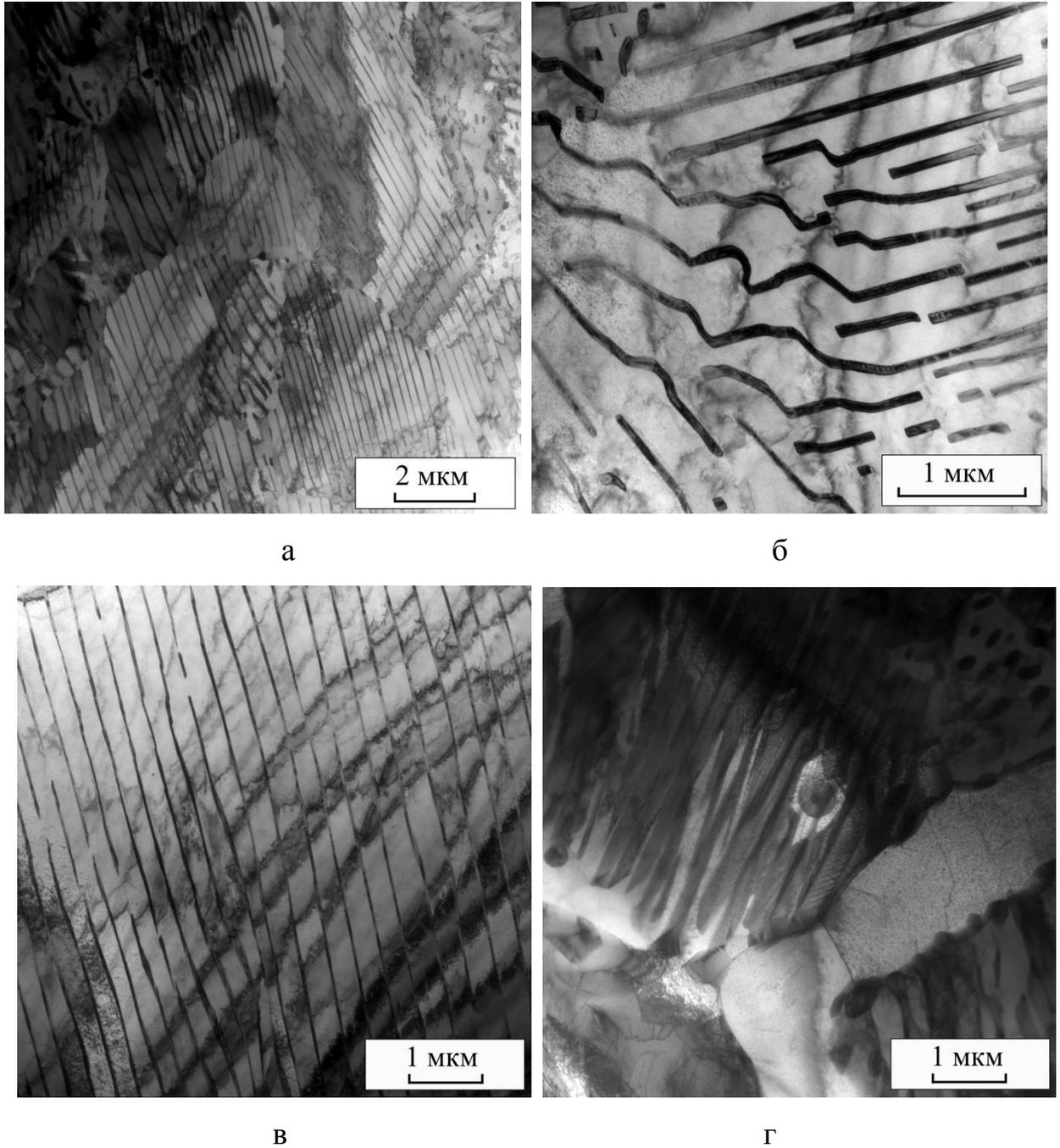
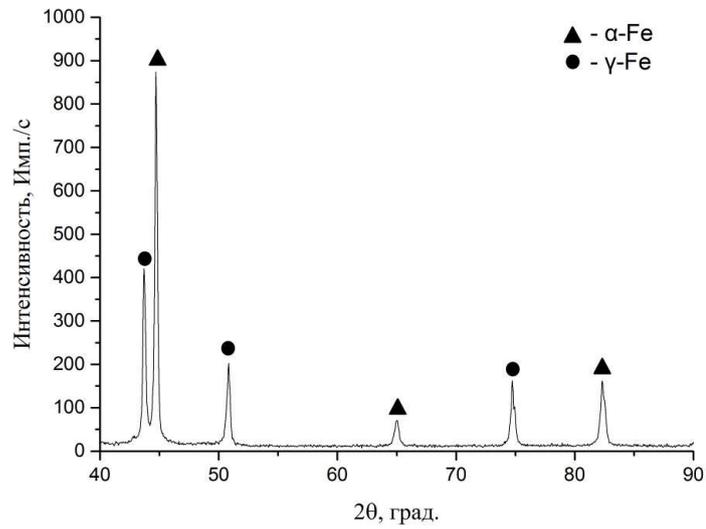
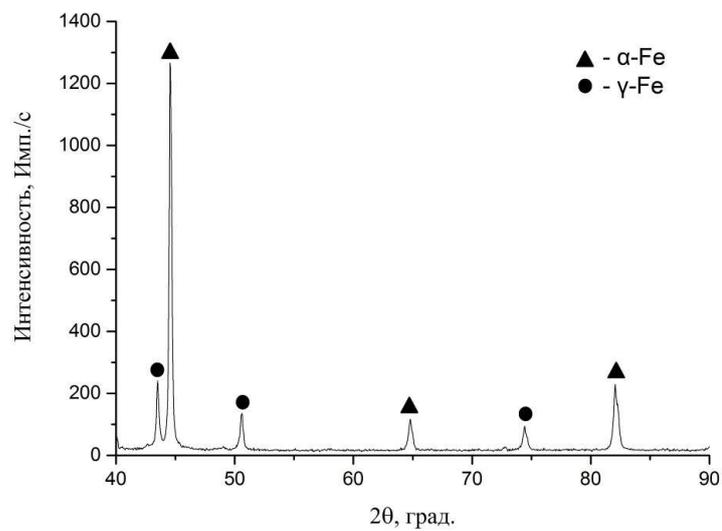


Рисунок 2.60 – Пластинчатый перлит в сварных швах между сталями Э76 и 12Х18Н10Т после нагрева до 1000 °С и медленного охлаждения (с печью)

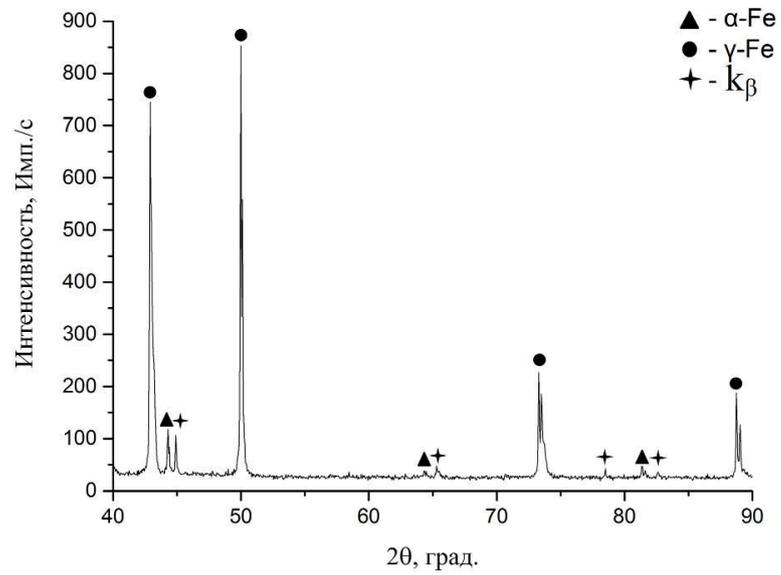


а

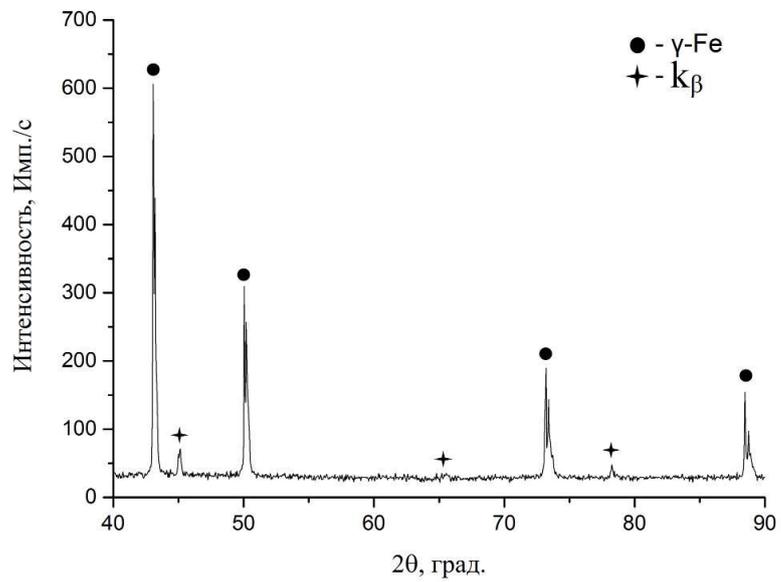


б

Рисунок 2.61 – Рентгенограммы сварных соединений «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т», зафиксированные при комнатной температуре (а) и при нагреве исследуемых образцов до 600 °С (б)



а



б

Рисунок 2.62 – Рентгенограммы сварных соединений «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т», зафиксированные при нагреве исследуемых образцов до 800 °С (а) и 1000 °С (б)

интенсивности пика, соответствующего этой фазе (рисунок 2.63).

Исследования образцов с использованием методов световой и растровой электронной микроскопии после нагрева до 1000 °С и медленного охлаждения в высокотемпературной приставке дифрактометра *ARL XTRA* показали, что в переходной области 2 сформировалась прослойка феррито-перлитного типа (рисунок 2.64). На некоторых участках вблизи границы раздела сталей, также как и после печного нагрева до 1000 °С и охлаждения с печью, зафиксирован мартенсит (рисунок 2.65). Формирование карбидных частиц наблюдается в локально расположенных легированных зонах в переходной области 2 (рисунок 2.66 а) и в переходной области 1 непосредственно у границы раздела сталей и в зонах, примыкающих к мартенситной прослойке (рисунок 2.66 б).

Анализ результатов измерения твердости и трещиностойкости сварных швов «сталь 12Х18Н10Т – сталь Э76» свидетельствует о высокой термической стабильности микрообъемов мартенсита, образовавшихся в процессе сварки высокоуглеродистой и хромоникелевой сталей. Высокотемпературный отпуск закаленных микрообъемов не обеспечивает существенного роста трещиностойкости материала. Отжиг сварных соединений при 1000 °С позволяет увеличить уровень статической трещиностойкости материала сварного шва не более чем на 20 %, что не позволяет решить проблему повышения надежности анализируемых сварных конструкций.

## **2.5 Структурно-фазовые превращения и свойства сварных соединений, сформированных при контактной стыковой сварке оплавлением разнородных сталей с использованием дополнительных вставок**

Использование промежуточных вставок в качестве буферных слоев является эффективным технологическим приемом, позволяющим ограничить или полностью устранить нежелательное взаимодействие соединяемых раз-

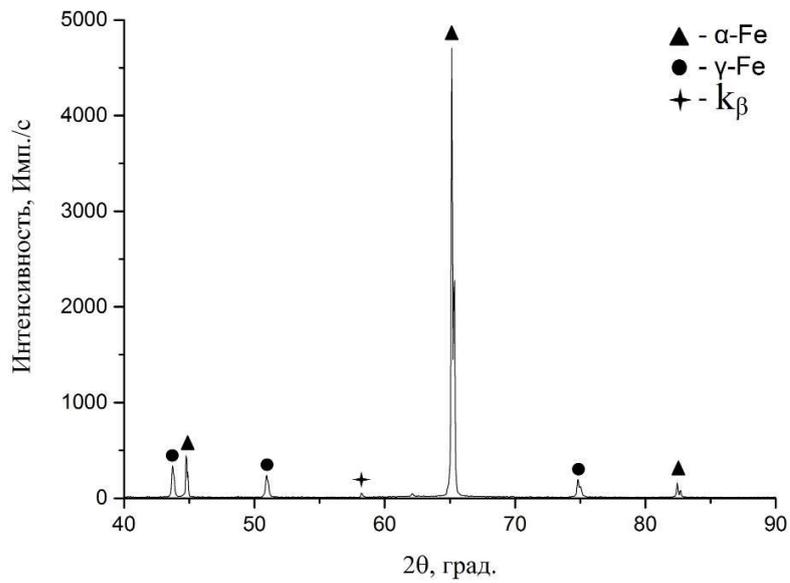


Рисунок 2.63 – Рентгенограмма сварного шва «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т» после нагрева до температуры 1000 °С и медленного охлаждения

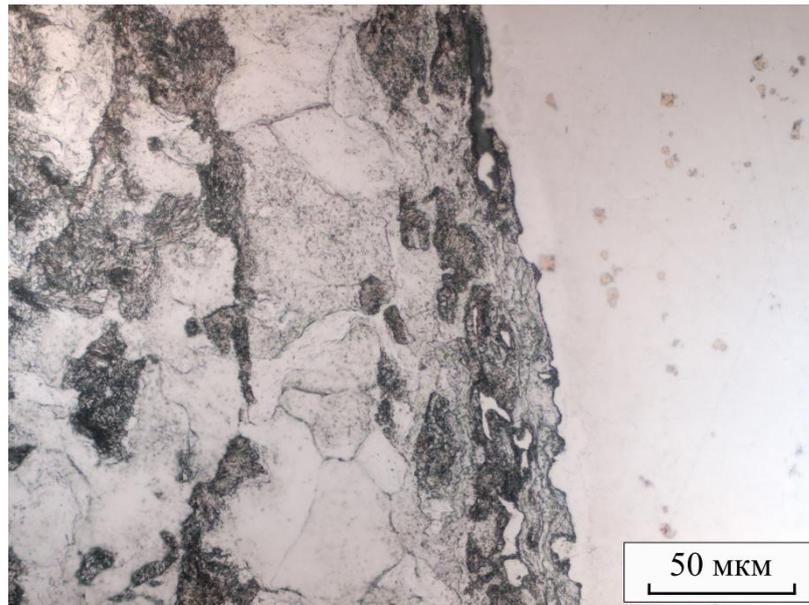


Рисунок 2.64 – Феррито-перлитная прослойка в сварном шве «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т» после нагрева материала до 1000 °С и медленного охлаждения с высокотемпературной приставкой дифрактометра

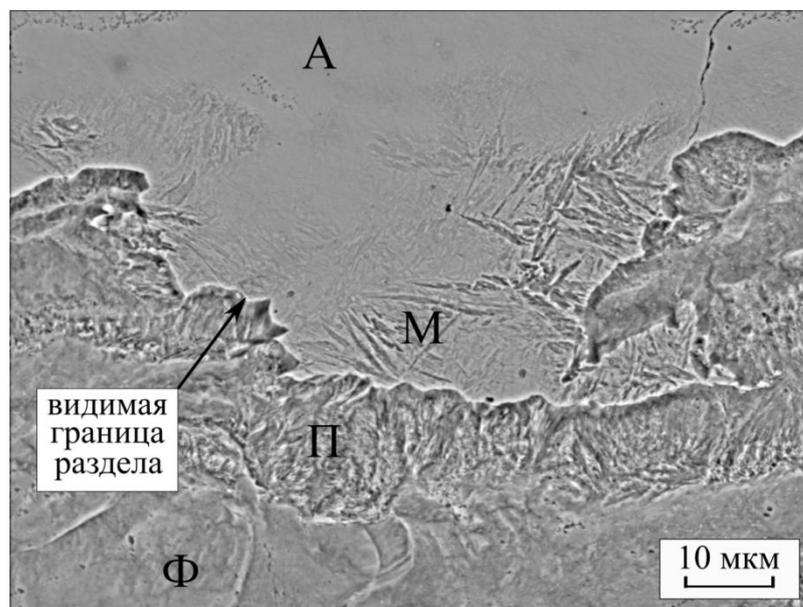
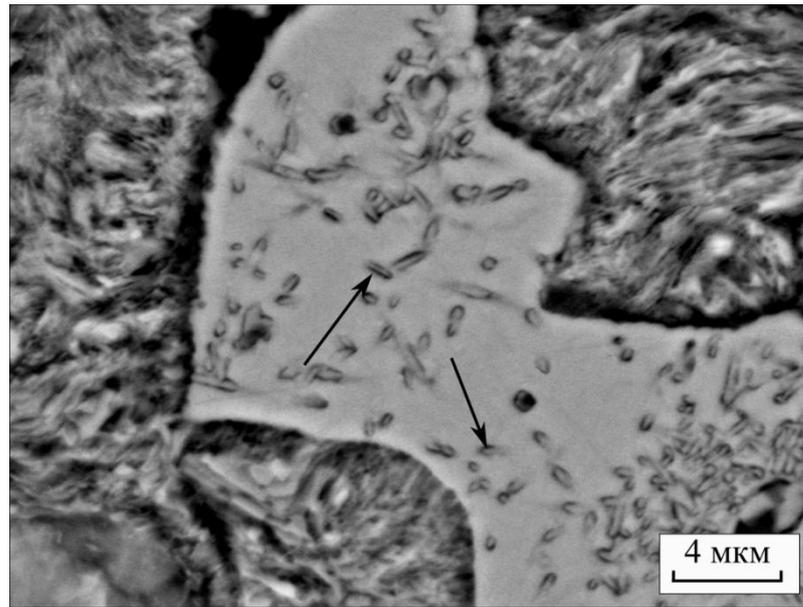
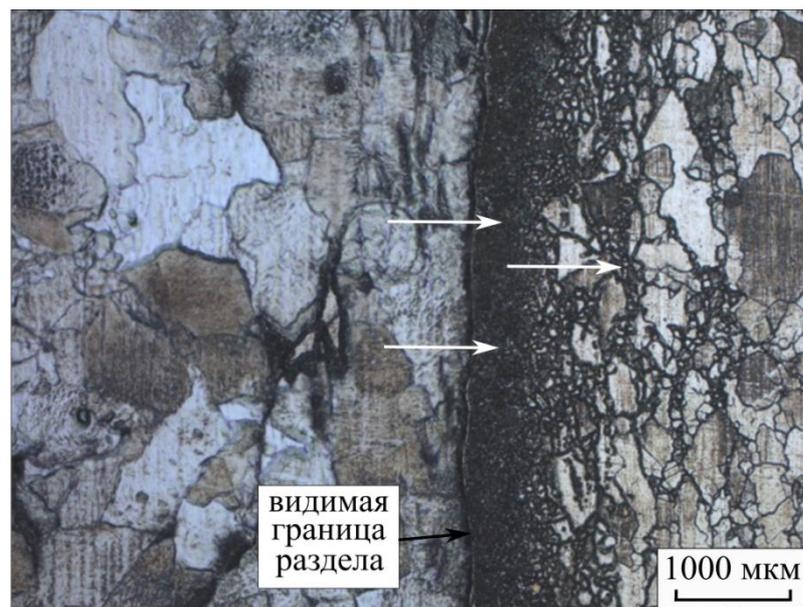


Рисунок 2.65 – Мартенсит вблизи видимой границы раздела сталей после нагрева сварного соединения до 1000 °С и медленного охлаждения с высокотемпературной приставкой дифрактометра



а



б

Рисунок 2.66 – Карбиды (указаны стрелками) в локально расположенных легированных областях в переходной зоне 2 (а) и в переходной зоне 1 (б) после нагрева до 1000 °С и медленного охлаждения с высокотемпературной приставкой дифрактометра

нородных материалов. Обоснование выбора буферных слоев для различных пар соединяемых материалов приводится в справочной литературе [281]. Различные материалы в качестве вставок широко исследуются в отечественных и зарубежных лабораториях [282-296]. В качестве промежуточных вставок обычно выбирают материалы, при взаимодействии которых с соединяемыми сплавами не возникают хрупкие структурные составляющие (интерметаллиды, карбиды и др.). Ширина буферных слоев может составлять от нескольких десятков миллиметров до нескольких микрометров.

Другой вариант, также применяемый при сварке разнородных сплавов, основан на использовании вставок, изготовленных из свариваемых материалов иным методом, позволяющим избегать формирования нежелательных фаз и структур. К подобным методам могут быть отнесены, например, сварка взрывом, прессование, прокатка и др. Следует отметить, что некоторые из этих способов имеют ограничения по габаритам и форме соединяемых заготовок, поэтому в ряде случаев получить с их помощью требуемое сварное соединение затруднительно или невозможно.

Основная задача при формировании соединений из сталей Э76 и 12Х18Н10Т заключается в исключении или существенном ограничении диффузии углерода из углеродистой стали в легированную, а также диффузии легирующих элементов из стали 12Х18Н10Т в сталь Э76. При выборе материала вставки учитывали два обстоятельства. Во-первых, полагали, что содержание углерода должно быть минимальным, чтобы снизить степень охрупчивания образующегося на стадии охлаждения мартенсита. Во-вторых, учитывали необходимость обеспечения прочности и контактной выносливости материала, формируемого в зоне вставки. Отмеченные условия противоречат друг другу. Проведенные предварительно эксперименты показали, что содержание углерода в материале вставке должно быть не менее 0,2 и не более 0,3 %.

В диссертационной работе рассмотрены два типа вставок. Вставки первого типа формируют самостоятельные слои в сварных соединениях (в работе они будут обозначаться как «вставки»). Второй тип вставок также играет роль буферных слоев, но в конечном соединении они не присутствуют. Этот тип вставок мы будем обозначать как «барьерные пластины». В определенном диапазоне концентраций углерода для формирования вставок была выбрана сталь 20. Химический состав стали представлен в таблице 2.6.

Таблица 2.6 – Химический состав стали, используемой для изготовления промежуточных вставок (вес. %)

Наименование	Химический элемент							
	C	Si	Mn	Ni	S	P	Cr	Fe
Сталь 20	0,2	0,2	0,4	0,2	0,05	0,04	0,04	Осн.

### **2.5.1 Особенности строения и свойств сварных соединений из разнородных сталей, полученных с использованием низкоуглеродистых вставок**

При реализации анализируемой технологии комбинированная конструкция состоит из двух различающихся между собой сварных швов – между сталями 20 и 12Х18Н10Т, а также между сталями 20 и Э76 (рисунок 2.67). Сварка выполняется последовательно на тех же режимах, которые были описаны в начале раздела 2. И в первом, и во втором случаях охлаждение материалов производилось на спокойном воздухе. В полученных соединениях толщина вставки составляла от 10 до 25 мм. При этом существенных отличий по фазовому составу в сварных швах не наблюдалось.

Сварной шов, полученный методом стыковой контактной сварки заготовок из сталей Э76 и 20, представлен на рисунке 2.68. Стали Э76 и 20 отличаются, главным образом, содержанием углерода и относятся к перлитному и феррито-перлитному классу соответственно. Граница сварного шва «сталь 20

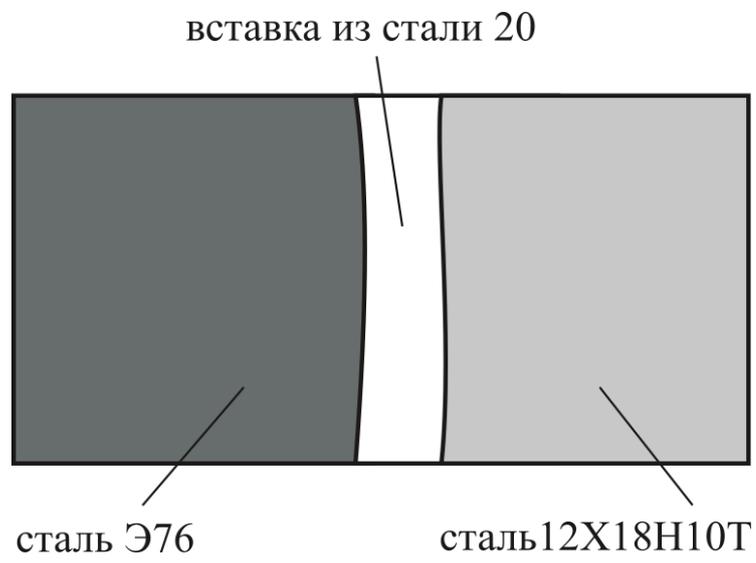
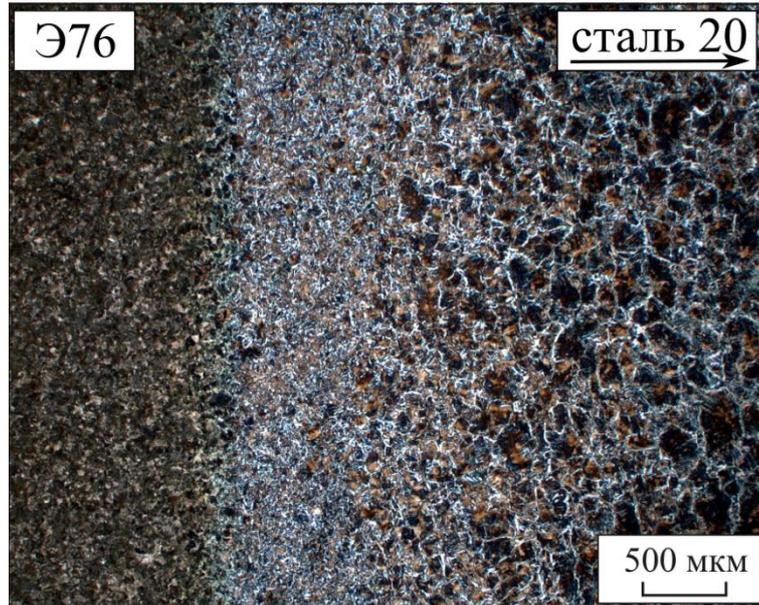
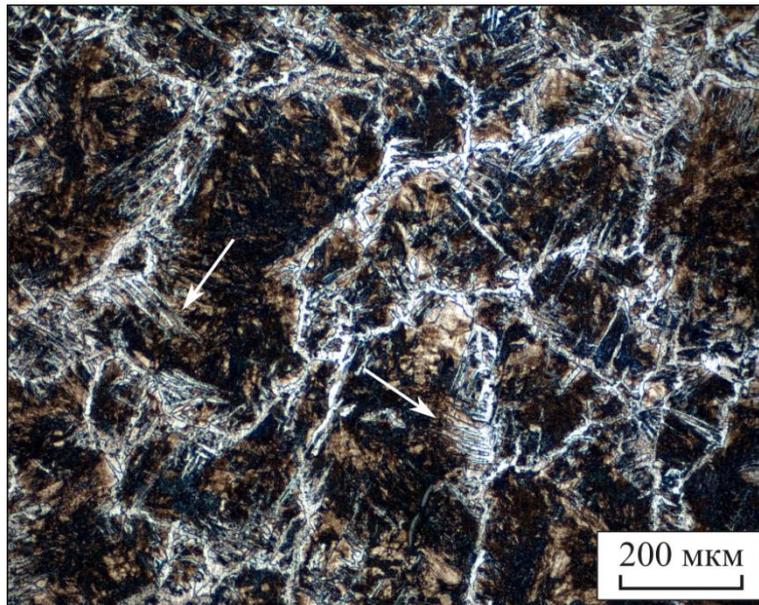


Рисунок 2.67 – Схема комбинированной конструкции, получаемой с использованием промежуточной низкоуглеродистой вставки



а



б

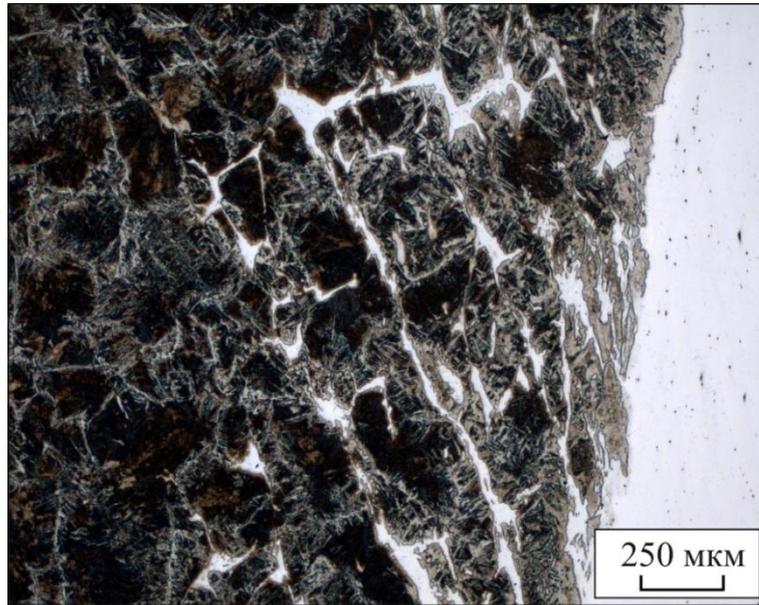
Рисунок 2.68 – Сварной шов между сталями 20 и Э76, полученный методом стыковой контактной сварки: а – общий вид шва, б – видманштеттов феррит в структуре сварного шва (указано стрелками)

– сталь Э76» получается достаточно ровной, с плавным переходом от одного материала к другому. В большинстве сваренных образцов зафиксировано формирование видманштеттова феррита (рисунок 2.68 б). Поскольку данная структура может оказывать негативное влияние на свойства сварного соединения, была проведена локальная термическая обработка с использованием нагрева токами высокой частоты. Обработка осуществлялась в петлевом водоохлаждаемом медном индукторе, подключенном к высокочастотному генератору ВЧГ 6-60/0,44.

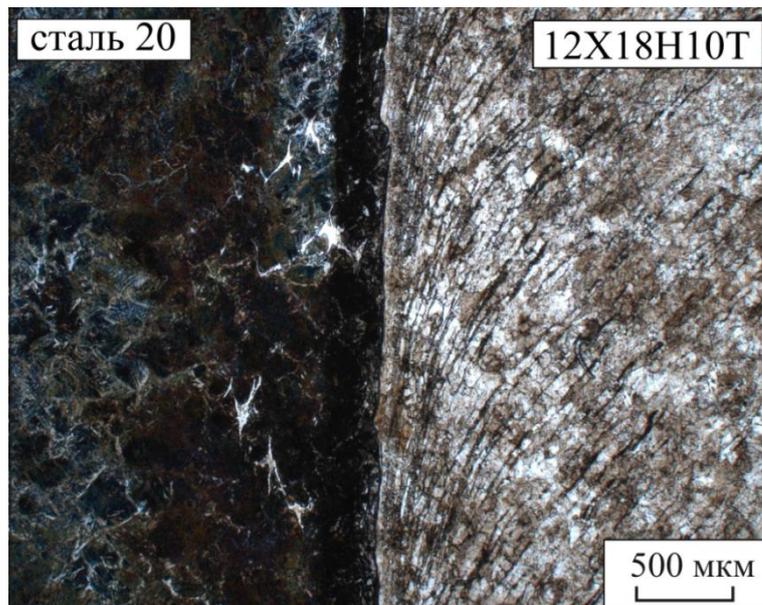
Общий вид сварного шва между заготовками из сталей 20 и 12X18H10T представлен на рисунке 2.69. В процессе сварки происходит деформация материалов вблизи плоскости соприкосновения заготовок. Явно выраженные линии скольжения, наблюдаемые в аустенитных зернах, и скопления неметаллических включений, ориентированные в направлении наибольших касательных напряжений, свидетельствуют о характере процессов пластического течения, имеющего место в заготовках из хромоникелевой стали (рисунок 2.70 а). В локальных микрообъемах переходной зоны сварного шва, примыкающей к низкоуглеродистой стали, наблюдается структура мартенситного типа (рисунок 2.70 б) (как и в сварных швах, полученных без дополнительных вставок, см. раздел 2.2). Однако содержание углерода в мартенсите соответствует стали 20, что гораздо менее опасно по сравнению с высокоуглеродистой сталью Э76.

Общий вид сварного соединения «сталь Э76 – сталь 20» после термической обработки представлен на рисунке 2.71 а. В сварном шве наблюдается феррито-перлитная структура со средним размером зерен феррита 29 мкм. Структура видманштеттова типа отсутствует.

Для термически обработанного сварного шва между сталями 20 и 12X18H10T также характерно отсутствие феррита видманштеттова типа (рисунок 2.71 б). При этом в локальных легированных зонах наблюдается структура мартенсита, как и в тонком сплошном слое, примыкающем к границе раздела со стороны хромоникелевой стали (рисунок 2.72). Максимальный уро-

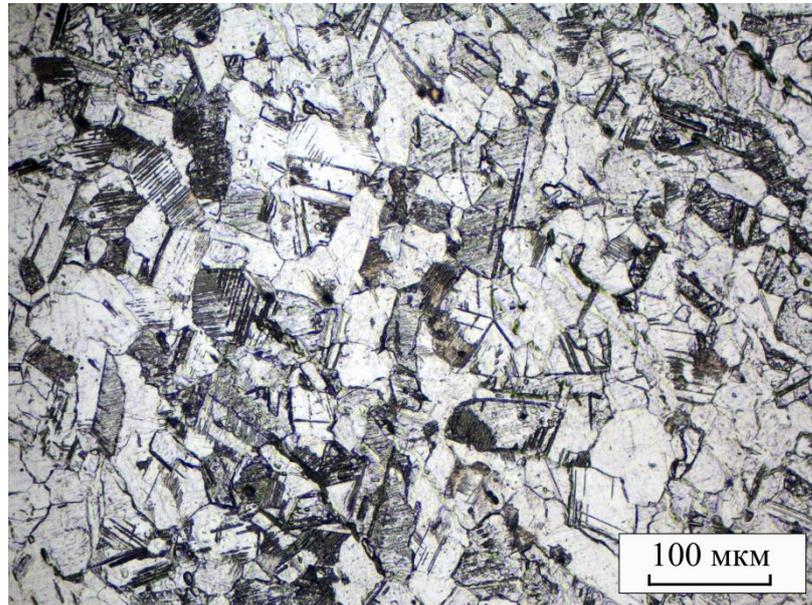


а

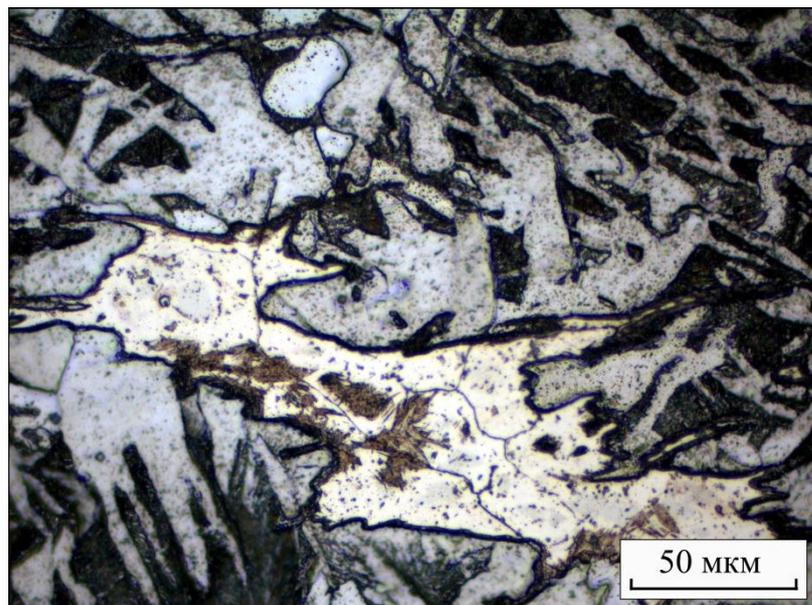


б

Рисунок 2.69 – Общий вид сварного шва между сталями 20 и 12X18H10T:  
а – химическое травление 5 %-ным раствором  $HNO_3$ , б – травление раствором  $HNO_3$  и  $HCl$  (в соотношении 1:3)



а

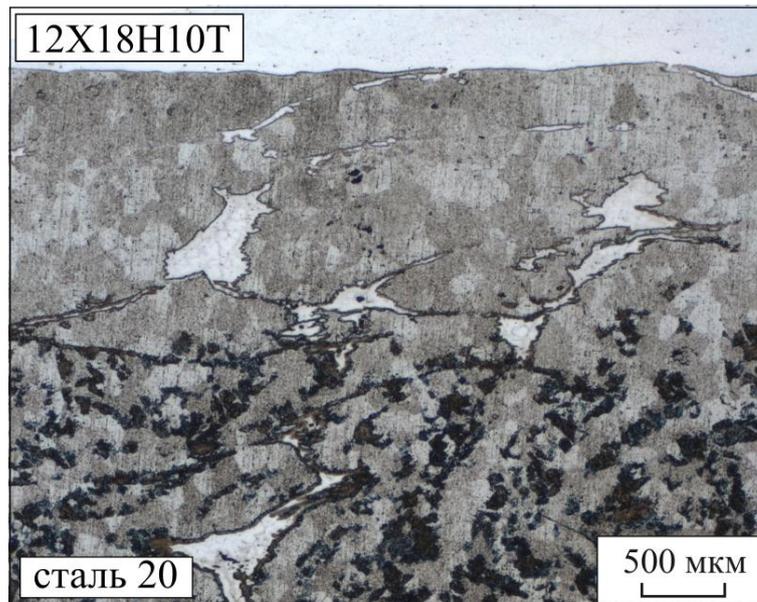


б

Рисунок 2.70 – Структура аустенита с линиями скольжения, возникшими в процессе осадки сварных заготовок (а), и локально расположенная легированная зона в сварном шве между сталями 12Х18Н10Т и 20 со стороны стали 20 (б)

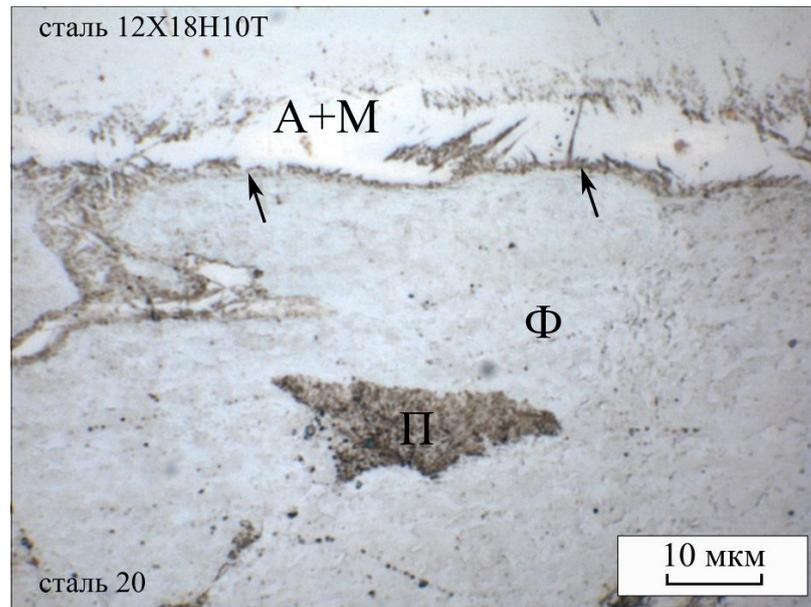


а

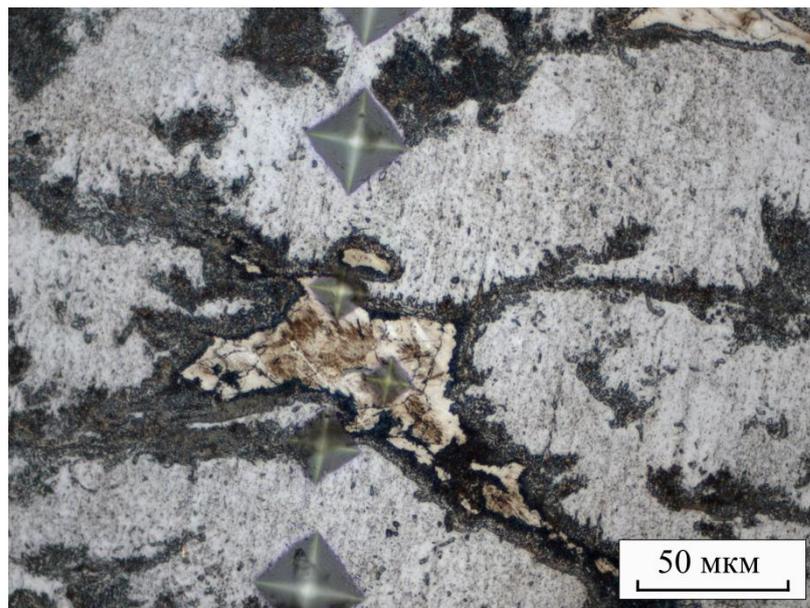


б

Рисунок 2.71 – Общий вид сварных швов «сталь Э76 – сталь 20» (а) и «сталь 20 – 12X18H10T» (б) после термической обработки



а



б

Рисунок 2.72 – Структура сварного шва между сталями 20 и 12X18H10T:  
а – тонкая аустенито-мартенситная прослойка (стрелками указана видимая граница раздела сталей), б – локально расположенные легированные области в стали 20

вень микротвердости, который был зарегистрирован на этих участках, составляет 350 *HV*. Распределение микротвердости в сварных швах «сталь 20 – сталь 12X18Н10Т» представлено на рисунке 2.73. Для сравнения приведены данные, соответствующие различным участкам сварных швов. На каждом из участков наносили по две дорожки отпечатков, отстоящие на 100 мкм друг от друга.

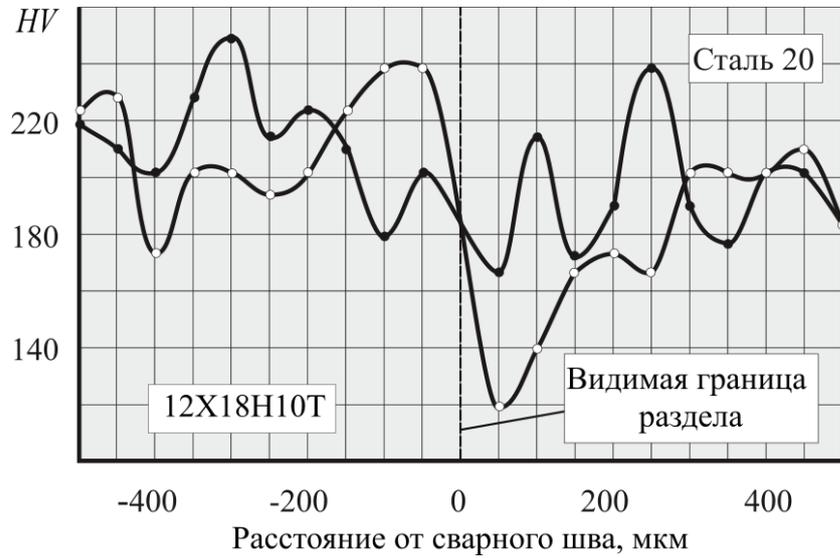
Зафиксированный уровень твердости обеспечивается структурой, характеризующейся высокими показателями пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости. Разрушение сварных конструкций «сталь 12X18Н10Т – сталь 20» сопровождается образованием вязкого и псевдовязкого изломов. Об этом свидетельствуют фрактограммы, приведенные на рисунке 2.74.

Анализ кинетических диаграмм усталостного разрушения позволяет сделать вывод о значительном росте показателей усталостной трещиностойкости материала сварного шва, возникшего при использовании промежуточной вставки из стали 20 (рисунок 2.75). КДУР образцов со вставками находится на уровне, соответствующем углеродистой стали Э76.

Таким образом, результаты структурных исследований подтверждают, что использование низкоуглеродистых вставок при сварке сталей Э76 и 12X18Н10Т представляет собой рациональное техническое решение, обеспечивающее значительный рост уровня конструктивной прочности материала сварного шва.

### **2.5.2 Особенности строения и свойств сварных соединений «сталь 12X18Н10Т – сталь Э76», полученных с использованием барьерной пластины из низкоуглеродистой стали**

Использование низкоуглеродистых вставок представляет собой технологическое решение, обеспечивающее возможность повышения комплекса механических свойств сварных соединений между сталями 12X18Н10Т и Э76. Наличие массивной вставки из низкоуглеродистой стали при определенных условиях эксплуатации может приводить к возникновению дефектов

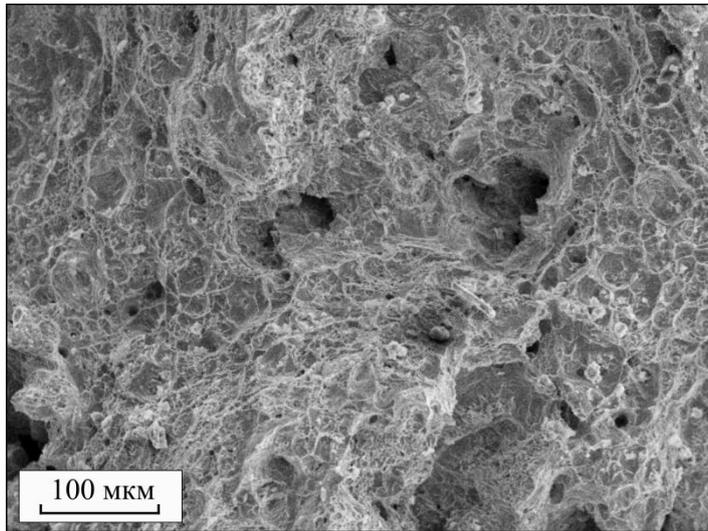


а

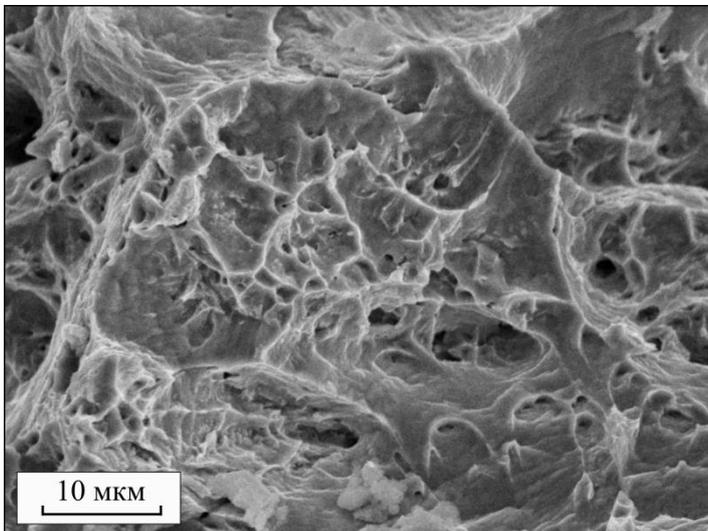


б

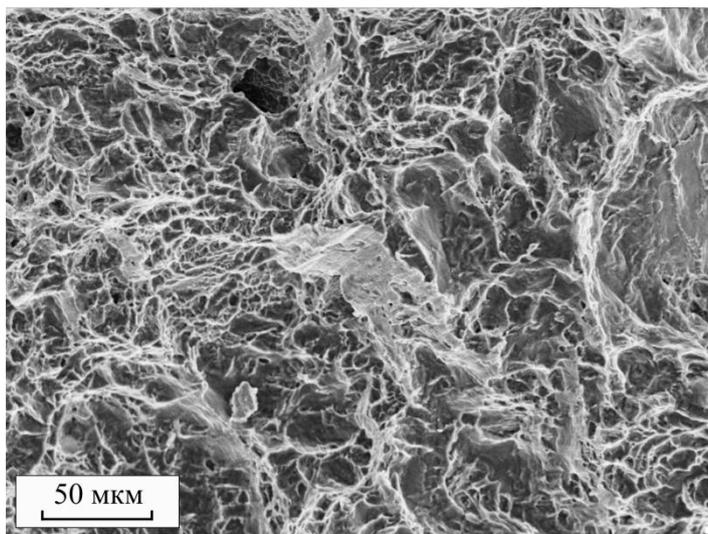
Рисунок 2.73 – Распределение микротвердости в сварных швах «сталь 12X18H10T – сталь 20» после термической обработки (токами высокой частоты)



а



б



в

Рисунок 2.74 – Фрактограммы сварных швов между сталями 20 и 12Х18Н10Т

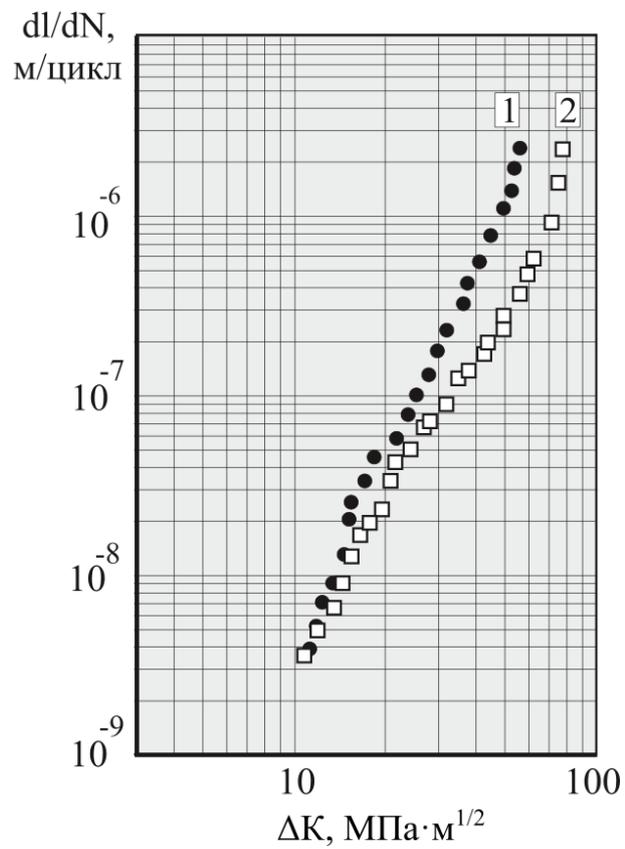


Рисунок 2.75 – Кинетические диаграммы усталостного разрушения стали Э76 (кривая 1) и материала сварного шва «сталь 20 – сталь 12Х18Н10Т» (кривая 2)

в сварной конструкции. Одно из решений этой проблемы основано на применении тонких буферных слоев. В отличие от сварки со вставкой, при реализации которой сначала соединяются две заготовки (одной из них является промежуточная вставка), а затем к полученной конструкции приваривается третий элемент, сварка разнородных заготовок с использованием барьерной пластины предполагает одновременное соединение всех трех элементов.

При получении неразъемных конструкций из сталей Э76 и 12Х18Н10Т барьерная пластина (рисунок 2.76) точно фиксируется на заготовке из высокоуглеродистой стали. Предварительные исследования показали, что введение в зазор между крупногабаритными разнородными стальными заготовками пластин толщиной менее 5 мм не приводит к изменениям в строении сварных швов, поскольку в процессе сварки при таких размерах они полностью выдавливаются в грат. Использование пластин толщиной от 20 мм и более приводит к такому же эффекту, что и при использовании вставок из низкоуглеродистой стали, т.е. низкоуглеродистая сталь фиксируется в сварном соединении в виде самостоятельного слоя.

Общий вид сварного шва, полученного в присутствии барьерной пластины толщиной 20 мм, представлен на рисунке 2.77. Структурные исследования показали, что швы характеризуются существенной неоднородностью в поперечном и продольном направлениях. Присутствие протяженных участков с феррито-перлитным строением объясняется большой толщиной барьерной пластины. В полученных таким образом швах металлографически зафиксированы участки, характеризующиеся более сложным строением материала в виде чередующихся слоев с мартенситной, феррито-перлитной и аустенитной структурой (рисунок 2.78 а). Для некоторых зон характерным является присутствие структуры аустенито-мартенситного типа (рисунок 2.78 б). Следует отметить, что толщина аустенито-мартенситной прослойки в швах, полученных с такой барьерной пластиной, колеблется от 90 до 200 мкм. Со стороны высокоуглеродистой стали присутствуют локализованные легированные зоны, характеризующиеся аустенито-мартенситным строением.



Рисунок 2.76 – Схема формирования сварного соединения «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т» с использованием тонкого барьерного слоя

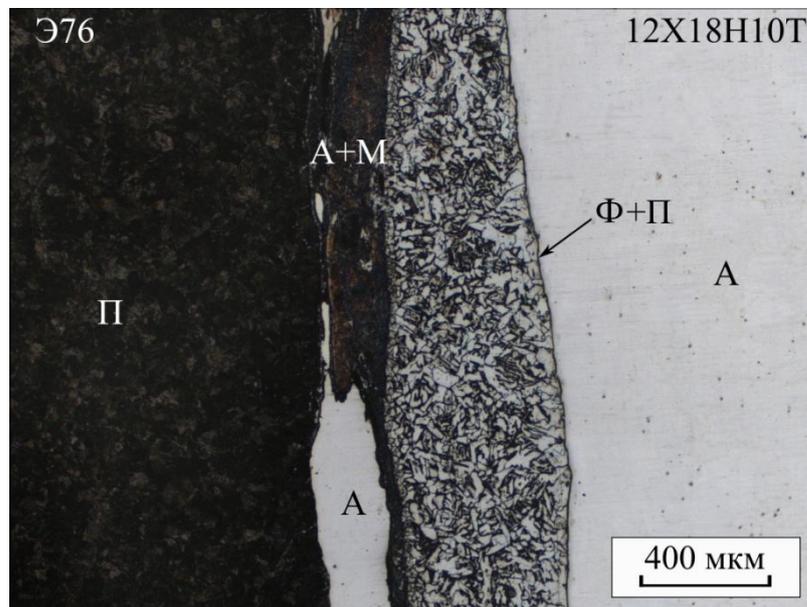
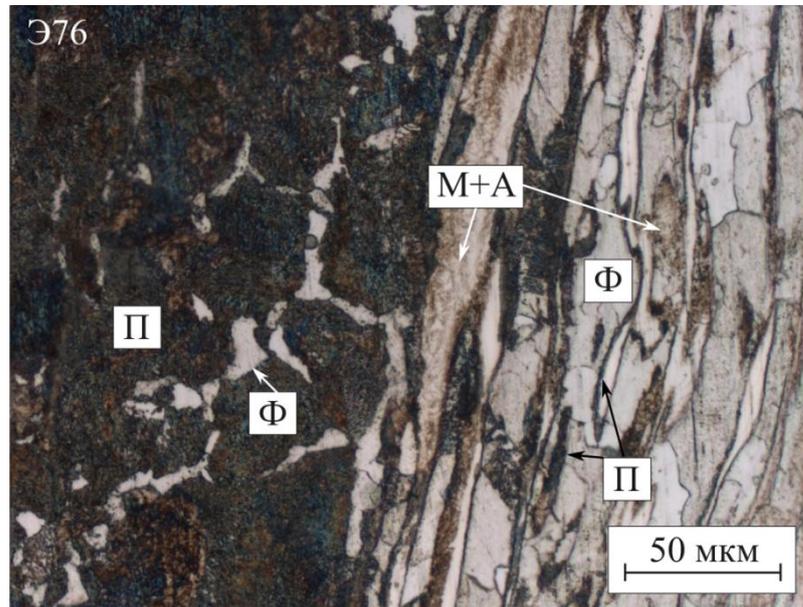
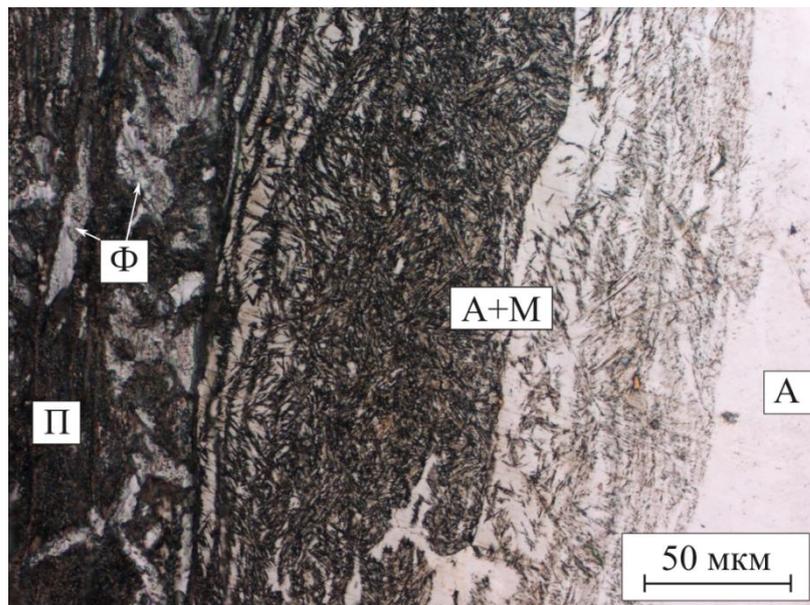


Рисунок 2.77 – Общий вид сварного шва «сталь Э76 - сталь 12Х18Н10Т», полученного с использованием низкоуглеродистой барьерной пластины толщиной 20 мм. А – аустенит, М – мартенсит, П – перлит, Ф – феррит



а



б

Рисунок 2.78 – Переходная зона из феррита, перлита, мартенсита и аустенита (а) и аустенито-мартенситная прослойка (б) в сварном шве «сталь Э76 – барьерная пластина из стали 20 толщиной 20 мм – сталь 12Х18Н10Т».

А – аустенит, Ф – феррит, П – перлит, М – мартенсит

Глубина их залегания (от видимой границы раздела сталей) по сравнению со швами, полученными без барьерных пластин, существенно меньше и составляет в среднем 200 мкм (рисунок 2.79).

ДюрOMETрические исследования показали, что максимальный уровень микротвердости структуры мартенситного типа достигает 650 *HV* (рисунок 2.80, цифра 1). Твердость образующейся мартенситной прослойки ниже уровня твердости мартенсита в сварном соединении «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т», полученном в отсутствие барьерной пластины. Результаты дюрOMETрических исследований свидетельствуют о резком снижении уровня микротвердости в зоне, прилегающей к хромоникелевой стали (рисунок 2.80, цифра 2), что связано с формированием феррито-перлитного слоя. Дальнейшее повышение уровня микротвердости (рисунок 2.80, цифра 3) объясняется образованием мартенсита на границе феррито-перлитной прослойки и хромоникелевой стали.

Отличительной особенностью сварных швов, полученных с использованием барьерных пластин толщиной 5 мм, является большее (по сравнению со сварными швами, полученными с барьерными пластинами толщиной 20 мм) количество локализованных закаленных зон. Глубина их залегания в сторону углеродистой стали (рисунок 2.81) достигает 450 мкм. Характеризуются они достаточно высоким уровнем микротвердости (рисунок 2.80, цифра 4). По своему строению сварные швы такого типа являются сугубо неоднородными. В них присутствуют различные структурные составляющие (рисунок 2.82), однако мартенситная структура со стороны хромоникелевой стали формируется не в виде сплошной прослойки, а отдельными островками. Максимальная толщина этой зоны не превышает 100 мкм. ДюрOMETрические исследования показали, что наибольшая твердость наблюдается в локализованных аустенито-мартенситных зонах вблизи заготовки из углеродистой стали (до 680 *HV*). Максимальный уровень микротвердости мартенсита со стороны хромоникелевой стали достигает 600 *HV*.

Для сравнения полученных сварных соединений была проведена оцен-

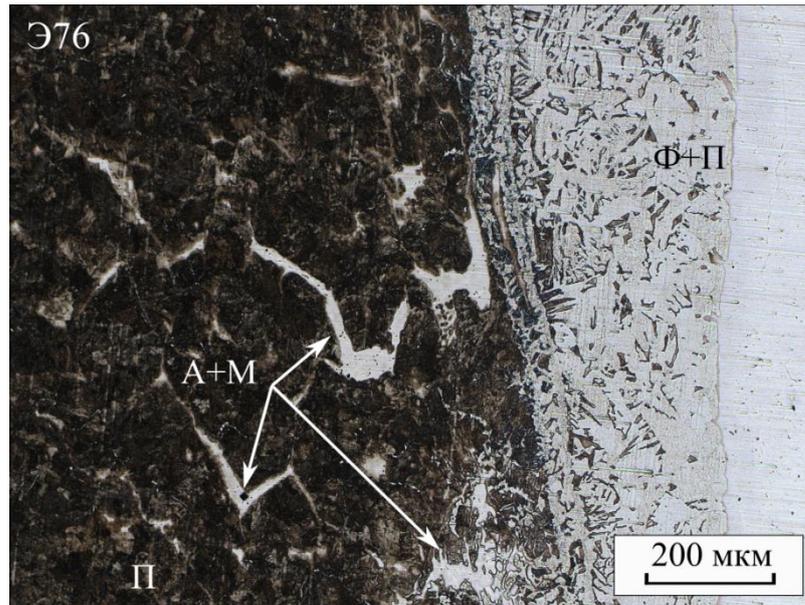


Рисунок 2.79 – Локально расположенные аустенито-мартенситные области (указаны стрелками) в переходной зоне, прилегающей к углеродистой стали, в сварном шве между сталями Э76 и 12Х18Н10Т, сваренными через барьерную низкоуглеродистую пластину толщиной 20 мм.

А – аустенит, М – мартенсит, П – перлит, Ф – феррит

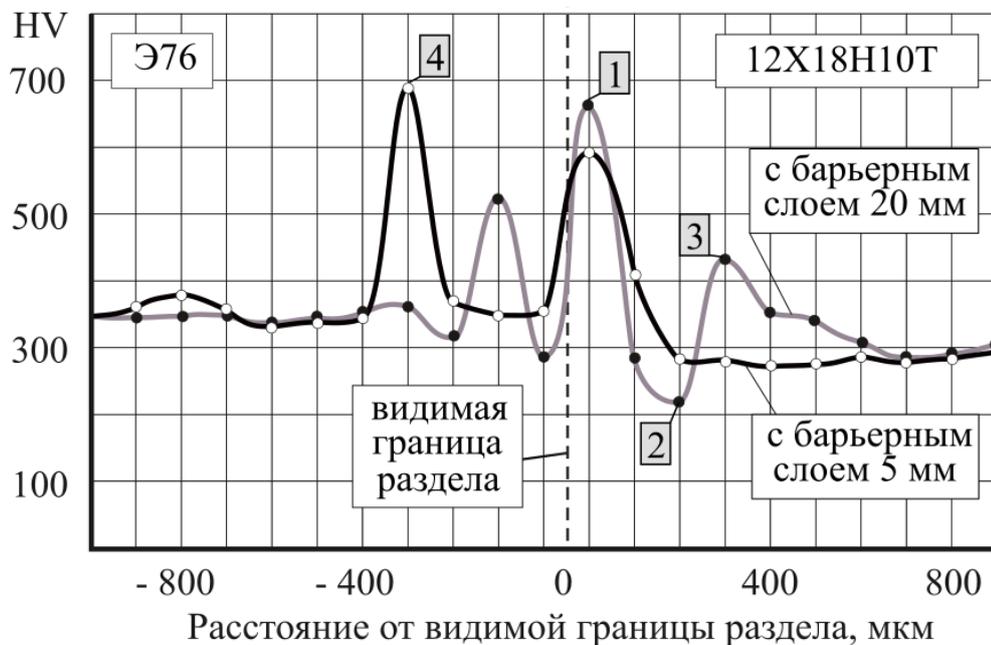
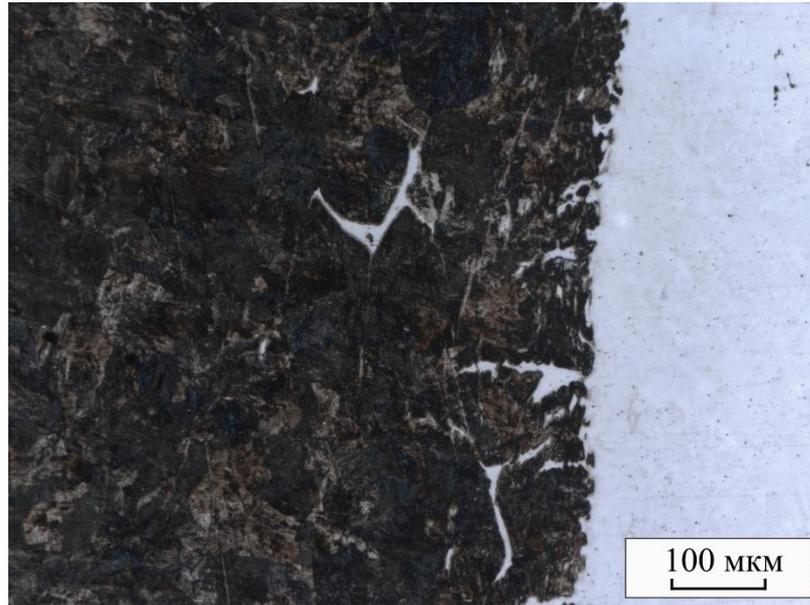
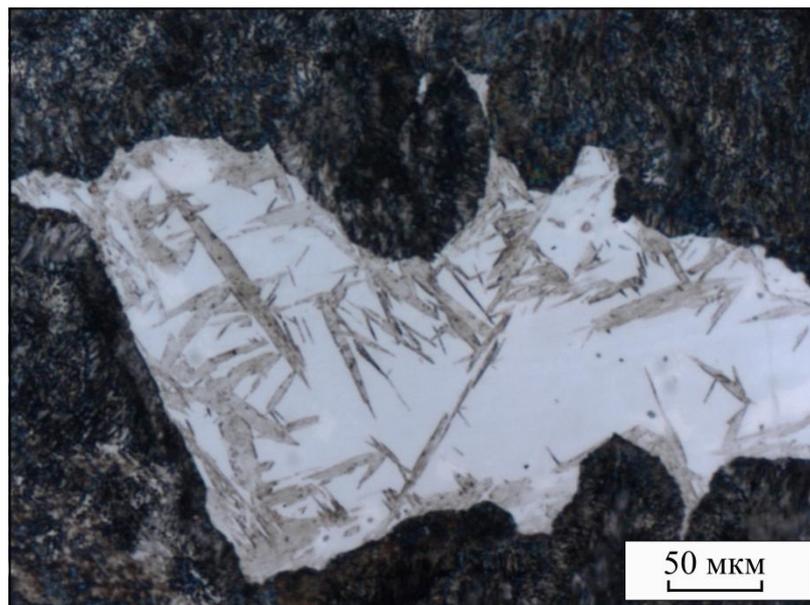


Рисунок 2.80 – Распределение микротвердости в сварных швах между сталями Э76 и 12Х18Н10Т, сваренными с использованием барьерных низкоуглеродистых пластин толщиной 20 и 5 мм

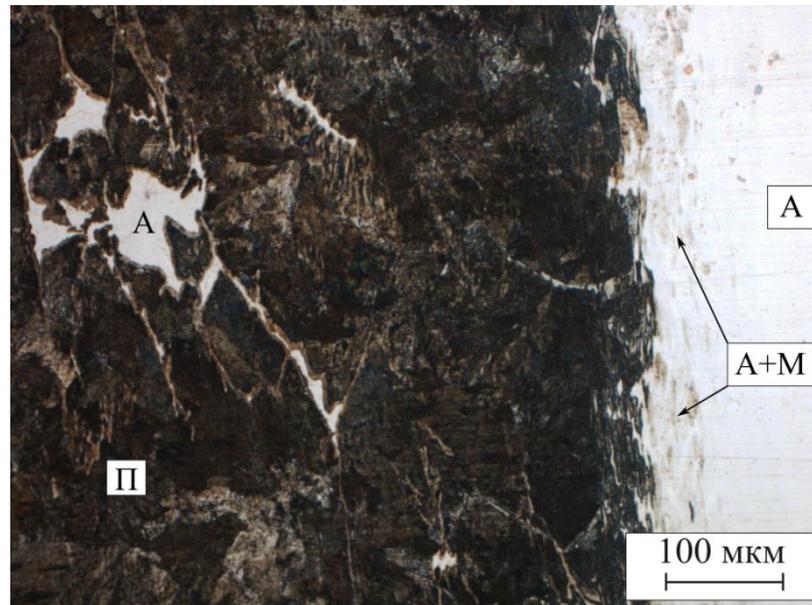


а

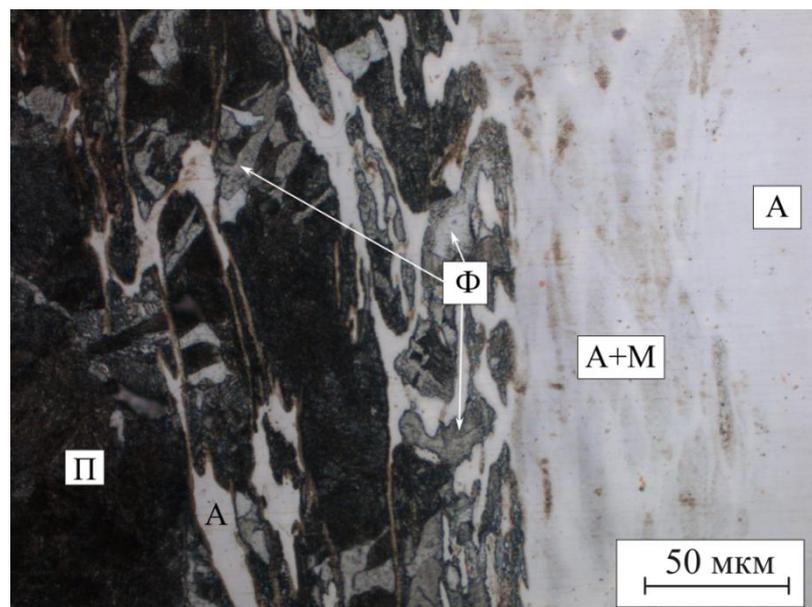


б

Рисунок 2.81 – Участок сварного шва между сталями Э76 и 12Х18Н10Т, сваренного через барьерную пластину толщиной 5 мм, с локализованными зонами в переходной области, прилегающей к углеродистой стали: а – общий вид сварного шва, б – аустенито-мартенситная структура в локально расположенной зоне



а



б

Рисунок 2.82 – Структура сварных швов между высокоуглеродистой и хромоникелевой сталями, полученных с использованием барьерной пластины толщиной 5 мм: а – общий вид шва, б – аустенито-мартенситная прослойка.

П – перлит, М – мартенсит, А – аустенит, Ф – феррит

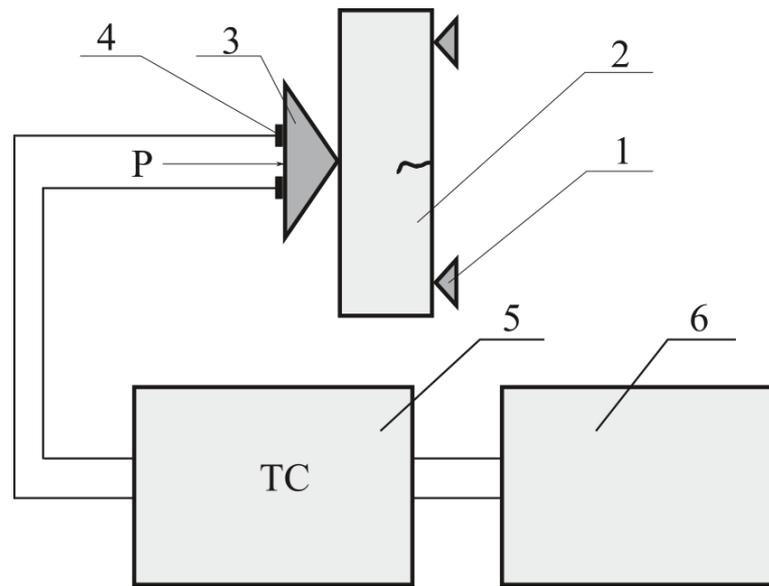
ка сопротивления разрушению металлических сплавов с использованием энергетического критерия, основанного на определении величины  $J$ -интеграла, позволяющего использовать образцы относительно малой толщины. Трещиностойкость определяли на плоских образцах при нагружении по схеме трехточечного изгиба (рисунок 2.83 а). Скорость перемещения подвижной траверсы при проведении испытаний составляла 7...10 мм/мин. В процессе нагружения образцов записывались первичные диаграммы в координатах «нагрузка – прогиб в точке приложения силы». Величину  $J$ -интеграла оценивали в момент достижения максимального значения нагрузки и рассчитывали по формуле [297, 298]:

$$J_c = \frac{\alpha \cdot A_c}{(b-l) \cdot t}, \quad (2.1)$$

где  $\alpha$  – коэффициент (при изгибе  $\alpha = 2$ );  $A_c$  – работа разрушения образца, соответствующая максимальному значению нагрузки, кДж;  $l$  – длина трещины, м;  $b$  – ширина образца, м;  $t$  – толщина образца, м.

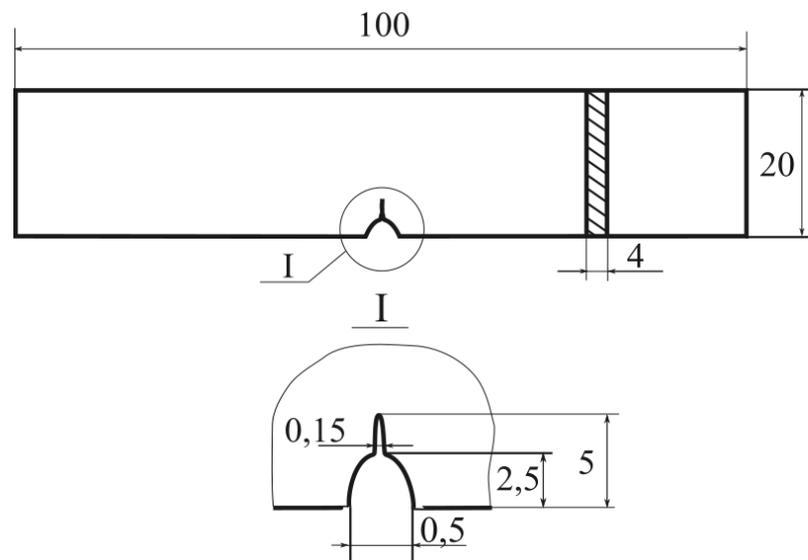
В работе использовали образцы размерами 100x20x4 мм (рисунок 2.83 б). Предварительно в условиях усталостного нагружения на образцах выращивали трещины (вместе с надрезом трещина имела длину  $\sim 5$  мм). Статистическая обработка результатов проводилась по результатам испытаний 5...9 образцов.

Сравнительный анализ статической трещиностойкости исследуемых материалов представлен на рисунке 2.84. Трещиностойкость сварных швов в соединении «сталь 12Х18Н10Т – сталь 20» (столбик 4) на 90 % выше по сравнению со швами, полученными без вставки (столбик 2). Однако, как ранее обсуждалось, наличие самостоятельного низкоуглеродистого слоя, менее прочного по сравнению со сталью Э76, может негативно отразиться на контактно-усталостных свойствах конструкции. Применение тонких барьерных пластин решает эту проблему, при этом уровень трещиностойкости сварных швов, формируемых с использованием низкоуглеродистых барьерных пластин на 77,5 % выше, чем у исходных свар-



а

Rz20/



б

Рисунок 2.83 – Схема (а) и образец (б) для проведения испытаний сварных швов на статическую трещиностойкость: 1 – неподвижная опора, 2 – образец, 3 – подвижная опора, 4 – тензометрический датчик, 5 – тензоусилитель, 6 – двухкоординатный самописец

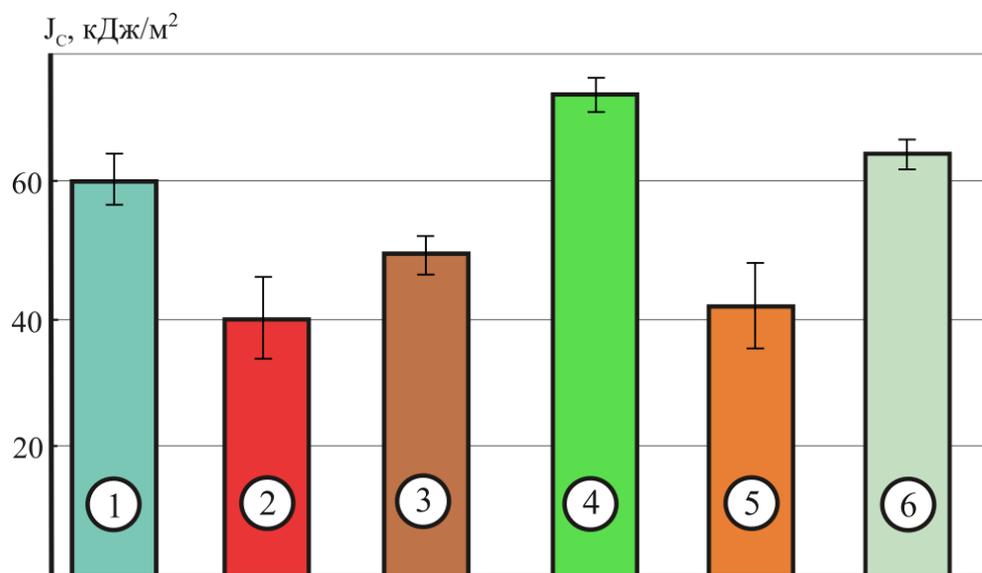


Рисунок 2.84 – Статическая трещиностойкость исследуемых материалов: 1 – сталь Э76, 2 – сварной шов «сталь 12X18H10T – сталь Э76», 3 – сварной шов «сталь 12X18H10T – сталь Э76» после нагрева до 1000 °С и медленного охлаждения, 4 – сварной шов «сталь 12X18H10T – сталь 20», 5 – сварной шов «сталь 12X18H10T – сталь Э76», полученный через 20-миллиметровую барьерную пластину из стали 20, 6 – сварной шов «сталь 12X18H10T – сталь Э76», полученный через 5-миллиметровую барьерную пластину из стали 20

ных швов (рисунок 2.84 столбик 6).

Результаты прочностных испытаний материалов при деформации растяжением приведены в таблице 2.7. В серию входило по 5 образцов. Во всех сварных соединениях, полученных с барьерными пластинами толщиной 20 мм, разрушение происходило по сварным швам. Явно выраженных шеек на разрушенных образцах зафиксировано не было. Характер разрушения образцов является хрупким, поверхность разрушения гладкая с характерным металлическим блеском.

Сварные соединения с барьерными пластинами толщиной 5 мм разрушались по хромоникелевой стали с образованием шеек, в пределах которых происходила утяжка материала. Характер разрушения образцов являлся вязким с развитой поверхностью, что свидетельствует о высокой энергоемкости процесса.

Таблица 2.7 – Результаты испытаний на растяжение сварных соединений, полученных с использованием барьерных пластин

Механические свойства	Толщина барьерной пластины			
	5 мм		20 мм	
	1 серия	2 серия	1 серия	2 серия
$\sigma_{0,2}$ , МПа	500	432	428	426
$\sigma_B$ , МПа	635	562	435	431
$\delta$ , %	48,8	11,4	7,7	7,97
$\psi$ , %	28,3	10,3	2,8	2,7

## Выводы по главе 2

1. Стыковая контактная сварка оплавлением хромоникелевой стали 12X18Н10Т и высокоуглеродистой стали Э76 сопровождается формированием сварных швов толщиной ~ 1 мм, характеризующихся присутствием не-

скольких структурных составляющих. В пределах сварного шва отчетливо выделяются два слоя. К стали Э76 примыкает слой со смешанной структурой «перлит – феррит – аустенит – мартенсит». Мартенсит, образующийся в этом слое, преимущественно имеет форму компактных микрообъемов размерами ~ 25...500 мкм. Методом просвечивающей электронной микроскопии зафиксированы прослойки мартенсита шириной менее 1 мкм. Во второй половине сварного шва присутствуют аустенит и микрообъемы мартенсита, вытянутые параллельно плоскости сопряжения стальных заготовок. Объемная доля мартенсита достигает 90 %. Наиболее негативное влияние на склонность к охрупчиванию сварных швов оказывают сплошные прослойки с высокопрочным легированным мартенситом, твердость которого достигает 900 HV.

2. Результаты микрорентгеноспектрального анализа свидетельствуют о значительных колебаниях содержания химических элементов в пределах сварного шва «сталь 12X18H10T – сталь Э76». Высокопрочный мартенсит формируется в микрообъемах с промежуточным содержанием хрома, никеля, углерода по сравнению со свариваемыми сталями. По мере удаления от видимой границы раздела сталей объемная доля мартенсита уменьшается.

3. В процессе испытаний на ударную вязкость и трещиностойкость установлено, что одним из факторов снижения механических свойств сварных швов, полученных методом стыковой сварки оплавлением сталей 12X18H10T и Э76, является образование сульфидов титана. В процессе сварки они формируются в виде выделений, ориентированных параллельно плоскости сварного шва. Существенно вытянутые на этапе осадки стальных заготовок сульфиды титана преобразуются в тонкие пленки толщиной ~ 50...200 нм и менее, разрушение которых происходит без видимых следов пластической деформации. Структурные элементы такого типа представляют собой особо опасные дефекты, приводящие к концентрации механических напряжений и охрупчиванию сварных швов.

4. Присутствие в сварных швах «сталь 12X18H10T – сталь Э76» структурных составляющих с различным комплексом механических свойств

отражается на диаграммах усталостного разрушения материалов в виде участков, характеризующихся высокой и низкой скоростью развития трещин. Образовавшиеся при стыковой контактной сварке микрообъемы мартенсита являются причиной ускорения усталостных трещин. В более пластичной фазе происходит торможение трещины. Процесс разрушения сварных швов «сталь 12X18H10T – сталь Э76» в условиях динамического нагружения является низкоэнергетичным. Зависимость ударной вязкости от температуры испытаний имеет характерный S-образный вид. Температура полного охрупчивания материала с высокой долей мартенсита составляет  $\sim - 30$  °С.

5. Методом просвечивающей электронной микроскопии впервые зафиксирован новый механизм роста пластинчатого перлита. В процессе его реализации формируется трехфазная структура, содержащая слои феррита, цементита и аустенита в последовательности «Ц-Ф-А-Ф-Ц-Ф-А-Ф...». Присутствие в середине ферритных промежутков аустенита может быть результатом стабилизации прослоек  $\gamma$ -фазы сжимающими напряжениями, возникающими в процессе  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения. Глубина проникновения аустенитных прослоек от фронта перлитного превращения достигает 1 – 2 мкм. Методом просвечивающей электронной микроскопии на границе зон высокоуглеродистых и легированных микрообъемов зафиксировано формирование слоев с цементитными пластинами, внедренными в мартенситную матрицу на 400 – 600 нм. При образовании структуры такого типа фронт  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения запаздывает и мартенситная структура формируется в промежутках между цементитными пластинами.

6. Анализ результатов измерения твердости и трещиностойкости сварных швов «сталь 12X18H10T – сталь Э76» свидетельствует о высокой термической стабильности микрообъемов мартенсита, образовавшихся в процессе сварки высокоуглеродистой и хромоникелевой сталей. Высокотемпературный отпуск закаленных микрообъемов не обеспечивает существенного роста трещиностойкости материала. Отжиг сварных соединений до 1000 °С позволяет увеличить уровень статической трещиностойкости мате-

риала сварного шва не более чем на 20 %, что не позволяет решить проблему повышения надежности анализируемых сварных конструкций. Методом микрорентгеноспектрального анализа установлено, что при отжиге сварных швов с фазовой перекристаллизацией ширина сварного шва возрастает до ~ 7000 мкм. Как со стороны углеродистой стали, так и со стороны хромоникелевой стали обнаружены микрообъемы с промежуточным по сравнению с исходными сталями содержанием легирующих элементов. Характер их легирования обеспечивает образование мартенсита даже после отжига, что негативно отражается на уровне надежности материала сварного шва.

7. Использование вставок из низкоуглеродистых сталей является эффективным техническим решением, позволяющим снизить негативное влияние мартенсита, образующегося при стыковой контактной сварке заготовок из сталей Э76 и 12Х18Н10Т. Существенное снижение охрупчивающего эффекта обеспечивают промежуточные вставки, изготовленные из сталей с 0,2 – 0,3 % углерода. Максимальная твердость закаленных участков, возникающих при соединении стали 20 со сталью 12Х18Н10Т, составляет 350 *HV*, что на 550 *HV* меньше по сравнению с соединением «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т».

8. Установлено, что использование низкоуглеродистых барьерных пластин повышает статическую трещиностойкость сварных соединений между сталями Э76 и 12Х18Н10Т на 77 %. При сварке с барьерными пластинами уменьшается глубина залегания локализованных зон, снижается объемная доля мартенсита в них. Ширина мартенситной прослойки в соединениях, полученных с барьерными пластинами толщиной 20 мм и 5 мм, составляет в среднем 450 мкм и 200 мкм, соответственно, в то время как в исходных соединениях ширина мартенситной прослойки составляет в среднем 500 мкм. В сварных швах, полученных через 5-19 миллиметровые барьерные пластины не образуются сплошные аустенито-мартенситные прослойки, а формируются островки со структурой аустенито-мартенситного типа.

### ГЛАВА 3 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ ПРИ ЭЛЕКТРОИСКРОВОМ СПЕКАНИИ ПОРОШКОВ ИЗ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

Анализ структурных преобразований, происходящих при стыковой контактной сварке оплавлением разнородных по составу заготовок, свидетельствует о том, что наиболее значимые изменения в материалах происходят в узких зонах взаимодействия материалов. Ширина этих зон относительно мала (сотни, иногда десятки микрометров). Выделить их при проведении структурных исследований методически достаточно сложно. В наибольшей степени эта проблема проявляется при проведении трансмиссионных электронно-микроскопических исследований. При изготовлении фольг в редких случаях удается надежно зафиксировать зону, отстоящую на определенном расстоянии от границы сплавления разнородных материалов. Следует подчеркнуть также, что формируемые при сварке слои являются прерывистыми. Сделать однозначные выводы на основании изучения фольг, вырезанных из сварных соединений, весьма затруднительно. Для того чтобы понять, носят особенности строения материалов сварных швов системный или случайный характер, необходимо проведение исследований большого количества объектов, вырезанных из зон сопряжения разнородных материалов. С учетом отмеченных выше обстоятельств в работе был использован подход, позволяющий многократно увеличить длину границ взаимодействия разнородных материалов. Решить эту задачу можно за счет уменьшения размера заготовок до уровня частиц порошка. При этом важным является реализация нагрева границ путем пропускания электрического тока. Исходя из этого, в работе был использован метод электроискрового спекания стальных порошковых материалов. В отличие от стыковой контактной сварки, практически в каждой фольге, пригодной для исследований, находятся интересующие нас объемы, в пределах которых могут быть выявлены особенности строения материалов, обусловленные кратковременным пропусканием электрического тока, нагре-

вом материала, его оплавлением и последующим охлаждением. Фактически процесс электроискрового спекания является модельным, позволяющим многократно увеличить объем взаимодействующих между собой материалов.

Развиваемая в последние десятилетия технология электроискрового спекания в значительной степени лишена таких проблем, как высокий уровень энергетических затрат на производство изделий, а также большая длительность нагрева, приводящая к огрублению зеренной структуры материалов, характерных для печного спекания. Именно поэтому она находит широкое применение при создании различных композиций из разнородных по составу материалов. При решении практических задач, связанных с получением гетерофазных железоуглеродистых сплавов, данный метод практически не используется, хотя материалы такого типа имеют достаточно широкую область применения. В настоящее время анализу структурных преобразований, происходящих при электроискровом спекании разнородных сталей, внимания уделяется мало [299].

### **3.1 Математическое моделирование диффузионных процессов, развивающихся при электроискровом спекании разнородных сталей**

Структурные и фазовые превращения, происходящие при взаимодействии микрообъемов разнородных сталей при сварке, наплавке, спекании, в значительной степени контролируются диффузией входящих в материалы элементов [300-302]. В зависимости от реализуемого технологического процесса на конечную микроструктуру влияние оказывают размеры и геометрия заготовок. Результат взаимодействия материалов определяется также характером их механического перемешивания, величиной приложенного давлением, наличием или отсутствием жидкой фазы в зоне контакта заготовок. Неравновесные условия развития процессов являются причиной проявления структурной неоднородности на всех масштабных уровнях. Структура зон, возникших при взаимодействии разнородных объемов, оказывает решающее

воздействие на свойства получаемых изделий. При реализации технологического процесса, сопровождающегося образованием жидкой фазы, конечная структура, как правило, обеспечивает пониженный уровень механических свойств, что в дальнейшем негативно отражается и на эксплуатации изделий.

Описанные особенности характерны и для сталей, которые в исходном состоянии резко отличаются химическим составом и структурой. Явно выраженная неоднородность строения характерна, например, для сварки сталей, находящихся в аустенитном и перлитном состоянии. Комбинация этих материалов достаточно широко востребована в современном машиностроении. В работах [32, 303] представлены результаты структурных исследований сварных швов между заготовками из высокоуглеродистой и хромоникелевой сталей, полученных методом стыковой контактной сварки. Особое внимание уделено анализу переходных зон, характеризующихся наличием сплошных аустенито-мартенситных прослоек и локально расположенных областей со структурой такого же типа. Геометрические параметры этих областей в значительной степени определяют трещиностойкость сварных композиций. Соединения, полученные методами сварки трением или сварки взрывом перлитной и аустенитной сталей, также отличаются явно выраженной структурно-фазовой неоднородностью, присутствием высокопрочных зон, оказывающих охрупчивающее воздействие на сварные швы [129, 304-306].

Математическое моделирование процессов взаимодействия разнородных материалов дает возможность сформировать представления о химическом составе и структуре переходных зон, возникающих при спекании частиц. Данные исследования могут быть использованы в качестве модели локального взаимодействия разнородных сталей при реализации метода стыковой контактной сварки.

Моделирование химического состава переходных зон, образование которых возможно при электроискровом спекании частиц сталей У8 и 12Х18Н10Т, было выполнено с использованием метода конечных разностей. Используемый в работе подход позволяет выявить характер распределения

диффундирующих атомов в приграничной области при неизменных граничных условиях [307]. Элементами, для которых строилось распределение концентраций, являлись хром, никель и углерод, входящие в состав спекаемых сталей и оказывающие наибольшее влияние на структурные превращения и физико-механические свойства материалов. Концентрация  $Cr$ ,  $Ni$  и  $C$  в сталях У8 и 12Х18Н10Т была выбрана в соответствии с их средними значениями по ГОСТ 1434-99 [308] и ГОСТ 5632-72 [309], соответственно.

Коэффициенты диффузии  $D$  рассчитывали по уравнению Аррениуса [310]:

$$D = D_0 \cdot e^{-\frac{E_a}{RT}}, \quad (3.1)$$

где  $D_0$  – диффузионная постоянная,  $m^2/c$ ;

$E_a$  – энергия активации, Дж/моль;

$R$  – газовая постоянная;

$T$  – температура, при которой оценивается диффузия, К.

Диффузионные постоянные и значения энергии активации хрома, никеля и углерода были взяты из базы данных диффузионных констант [311]. Указанные параметры, а также расчетные значения коэффициентов диффузии приведены в таблице 3.1.

Концентрация диффундирующих атомов определяется по приближению метода конечных разностей [310]:

$$C_i^{m+1} \approx r \cdot C_{i-1}^m + (1 - 2r)C_i^m + r \cdot C_{i+1}^m, \quad (3.2)$$

где  $C_i^m$  – концентрация диффундирующего атома в некоторой  $i$ -ой точке;

$C_{i-1}^m$  и  $C_{i+1}^m$  – значения концентрации диффундирующего атома в точках, удалённых от  $i$ -ой точки на величину  $\Delta x$ ;

$C_i^{m+1}$  – концентрация диффундирующего атома в  $i$ -ой точке через временной шаг  $\Delta t$ ;

$r$  – коэффициент, рассчитанный по формуле [310]:

$$r = \frac{D \cdot \Delta t}{\Delta x^2}, \quad (3.3)$$

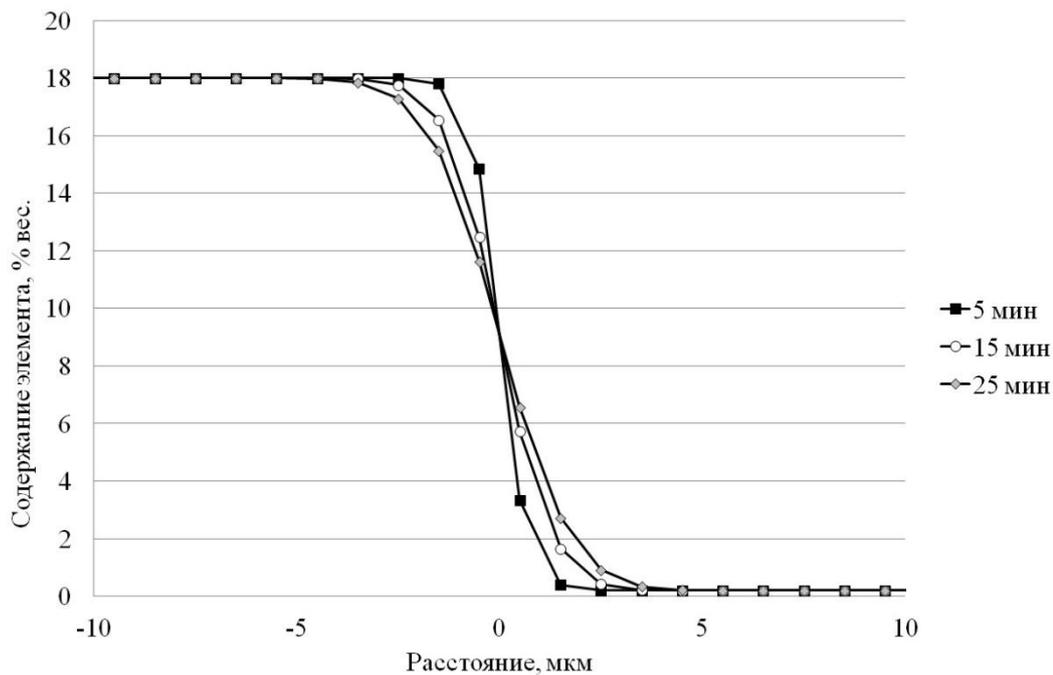
где  $D$  – коэффициент диффузии элемента,  $\text{м}^2/\text{с}$ ;  $\Delta t$  – выбранный временной шаг, с;  $\Delta x$  – расстояние между точками, м.

Таблица 3.1 – Параметры диффузионных процессов атомов хрома, никеля и углерода [311]

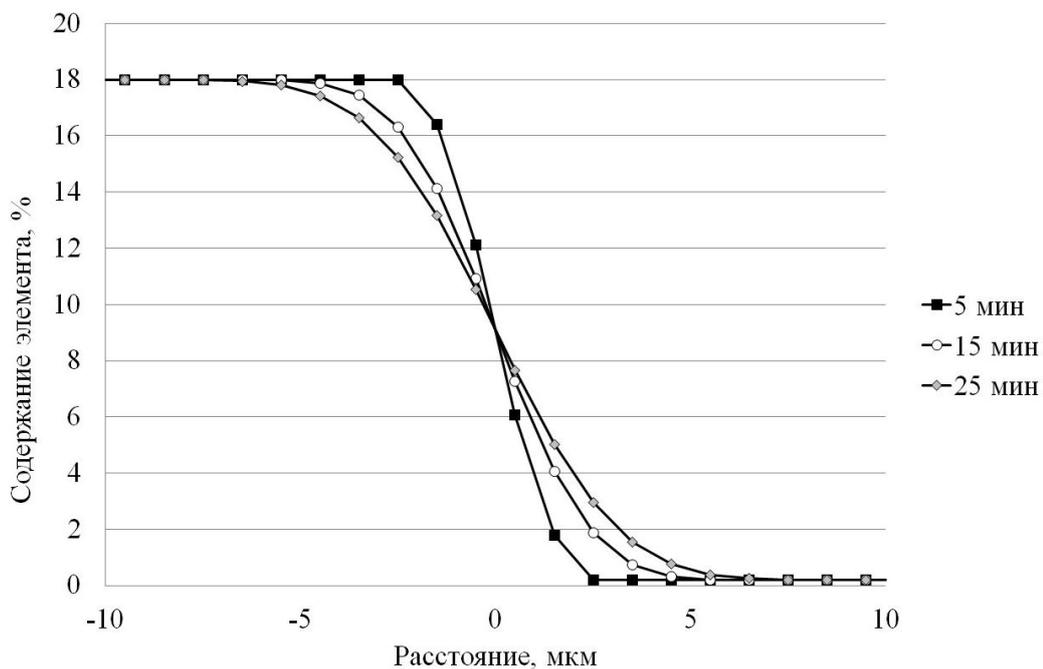
Параметры	Химический элемент		
	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>C</i>
$D_0 \cdot 10^6, [\text{м}^2/\text{с}]$	13	30	43
$E_a, [\text{кДж/моль}]$	256	276	153
$D, [\text{м}^2/\text{с}]$ при 1000 °С	$4,03 \cdot 10^{-16}$	$1,40 \cdot 10^{-16}$	$2,25 \cdot 10^{-11}$
$D, [\text{м}^2/\text{с}]$ при 1100 °С	$2,35 \cdot 10^{-15}$	$9,39 \cdot 10^{-16}$	$6,46 \cdot 10^{-11}$

Для описания преобразований микроструктуры спеченных образцов использовали традиционные методы построения регрессионных моделей, метод, основанный на обобщенном лямбда-распределении, и метод усеченных наименьших квадратов. Выбор режимов спекания, использованных при моделировании, осуществлен на основе данных работы [312].

Результаты математического моделирования показали, что в зависимости от времени и температуры спекания максимальные значения толщины зон переходного химического состава находятся в диапазонах от 3 до 19 мкм для хрома (рисунок 3.1), от 3 до 15 мкм для никеля (рисунок 3.2) и от 300 до 2550 мкм для углерода (рисунок 3.3). Теоретическое распределение значений концентрации углерода и легирующих элементов в зоне взаимодействия разнородных материалов при максимальных времени и температуре спекания представлено на рисунке 3.4. Поскольку область, характеризующаяся переменным составом углерода, достаточно велика, на рисунке, соответствующем выбранному масштабу, распределение этого элемента существенно не изменяется и соответствует концентрации 0,41 % вес. Изменение химического состава сопровождается формированием внутри переходной области новой фазы – мартенсита, отсутствовавшей в исходных материалах. Наложение

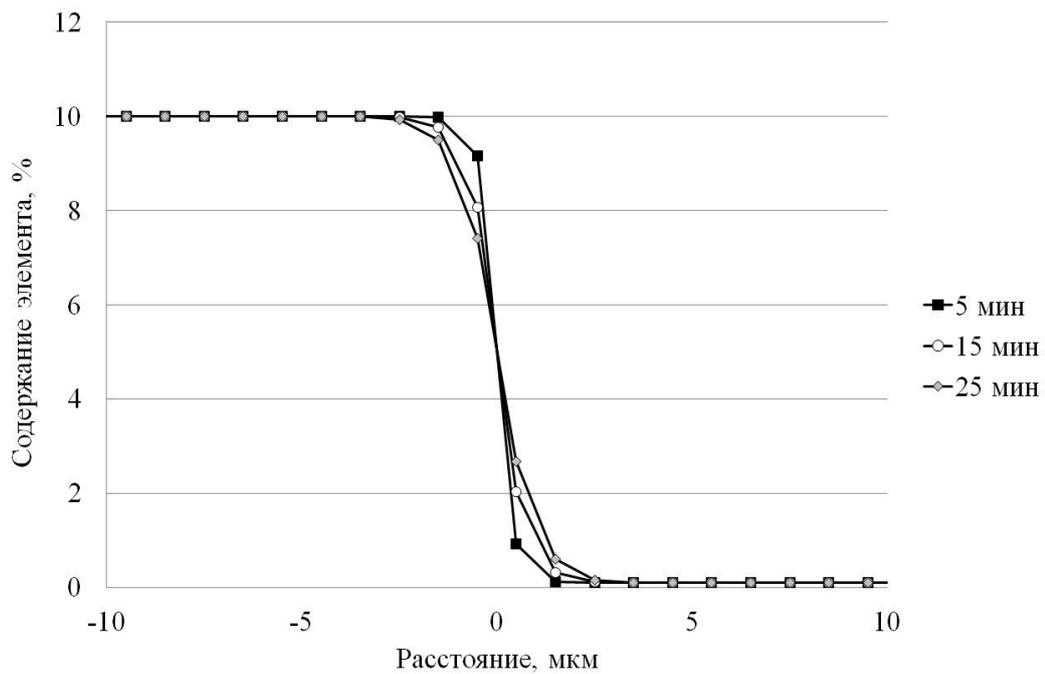


а

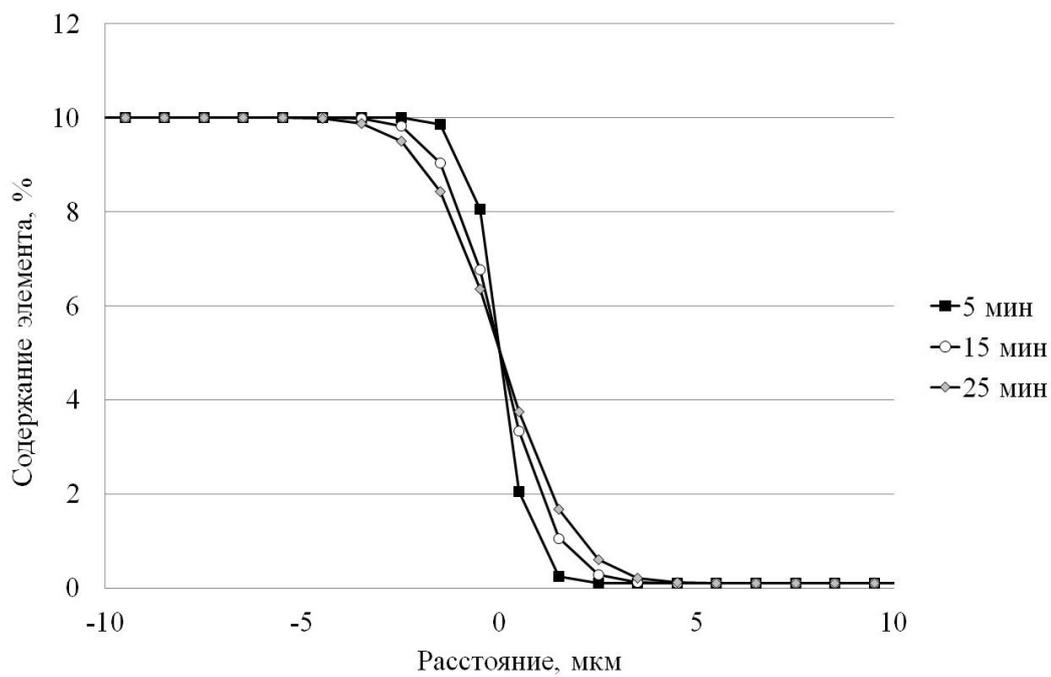


б

Рисунок 3.1 – Распределение концентрации хрома на границе разнородных сплавов: а – нагрев 1000 °С; б – нагрев 1100 °С

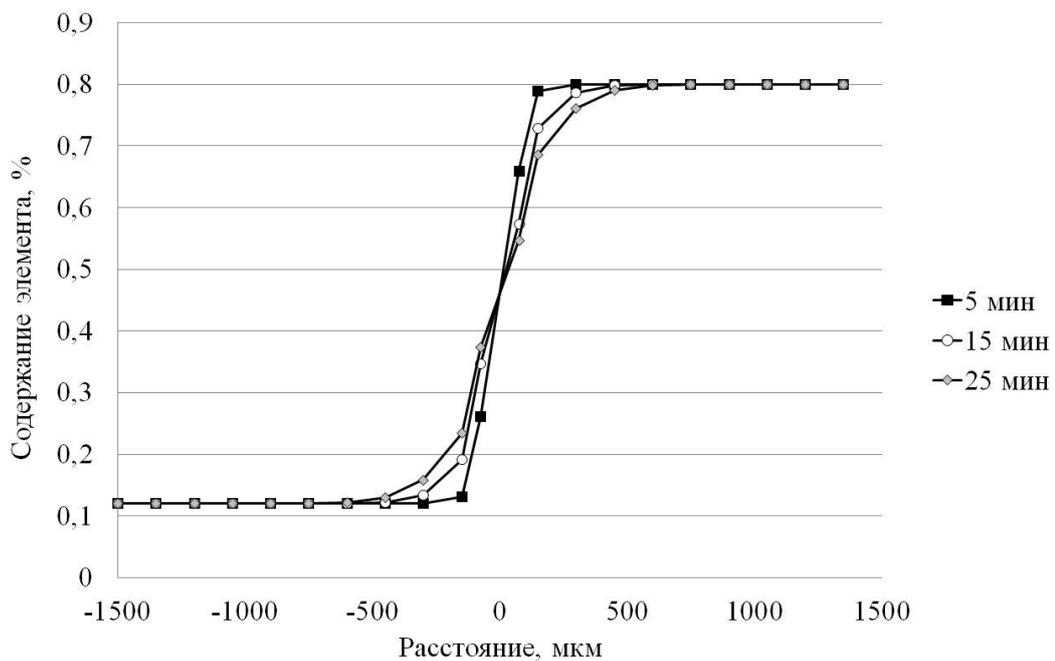


а

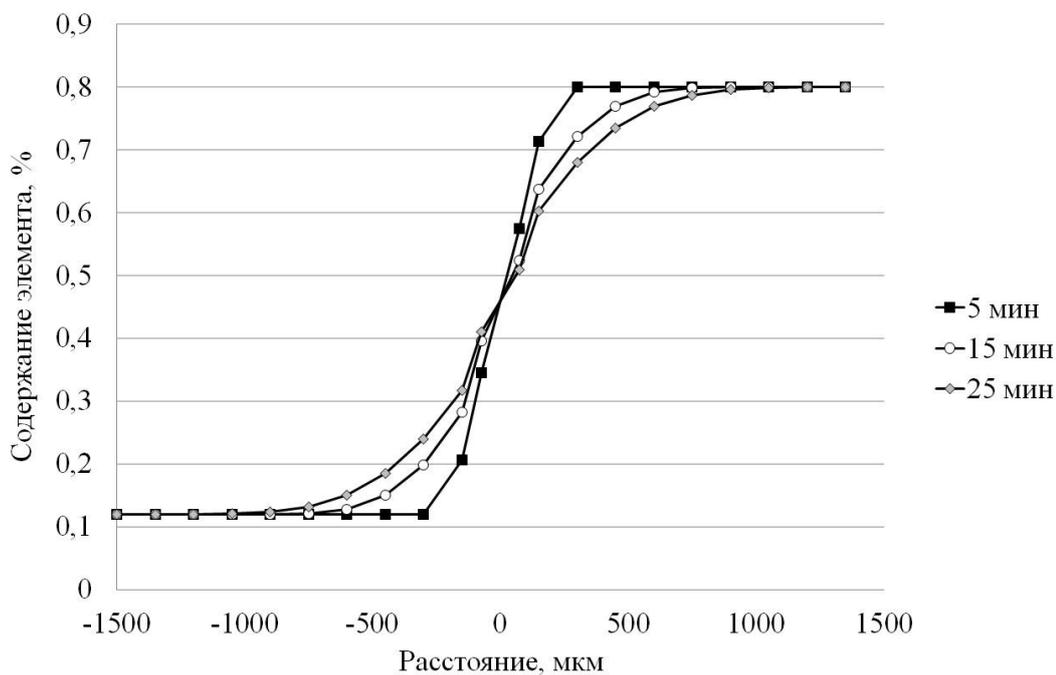


б

Рисунок 3.2 – Распределение концентрации никеля на границе разнородных сплавов: а – нагрев 1000 °С; б – нагрев 1100 °С



а



б

Рисунок 3.3 – Распределение концентрации углерода на границе разнородных сплавов: а – нагрев 1000 °С; б – нагрев 1100 °С

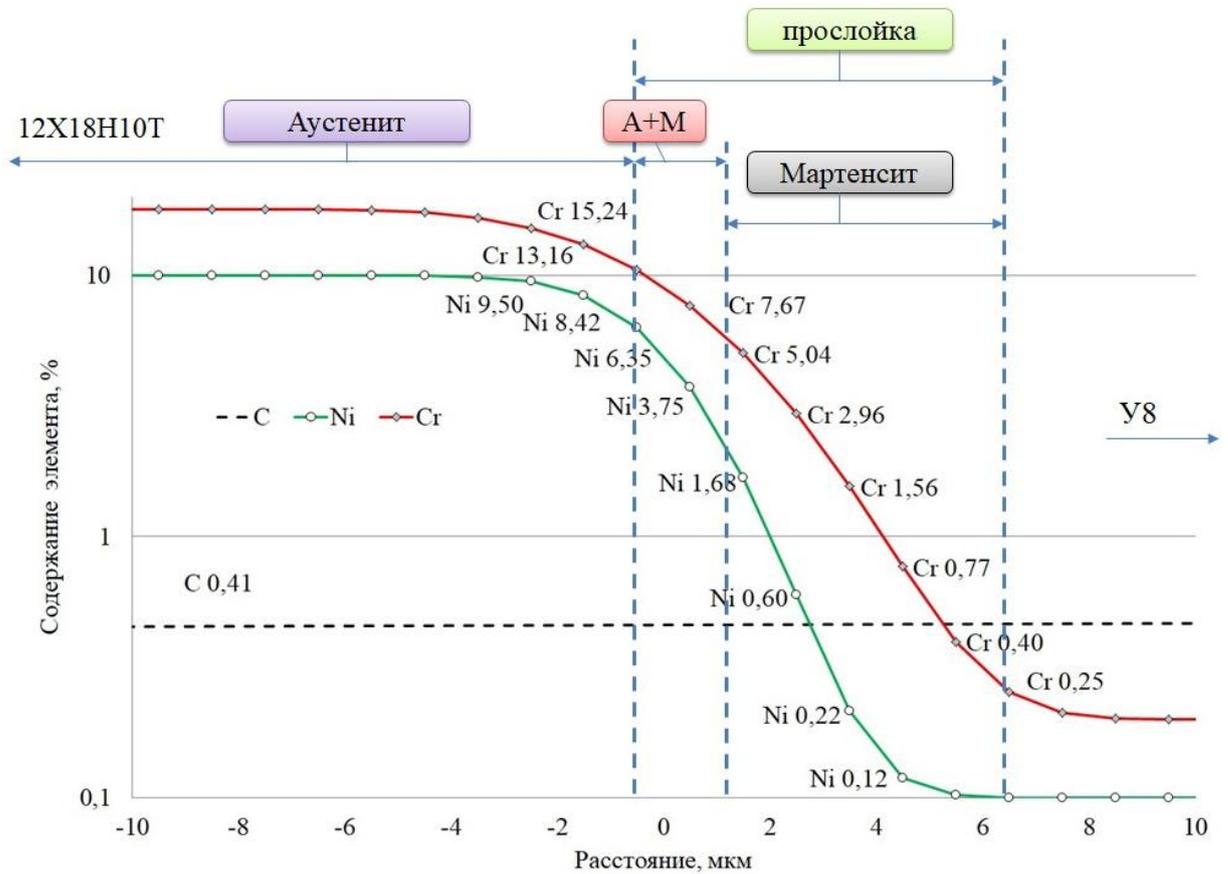


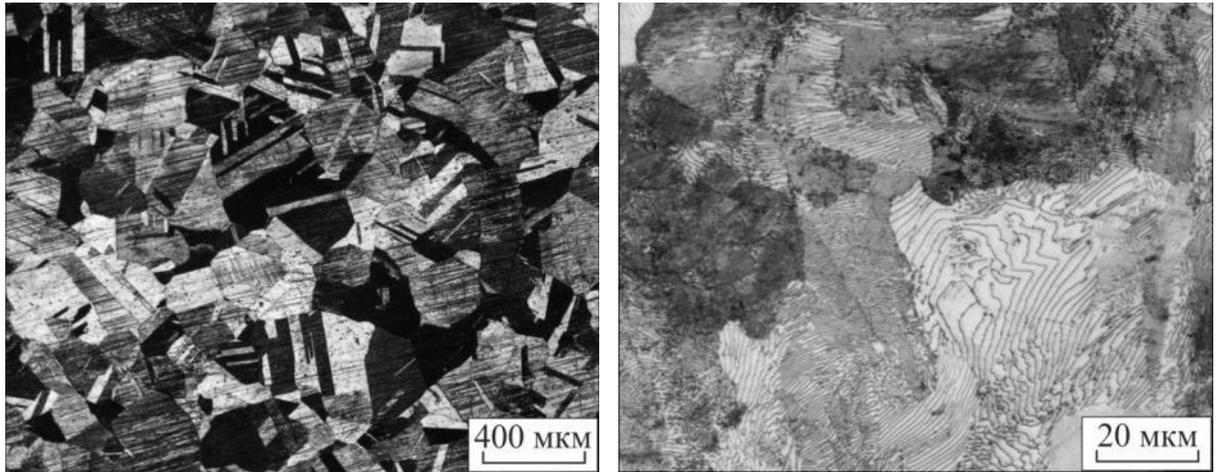
Рисунок 3.4 – Графики изменения концентрации углерода и легирующих элементов в зоне взаимодействия разнородных материалов при максимальных значениях времени и температуры спекания (1100 °С, 25 мин)

диаграммы Шеффлера [72] на полученные данные позволяет сделать вывод о том, что максимальная толщина мартенситной прослойки в переходной области может составлять 5 – 7 мкм. На остальных участках переходной области структура будет той же, что и в исходных сталях.

### **3.2 Особенности микроструктуры и фазового состава в зонах, возникших при спекании разнородных сталей**

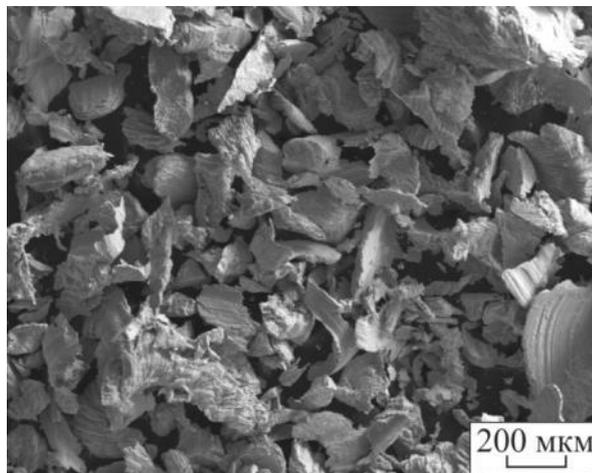
Малое время взаимодействия частиц порошковой смеси, характерное для технологии электроискрового спекания, позволяет регулировать долю возникающей жидкой фазы, а совокупность технологических параметров (давление, сила тока, температура и время спекания) обеспечивает возможность воздействовать на тип образующейся структуры [313-315]. Детальный анализ микроструктуры и фазового состава переходных по химическому составу зон, возникающих при спекании смесей порошков аустенитной и перлитной сталей, а также изучение влияния их на комплекс механических свойств получаемых материалов является одной из актуальных научных задач, решаемых при выполнении диссертационной работы. Широкий набор факторов, определяющих формируемую в реальных условиях структуру, существенно усложняет анализ экспериментальных данных. С учетом этого обстоятельства для выявления и описания процессов структурообразования были использованы методы регрессионного анализа. Такой подход позволил выделить факторы, определяющие характер структурных изменений в процессе спекания материалов, и найти рациональные подходы к проблеме оптимизации структуры переходных областей. Заслуживает внимания также возможность сокращения объема физических экспериментов.

В качестве спекаемых материалов были использованы порошки из сталей У8 и 12Х18Н10Т, находившихся в перлитном и аустенитном состоянии (рисунок 3.5). Полагали, что в процессе нагрева в зонах взаимодействия частиц разнородных сталей за счет активизации диффузионных процессов будут



а

б



в

Рисунок 3.5 – Структура исходных сталей 12Х18Н10Т (а) и У8 (б),  
общий вид полученной смеси частиц (в)

сформированы переходные области, химический состав которых является промежуточным по сравнению со спекаемыми материалами. В пределах этих зон на этапе охлаждения вероятно появление структур, отличных от исходных. Химический состав сталей приведен в таблице 3.2. С целью получения однородной смеси порошки, взятые в равной пропорции, в течение 20 минут перемешивались в планетарной шаровой мельнице *Fritsch Pulverisette 6* при частоте вращения 100 об/мин. В данной смеси более крупными, вытянутыми в процессе пластической деформации, являлись частицы из стали 12X18H10T (размерами до 1000 мкм). Наибольший размер частиц осколочной формы из стали У8 составлял 500 мкм.

Для спекания материалов использовали установку *SPS10-4 Advanced Technology*. Смесь порошков засыпали в токопроводящую графитовую пресс-форму, внутренний диаметр которой составлял 30 мм. С целью исключения взаимодействия пресс-форма и порошок разделялись слоем графитовой бумаги. Температуру фиксировали в отверстии верхнего пуансона (рисунок 3.6). Процесс спекания проводили в течение 5...25 минут при 1000 и 1100 °С. Предварительную подпрессовку порошковой смеси выполняли при 5 МПа. Давление прессования при реализации всех режимов было равным 60 МПа. Спекание материалов проводили в вакууме при токе 910 А. Нагрев осуществляли со средней скоростью 100 °С/мин., охлаждение – со скоростью 450 °С/мин. Выбор технологических режимов был выполнен на основе результатов предварительных экспериментов с учетом данных, приведенных в работе [312]. Высота спеченных компактов составила 4 мм.

Объекты исследования готовили с использованием стандартных технологических процессов шлифования и полирования. Финишное механическое полирование проводили суспензией, функцию абразива в которой выполняли высокодисперсные частицы оксида хрома (III). Структуру спеченных композиций выявляли 5 %-ным раствором азотной кислоты в этиловом спирте, а также смесью соляной и азотной кислот ( $HNO_3$  – 10 мл,  $HCl$  – 5 мл,  $H_2O$  – 6 мл) [316]. Анализ структуры проводили на световом микроскопе *Carl Zeiss*

Таблица 3.2 – Химический состав исходных сталей

Материал	Химический элемент, % вес.						
	<i>C</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Ti</i>	<i>Fe</i>
Сталь 12Х18Н10Т	0,12	17,92	10,1	0,58	1,53	0,85	ост.
Сталь У8	0,76	0,36	-	0,38	0,97	-	ост.

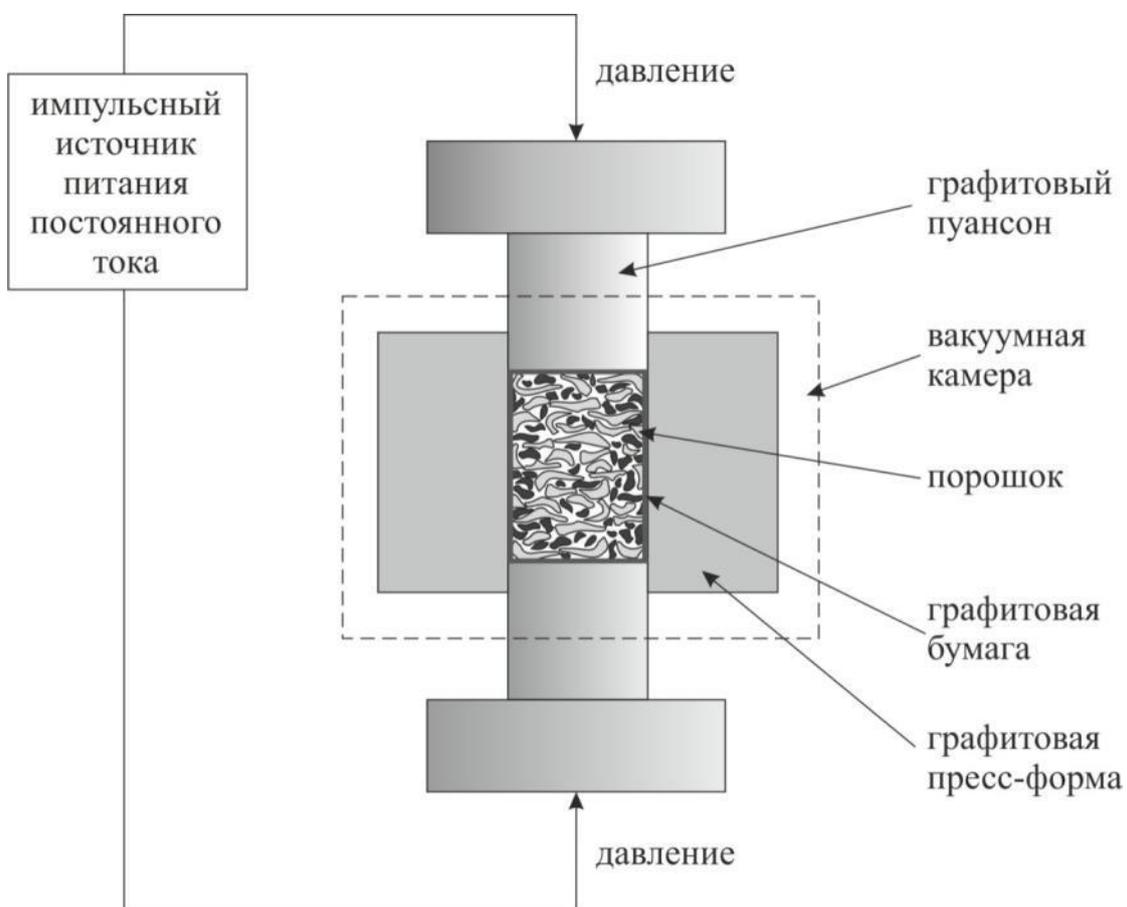


Рисунок 3.6 – Схема электроискрового спекания в пресс-форме, заполненной порошковой смесью

*Axio Observer A1m* и растровом электронном микроскопе *Carl Zeiss EVO 50 XVP*.

Распределение химических элементов в материалах изучали с использованием энергодисперсионного анализатора *INCA*. Микротвердость фаз оценивали методом Виккерса на приборе типа *402MVD Wolpert Group*.

Материал, полученный методом электроискрового спекания смеси порошков разнородных сталей, характеризуется незначительной долей пор (менее 3 %). Распределение легирующих элементов в спеченном композите при сканировании вдоль произвольно выбранной линии представлено на рисунке 3.7. Светлые области на указанном снимке соответствуют исходным частицам легированной стали, более темные – частицам углеродистой стали. Объемные доли разнородных материалов примерно одинаковы. В поперечном сечении структуру полученных образцов можно представить в виде схемы, приведенной на рисунке 3.8 а.

Основными структурными составляющими в центральной зоне образцов являются аустенит и феррит (рисунок 3.8 б). Присутствие феррита объясняется активной диффузией углерода из стали У8 в аустенитную матрицу. В результате такого преобразования вместо колоний пластинчатого перлита в центре спеченного компакта формируется поликристаллическая ферритная структура. Периферийные зоны компактов, взаимодействующие с графитовой бумагой, наоборот, в процессе высокотемпературного нагрева насыщаются углеродом. По этой причине в них формируется структура либо пластинчатого перлита (рисунок 3.8 г), либо пластинчатого перлита в сочетании с кристаллами цементита видманштеттова типа (рисунок 3.9). Для промежуточных зон спеченных образцов характерна феррито-перлитная структура в сочетании с аустенитом, насыщенным углеродом (рисунок 3.8 в).

Состав граничных зон, в пределах которых происходило взаимодействие разнородных сталей, в процессе спекания приобретал промежуточное для этих материалов значение [317]. При охлаждении материала в нем формируется структура аустенито-мартенситного типа

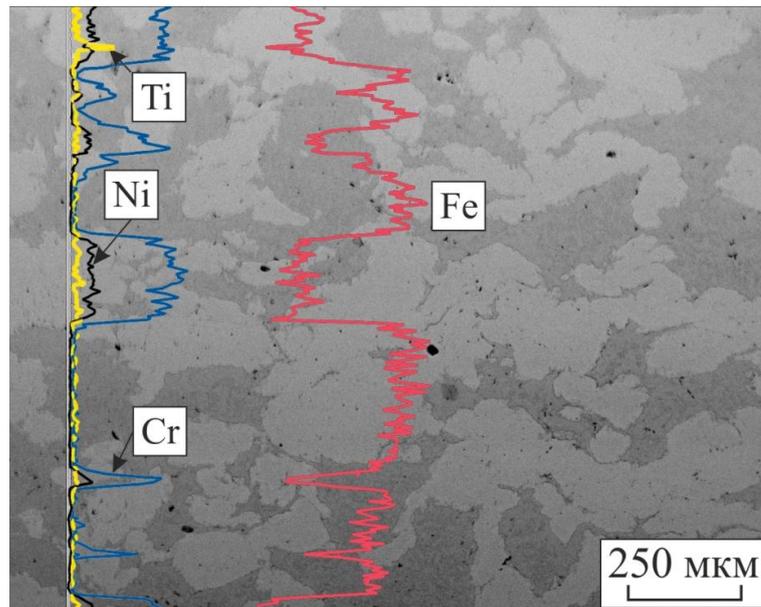


Рисунок 3.7 – Распределение легирующих элементов в материале, полученном методом электроискрового спекания смеси порошков разнородных сталей при максимальных значениях времени и температуры спекания (1100 °С, 25 мин)

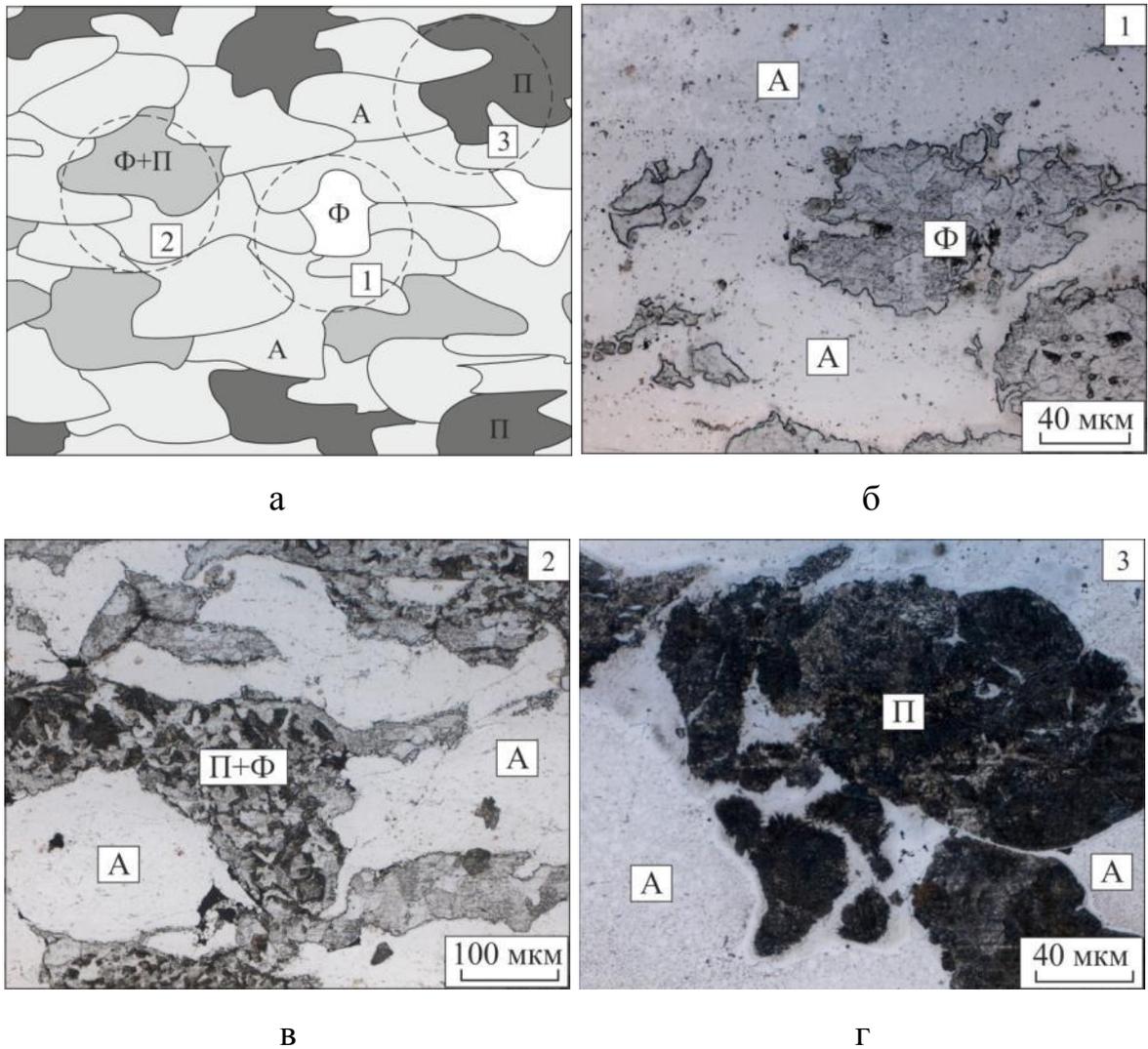
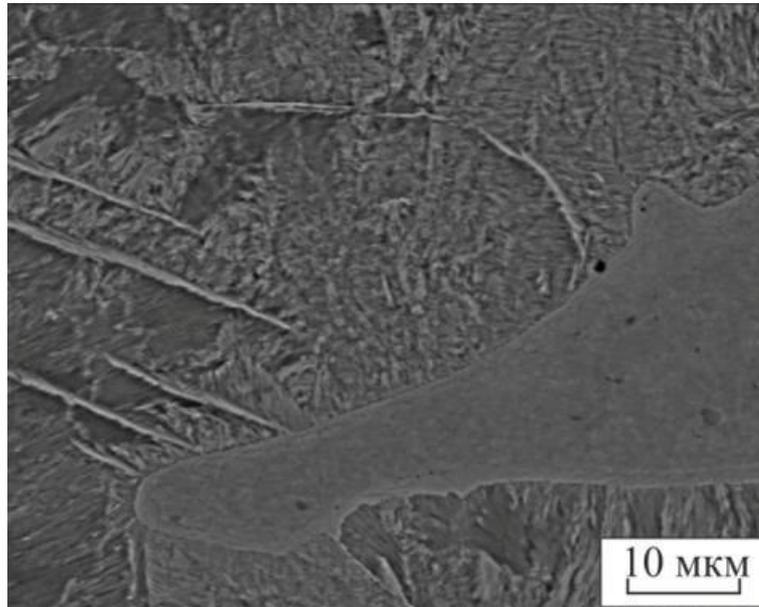
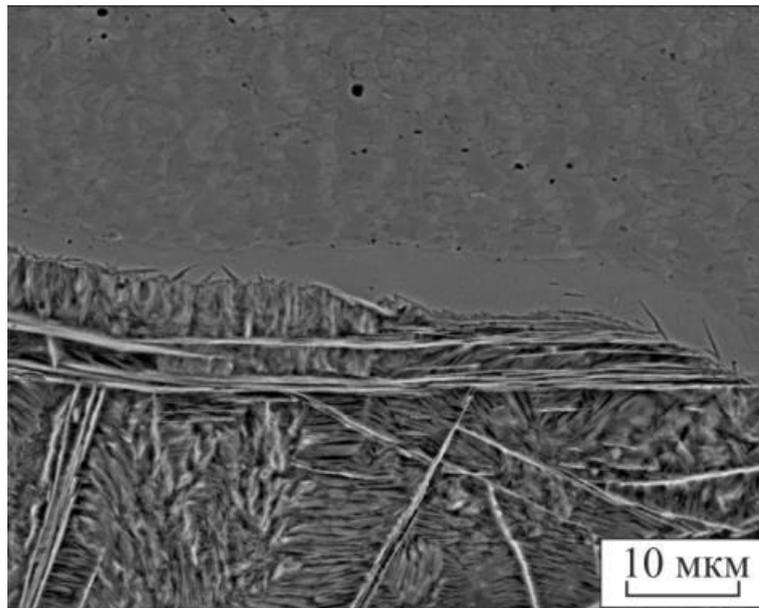


Рисунок 3.8 – Схема строения композиций (в поперечном сечении), полученных методом электроискрового спекания частиц сталей У8 и 12Х18Н10Т (а) и строение материалов в областях 1 (б), 2 (в) и 3 (г).

А – аустенит, П – перлит, Ф – феррит



а



б

Рисунок 3.9 – Строение насыщенных углеродом поверхностных слоев компактов, спеченных при 1100 °С в течение 5 (а) и 25 (б) минут

(рисунок 3.10). По данным микрорентгеноспектрального анализа концентрация хрома в анализируемых зонах достигает 6 – 8 % вес., никеля – 2 – 3 % вес. Такого количества легирующих элементов недостаточно для стабилизации аустенита и по этой причине на стадии охлаждения сплава в нем развивается мартенситное превращение. Для зон, соответствующих исходным частицам хромоникелевой стали, характерно образование мелкодисперсных карбидов. Результатом их присутствия в  $\gamma$ -фазе является стабилизация границ аустенитных зерен и формирование поликристаллической структуры, размер зерен в которой существенно меньше по сравнению с исходной аустенитной сталью.

Размеры зон, характеризующихся промежуточным химическим составом, определяются временем и температурой спекания порошковых смесей (рисунок 3.11). В материалах, спеченных в течение 5 минут при 1000 °С, ширина переходных зон не превышает 10 мкм. При максимальной температуре и времени спекания (1100 °С, 25 минут) их ширина достигает 20 мкм. Среднее значение ширины мартенситных прослоек в аустенито-мартенситных областях составляет 5 мкм (рисунок 3.12), что соответствует результатам математического моделирования. В центральных слоях образцов с микрообъемами феррита, возникшими на месте частиц высокоуглеродистой стали, также формируются переходные зоны с аустенито-мартенситным строением (рисунок 3.13).

Результаты рентгенофазового анализа исходных и спеченных материалов представлены на рисунке 3.14. Наиболее существенной особенностью, характерной для спеченных материалов, является формирование карбидных частиц типа  $(Cr,Fe)_7C_3$ . В смеси, выдержанной при 1000 °С в течение 5 минут, эта фаза не зафиксирована. Исследования тонкой структуры спеченных образцов, выполненные методом просвечивающей электронной микроскопии, показали, что средний размер аустенитных зерен составляет 1,5 мкм (рисунок 3.15). Результаты энергодисперсионного анализа частиц, сформировавшихся в пределах микрообъемов хромоникелевой стали, свидетельству-

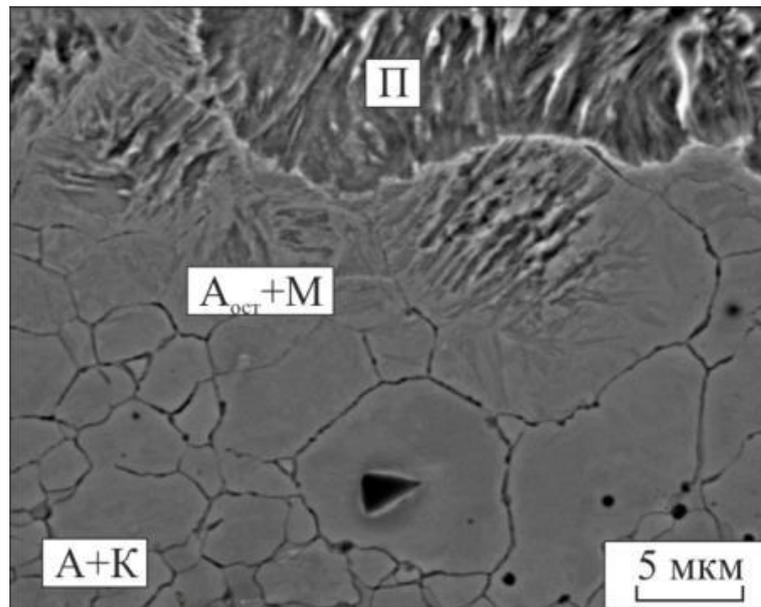


Рисунок 3.10 – Аустенито-мартенситные области на границе взаимодействия разнородных сталей.  $A_{\text{ост}}$  – остаточный аустенит, А – аустенит, К – карбиды, П – перлит, М – мартенсит

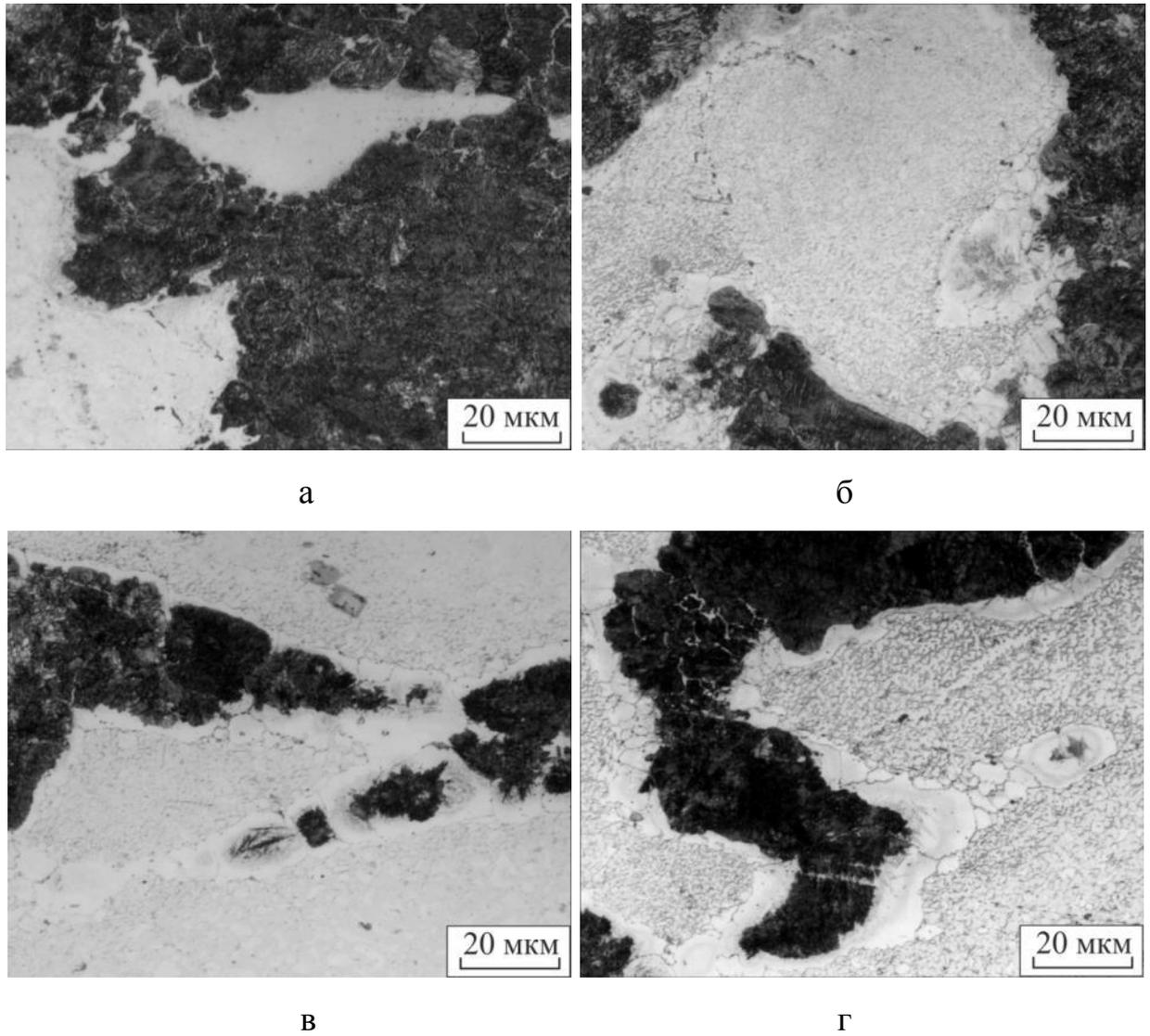
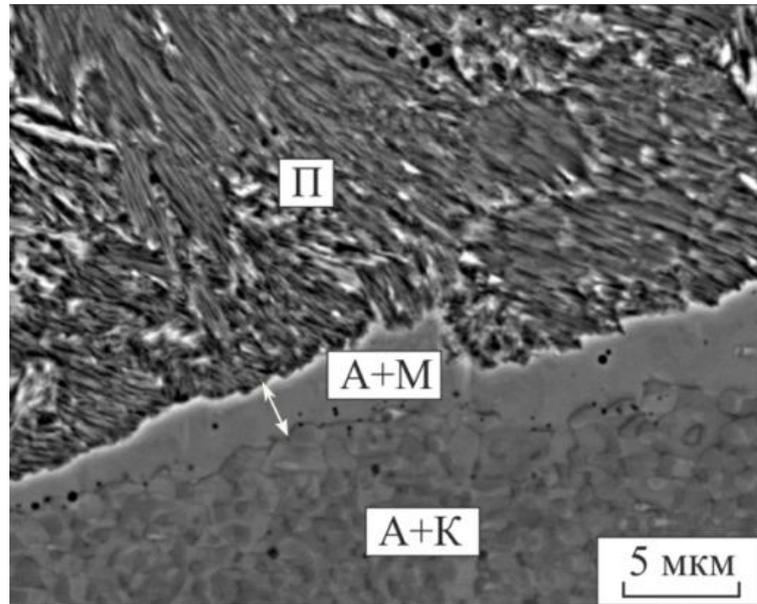
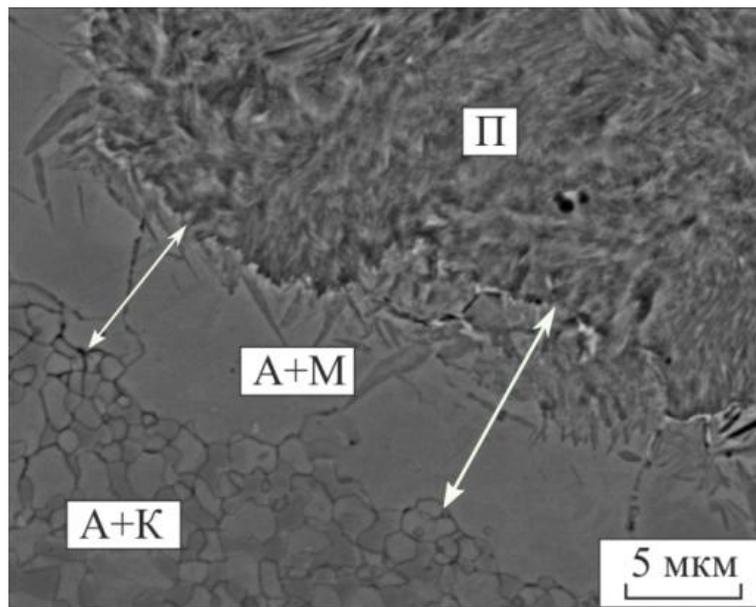


Рисунок 3.11 – Переходные зоны, возникшие при спекании частиц из сталей У8 и 12Х18Н10Т в течение 5 минут при 1000 °С (а), 25 минут при 1000 °С (б), 5 минут при 1100 °С (в), 25 минут при 1100 °С (г)



а



б

Рисунок 3.12 – Переходные зоны, сформированные в процессе спекания разнородных материалов при 1100 °С в течение 5 минут (а) и 25 минут (б).

А – аустенит, М – мартенсит, П – перлит, К – карбид

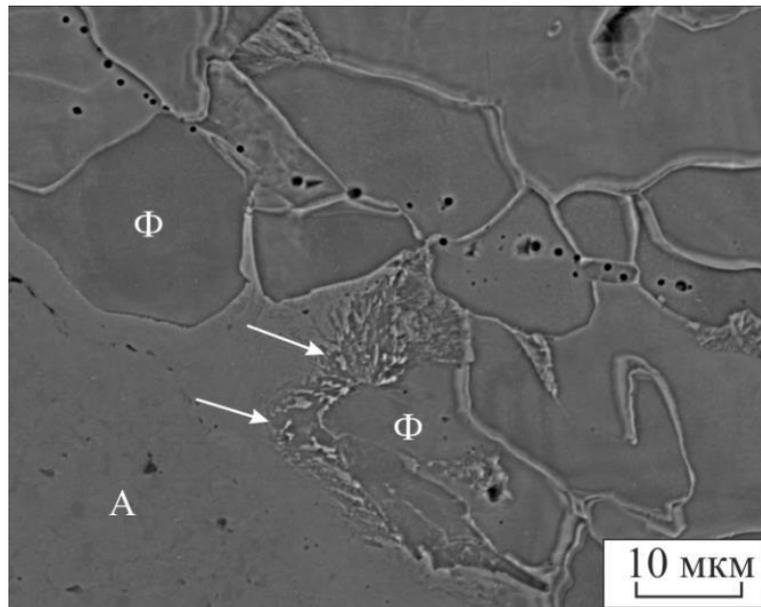


Рисунок 3.13 – Переходная зона со структурой мартенсита (указана стрелками) между объемами разнородных материалов в центральной части спеченного образца. Ф – феррит, А – аустенит

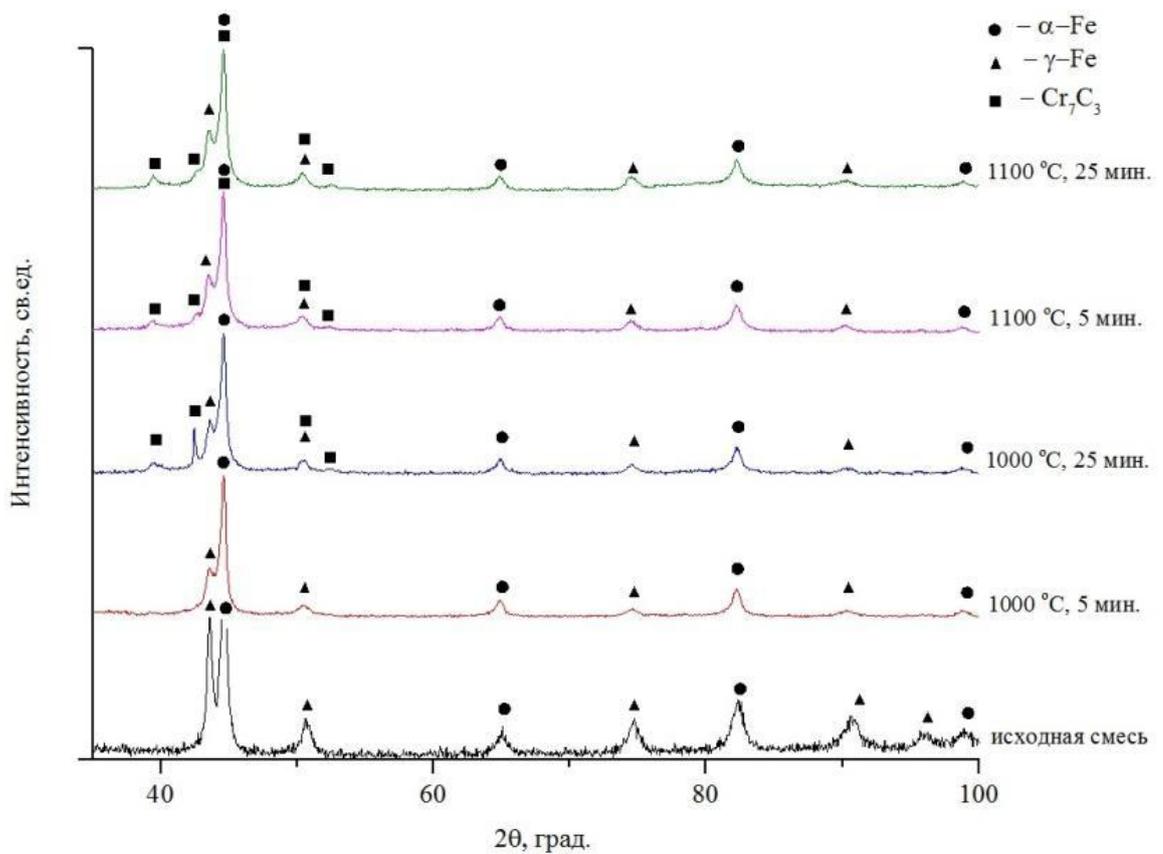
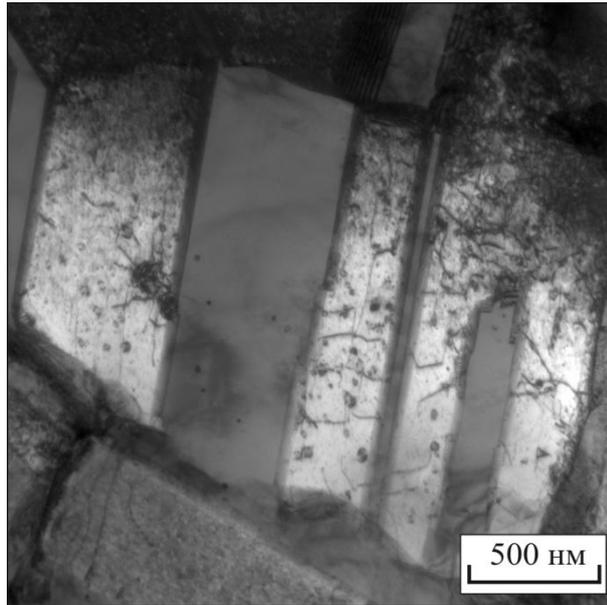
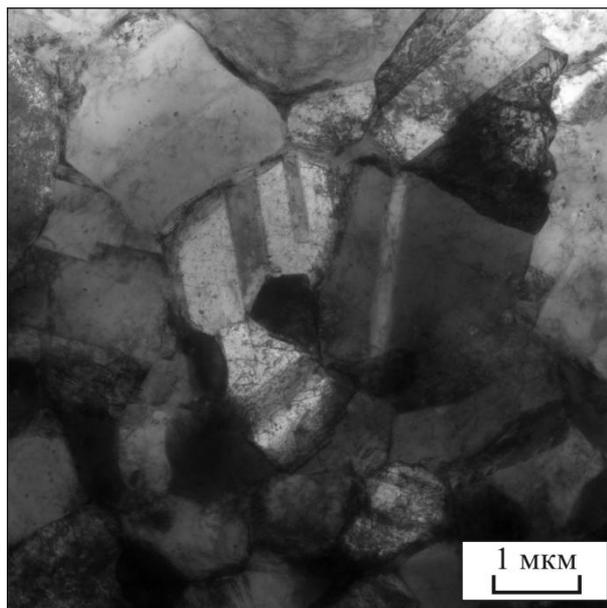


Рисунок 3.14 – Рентгенограммы исходной порошковой смеси и материалов, полученных при электроискровом спекании частиц из сталей У8 и 12Х18Н10Т



а



б

Рисунок 3.15 – Тонкое строение микрообъемов аустенита в материале, полученном электроискровым спеканием частиц из сталей У8 и 12Х18Н10Т:  
а – зеренное строение сплава с выделившимися по границам карбидами,  
б – двойники в аустенитном зерне

ют о том, что они представляют собой карбид типа  $(Cr,Fe)_7C_3$ . Размеры образовавшихся карбидов не превышают 1 мкм.

Микротвердость разнородных по составу и строению микрообъемов спеченного материала существенно отличается. Минимальные значения твердости (150 - 170 *HV*) соответствуют ферриту, возникшему на месте частиц углеродистой стали. Микротвердость пластинчатого перлита составляет 300 - 350 *HV*. Максимальный уровень микротвердости зафиксирован в переходных областях со структурой мартенсита (600 - 900 *HV*). Локальное выделение множества карбидных частиц объясняет повышенный уровень твердости (500 - 650 *HV*), зафиксированный при анализе некоторых микрообъемов хромоникелевого сплава.

С целью минимизации количества физических экспериментов была проведена статистическая обработка экспериментальных данных. Полученные модели необходимы для интерпретации наблюдаемых закономерностей. Параметром, который фиксировали при изучении всех спеченных материалов, являлось среднее значение толщины переходного слоя между разнородными по составу сталями. Общее число подвергнутых анализу участков (*N*) составило 61. Для измерений выбирались участки с прямолинейными границами раздела между разнородными областями. Первичный анализ полученных данных, в частности значений среднеквадратического отклонения (СКО), представленных в таблице 3.3, свидетельствует о существенном разбросе толщины прослоек. Аналогичные выводы можно сделать также на основании результатов, приведенных на рисунке 3.16. Отмеченное обстоятельство указывает на неоднородность экспериментальных данных, поэтому использование традиционных методов построения регрессионных моделей дает ненадежные результаты. Неоднородность количественных данных могла быть вызвана как гетероскедастичностью<sup>1</sup>, так и малым объемом выборки. Учитывая отмеченные обстоятельства, для идентификации зависимости

---

<sup>1</sup> Гетероскедастичность - неоднородность наблюдений, выражающаяся в непостоянной дисперсии случайной ошибки регрессионной модели

средней толщины прослойки образцов ( $y$ ) от времени ( $x_1$ ) и температуры спекания ( $x_2$ ) было решено отказаться от классического метода наименьших

Таблица 3.3 – Среднеквадратическое отклонение толщины прослоек, измеренных на спеченных образцах

Температура,	1000 °С					1100 °С				
Время, с	5	10	15	20	25	5	10	15	20	25
СКО	0,43	0,84	0,45	1,69	2,09	1,60	1,63	1,43	2,77	3,37

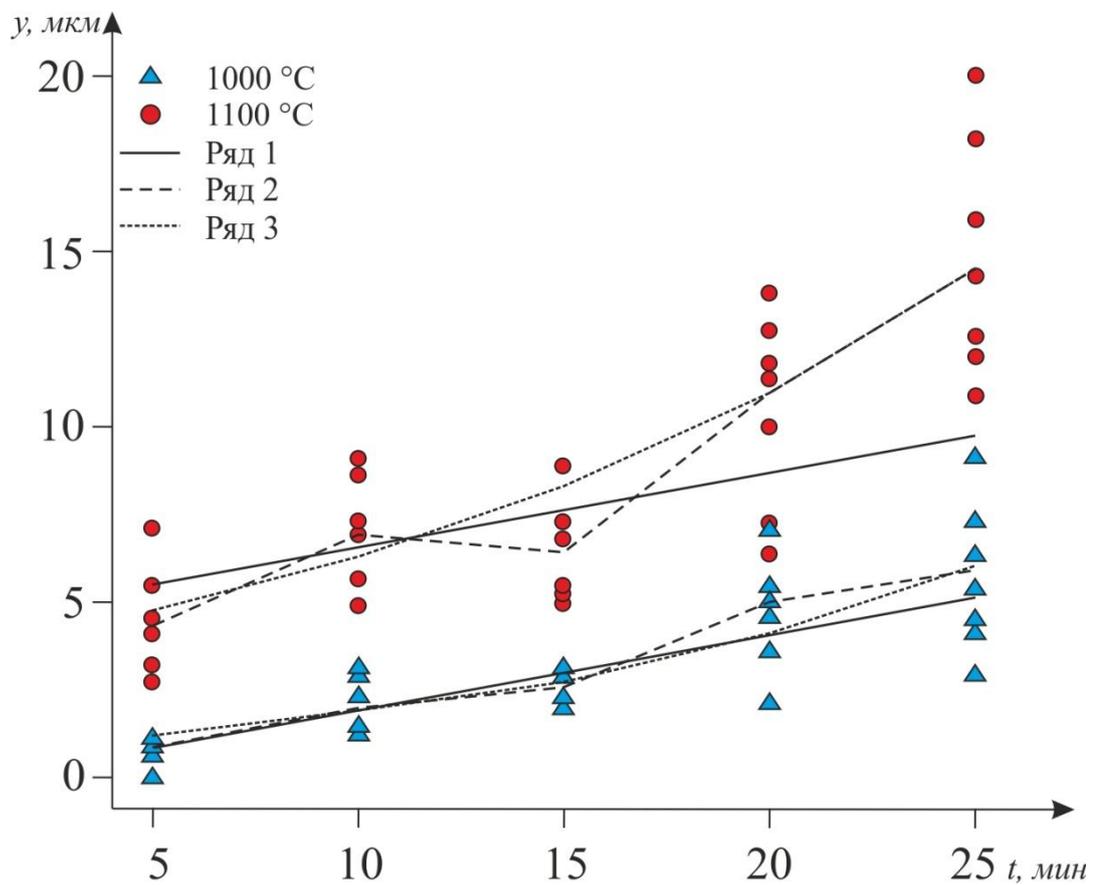


Рисунок 3.16 – Значения толщины переходных зон ( $y$ ) при различных условиях спекания сталей У8 и 12Х18Н10Т. Ряд 1 – см. зависимость (3.4), ряд 2 – зависимость (3.5), ряд 3 – зависимость (3.6)

квадратов в пользу адаптивных и устойчивых методов оценивания, в качестве которых были выбраны метод, основанный на обобщенном лямбда-распределении [318], и метод усеченных наименьших квадратов [319]. На первом этапе регрессионное уравнение было представлено в достаточно простом линейном виде<sup>2</sup>:

$$y_i = \theta_0 + \theta_1 x_{i1} + \theta_2 x_{i2} + \varepsilon_i, \quad (3.4)$$

где  $y_i$  – значения средней толщины прослойки для  $i$ -го образца,  
 $x_{i1}$  и  $x_{i2}$  – значения времени и температуры спекания для  $i$ -го образца соответственно,  
 $\theta_0, \theta_1, \theta_2$  – неизвестные параметры, подлежащие оцениванию,  
 $\varepsilon_i$  – статистически независимые случайные величины (ошибки), относительно которых предполагается выполнение ряда хорошо известных условий [320].

Результаты идентификации, представленные на рисунке 3.16 (ряд 1), не позволяют сделать вывод о приемлемом качестве описания наблюдаемых закономерностей. Другими словами, уравнение (3.4) весьма условно описывает характер наблюдаемой зависимости, отражая лишь общую тенденцию. Прежде всего, для ослабления эффекта гетероскедастичности было решено перейти к логарифмированным значениям отклика, т.е. вместо параметра  $y$  использовать значения  $\tilde{y} = \ln(y)$ . Далее была проведена нормировка всех полученных значений на стандартную ошибку  $\tilde{y}$ .

Коррекции была подвергнута и спецификация регрессионной модели, в которую было решено ввести эффект взаимодействия, обусловленный комплексным воздействием температуры и времени спекания. В результате была получена модель вида:

$$\tilde{y}_i = \theta_0 + \theta_1 x_{i1} + \theta_2 x_{i2} + \theta_3 x_{i1} x_{i2} + \varepsilon_i, \quad (3.5)$$

где  $\theta_0, \theta_1, \theta_2, \theta_3$  – неизвестные параметры, подлежащие оцениванию.

<sup>2</sup> Работа выполнена совместно с д.т.н., профессором Тимофеевым В.С.

Кроме того, был рассмотрен альтернативный вариант спецификации регрессионного уравнения, основанный на идеях дисперсионного анализа:

$$\tilde{y}_{ijk} = \mu + \alpha_i + \beta_j + \gamma_{ij} + \varepsilon_{ijk}, \quad (3.6)$$

где  $\mu$  – генеральное среднее,

$\alpha_i$  – главный эффект  $i$ -го уровня времени спекания,

$\beta_j$  – главный эффект  $j$ -го уровня температуры,

$\gamma_{ij}$  – эффект взаимодействия,

$y_{ijk}$  –  $k$ -ое наблюдаемое значение средней толщины диффузионного слоя для  $i$ -го уровня времени спекания и  $j$ -го уровня температуры,

$\varepsilon_{ijk}$  – ошибки наблюдения, относительно которых также предполагается выполнение ряда известных условий [320].

При использовании усеченного метода наименьших квадратов варьировался размер оценочного подмножества. Наилучшие результаты идентификации были получены для размера оценочного подмножества  $0,95N$ , что подтвердило предположение о наличии в исходных данных некоторого числа ошибок наблюдений и целесообразности применения устойчивого метода. Наиболее качественные результаты идентификации моделей (3.5) и (3.6) представлены на рисунке 3.16 (ряд 2, ряд 3). При этом для модели (3.5) зависимость, представленная на рисунке 3.16, была получена на основе адаптивного метода, а для модели (3.6) – на основе метода усеченных наименьших квадратов.

Следует отметить, что модель, описанную зависимостью (3.5), можно рассматривать как основу для дальнейшего анализа, позволяющую оценивать структуру переходных областей с целью ее оптимизации. С использованием этой модели возможна оценка значений толщины прослойки и для не анализируемых в экспериментальной части данной работы значений температуры и времени спекания. Полученное уравнение имеет вид:

$$y = 3,6913 \cdot 10^{-7} \exp(0,3171x_1 + 0,01463x_2 - 0,00024x_1x_2) \quad (3.7)$$

Модель (3.6) целесообразно использовать для качественного анализа и интерпретации наблюдаемых закономерностей. Поскольку зависимость (3.6) представляет собой модель дисперсионного анализа, то интерпретация результатов возможна лишь в терминах функций, допускающих оценку (ФДО) [320]. Полученные значения оценок ФДО, представленных в виде парных сравнений, приведены в таблице 3.4. Анализ зафиксированных результатов позволяет сделать вывод о том, что увеличение температуры спекания от 1000 °С до 1100 °С приводит в среднем к росту толщины аустенито-мартенситной прослойки в 2,45 раза. Максимальное увеличение этого структурного параметра соответствует изменению времени спекания от 5 до 10 минут и составляет 3,38 раза, а минимальное – (1,33 раза) достигается при изменении времени от 20 до 25 минут [321].

Таблица 3.4 – Оценки ФДО, представленных в виде парных сравнений

ФДО	$\alpha_1 - \alpha_5$	$\alpha_2 - \alpha_5$	$\alpha_3 - \alpha_5$	$\alpha_4 - \alpha_5$	$\beta_1 - \beta_2$
Значение	-1,2183	-0,7404	-0,8181	-0,2830	-0,8978

### 3.3 Исследование тонкой структуры зон, формирующихся при электроискровом спекании разнородных сплавов

Как было отмечено выше, в результате кратковременного электроискрового спекания смеси частиц хромоникелевой и высокоуглеродистой сталей формируется сложная гетерофазная структура (рисунок 3.8). В основе структурных преобразований, происходящих в зонах спекания разнородных по составу частиц, лежат процессы перераспределения углерода и легирующих элементов. Атомы углерода диффундируют из частиц высокоуглероди-

стой стали в контактирующие с ними частицы хромоникелевой стали; в противоположном направлении перемещаются хром и никель.

В возникающей при этом структуре можно выделить три зоны (рисунок 3.17). Первая (*I*) и третья (*III*) зоны соответствуют исходным углеродистой и хромоникелевой сталям с небольшими изменениями. Между ними располагается зона *II* переменного химического состава. Структура первой зоны представляет пластинчатый перлит в сочетании с ферритом либо цементитом. Основными структурными составляющими третьей зоны являются мелкозернистый аустенит с выделениями карбидных частиц. Переходная зона *II* характеризуется промежуточным между зонами *I* и *III* химическим составом. В связи с кратковременностью высокотемпературного воздействия переходная зона имеет относительно небольшие размеры. По данным структурных исследований ее максимальная толщина не превышает 20 мкм. Методом просвечивающей электронной микроскопии в переходной зоне зафиксированы зерна аустенита и кристаллы мартенсита.

В процессе электроискрового спекания анализируемых сталей формируется структура, содержащая микрообъемы, в которых легированный аустенит граничит с колониями пластинчатого перлита (рисунок 3.17). Анализ этих микрообъемов позволяет сделать вывод о формировании структуры, которая аналогична той, что возникает при стыковой контактной сварке высокоуглеродистой и хромоникелевой сталей. При этом в отличие от стыковой контактной сварки, характеризующейся узкими зонами взаимодействия разнородных материалов, при спекании множества частиц сталей формируется гетерофазная структура с гораздо большей объемной долей анализируемых областей. Эта особенность дает возможность многократно увеличить объем экспериментальных данных, позволяющих сделать выводы о деталях тонкого строения переходных зон.

Во время исследования приграничных микрообъемов (граница зон *I* и *II* на рисунке 3.17) были зафиксированы колонии пластинчатого перлита, в которых, кроме феррита и цементита, присутствовали также микрообъемы

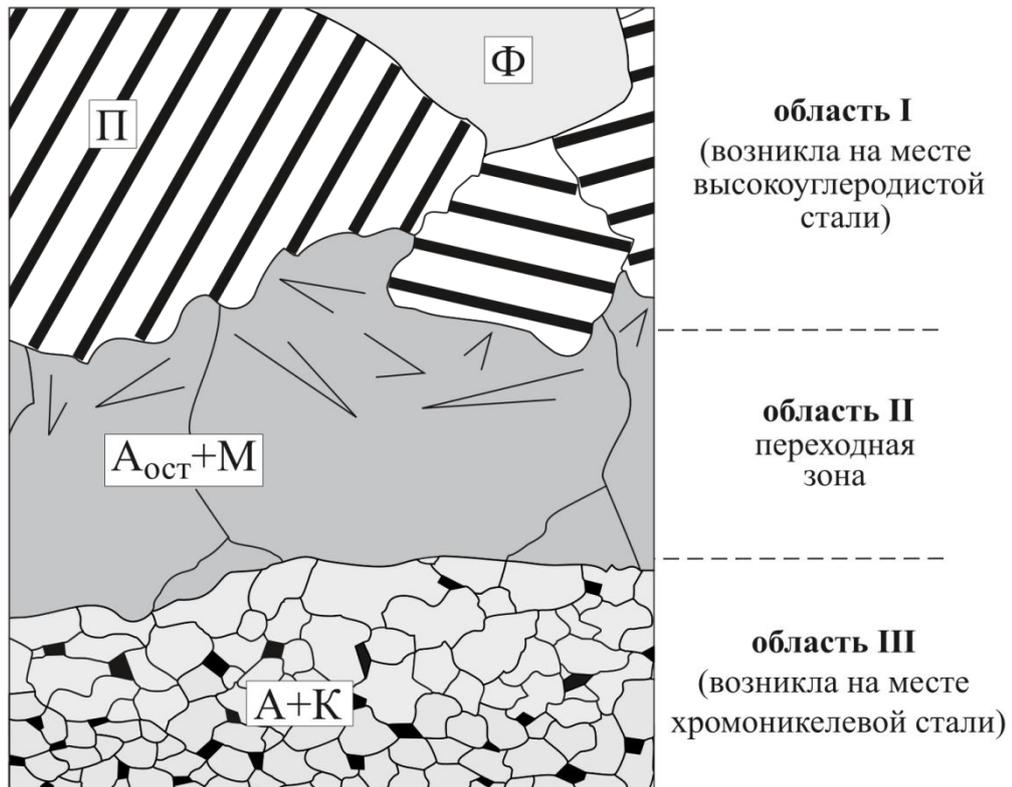


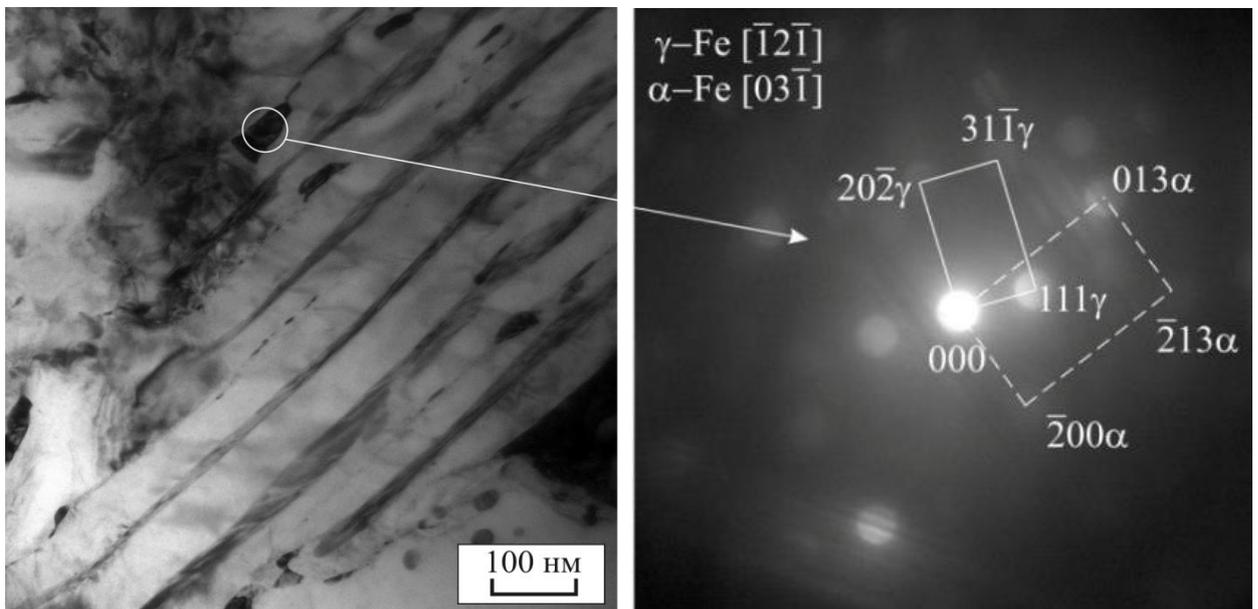
Рисунок 3.17 – Схематическое представление зоны взаимодействия разнородных сталей. А – аустенит,  $A_{\text{ост}}$  – остаточный аустенит, Ф – феррит, М – мартенсит, П – перлит, К – карбиды

аустенита. Следует подчеркнуть, что, несмотря на огромный объем проведенных ранее исследований структуры перлита, в последнее время периодически выявляются новые детали формирования феррито-цементитной смеси в сталях различного химического состава [322-326].

Зафиксированная в работе особенность заключается в том, что на стадии охлаждения сплава аустенит сохраняется либо в виде тонких непрерывных или прерывистых прослоек, либо в виде компактных островков (рисунок 3.18). Эти детали тонкого строения механической смеси можно отчетливо наблюдать на темнопольном изображении, полученном в рефлексе аустенита (рисунок 3.18 в). Толщина прослоек составляет не более 7 нм, максимальная длина – 95 нм, расстояние между прослойками – от 7 до 20 нм. Островки располагаются неравномерно. Их максимальная толщина составляет 40 нм, длина – 85 нм. Конечную структуру в направлении, перпендикулярном цементитным пластинам, можно описать как последовательность фаз: цементит – феррит – аустенит – феррит – цементит и т.д. Ранее этот эффект, обнаруженный нами, был описан в разделе 2.2.2.

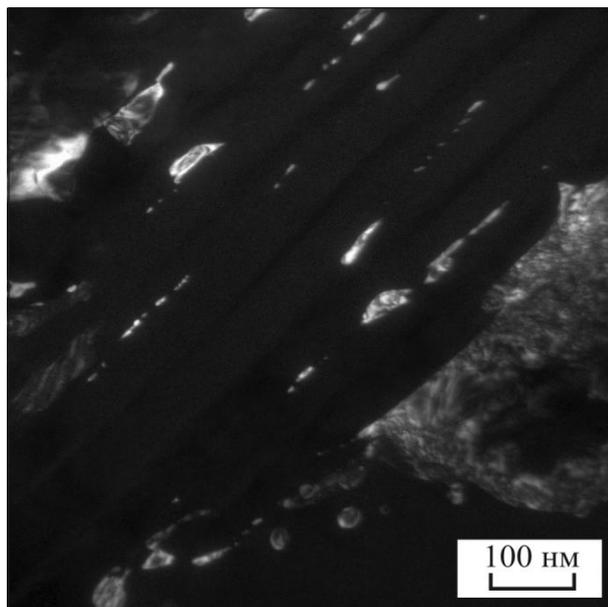
Устойчивость легированного аустенита существенно выше, чем нелегированного, поэтому его распад с образованием структуры перлита происходит при значительном переохлаждении сплава. Соответственно следует ожидать снижение значений межпластинчатого расстояния и толщины цементитных пластин. Именно такая картина наблюдается в приграничных (зоны I и II) микрообъемах: межпластинчатое расстояние в перлите составляет примерно 100 нм, тогда как в исходной стали У8 значение этого параметра достигало почти 1 мкм. Это является косвенным подтверждением распада легированного аустенита при пониженных температурах (примерно при 570 - 580 °С) [327].

Особое внимание следует обратить на форму фронта, отделяющего зону с аустенитной (аустенито-мартенситной) структурой от зоны с перлитным строением (рисунок 3.19, 3.20). В местах сопряжения аустенита и феррита граница  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения существенно отстает от границы  $\gamma \rightarrow Fe_3C$ . Харак-



а

б



в

Рисунок 3.18 – Пластинчатый перлит с прерывистыми прослойками аустенита в ферритных промежутках (а), дифракционная картина с расшифровкой от области, обозначенной окружностью (б), темнопольное изображение анализируемого участка в рефлексе (111) $\gamma$  (в)

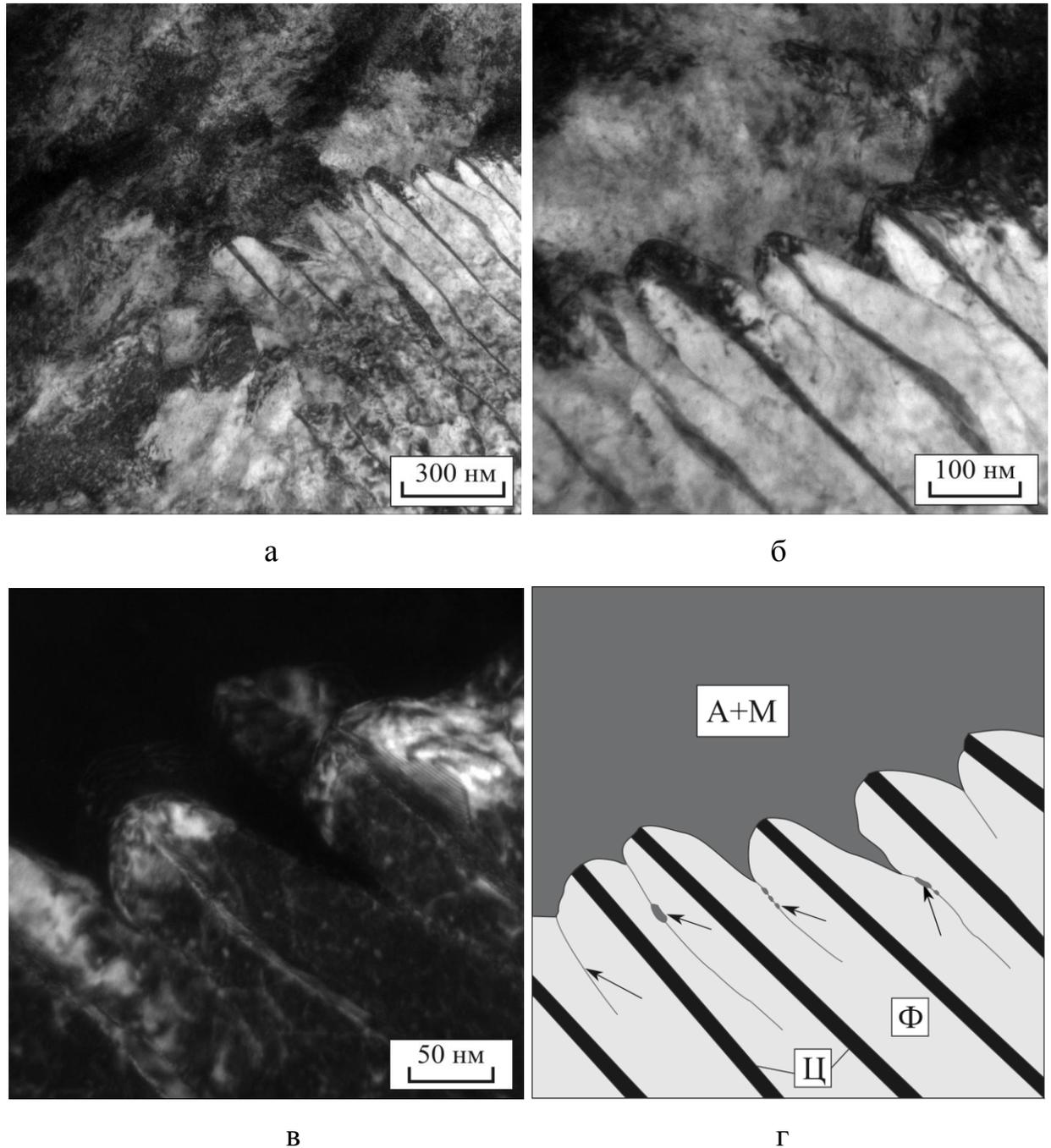


Рисунок 3.19 – Зона сопряжения аустенито-мартенситной и перлитной структуры (а-в) и ее схема (г). Стрелками указаны аустенитные прослойки в ферритных промежутках перлита: а, б – съемка в светлом поле, в – съемка в темном поле

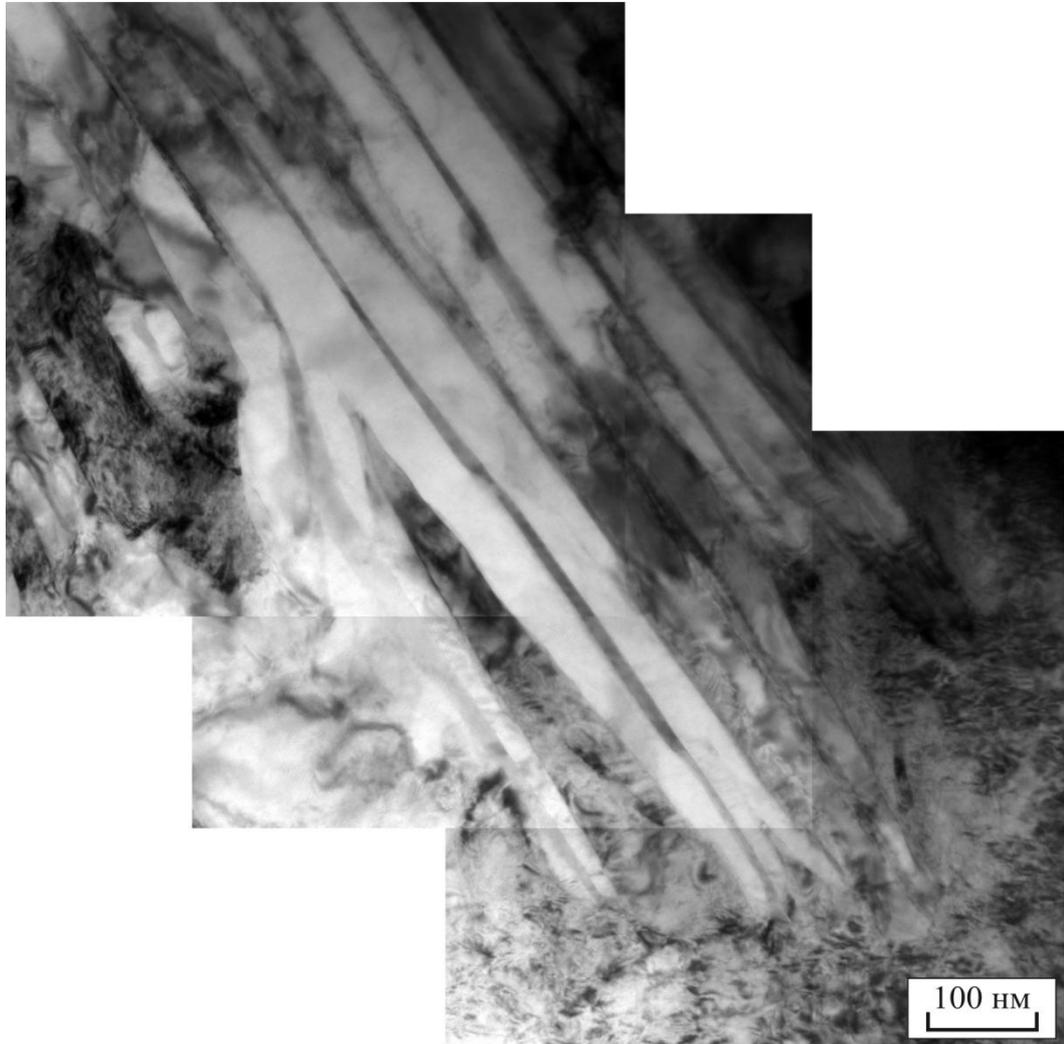
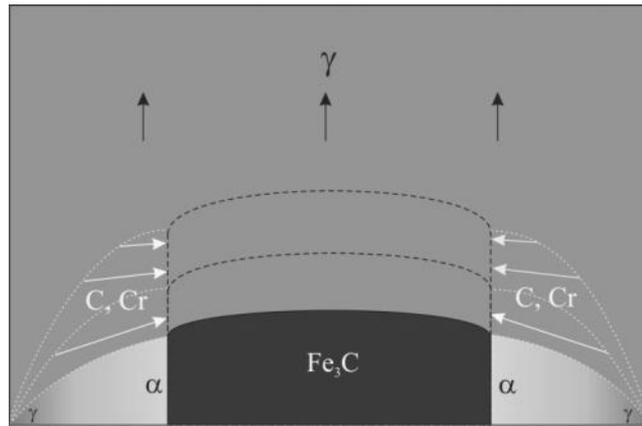


Рисунок 3.20 – Светлопольное изображение зоны сопряжения микрообъемов с аустенито-мартенситной и перлитной структурой

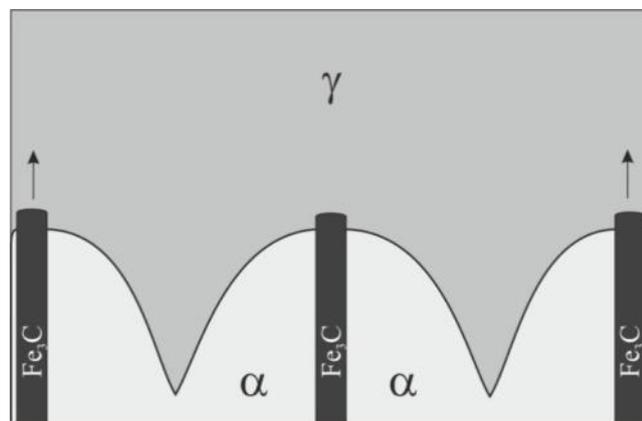
тер полиморфного превращения таков, что микрообъемы аустенита приобретают форму заостренных клиньев, внедрившихся в феррит в промежутке между цементитными пластинами. Глубина, на которую аустенитные «клинья» проникают в ферритные прослойки, соизмерима с межпластинчатым расстоянием в перлите ( $\sim 50 \dots 150$  нм). Однако в некоторых случаях она составляет 450 нм (рисунок 3.20). Отмеченная особенность свидетельствует о повышенной стабильности легированного аустенита и неоднородности тонкой структуры, формирующейся в промежутках между цементитными пластинами [328].

Основная причина замедления скорости перемещения межфазных границ в зоне ферритных промежутков связана с повышенным содержанием легирующих элементов в данных микрообъемах [238, 329, 330]. Возможный механизм формирования пластинчатой структуры из высоколегированного аустенита схематически представлен на рисунке 3.21. Этап, отраженный на рисунке 3.21 а, соответствует продвижению цементитной пластины в аустенитную матрицу. Таким образом, между растущими в продольном направлении цементитными пластинами находится высоколегированный аустенит. В процессе охлаждения образца углерод и легирующие элементы, в частности хром, диффундируют из межпластинчатого пространства к цементитным пластинам, постепенно увеличивая их толщину. Чем короче путь диффузии, т.е. чем меньше расстояние до цементитной пластины, тем быстрее аустенит обедняется легирующими элементами и углеродом. В результате снижения концентрации отмеченных элементов стабильность аустенита снижается и происходит его преобразование в  $\alpha$ -фазу.

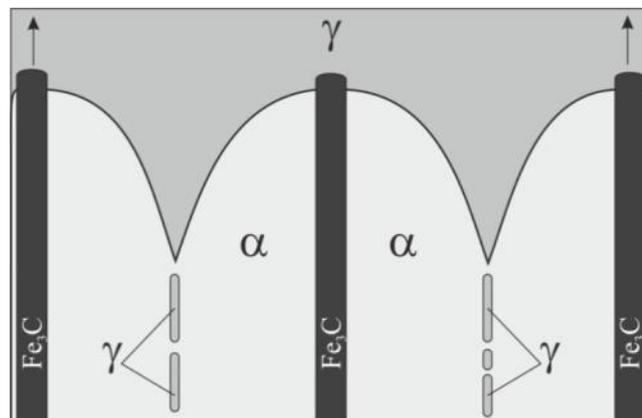
При реализации этой схемы аустенит наиболее стабилен в середине ферритного промежутка. Очевидно, что при постепенном продвижении цементитных пластин вглубь аустенитной матрицы фронт превращения должен приобретать форму клина, обращенного острием вглубь ферритной прослойки (рисунок 3.21 б). Описанный механизм предполагает возможность стабилизации микрообъемов остаточного аустенита в середине ферритных проме-



а



б



в

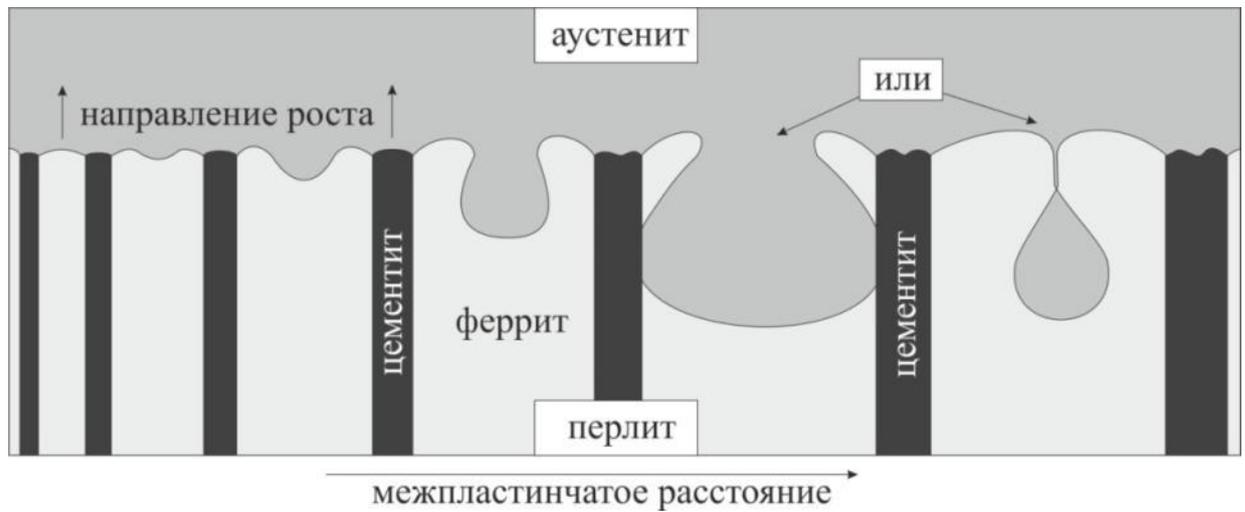
Рисунок 3.21 – Модель формирования гетерофазной пластинчатой структуры из высоколегированного аустенита: а – перераспределение углерода и легирующих элементов в аустените, б –  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращение в зонах с пониженной концентрацией углерода и легирующих элементов, в – стабилизация микрообъемов аустенита в ферритных промежутках

жутков. Наиболее высокой вероятностью сохранения легирующих элементов и углерода, а, следовательно, стабилизации остаточного аустенита, обладают микрообъемы аустенита, равноотстоящие от соседних цементитных пластин (рисунок 3.21 в). В то же время, стабилизация островков легированного аустенита в ферритных промежутках может происходить под действием сжимающих напряжений, возникших в результате  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения окружающих объемов.

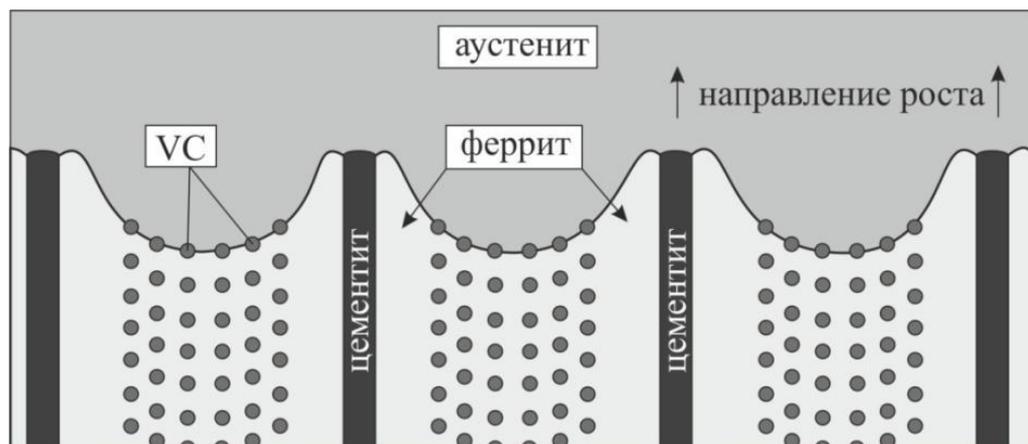
В литературе рассматриваются два варианта структурных преобразований, соответствующих отставанию фронта «аустенит – феррит» и образованию между цементитными пластинами своеобразных аустенитных «карманов» [245, 251]. Один из этих вариантов проанализирован в работе *B.E. Sundquist* [245]. По данным, представленным в ней, фронт превращения с локальными участками в форме провалов («карманов») может возникать при образовании феррито-цементитной смеси с увеличенным межпластинчатым расстоянием (рисунок 3.22 а).

Во втором, описанном в литературе случае, отставание фронта «аустенит – феррит» обусловлено тормозящим влиянием наноразмерных карбидных частиц  $VC$  (рисунок 3.22 б), выделяющихся при формировании перлита в углеродистой стали, легированной ванадием ( $Fe-0,5V-0,76C$ ) [251]. Следует, однако, подчеркнуть, что в обоих отмеченных случаях, несмотря на формирование в промежутках между цементитными пластинами "карманов" аустенита, в итоге образуется двухфазная феррито-цементитная структура, соответствующая определению колонии пластинчатого перлита. То есть после завершения полиморфного превращения внутри перлитных колоний микрообъемов аустенита не остается.

Кроме отмеченных особенностей при взаимодействии частиц разнородных материалов реализуется механизм смешанного полиморфного превращения, результатом которого является образование и перлита, и мартенсита. Например, на рисунке 3.23 а представлено светлопольное изображение перлитной колонии, отдельные цементитные пластины которой окружены

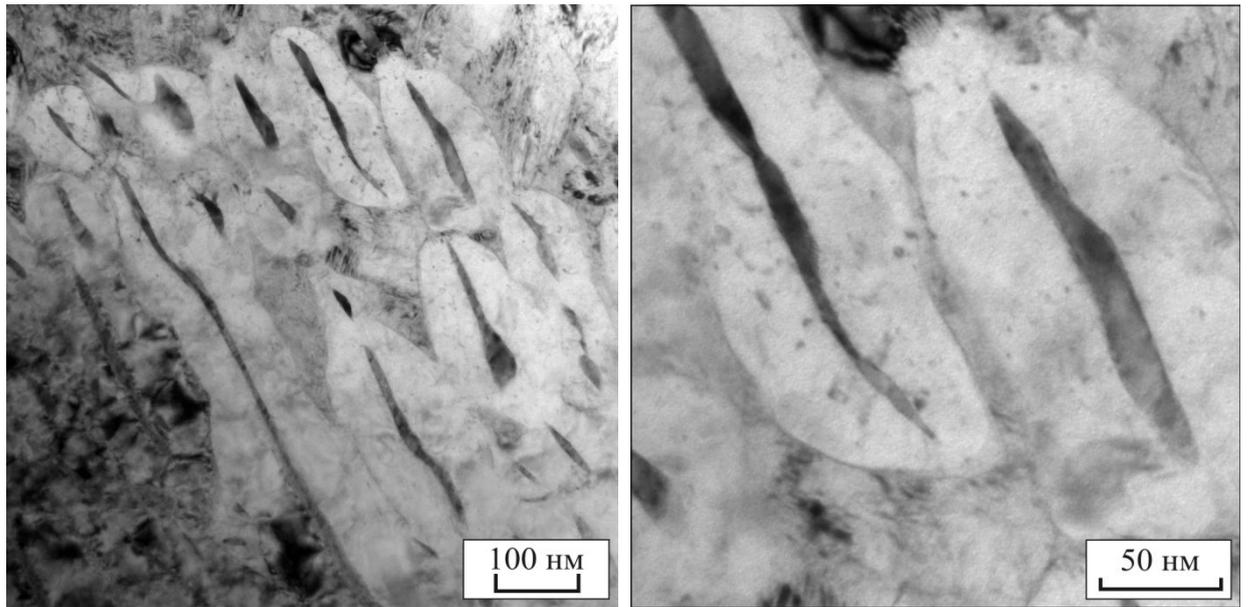


а



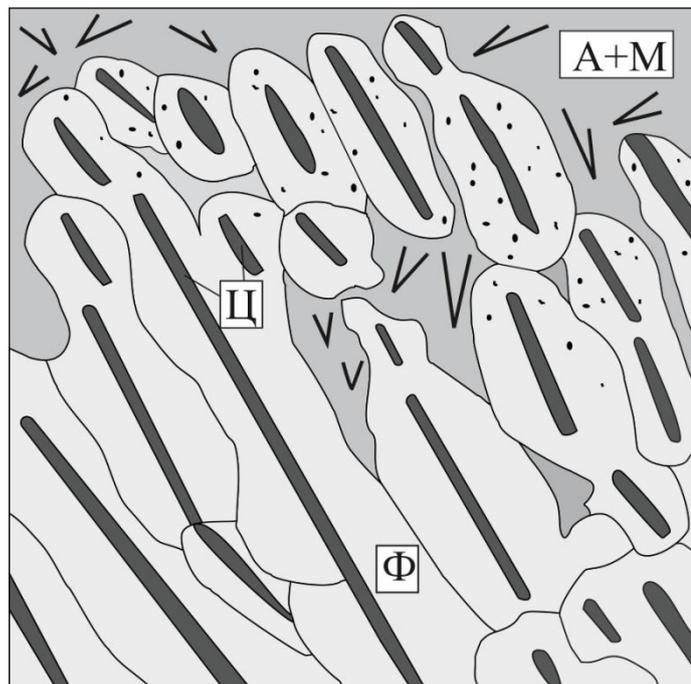
б

Рисунок 3.22 – Схематическое изображение формы фронта  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в зависимости от межпластинчатого расстояния в перлите (а) и механизм тормозящего воздействия дисперсных карбидных частиц на границу  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения (б) [245, 251]



а

б



б

Рисунок 3.23 – Светлопольные изображения перлитной колонии с аустенито-мартенситными микрообъемами (а, б) в сплаве, полученном в процессе электроискрового спекания разнородных сталей в течение 25 минут при температуре 1100 °С, и ее схема (в)

ферритными островками с расположенными вокруг них микрообъемами мартенсита. Материал был получен электроискровым спеканием разнородных сталей в течение 25 минут при температуре 1100 °С. Для цементито-ферритных островков, наиболее близко расположенных к границе "перлит - мартенсит", характерно наличие дисперсных включений (рисунок 3.23 б). Поскольку выдержка реализуется при высокой температуре, соответствующей интенсификации диффузионных процессов, легирующие элементы из стали 12Х18Н10Т устремляются в нелегированную углеродистую сталь. По всей видимости, из-за торможения распада легированного аустенита (~ 3 % Cr и 1,5 % Ni) частичное перлитное превращение происходит при высоких степенях переохлаждения (при 570 - 590 °С), о чем свидетельствует малое межпластинчатое расстояние, а в оставшемся объеме аустенита при достижении точки начала мартенситного превращения реализуется бездиффузионный механизм превращения (рисунок 3.24).

Подобный вышеописанному участок в сплаве, полученном при электроискровом спекании разнородных сталей при температуре 1100 °С и времени спекания 15 минут, представлен на рисунке 3.25.

### **Выводы по главе 3**

1. Метод искрового плазменного спекания порошков обеспечивает возможность физического моделирования процессов, происходящих в условиях кратковременного высокотемпературного взаимодействия разнородных по химическому составу сталей. Объекты, полученные этим методом, характеризуются большой площадью взаимодействия частиц, что существенно упрощает процессы структурных исследований и повышает их результативность.

2. В соответствии с результатами математического моделирования процессов, сопровождающих электроискровое спекание порошковой смеси сталей У8 и 12Х18Н10Т, максимальные значения толщины зон переходного

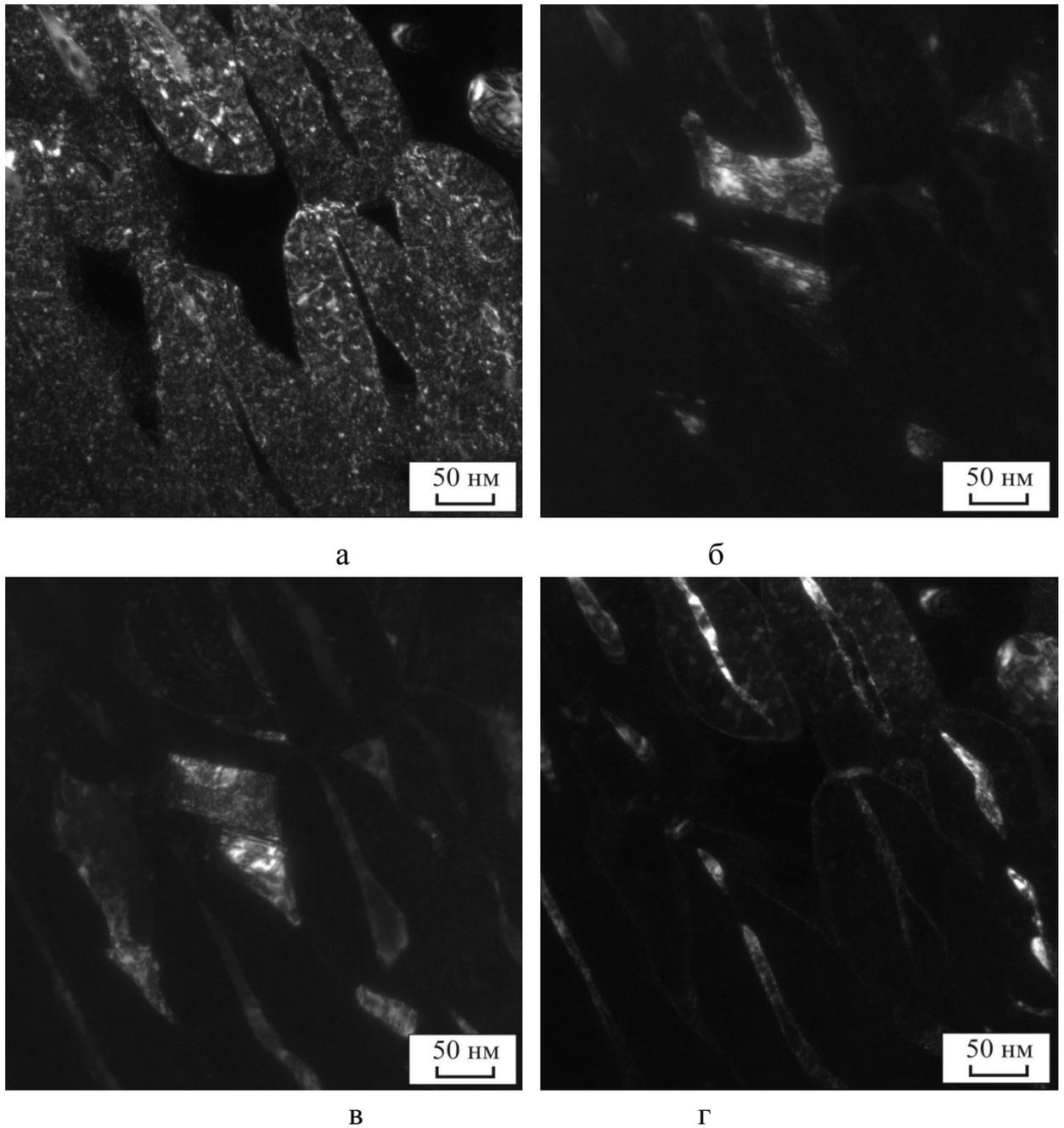
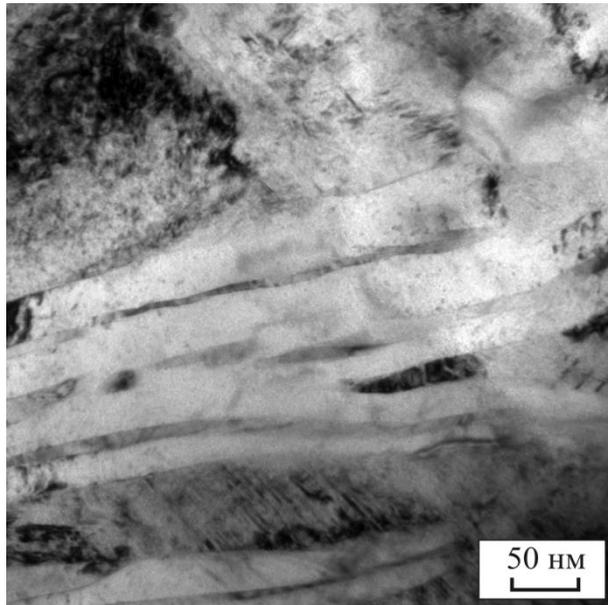
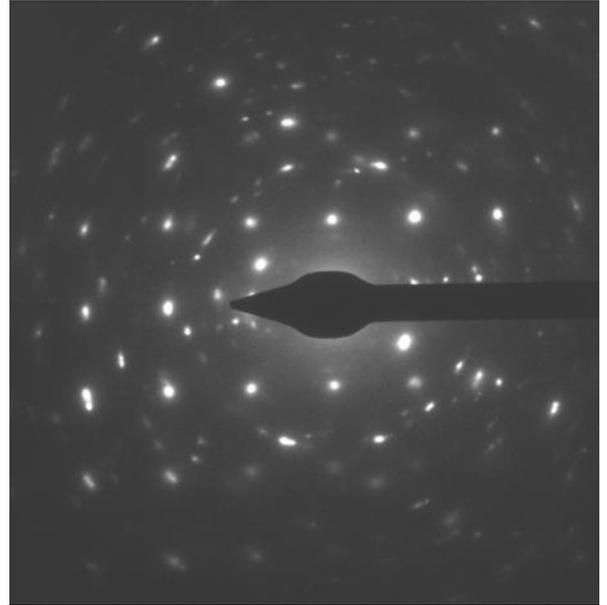


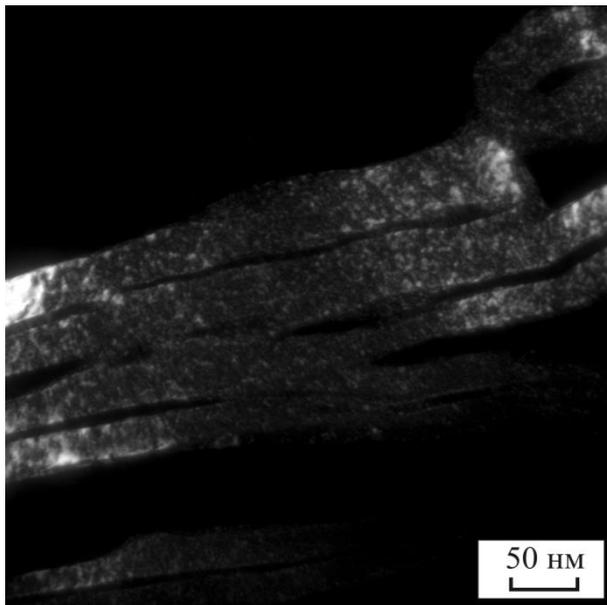
Рисунок 3.24 – Темнопольные изображения участка, представленного на рисунке 3.23, в рефлексе феррита (а), аустенита (б), мартенсита (в) и цементита (г)



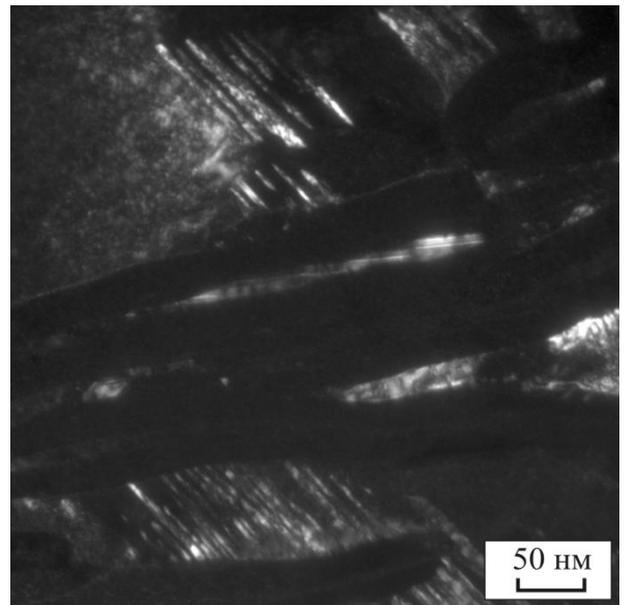
а



б



в



г

Рисунок 3.25 – Светлопольное (а) изображение со смешанным превращением, микродифракционная картина (б) и темнопольные изображения в рефлексе феррита (в) и мартенсита (г) в материале, полученном электроискровым спеканием разнородных сталей при 1100 °С в течение 15 минут

химического состава находятся в диапазонах от 3 до 19 мкм для хрома, от 3 до 15 мкм для никеля и от 300 до 2550 мкм для углерода. Согласно проведенным расчетам, при температуре 1100 °С и времени спекания 25 минут максимальная толщина мартенситных прослоек, возникающих в переходных областях, может составлять 5 – 7 мкм. Структурные исследования спеченных образцов подтвердили данные, полученные расчетным методом. Методами структурного анализа показано, что переходные зоны характеризуются аустенито-мартенситным строением с мартенситными прослойками толщиной до 7 мкм. Максимальный уровень микротвердости в спеченных материалах характерен для переходных областей и составляет 900 *HV*.

3. В процессе искрового плазменного спекания в зонах взаимодействия частиц из высокоуглеродистой стали У8 и легированной стали 12Х18Н10Т формируются колонии механической смеси пластинчатого типа, основные фазы которых представлены цементитом и ферритом с локально расположенными в ферритных промежутках микрообъемами аустенита. Последовательность трех фаз в направлении, перпендикулярном пластинам цементита, может иметь вид: Ц-Ф-А-Ф-Ц и т.д. Аустенит, наблюдаемый в ферритных промежутках перлитных колоний, представляет собой  $\gamma$ -фазу, которая в процессе охлаждения материала не претерпела полиморфного превращения.

4. С использованием метода просвечивающей электронной микроскопии установлено, что геометрия фронта, отделяющего зону с аустенитной (аустенито-мартенситной) структурой от зоны с перлитным строением, обусловлена существенным отставанием границы  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения от границы  $\gamma \rightarrow Fe_3C$ . Микрообъемы аустенита приобретают форму заостренных клиньев, внедрившихся в феррит в промежутке между цементитными пластинами. Глубина, на которую аустенитные «клинья» проникают в ферритные прослойки, соизмерима с межпластинчатым расстоянием в перлите (~ 50...150 нм), однако в некоторых случаях достигает 450 нм. Таким образом, зафиксированный в модельном эксперименте результат подтверждает механизм рас-

пада аустенита, имеющий место при стыковой контактной сварке оплавлением сталей 12X18H10T и Э76.

5. С использованием методов просвечивающей электронной микроскопии и рентгенофазового анализа установлено, что в полученных электроискровым спеканием материалах формируются карбидные частицы типа  $(Cr,Fe)_7C_3$  размером, не превышающим 1 мкм. Выделения этой фазы не зафиксированы лишь в порошковой смеси, выдержанной в течение 5 минут при 1000 °С. Исследования тонкой структуры материалов показали, что средний размер аустенитных зерен в спеченных компактах составляет 1,5 мкм.

## ГЛАВА 4 СТРУКТУРНО-ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ШВАХ, ПОЛУЧЕННЫХ СВАРКОЙ ВЗРЫВОМ РАЗНОРОДНЫХ СТАЛЕЙ

Ранее отмечалось (раздел 2), что одно из эффективных решений, позволяющих решить проблему сварки разнородных материалов, может быть основано на использовании промежуточных вставок. Выбирая соответствующим образом материалы для их изготовления, можно снизить степень опасности метастабильных фаз, возникающих на границе сплавления разнородных материалов и оказывающих, как правило, охрупчивающее воздействие на сварные швы. Тем не менее, полностью устранить проблемы, обусловленные присутствием жидкой фазы, не удастся. Сплошные слои расплава, возникающего при реализации традиционных процессов сварки, являются причиной образования структур мартенситного типа или высокопрочных хрупких интерметаллидных фаз. Известно, что одно из самых эффективных решений указанных проблем основано на использовании технологии сварки материалов взрывом. Этот процесс применяется для соединения различных, в том числе и трудносвариваемых материалов, что связано с особенностями его реализации. Для сварки взрывом характерны, в частности, высокая скорость деформации поверхностных слоев металлических заготовок, а также кратковременность термического воздействия на соединяемые материалы [331-336]. При соединении легированных и углеродистых сталей данный способ может быть особенно эффективным, поскольку время динамического взаимодействия материалов минимально. В то же время высокие значения температуры, достигаемой при сварке взрывом, являются причиной формирования локальных микрообъемов структуры неравновесного типа [130, 337]. Режимы анализируемого процесса могут быть подобраны таким образом, чтобы устранить вероятность образования жидкой фазы или минимизировать ее объемную долю. Учитывая эту особенность, в работе изучали возможность формирования промежуточных вставок с использованием технологии сварки взрывом.

На рисунке 4.1 представлена схема анализируемого способа сварки, которая в представленной работе была использована для получения нескольких типов комбинированных материалов – сварных соединений между заготовками из аустенитных (110Г13Л, 12Х18Н10Т), а также перлитных или феррито-перлитных сталей (сталь Э76, сталь 20). Сварку взрывом осуществляли в сварных камерах Института гидродинамики им. М.А. Лаврентьева СО РАН. Толщина метаемых пластин из стали 20 составляла 10 мм. По отношению к неподвижным пластинам из сталей Э76, 12Х18Н10Т или 110Г13Л их располагали под углом 15 градусов. На поверхности метаемых пластин размещали слои взрывчатого вещества, функцию которого выполнял аммонит 6ЖВ. Скорость детонации составляла 3,5 км/с.

Тонкие слои металла, формирующие зону сварного шва, в процессе сварки взрывом интенсивно деформируются и упрочняются, поэтому прочностные свойства сварного пакета выше прочности соединяемых материалов. Локальные участки, наблюдаемые в зонах сварных соединений (рисунок 4.2), позволяют отнести анализируемый процесс как к способам высокоскоростной сварки с частичным оплавлением, так и к сварке давлением. В зонах взаимодействия заготовок можно наблюдать участки твердофазного контакта и вихревые зоны, в которых локальные микрообъемы материала находились в жидком состоянии [118, 338]. Важнейшим структурным фактором, объясняющим высокий комплекс механических свойств таких соединений, является малая объемная доля литой структуры или ее полное отсутствие. В то же время нельзя не учитывать негативную роль микрообъемов жидкой фазы, формирующихся в сварных соединениях. В случае химического взаимодействия компонентов соединяемых взрывом материалов возможно образование интерметаллидных включений. В некоторых случаях, например, при получении гетерофазных слоистых материалов их роль положительна. При взаимном растворении элементов возникают твердые растворы промежуточного состава. В процессе сварки разнородных сталей в зонах взаимодействия обычно возникает структура, кардинально отличающаяся от исходных материалов.

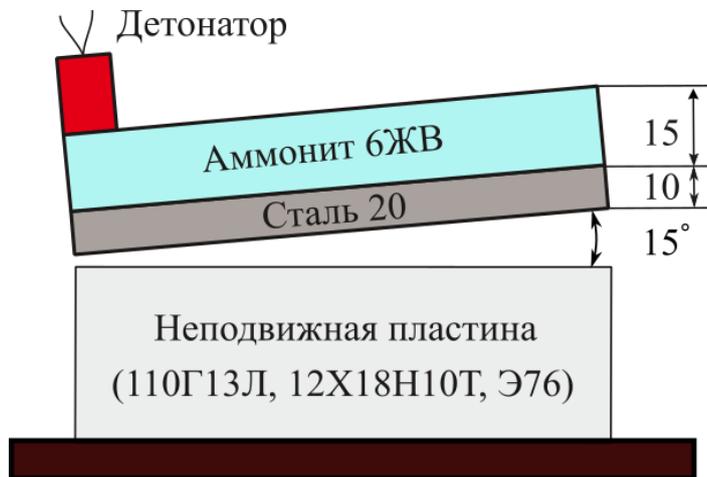


Рисунок 4.1 – Схема формирования комбинированных конструкций по технологии сварки взрывом

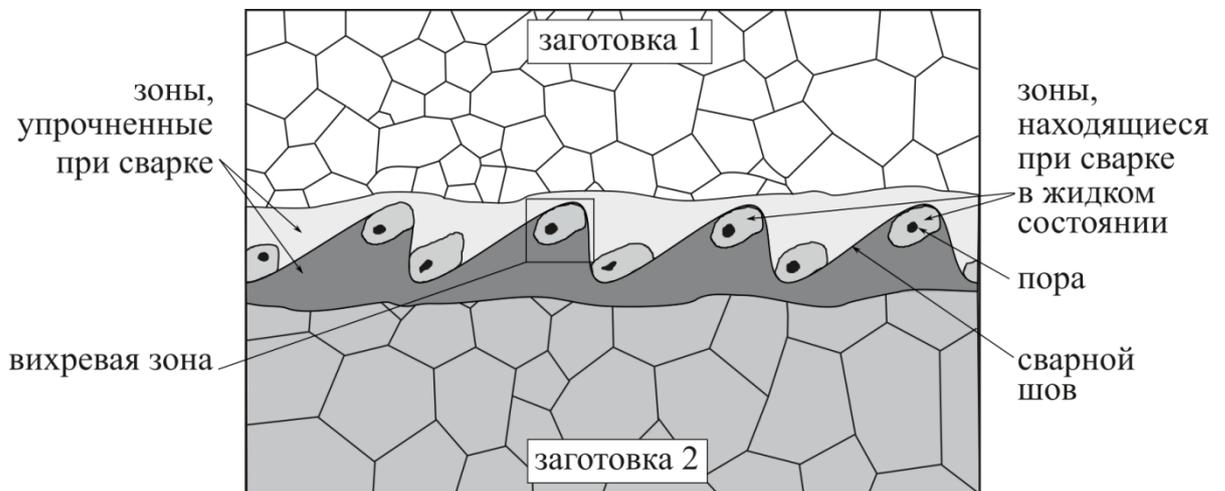


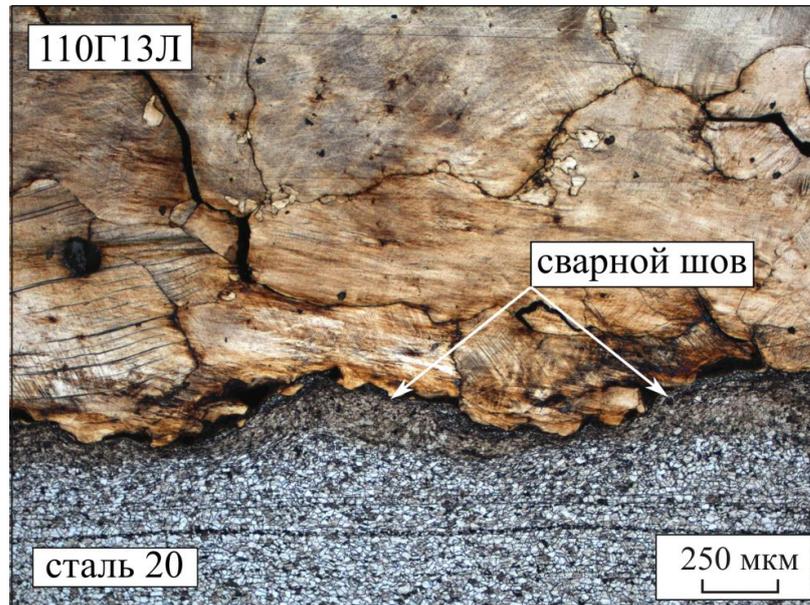
Рисунок 4.2 – Схема сварного шва, сформированного при динамическом взаимодействии пластин из разнородных сталей

#### **4.1 Особенности строения и свойства швов, полученных при сварке взрывом заготовок из сталей 20 и 110Г13Л**

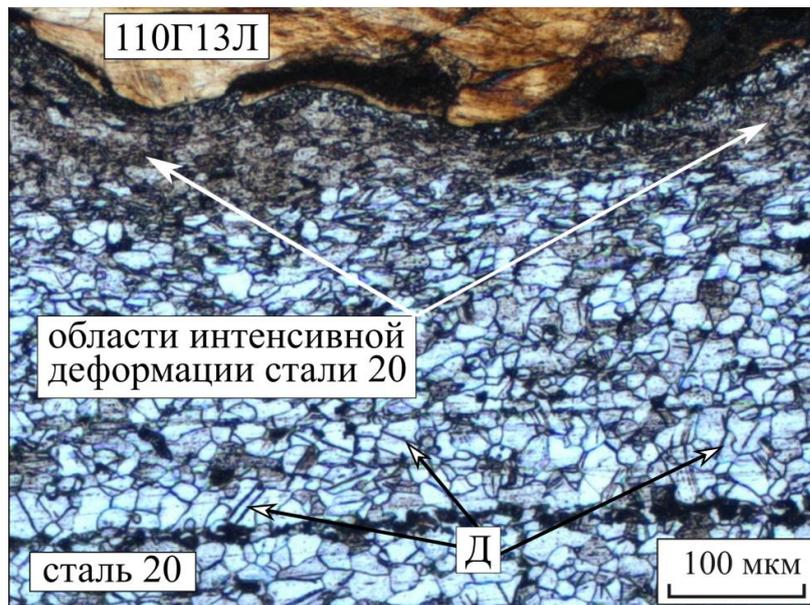
Результаты структурных исследований слоистых композиций, полученных сваркой взрывом стали Гадфильда и стали 20, представлены на рисунках 4.3 – 4.5. Зона соединения заготовок из разнородных сталей характеризуется образованием слабо выраженной волнообразной границы (рисунок 4.3 а). Поверхностные слои соединяемых заготовок при сварке взрывом были подвергнуты интенсивной пластической деформации. На рисунке 4.3 б отражен характер преобразований структуры низкоуглеродистой стали. В слое толщиной 50-100 мкм ферритные зерна под действием возникших напряжений деформируются и вытягиваются вдоль границы соединения пластин. Чем ближе зерна расположены к границе, тем более ярко выражен этот эффект. Высокие скорости деформации феррита являются фактором, объясняющим процесс двойникования этой структурной составляющей.

По-иному процесс пластической деформации проявляется в поверхностных слоях стали Гадфильда. Практически в каждом деформируемом зерне стали 110Г13Л возникает множество линий скольжения (рисунок 4.4). Сочетание процессов деформации и локального нагрева является причиной проявления рекристаллизации стали Гадфильда и образования мелких зерен (рисунок 4.5). Негативным обстоятельством, характерным для сварки анализируемых разнородных материалов, является возникновение микротрещин в слое высокомарганцовистой стали (рисунок 4.6). В то же время в структуре стали 20 образования дефектов такого рода не зафиксировано.

Общая схема строения сварных швов, возникших при динамическом взаимодействии заготовок из сталей 20 и 110Г13Л, представлена на рисунке 4.7. На схеме можно выделить несколько характерных зон: сварной шов, зоны интенсивной пластической деформации сталей, зоны расплава, слабо деформированные зоны (двойники в феррите и линии деформации в аустените), зоны с исходной структурой.

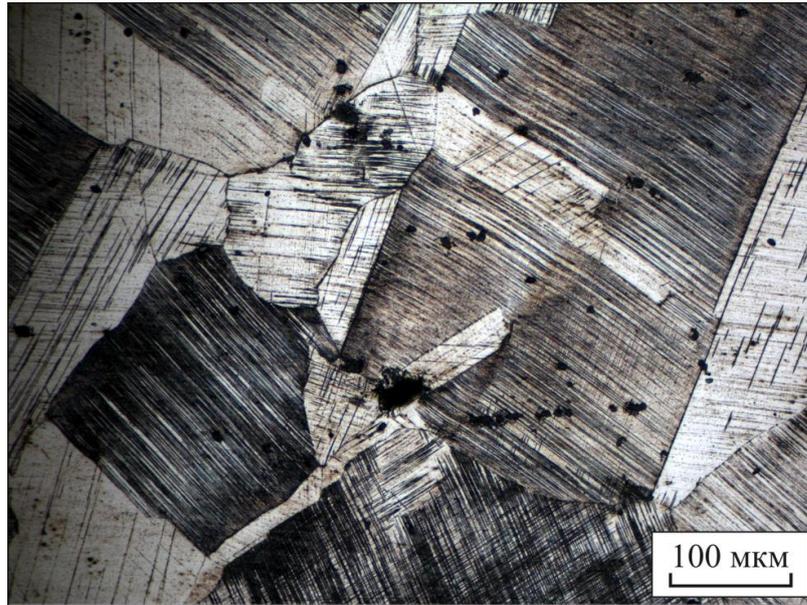


а

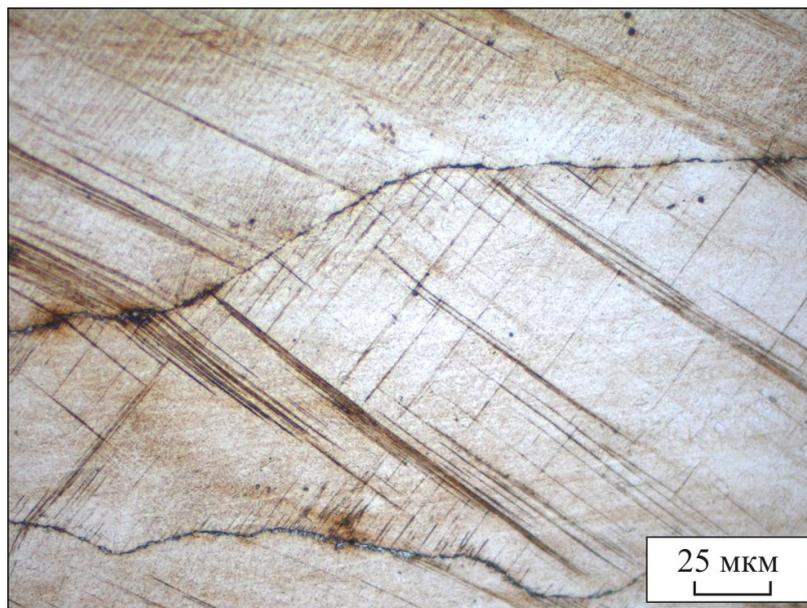


б

Рисунок 4.3 – Сварка взрывом сталей 20 и 110Г13Л: а – общий вид зоны соединения материалов, б – деформация ферритных зерен. Д – двойники в феррите

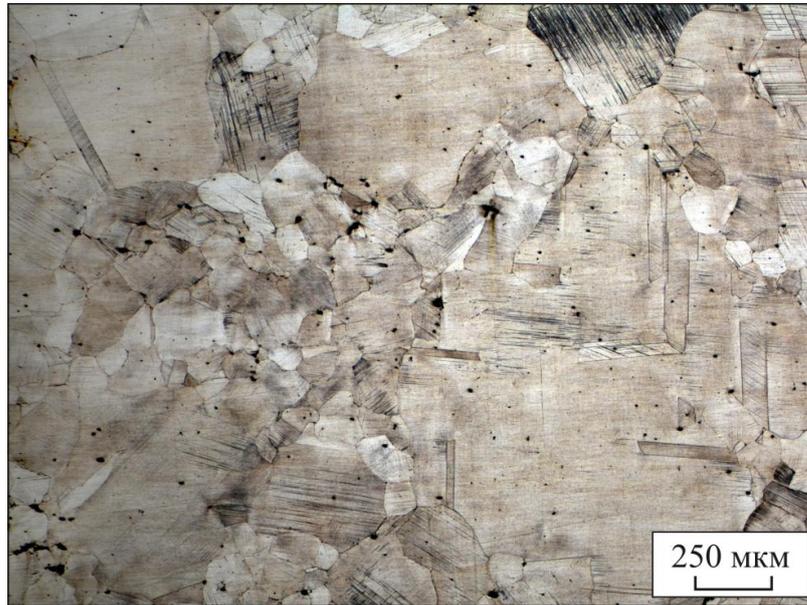


а



б

Рисунок 4.4 – Линии и полосы деформации, возникшие в стали Гадфильда в процессе сварки взрывом разнородных материалов

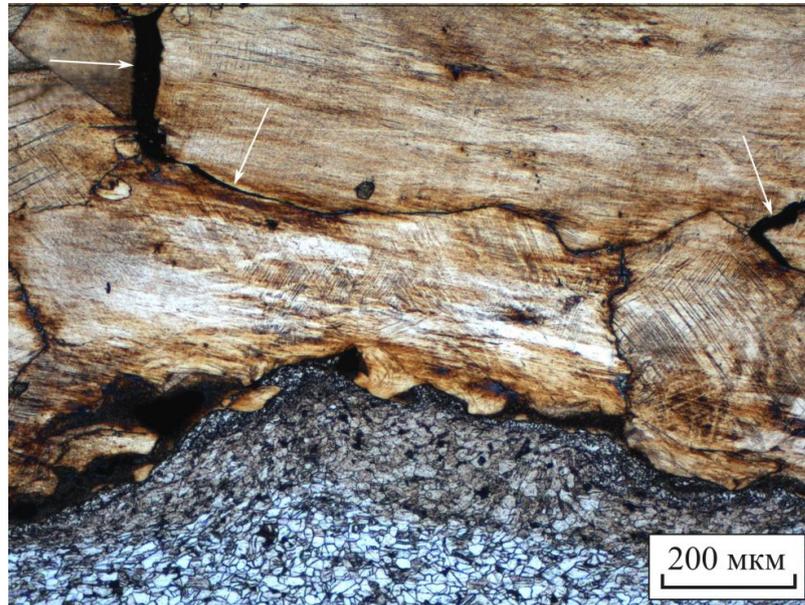


а

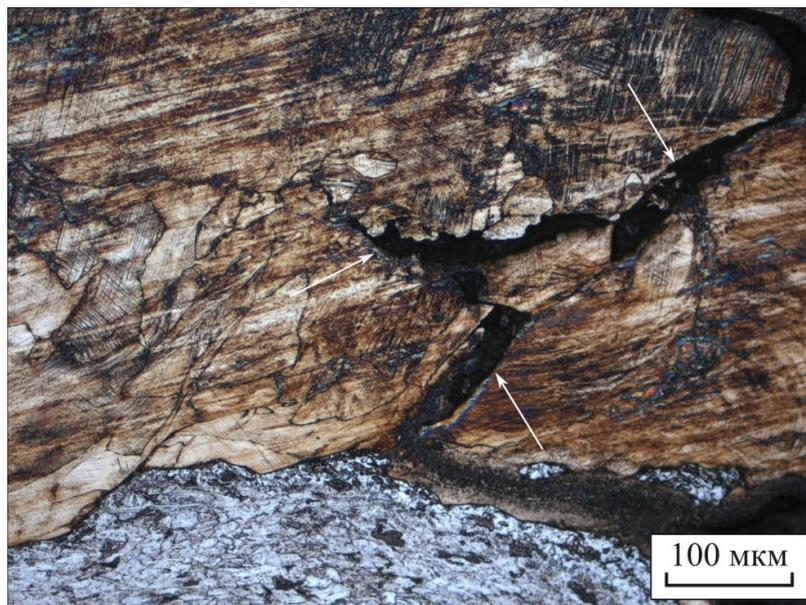


б

Рисунок 4.5 – Частично рекристаллизованная структура стали Гадфильда в сваренной взрывом композиции «сталь 20 – сталь 110Г13Л»



а



б

Рисунок 4.6 – Трещины в стали Гадфильда (указаны стрелками), развивающиеся от границы соединения со сталью 20

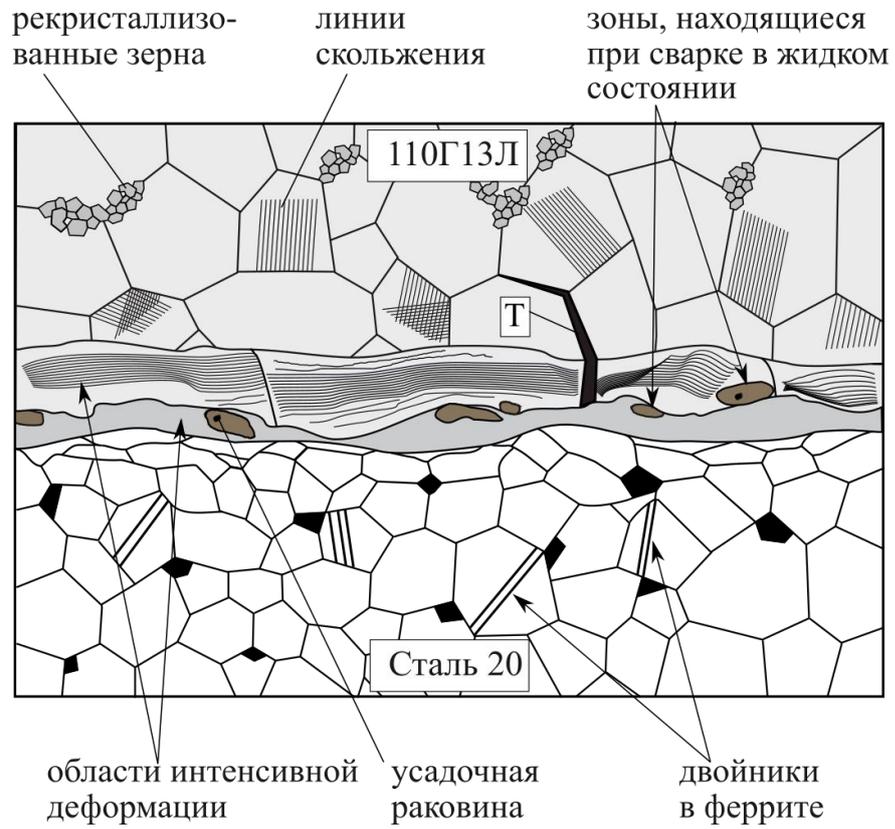


Рисунок 4.7 – Схема сварного шва между сталями 20 и 110Г13Л, полученного сваркой взрывом. Т - трещина

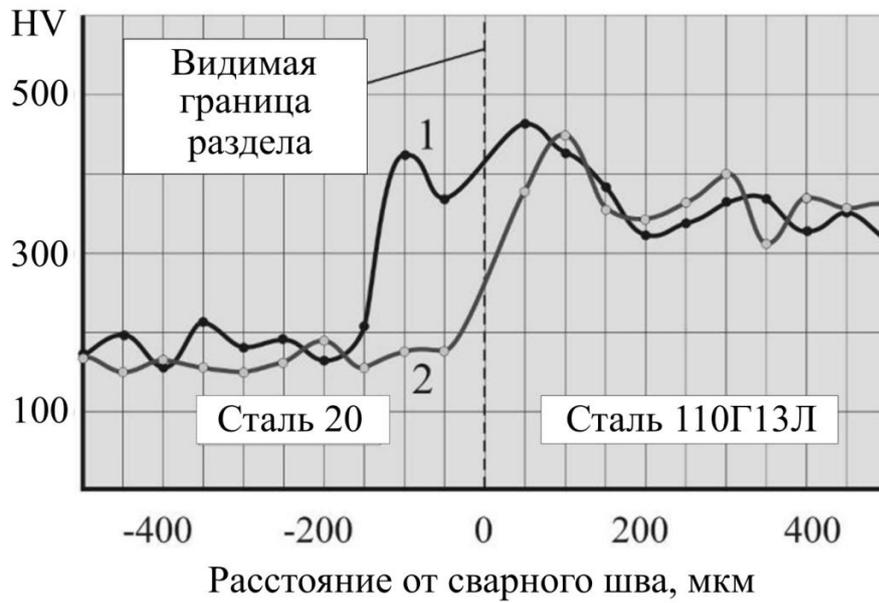
Результаты измерения микротвердости материала шва между сталями 20 и 110Г13Л, полученного сваркой взрывом, представлены на рисунке 4.8.

Максимальный уровень твердости низкоуглеродистой стали составляет ~ 420...450 *HV*. Эти значения соответствуют твердости зон низкоуглеродистой стали, находившихся в процессе сварки в расплавленном состоянии (рисунок 4.8 б). В пределах сварного шва эти зоны расположены хаотично. Поверхностные слои пластин из стали Гадфильда упрочнены примерно до такого же уровня. Причины повышения прочностных свойств имеют деформационный характер и вызваны увеличением плотности дислокаций, дефектов упаковки и двойников в аустенитных зернах. Явление наклепа стали Гадфильда в холодном состоянии хорошо известно и широко используется в практических целях [339-344].

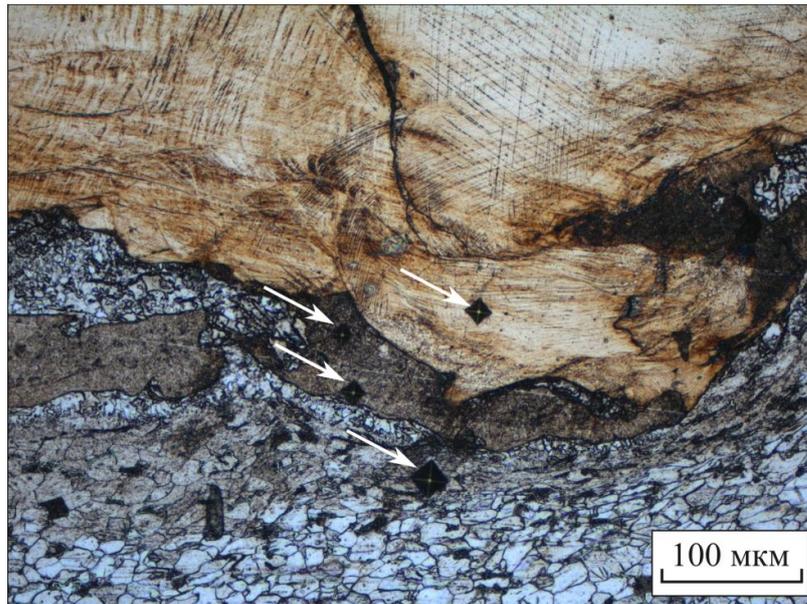
Таким образом, формирование соединения углеродистых сталей со сталью Гадфильда методом сварки взрывом не эффективно, поскольку приводит к существенному упрочнению последней, возникновению существенных внутренних напряжений, что проявляется в формировании большого количества трещин в сварном шве.

#### **4.2 Особенности строения сварных швов и прилегающих к ним зон, возникших при сварке взрывом заготовок из сталей 20 и 12Х18Н10Т**

На рисунке 4.9 представлен результат сварки взрывом заготовок из сталей 20 и 12Х18Н10Т. В отличие от композиции «сталь 20 – сталь 110Г13Л» полученное сварное соединение не содержит дефектов в виде трещин. Сварной шов имеет характерный для сварки взрывом вид. В хромоникелевой стали в результате интенсивной пластической деформации формируются линии скольжения и двойники (рисунок 4.10). В отличие от сварного шва «сталь 20 – сталь 110Г13Л» при соединении пластин из сталей 20 и 12Х18Н10Т возникают явно выраженные вихревые зоны, в пределах которых располагались участки расплава (рисунок 4.11), что подтверждается резуль-

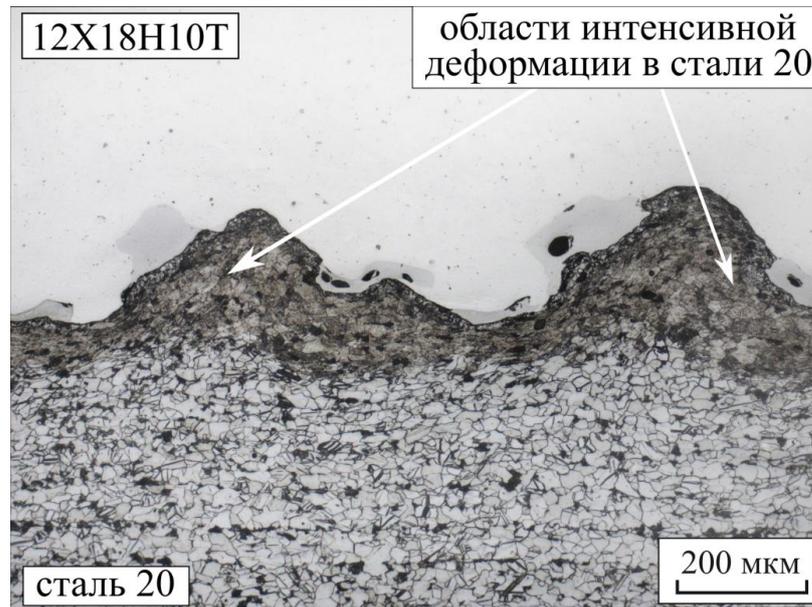


а

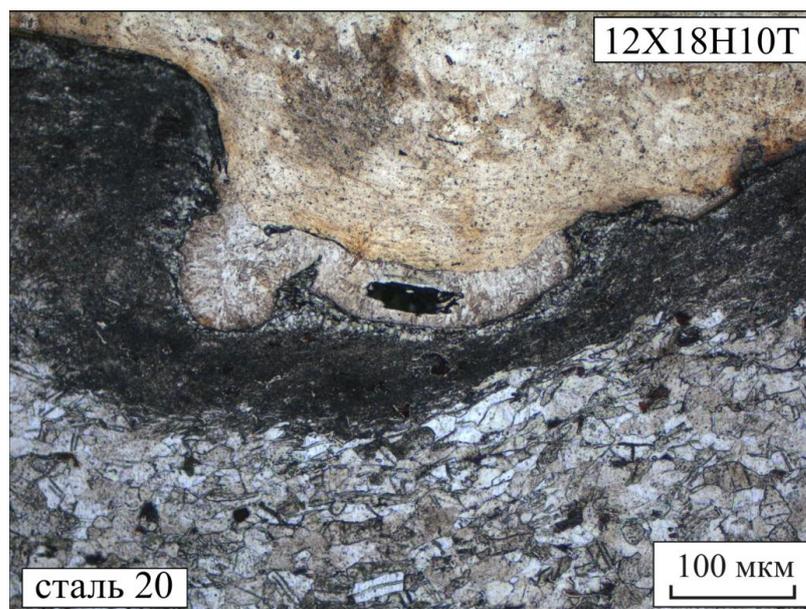


б

Рисунок 4.8 – Микротвердость сварного соединения «сталь 110Г13Л – сталь 20»: а – распределение микротвердости поперек сварного шва (1 – дорожка уколов проходит через зону, находившуюся при сварке в жидком состоянии; 2 – дорожка уколов проходит через зону твердофазного сопряжения заготовок); б – отпечатки алмазного индентора в различных зонах шва



а



б

Рисунок 4.9 – Швы, полученные сваркой взрывом сталей 20 и 12X18H10T:  
 а – травление 5 %-ным раствором  $HNO_3$  в этиловом спирте, б – травление  
 раствором азотной и соляной кислот (в соотношении 1:3)

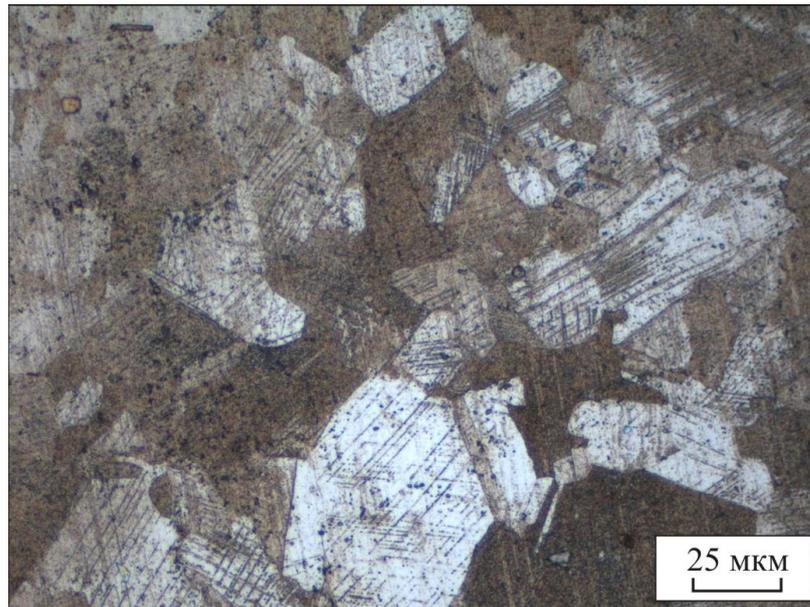


Рисунок 4.10 – Линии деформации и двойники, возникшие в хромоникелевой стали в процессе сварки взрывом

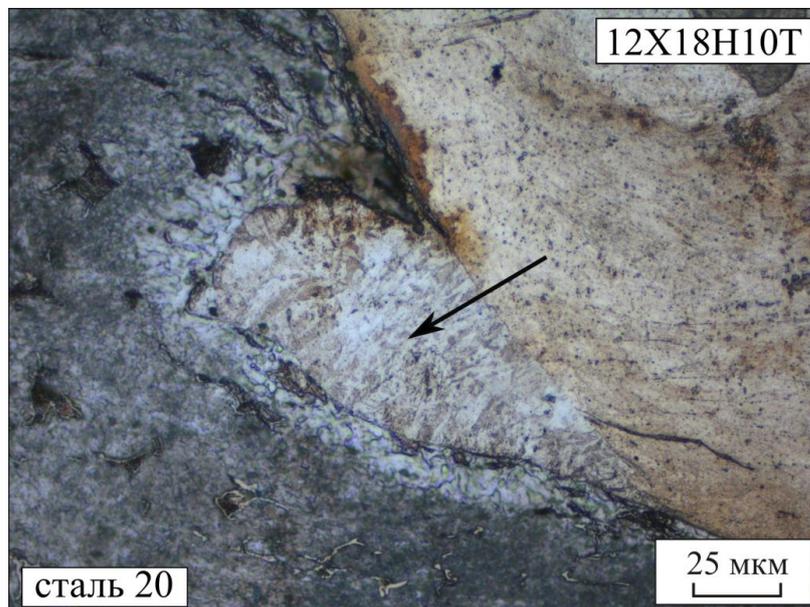
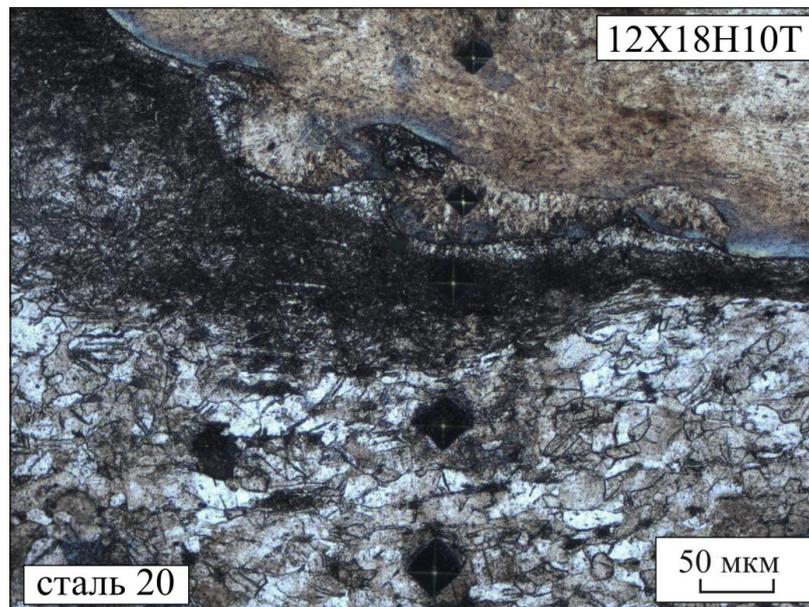
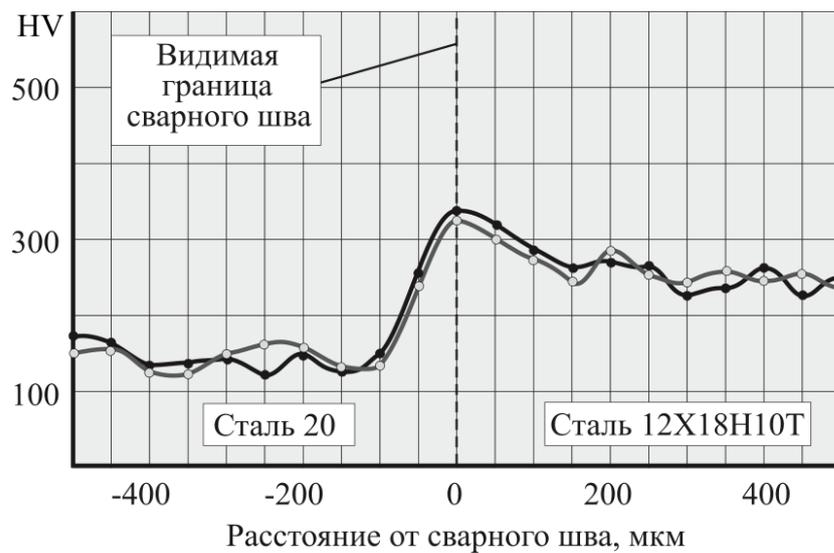


Рисунок 4.11 – Участок сплава, перешедшего в жидкое состояние в процессе сварки пластин из сталей 20 и 12X18H10T (указан стрелкой)



а



б

Рисунок 4.12 – Микротвердость сварного соединения «стал 20 – стал 12X18H10T», полученного по технологии сварки взрывом:

а – отпечатки индентора в различных зонах сварного пакета,

б – распределение микротвердости в поперечном направлении

татами структурных и дюрOMETрических исследований (рисунок 4.12). Химический состав данных зон характеризуется промежуточным составом по сравнению со свариваемыми сталями (рисунок 4.13). Состав вихревых зон, располагающихся по разные стороны гребней, не одинаков. В зонах, прилегающих к стали 12X18H10T, содержится в среднем 13 % *Cr* и 7 % *Ni*. В зонах, возникших с другой стороны гребня, количество легирующих элементов примерно в два раза меньше (~ 6 % *Cr*, 3 % *Ni*).

Особенности структурных преобразований поверхностных слоев стали 20 представлены на рисунках 4.14 и 4.15. Изображения получены с использованием растрового электронного микроскопа. В соответствии с возникающими при сварке напряжениями перлитные колонии вытягиваются вдоль границы сопряжения заготовок. Вблизи вихревых зон, которые в момент сварки находились в высокотемпературном состоянии (вплоть до плавления), наблюдаются мелкие равноосные ферритные зерна, сформировавшиеся в результате развития процессов рекристаллизации. При удалении от сварного шва за зоной сильнодеформированных зерен на глубину от 350 до 700 мкм располагается область слабодеформированного материала. Признаком ее пластической деформации является присутствие двойников в ферритных зернах (рисунок 4.15).

В общем случае полученные сварные соединения можно описать схемой, представленной на рисунке 4.16. Дифрактограммы, снятые при анализе сварных швов, сформированных методом сварки взрывом пластин сталей 20 и 12X18H10T, содержат рефлексы, соответствующие лишь фазам  $\alpha$ - и  $\gamma$ -Fe (рисунок 4.17).

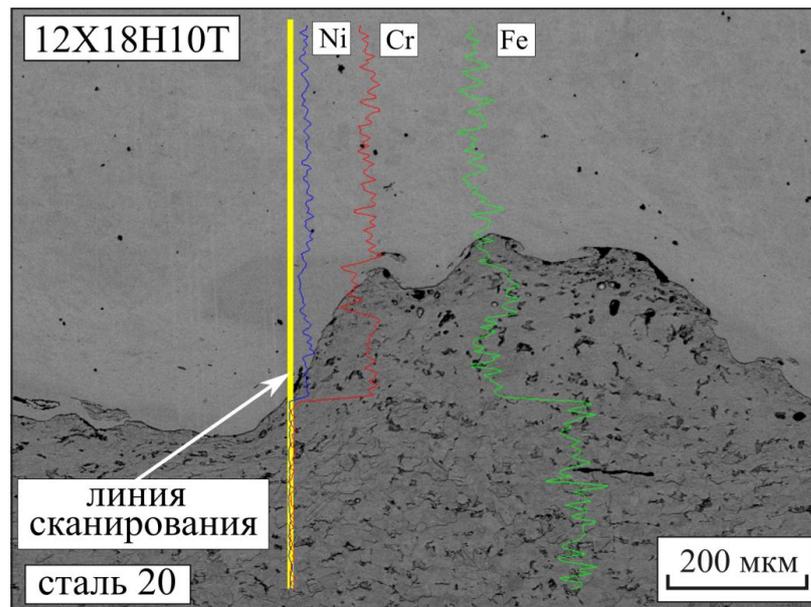
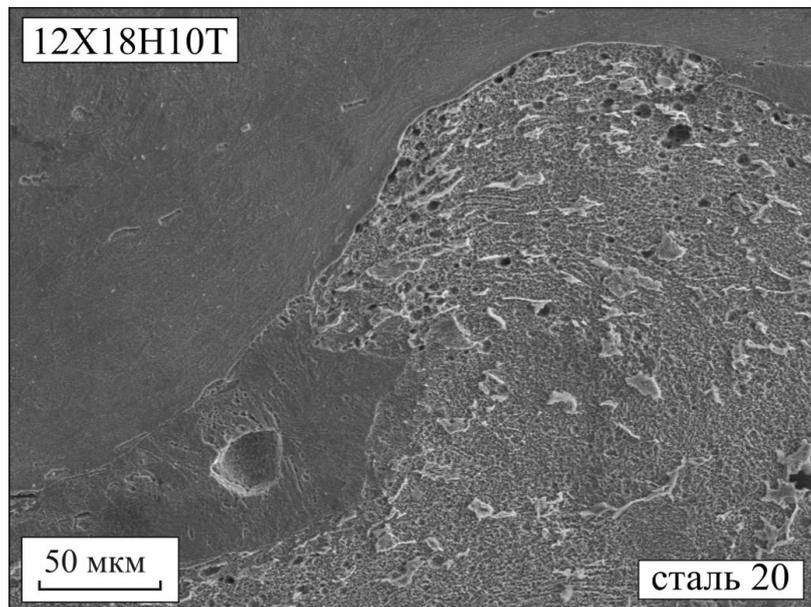
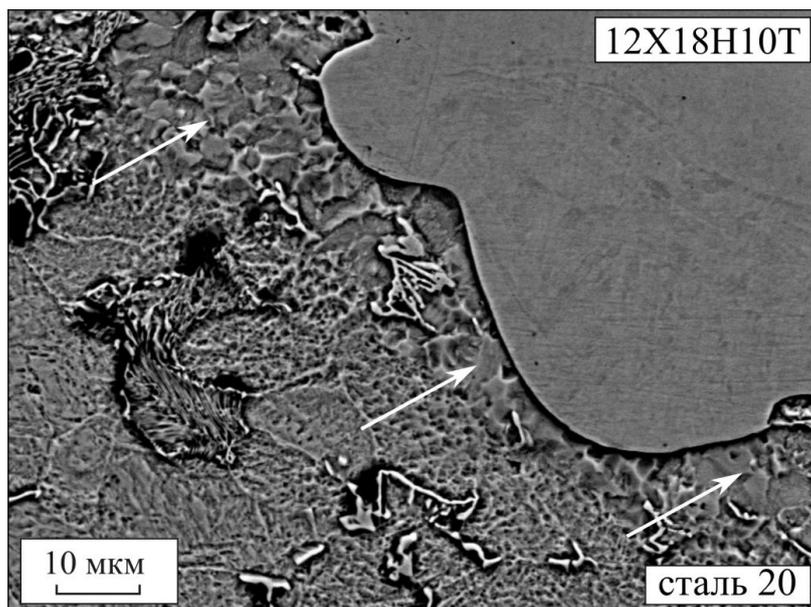


Рисунок 4.13 – Распределение химических элементов в направлении, поперечном сварному шву «сталь 20 – сталь 12X18H10T»



а



б

Рисунок 4.14 – Строение низкоуглеродистой стали в зоне сварного шва «сталь 20 – сталь 12X18H10T»: а – раковина, возникшая в вихревой зоне; б – слой рекристаллизованных ферритных зерен (указан стрелками)

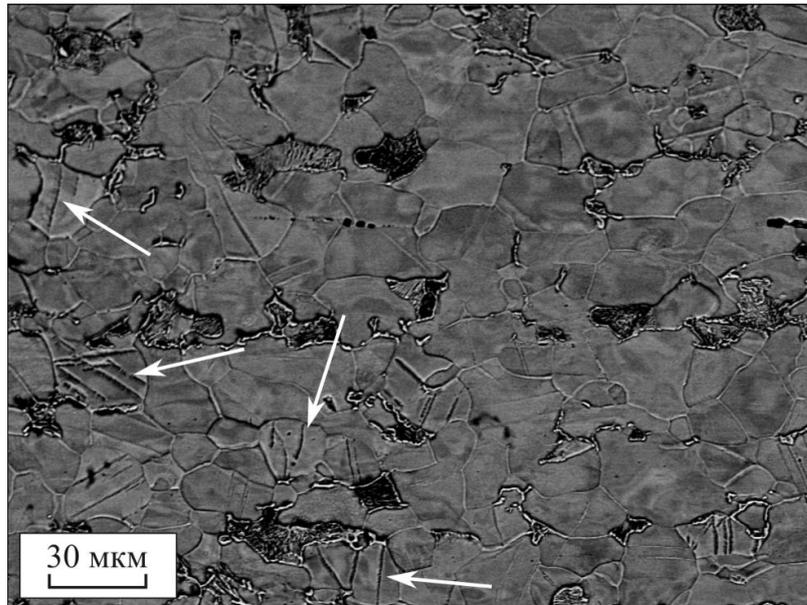


Рисунок 4.15 – Двойники в феррите деформированной взрывом стали 20 (указаны стрелками)

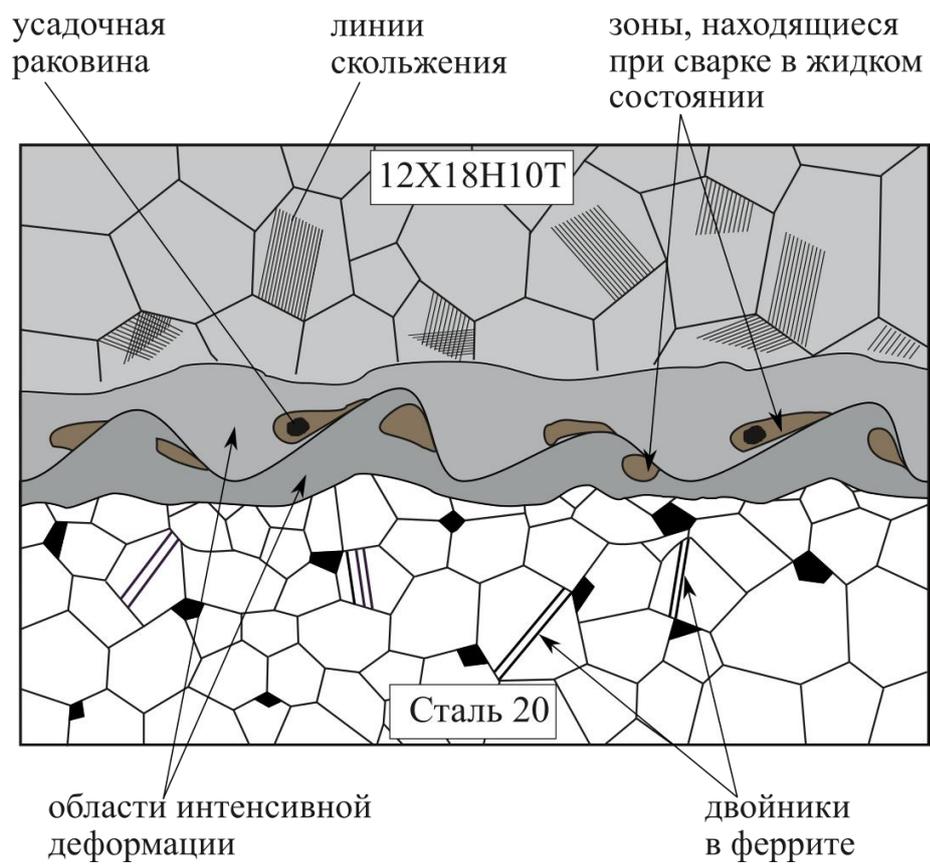


Рисунок 4.16 – Схема соединения «сталь 20 – сталь 12X18H10T», полученного по технологии сварки взрывом

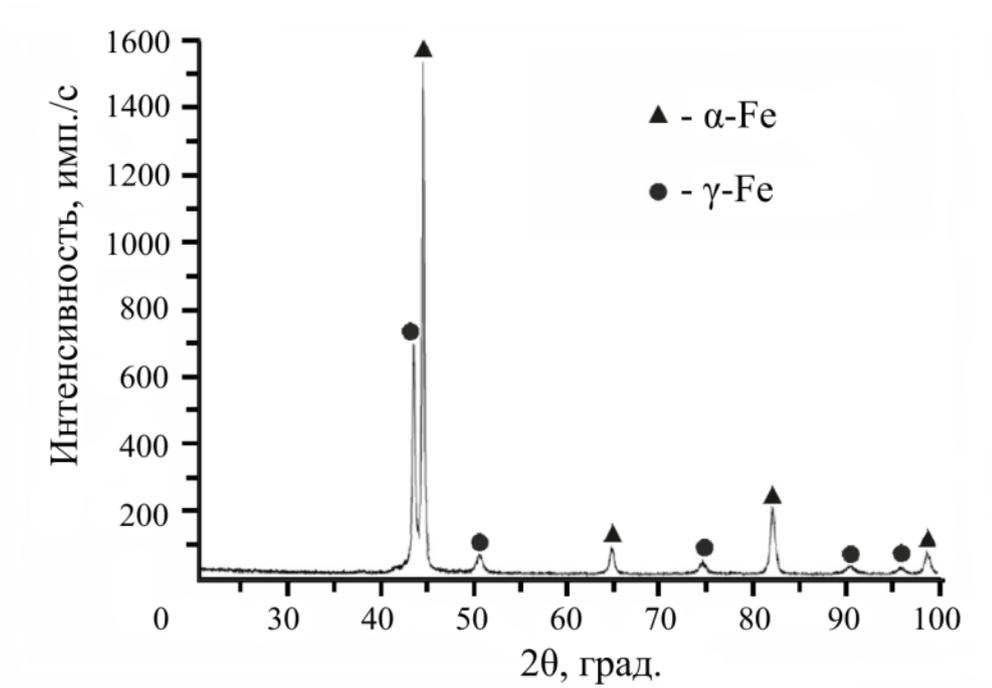


Рисунок 4.17 – Дифрактограмма сварного шва, сформированного по технологии сварки взрывом пластин из сталей 20 и 12Х18Н10Т

#### 4.2.1 Особенности тонкого строения сварных швов «сталь 20 – сталь 12X18Н10Т»<sup>3</sup>

Результаты исследований особенностей строения материалов, полученных методом сварки взрывом, отражены во множестве работ [4-10, 50, 52, 119, 235, 289, 306, 345-347]. Далеко не во всех случаях внимание уделялось анализу тонкого строения локальных зон, возникших в процессе динамического взаимодействия металлических материалов. Используемый в работе метод просвечивающей электронной микроскопии позволил выявить особенности тонкого строения сплавов на различном расстоянии от границ раздела в композиции «сталь 20 – сталь 12X18Н10Т». На основе анализа полученных данных в соединении выделены шесть характерных зон (рисунок 4.18). В зоне 1, удаленной от границы раздела на расстояние более 70 мкм, зафиксированы крупные слабодеформированные аустенитные зерна с двойниками деформационного происхождения (рисунок 4.19 а). Структура второй зоны характеризуется наличием зеренно-субзеренных построений, средний размер которых составляет 300 нм (рисунок 4.19 б). Микродифракционные картины, соответствующие данной области, свидетельствуют о наличии в сплаве текстуры. Зона 3, прилегающая к сварному шву, имеет аустенито- мартенситное строение (рисунок 4.20). Области со структурой мартенсита выделяются прерывисто, общая толщина зоны не превышает 1,5 – 2 мкм.

Со стороны углеродистой стали вблизи сварного шва также можно выделить три зоны. Зона 4, прилегающая к шву, характеризуется зеренными построениями размером 1 – 5 мкм (рисунок 4.21 а). Ее ширина составляет ~ 20 – 25 мкм. Сплав в этой зоне характеризуется высокой плотностью дислокаций и отсутствием текстуры. При постепенном удалении от границы раздела сталей наблюдается уменьшение размера ферритных зерен и на расстоянии примерно 40 мкм, фиксируются зерна размером 0,4 – 0,7 мкм (рисунок 4.21 б). Структура такого типа наблюдается в слое толщиной примерно 15 мкм.

---

<sup>3</sup> Исследования выполнены совместно с к.т.н. Ложкиной (Приходько) Е.А.

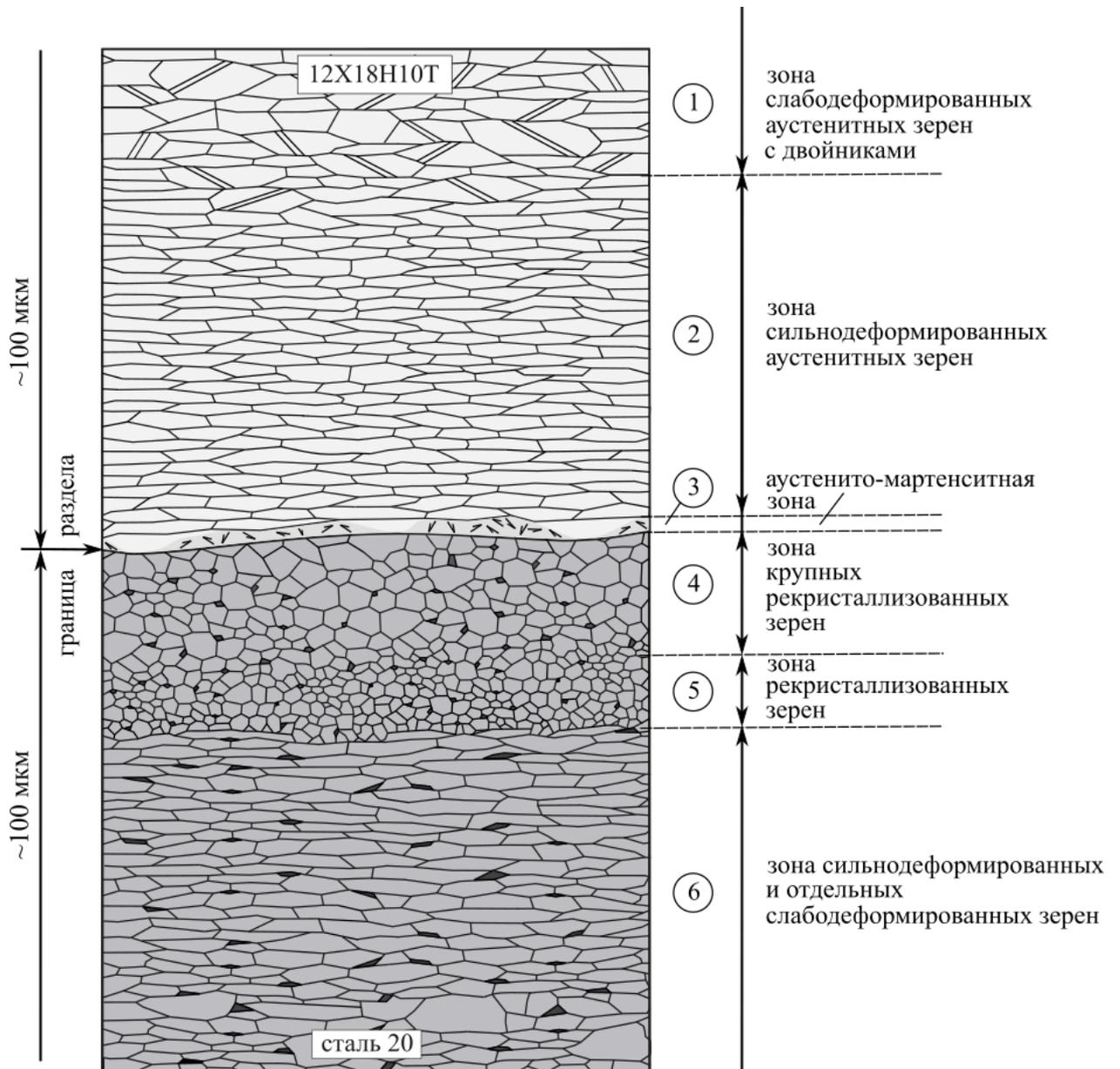
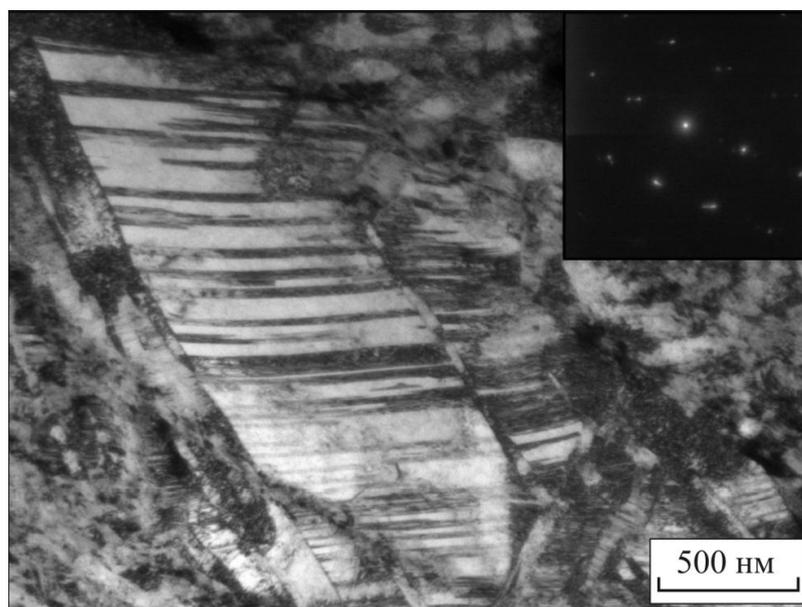
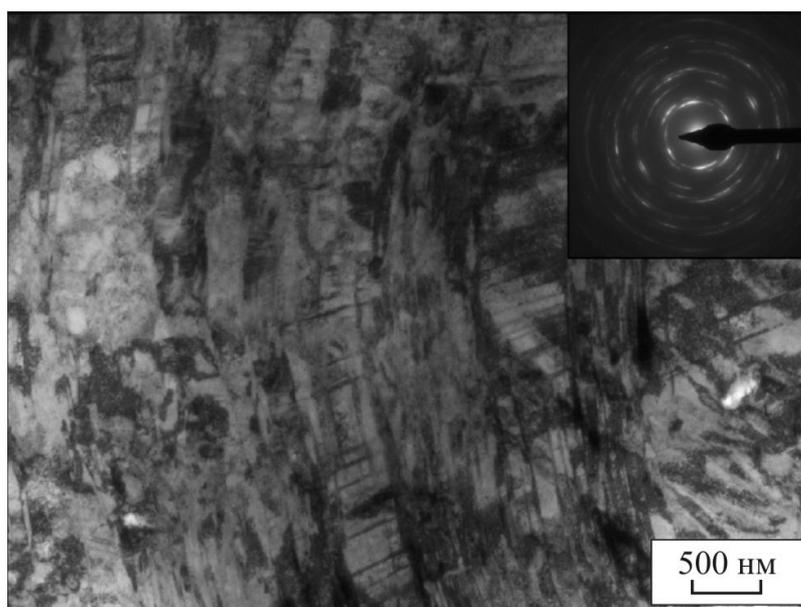


Рисунок 4.18 – Схема строения сварного шва, полученного при сварке взрывом пластин из сталей 20 и 12X18H10T

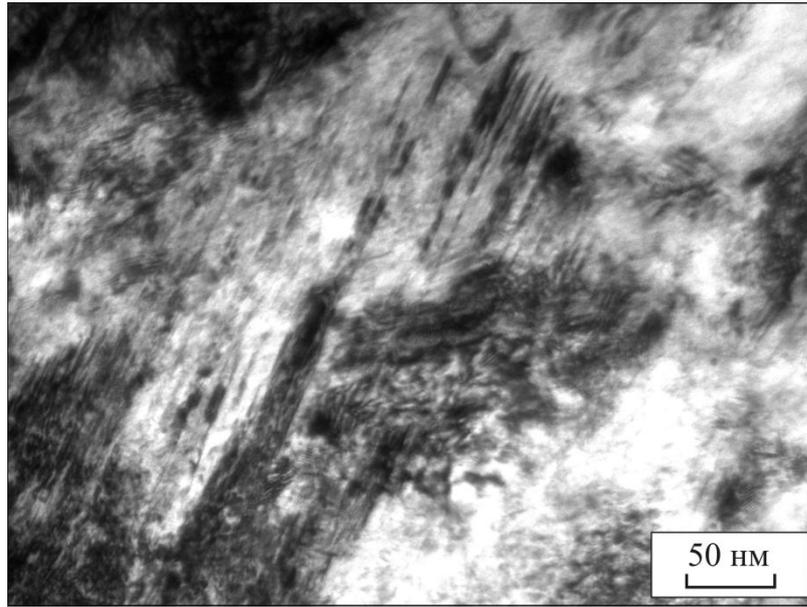


а

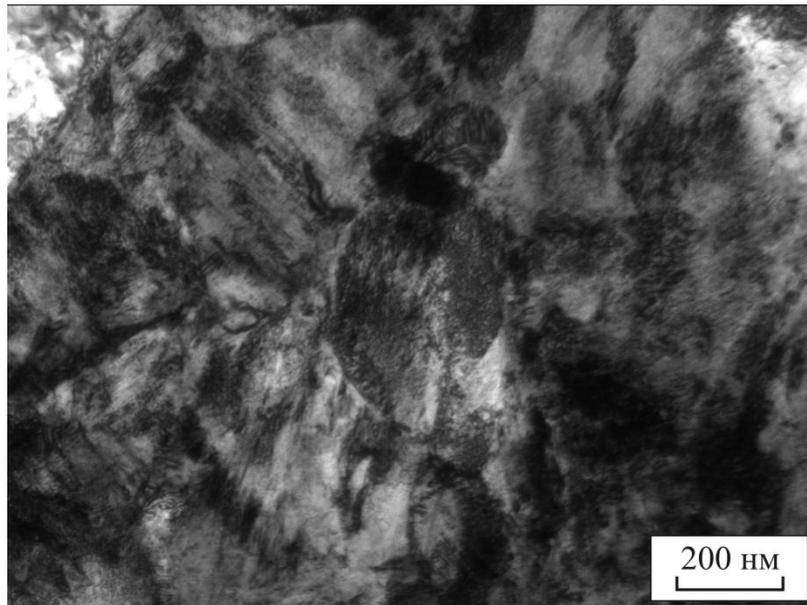


б

Рисунок 4.19 – Тонкое строение хромоникелевой стали вблизи сварного шва «сталь 20 – сталь 12Х18Н10Т»: а – на расстоянии более 70 мкм от межслойной границы (зона 1 на рисунке 4.18), б – на расстоянии менее 70 мкм от межслойной границы (зона 2 на рисунке 4.18)

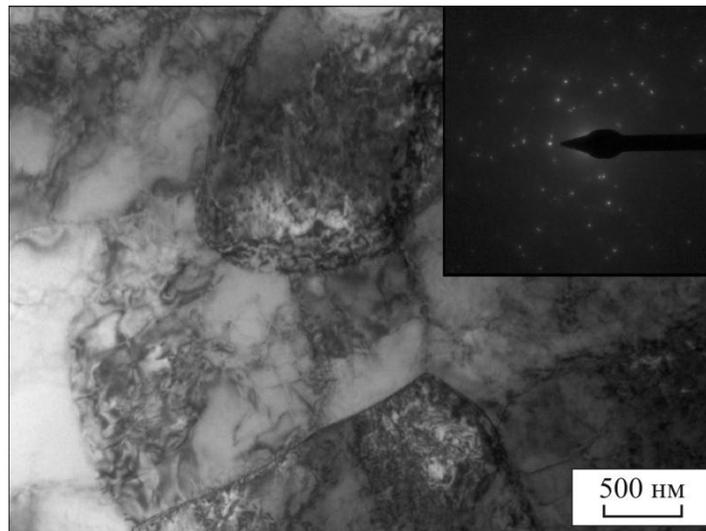


а

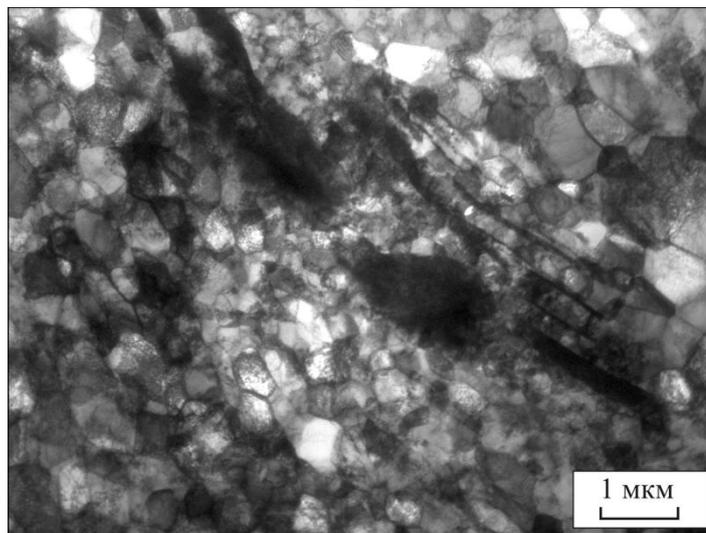


б

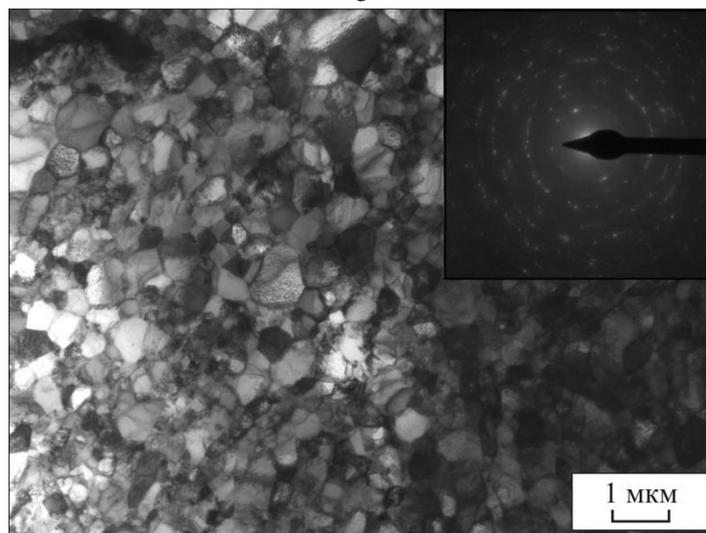
Рисунок 4.20 – Мартенсит вблизи межслойной границы сварного шва «сталь 20 – сталь 12Х18Н10Т» (зона 3 на рисунке 4.18)



а



б



в

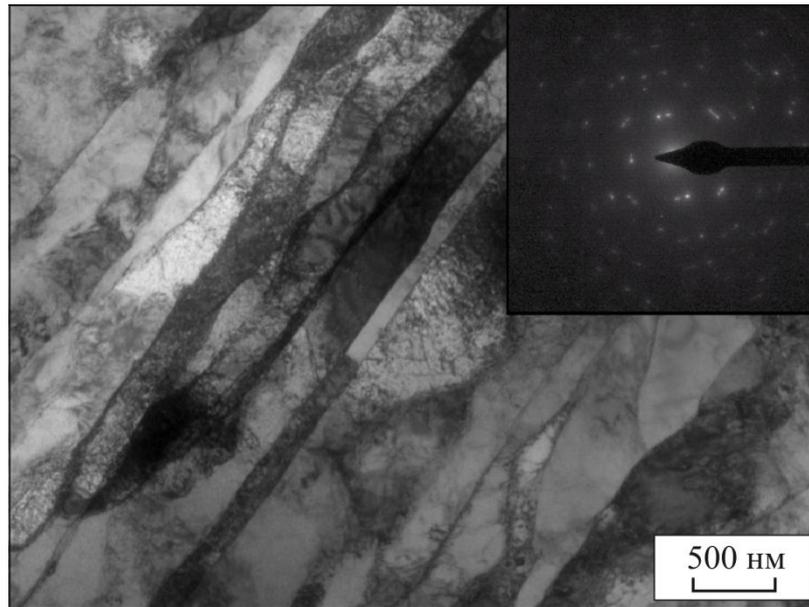
Рисунок 4.21 – Тонкое строение низкоуглеродистой стали вблизи сварного шва, полученного сваркой взрывом сталей 20 и 12Х18Н10Т:  
 а – на расстоянии до 15 мкм от межслойной границы (зона 4),  
 б – на расстоянии 15-20 мкм, в – на расстоянии более 20 мкм от межслойной границы (зона 5 на рисунке 4.18)

Согласно картинам микродифракции признаков текстурирования в данной области также нет. Происхождение четвертой и пятой зон связано с развитием процессов полигонизации и частичной рекристаллизации сильнодеформированных зерен. Различие размеров структурных элементов в данных областях связано со степенью деформации и значениями температуры на определенном удалении от поверхности контакта свариваемых заготовок. Переход между зонами 4 и 5 представлен на рисунке 4.21 б.

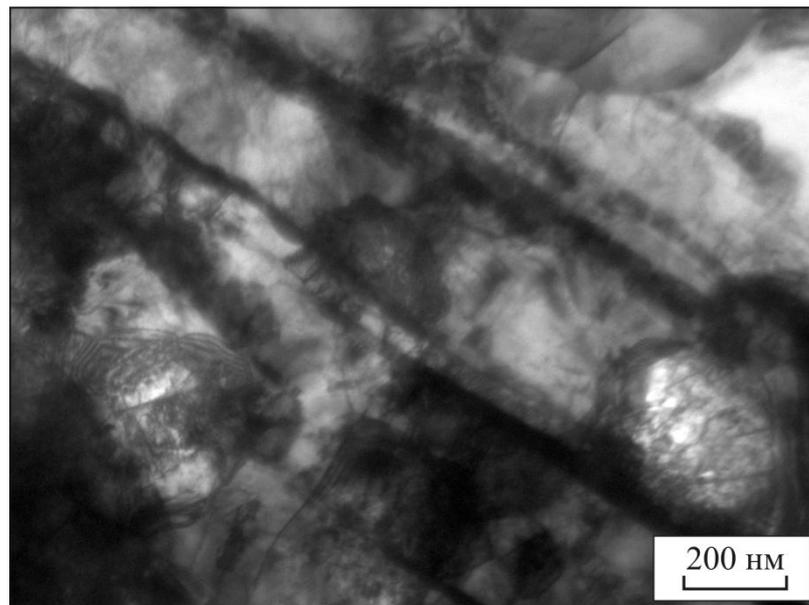
В зоне 6 наблюдаются сильно деформированные зерна, вытянутые вдоль границы раздела сталей (рисунок 4.22). Поперечный размер большинства из них составляет 200 – 300 нм, при этом длина может достигать 5 мкм. Структура подобного типа, наблюдаемая в материалах, подвергнутых интенсивной пластической деформации, описана в работах [348, 349]. На границе между зонами 6 и 5 на межфазных границах зафиксированы новые ферритные равноосные зерна (рисунок 4.22 б).

Особенностью, характерной для стали 20 на расстоянии до 100 мкм от границы раздела сталей, является отсутствие ярко выраженных перлитных колоний [129]. Температура в данных областях достигала высоких значений, что способствовало диффузионному распаду цементита. В результате вблизи сварного шва перлит представлен темными полосами, вытянутыми вдоль границы раздела сталей. Пластины, подвергнутые интенсивной пластической деформации и высокотемпературному воздействию, уже не имеют четких границ (рисунок 4.23).

На расстоянии более 100 – 150 мкм от межслойной границы наблюдается вытягивание колоний перлита вдоль линий пластического течения материала. В наибольшей степени это касается колоний, благоприятно ориентированных по отношению к направлению максимальных касательных напряжений. Значения температуры нагрева и времени деформационного воздействия в данных областях были недостаточны для диффузионного распада колоний перлита, поэтому для цементитных пластин, расположенных вдали от границы, характерны четкие очертания (рисунок 4.24 а). Наряду с пластичес-

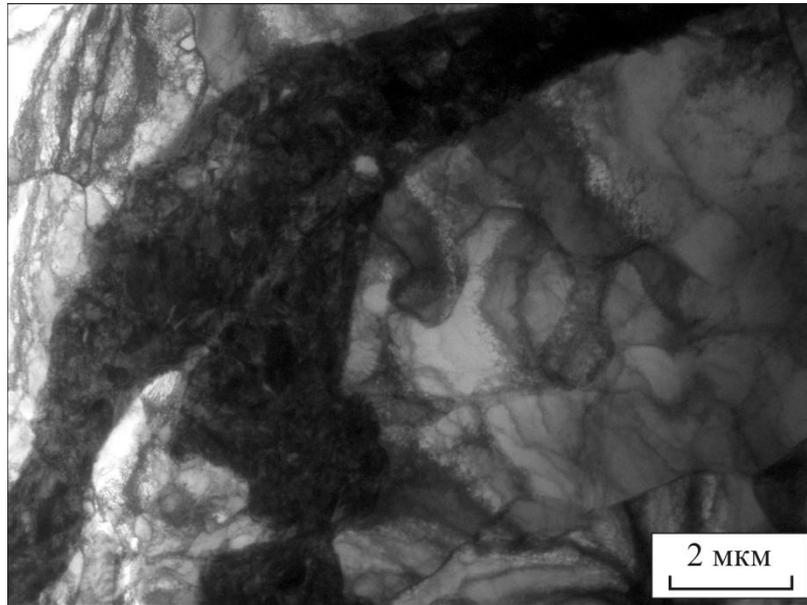


а

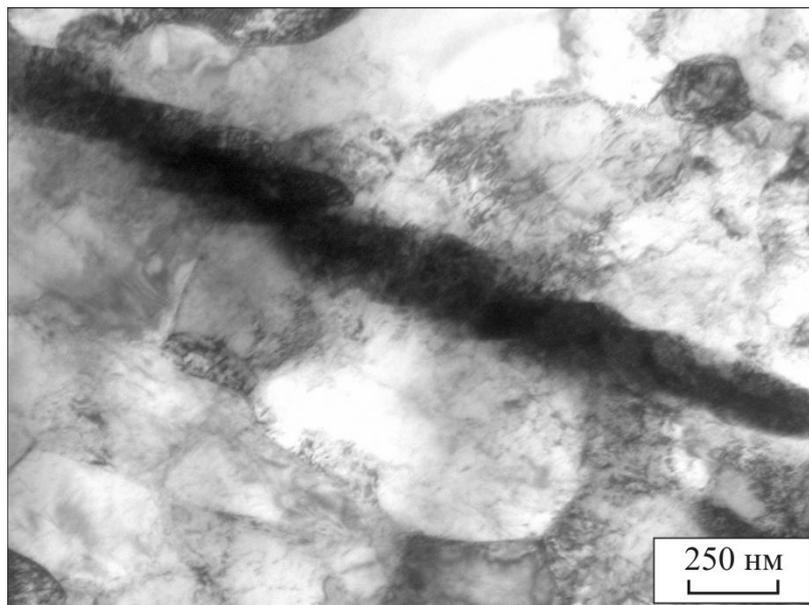


б

Рисунок 4.22 – Тонкое строение феррита на расстоянии 60 мкм от межслойной границы, сформированной при сварке взрывом сталей 20 и 12Х18Н10Т: а – строение феррита, б – зарождение новых зерен на границе зон 5 и 6 (см. рисунок 4.18)

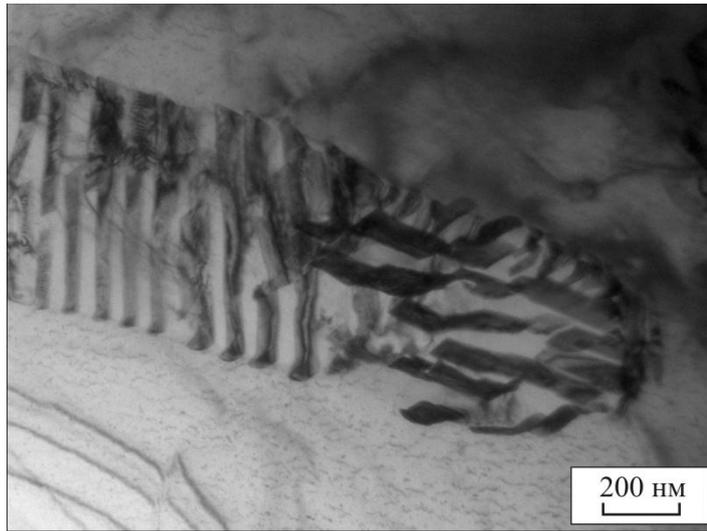


а

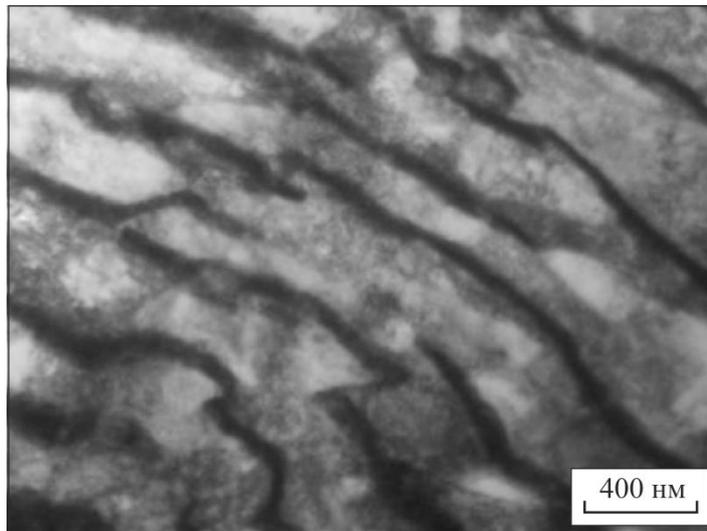


б

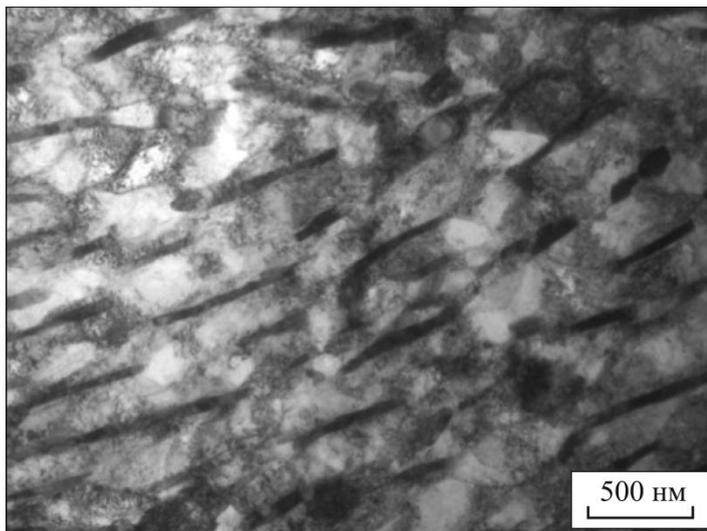
Рисунок 4.23 – Строение пластинчатого перлита стали 20 вблизи сварного шва со сталью 12X18H10T



а



б



в

Рисунок 4.24 – Строение пластинчатого перлита стали 20 на расстоянии более 100 – 150 мкм от сварного шва со сталью 12Х18Н10Т

ки деформированными пластинами встречаются и разрушенные фрагменты цементита (рисунок 4.24 б, в).

### **4.3 Особенности строения сварных швов, возникших при сварке взрывом заготовок из сталей 20 и Э76**

Третий вариант сочетания разнородных материалов, проанализированный в данной работе, связан со сваркой заготовок из низкоуглеродистой стали 20 и высокоуглеродистой стали Э76. Анализ результатов структурных исследований позволяет сделать вывод о том, что соединения этого типа, полученные по режиму, описанному во втором разделе, характеризуются наиболее развитым волнообразным профилем границы сварного шва (рисунок 4.25) и четко выраженными вихревыми построениями (рисунок 4.26). Вблизи большинства гребней и впадин волн наблюдаются участки, находившиеся в процессе сварки в жидком состоянии, о чем свидетельствуют усадочные раковины, возникшие в них. Подобные участки возникают как со стороны высокоуглеродистой стали Э76, так и стали 20. Вокруг них наблюдаются слои мелких рекристаллизованных зерен феррита (рисунок 4.27 а).

Наиболее явные признаки пластического течения ферритных зерен наблюдаются в зонах, близких к гребням волн (рисунок 4.27 а). На расстоянии 100 - 300 мкм от межслойных границ форма исходных ферритных зерен существенно не изменяется. Свидетельством пластической деформации стали в этой зоне является присутствие двойников в ферритных зернах (рисунок 4.27 б). Образование этих структурных элементов в ОЦК-кристаллах характерно для высокоскоростной деформации [350].

По данным дюрометрических исследований уровень микротвердости вихревых участков в высокоуглеродистой стали достигает 600 *HV* (рисунок 4.28, кривая 1). Для стали 20 характерны значения, не превышающие 350 – 400 *HV* (рисунок 4.28, кривая 2). Наглядные представления о микротвердости различных участков сварного шва «сталь 20 – сталь Э76» дает рисунок 4.29.

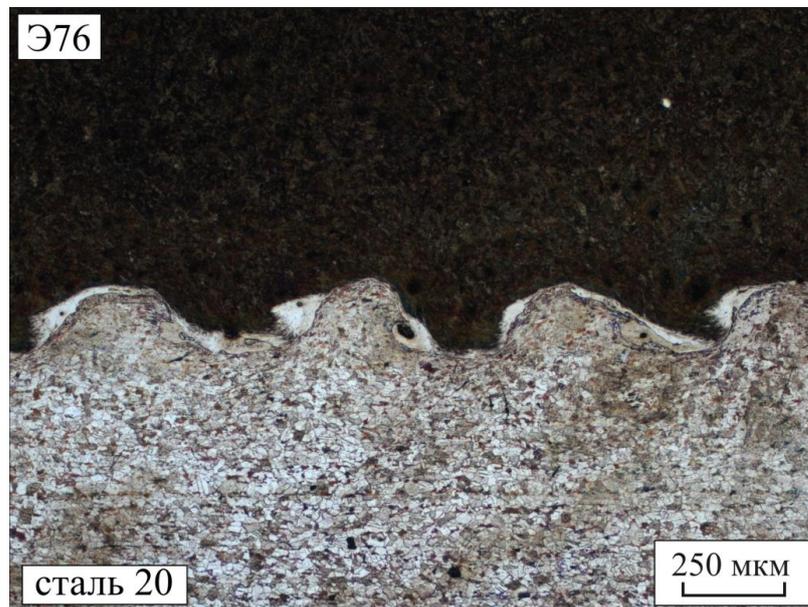


Рисунок 4.25 – Соединение «сталь 20 – сталь Э76», сформированное по технологии сварки взрывом

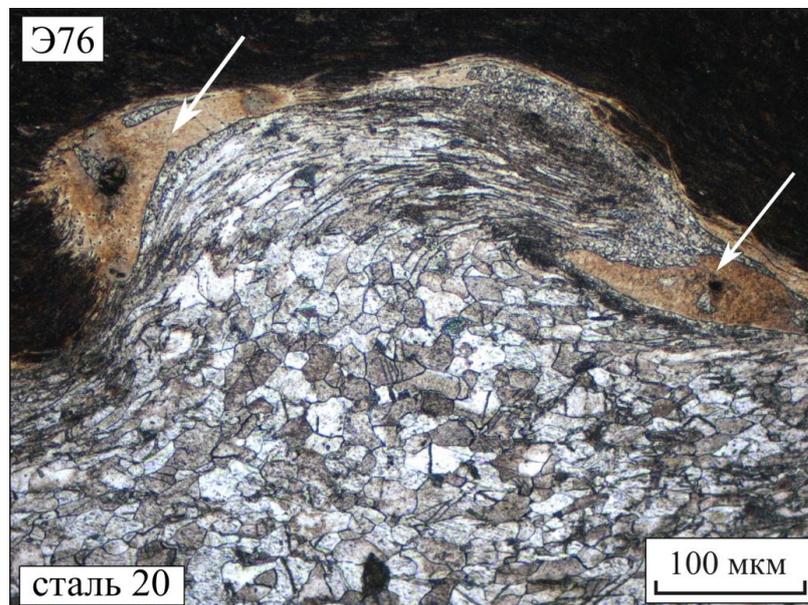
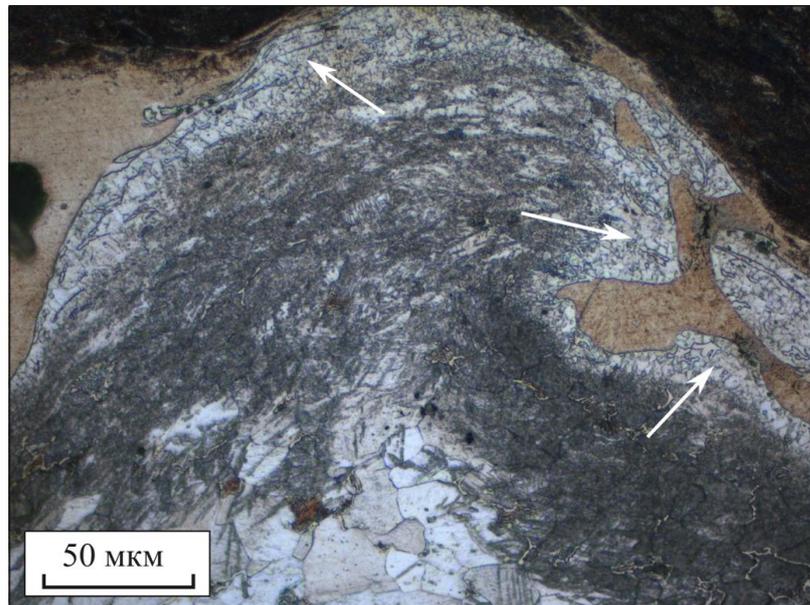
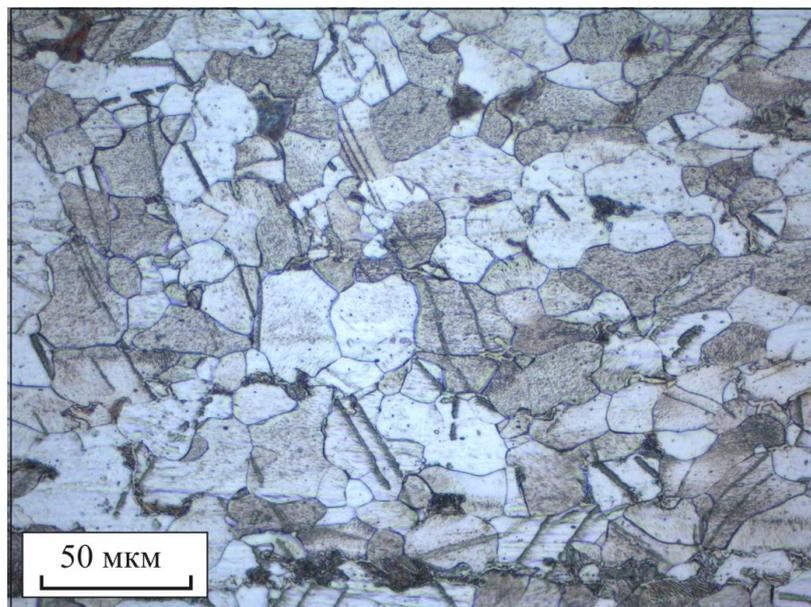


Рисунок 4.26 – Вихревые зоны в соединении «сталь 20 – сталь Э76», полученном по технологии сварки взрывом. Стрелками указаны участки, находившиеся в процессе сварки в жидком состоянии



а



б

Рисунок 4.27 – Строение стали 20 в зоне сварного шва:

а – рекристаллизованные зерна феррита (указаны стрелками), б – двойники деформационного происхождения в ферритных зернах

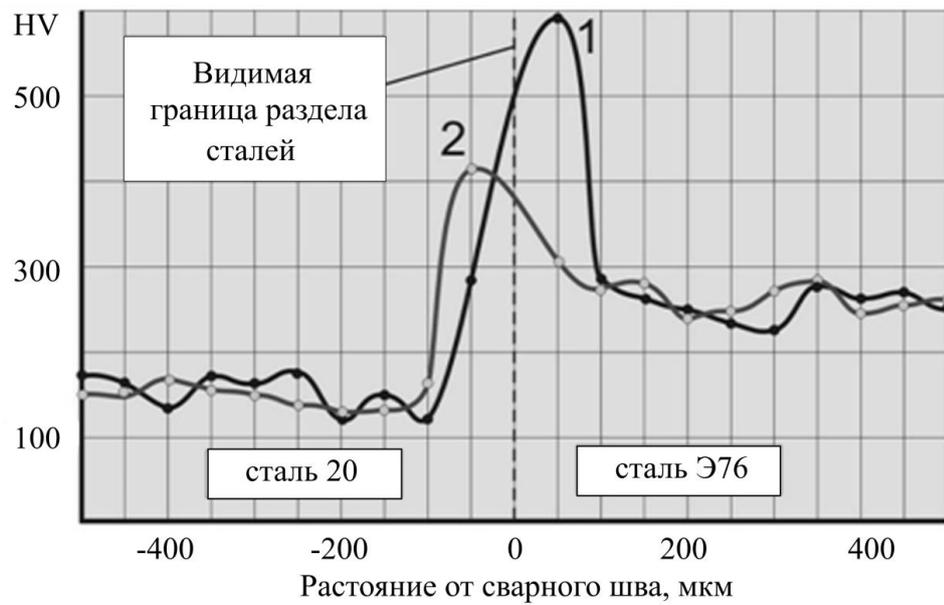


Рисунок 4.28 – Микротвердость сварного соединения «сталь 20 – сталь Э76». 1 – дорожка уколов, проходящая через закаленную зону в рельсовой стали, 2 – дорожка уколов, проходящая через закаленную зону в стали 20

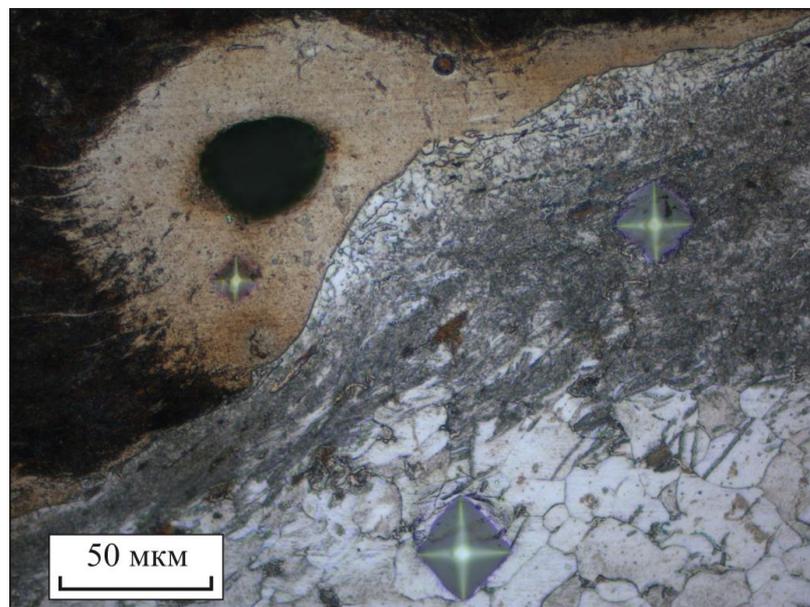


Рисунок 4.29 – Отпечатки алмазного индентора в зоне соединения, сформированной в процессе сварки взрывом сталей 20 и Э76

Схема полученных сварных соединений представлена на рисунке 4.30.

#### **Выводы по главе 4**

1. Методами структурного анализа изучено влияние сварки взрывом на свойства соединений между заготовками из стали Гадфильда и низкоуглеродистой стали 20. Установлено, что при метании пластин из стали 20 на заготовки из стали 110Г13Л формируются сварные швы, характеризующиеся низким уровнем прочностных свойств и надежности. Причины такого поведения композиции из разнородных сплавов связаны с образованием дефектов в виде пор и трещин по границам зерен марганцовистой стали.

2. Технология сварки взрывом может быть применена при получении промежуточных вставок, используемых для соединения углеродистых и хромоникелевых аустенитных сталей. Высокие скорости деформационного воздействия и ограниченность диффузионных процессов являются факторами, препятствующими образованию между металлическими заготовками сплошных закаленных прослоек, что дает основания для получения надежных сварных соединений.

3. При сварке взрывом заготовок из сталей 20 и 12Х18Н10Т в зоне соединения шириной ~ 200 мкм формируются слои, строение которых соответствует различным стадиям процессов деформационного упрочнения и термического разупрочнения. Для границ раздела разнородных материалов характерно образование тонких прерывистых мартенситных слоев. В поверхностно деформированной зоне стали 20, несмотря на кратковременность теплового воздействия, активно развиваются рекристаллизационные процессы. В стали 12Х18Н10Т формируются зоны сильнодеформированных зерен без следов рекристаллизации. Цементит перлитных колоний в стали 20 на расстоянии менее 100 мкм от сварного шва, сформированного сваркой взрывом со сталью 12Х18Н10Т, претерпевает частичный диффузионный распад, в ре-

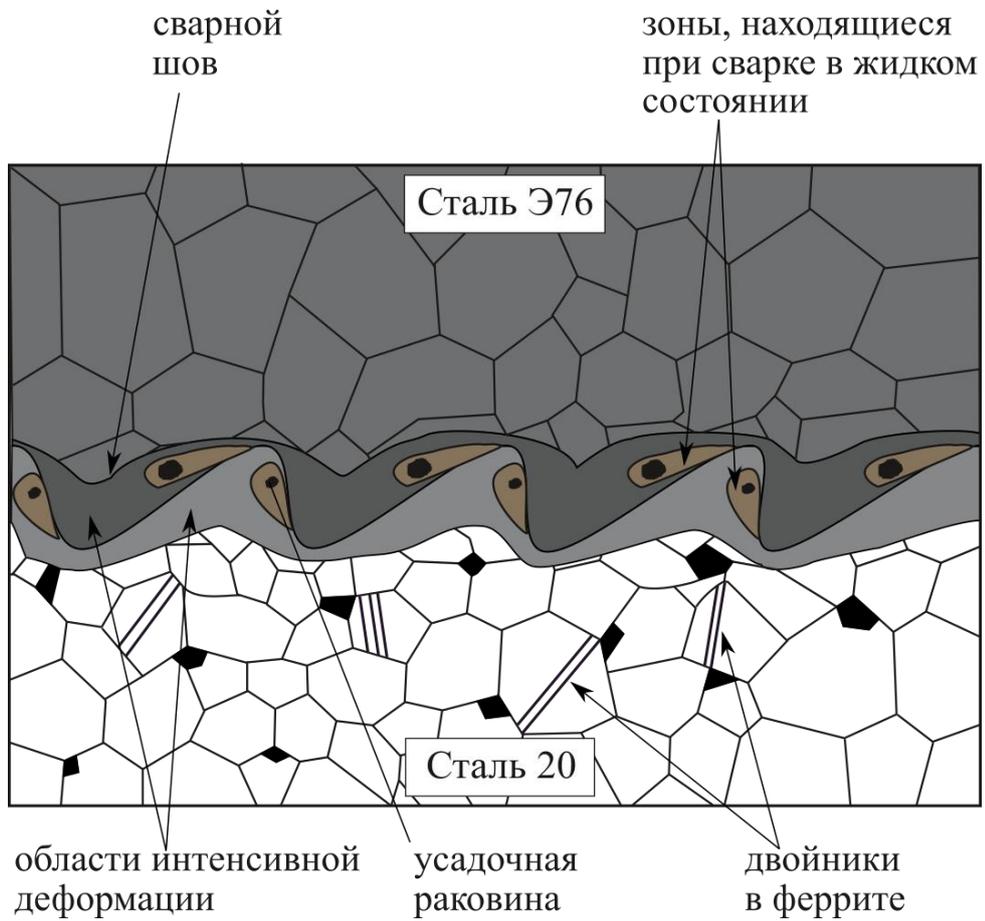


Рисунок 4.30 – Схема строения сварного соединения между сталями 20 и Э76, полученного по технологии сварки взрывом

зультате чего пластины теряют четкость границ, а перлит фиксируется в виде темных полос, вытянутых вдоль шва.

4. Для швов между сталями 20 и Э76, полученных по технологии сваркой взрывом, характерна волнообразная форма. Дефектов в виде трещин вблизи межслойных границ не обнаружено. Внутри большинства вихревых построений, расположенных вблизи гребней и впадин волн, смесь материалов находилась в расплавленном состоянии. Феррит, находившийся в нагретых до высоких температур слоях, прилегающих к вихрям, преобразуется при развитии рекристаллизационных процессов.

## **ГЛАВА 5 СТРУКТУРНЫЕ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В ПОВЕРХНОСТНЫХ СЛОЯХ, ПОЛУЧЕННЫХ МЕТОДАМИ НАПЛАВКИ**

Наплавка, будучи родственной сварочным технологиям, широко используется для получения поверхностных слоев различного назначения. Важное ее преимущество перед некоторыми видами сварки заключается в минимизации перемешивания разнородных материалов, что является фактором, позволяющим снижать уровень остаточных напряжений и вызываемого ими коробления конструкций. Требования, предъявляемые к процессу наплавки разнородных сплавов, в некоторых случаях противоречат друг другу. Мягкие режимы наплавки, обеспечивая формирование тонких переходных слоев, снижают производительность технологического процесса. Использование жестких режимов сопровождается резким увеличением глубины проплавления и снижением качества наплавки разнородных материалов [351-353].

Для практического применения предложены разнообразные технологические процессы наплавки. В промышленном производстве широко используются различные виды ручной, полуавтоматической и автоматической дуговой наплавки. В некоторых случаях поставленные задачи успешно решаются с применением вибродуговой, электрошлаковой и газовой наплавки. Новые возможности открывает технология импульсной наплавки. Особенность этого процесса заключается в том, что на основной ток непрерывно горящей дуги накладываются кратковременные импульсы тока. В зависимости от энергии и частоты импульсов достигается управляемый перенос электродного металла с минимальным разбрызгиванием [354].

Применение высокоэнергетических способов воздействия на материалы является одним из подходов, позволяющих повысить эффективность формирования наплавленных слоев на заготовках из разнородных сплавов. Так, например, метод электронно-лучевой наплавки обеспечивает высокую

удельную поверхностную мощность в пятне пучка, что снижает размер зоны термического влияния. Формирование поверхностного слоя с заданными свойствами происходит с образованием сварочной ванны, в которой наплавляемый материал перемешивается с основным металлом, образуя зону сплавления. Толщиной наплавленного слоя можно управлять, регулируя параметры электронно-лучевого нагрева [160, 355-357].

В данном разделе проведен анализ соединений разнородных легированных и углеродистых сталей (Э76, У8 и 12Х18Н10Т), сформированных методами импульсно-дуговой, а также вневакуумной электронно-лучевой наплавки. Данные технологии рассматриваются как способ формирования промежуточных вставок для сварки разнородных углеродистых и аустенитных сталей. Использование технологии наплавки может снизить объемную долю формирующегося мартенсита, а также упростить этап получения вставки определенной формы для сварки габаритных заготовок.

### **5.1 Особенности строения слоев, полученных методом импульсно-дуговой наплавки**

Промежуточные слои на заготовках, обеспечивающие возможность сварки разнородных материалов, формировали методом автоматической дуговой наплавки проволоки А7-IG диаметром 1,2 мм на установке РК757-Н в среде  $Ar + 2\% CO_2$ . Размер заготовок из стали Э76 составлял 120×100×150 мм. Режимы наплавки и химический состав исходных материалов представлены в таблицах 5.1 и 5.2.

Таблица 5.1 – Режимы наплавки промежуточных слоев из хромоникелевого сплава

Слои	Параметры технологического процесса	
	$I, A$	$U, B$
1 - 3	160	18
4 - 7	210	13,3

Таблица 5.2 – Химический состав исходных материалов, % вес

Материал	Химический элемент, % вес.					
	<i>Fe</i>	<i>C</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mn</i>	<i>Si</i>
Сталь Э76	осн.	0,78	0,1	0,2	0,3	0,2
Проволока А7-IG	осн.	0,08	19	9	7	0,9

Схема строения заготовки со слоями, наплавленными методом импульсно-дуговой наплавки, представлена на рисунке 5.1 а. Поверхностный слой требуемой толщины формируется путем множества последовательных проходов. Толщина слоя, получаемого за один проход, составляет ~ 3 мм. Формирование каждого слоя в плоскости образца происходит параллельными валиками, поперечные сечения которых представлены на рисунке 5.1 б. Признаком существенного влияния температуры на основной материал является образование явно выраженной зоны термического влияния шириной 3 – 5 мм. В общем случае в материале, полученном наплавкой разнородных сталей, можно выделить пять областей (рисунок 5.2): 1 – область исходной структуры стали Э76, 2 – область термического влияния с колониями мелкодисперсного перлита, 3 – феррит-перлит-аустенитная зона, 4 – область с мелкозернистой аустенитной структурой, микрообъемами мартенсита и карбидами, 5 – наплавленный слой с крупнозернистой аустенитной структурой и карбидами.

Наплавленный слой с достаточно высоким содержанием никеля и марганца (рисунок 5.3) приобретает аустенитную структуру, что согласуется с диаграммой Шеффлера [72]. Характер изменения концентрации легирующих элементов в зоне сопряжения сплавов иллюстрирует рисунок 5.4. Наплаваемый материал проникает вглубь стальной заготовки на глубину ~ 50 – 100 мкм, в результате чего граница зоны сплавления приобретает извилистую форму (рисунок 5.5 б). В аустенитных зернах вблизи границы раздела зафиксированы частицы размерами до 3 мкм. Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа, они представляют собой карбиды типа  $Me_{23}C_6$ .

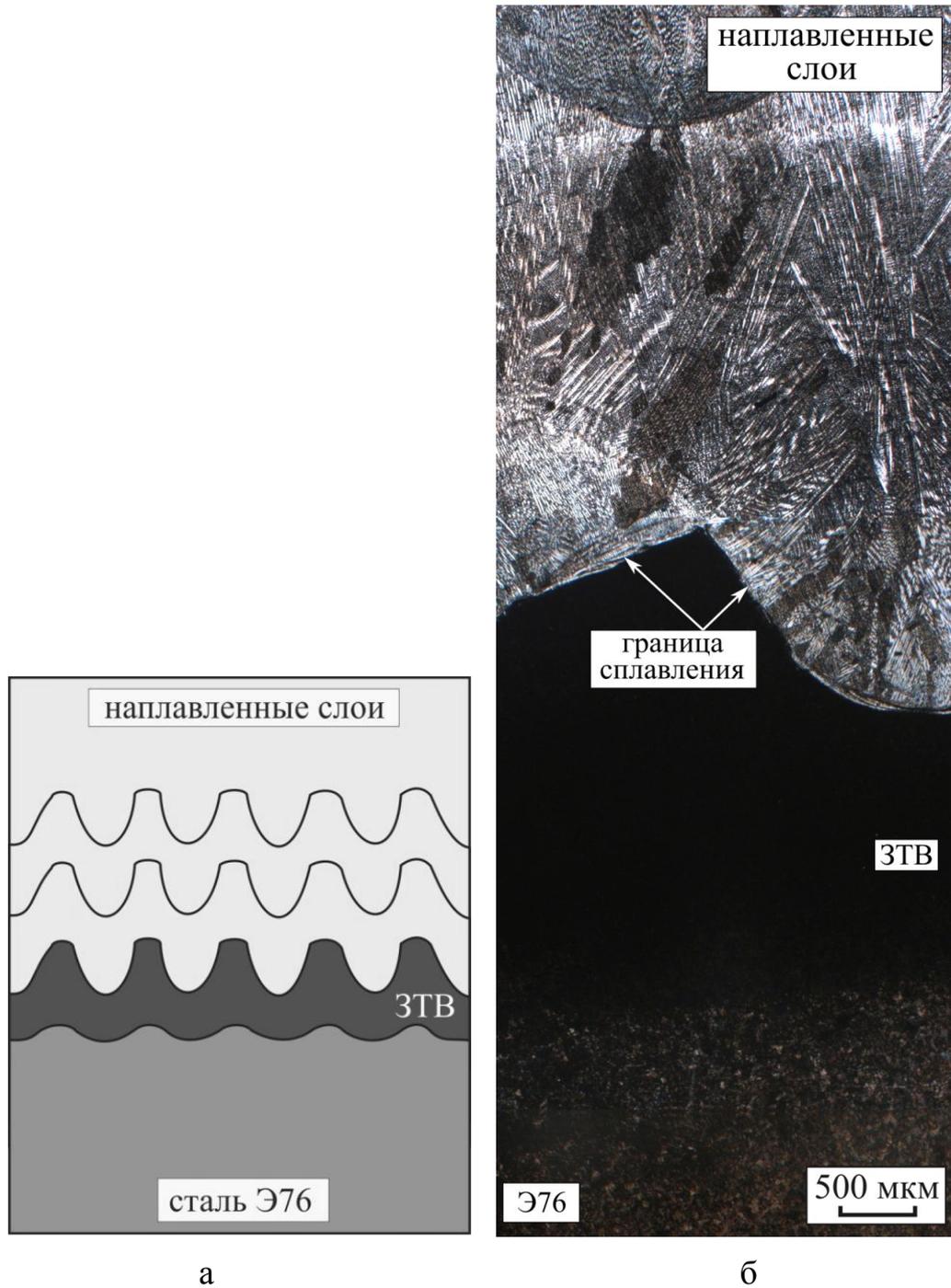


Рисунок 5.1 – Схема (а) и общий вид слоев (б), полученных методом импульсной электродуговой наплавки проволоки *A7-IG* на заготовки из стали

Э76

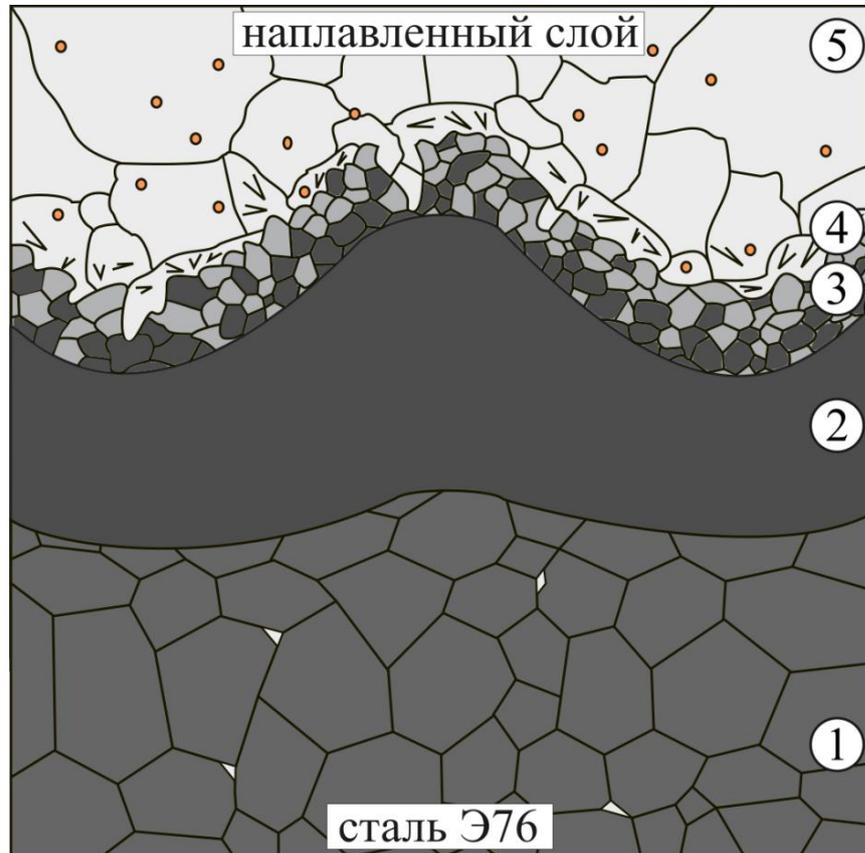
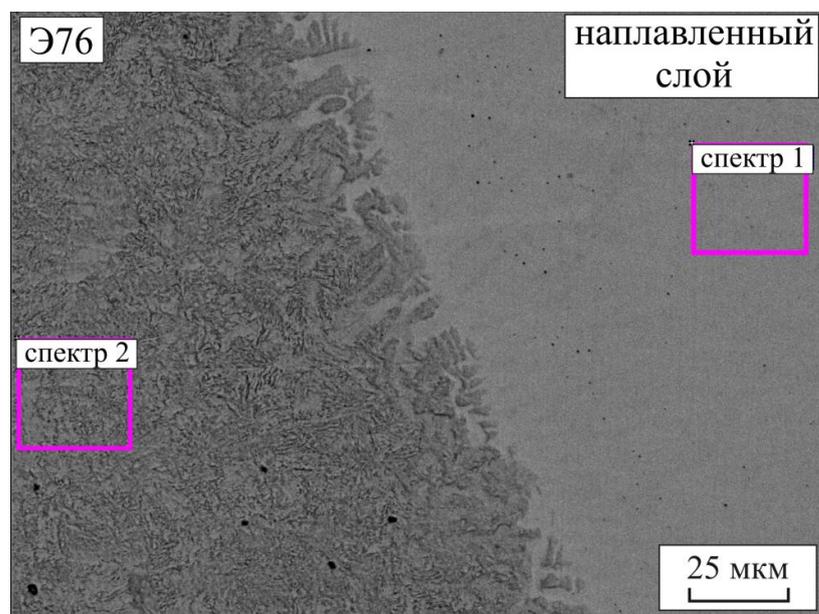
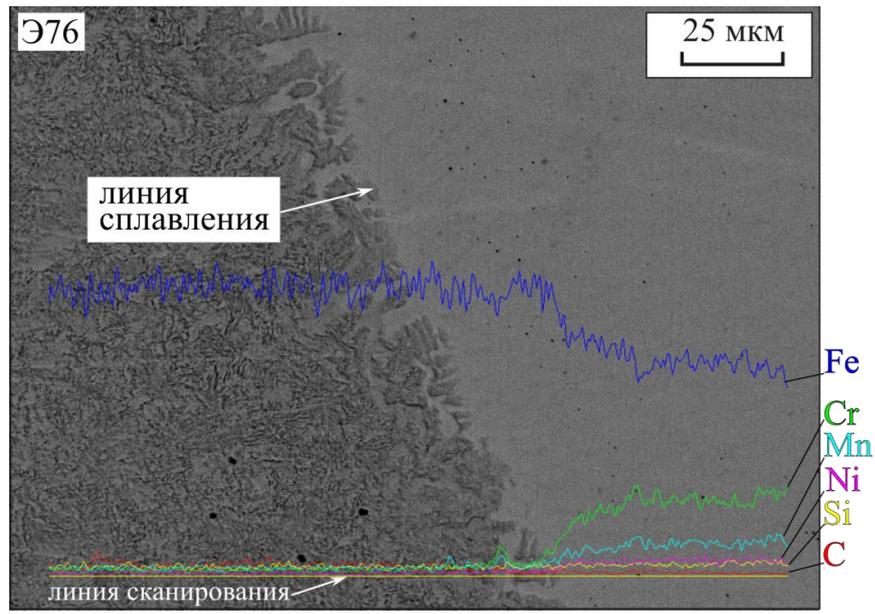


Рисунок 5.2 – Общий вид зоны взаимодействия разнородных материалов, возникшей в процессе импульсной электродуговой наплавки проволоки А7-IG на заготовки из стали Э76: 1 – исходная структура стали Э76, 2 – область термического влияния с колониями мелкодисперсного перлита, 3 – феррит-перлит-аустенитная область, 4 – область с мелким аустенитным зерном, участками мартенсита и карбидными частицами, 5 – область крупнозернистого аустенита (наплавленный слой) с карбидными частицами

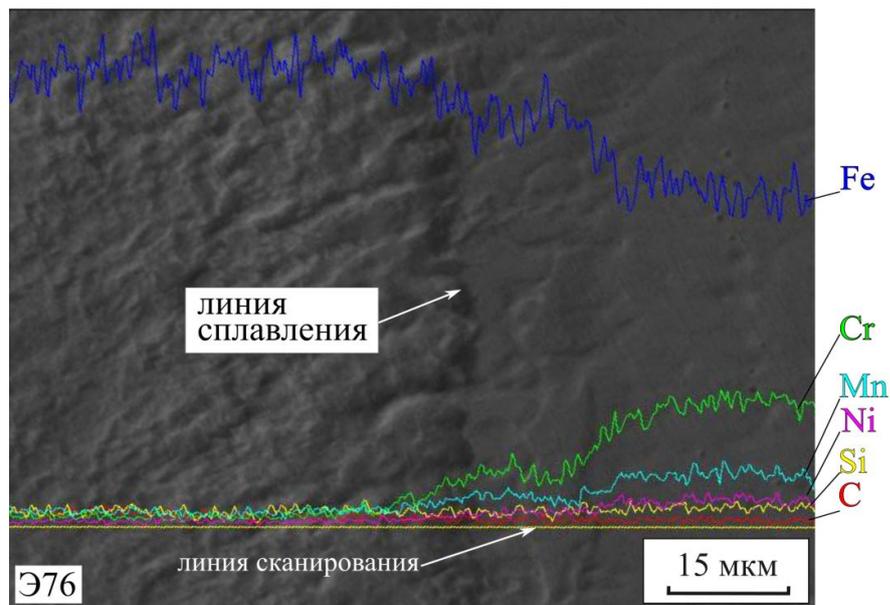


Участок	Химический элемент, % вес.				
	<i>Fe</i>	<i>Si</i>	<i>Cr</i>	<i>Ni</i>	<i>Mn</i>
Спектр 1	Осн.	0,8	16,4	6,5	5,5
Спектр 2	Осн.	0,3	-	-	1

Рисунок 5.3 – Участок границы сопряжения стали Э76 и наплавленного слоя с выделенными участками, на которых проведен микрорентгеноспектральный анализ

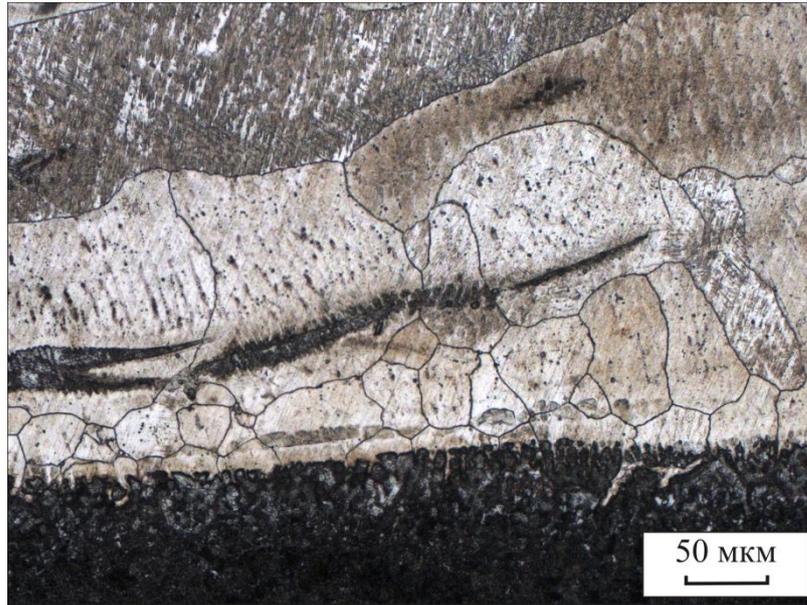


а

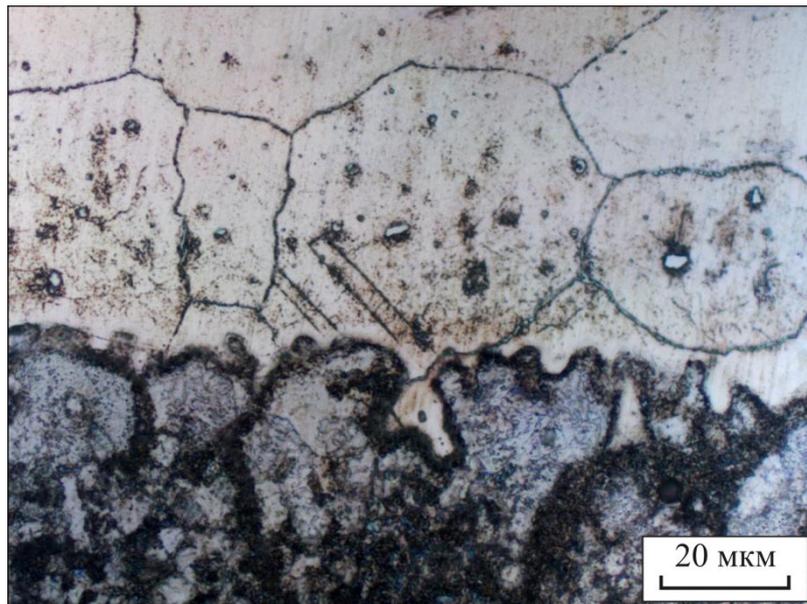


б

Рисунок 5.4 – Распределение элементов вблизи границы, возникшей в процессе наплавки высоколегированной проволоки *A7-IG* на заготовку из стали Э76: а и б – наложение кривых распределения химических элементов на изображение в различных участках сварного соединения



а



б

Рисунок 5.5 – Зона сопряжения разнородных материалов, возникшая в процессе электродуговой импульсной наплавки проволоки *A7-IG* на заготовки из стали Э76: а – общий вид, б – граница сплавления материалов

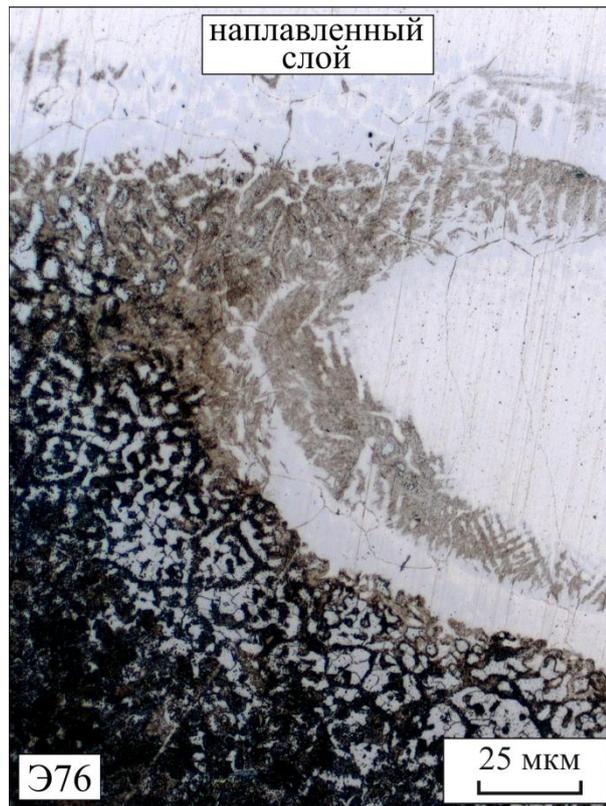
Объемная доля этой фазы не превышает 4 %. С увеличением расстояния от видимой границы в направлении наплавленного слоя размер частиц уменьшается, распределение их по объему материала остается равномерным.

Области со структурой мартенситного типа располагаются преимущественно в наплавленном металле в непосредственной близости к видимой границе сплавления (рисунок 5.6). Следует подчеркнуть, что мартенсит выделяется не в виде сплошных прослоек, а распределен отдельными островками, размеры которых достигают 200 мкм. На некоторых участках наплавленного слоя, удаленных от границы раздела на 100 – 400 мкм, зафиксированы тонкие прослойки с мартенситной структурой (рисунок 5.5 а). В пределах переходных слоев объемная доля мартенсита не превышает 10 % [358].

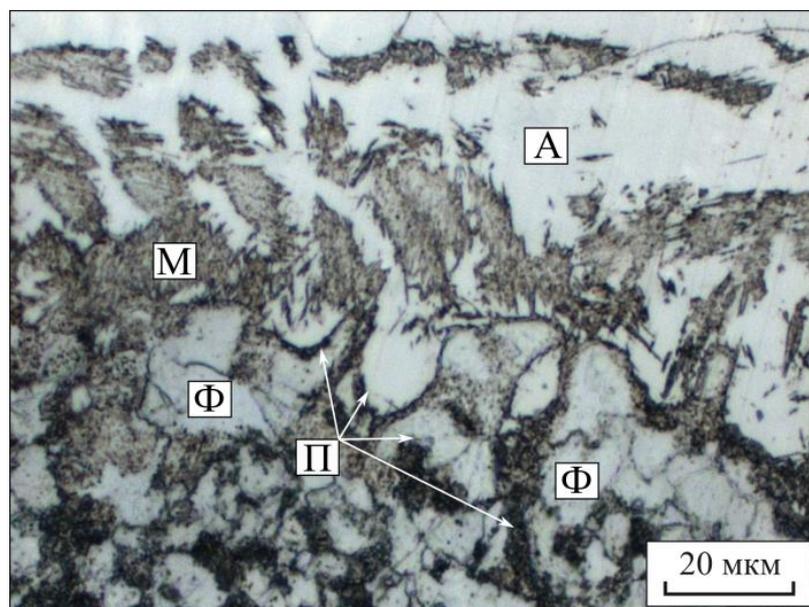
Согласно результатам дюрOMETрических исследований полученное наплавкой соединение характеризуется существенной неоднородностью. Максимальный уровень микротвердости мартенситных участков составляет 680 *HV*. Для областей, в которых мартенсит отсутствует, перепад значений микротвердости на границе раздела сплавов минимален (50 – 100 *HV*). Пример распределения микротвердости в направлении, поперечном границе раздела разнородных материалов, представлен на рисунке 5.7.

В области 3 (см. рисунок 5.2) на глубине до 100 мкм от видимой границы раздела зафиксированы локально распределенные легированные области размерами ~ 20x50 мкм и менее (рисунок 5.8 а). Согласно результатам микрорентгеноспектрального анализа в их состав кроме железа входят хром (5 – 8 вес. %), никель (1,5 – 3 вес. %) и марганец (1,5 – 2,5 вес. %). Отмеченные зоны окружены слоем дисперсной феррито-цементитной смеси (рисунок 5.8 б). Наплавленный слой, примыкающий к основному материалу, разбавлен железом (рисунок 5.4). Содержание легирующих элементов (хром ~ 10 вес. %, никеля ~ 4 вес. %, марганец ~ 3,5 вес. %) в нем существенно ниже по сравнению с наплавочной проволокой.

Область, прилегающую к границе раздела со стороны углеродистой стали (3 на рисунке 5.2), можно разделить на три зоны (рисунок 5.9). В зоне

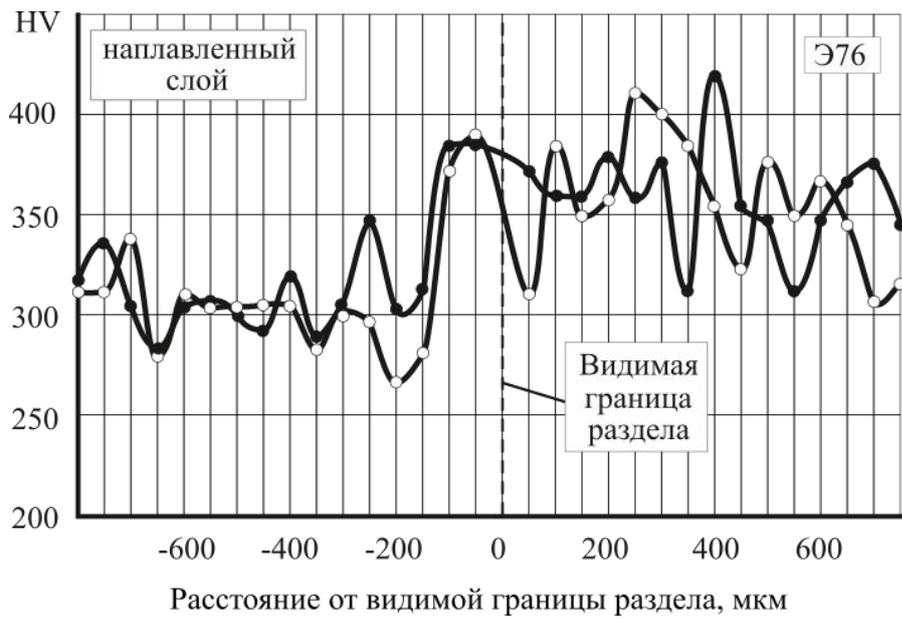


а

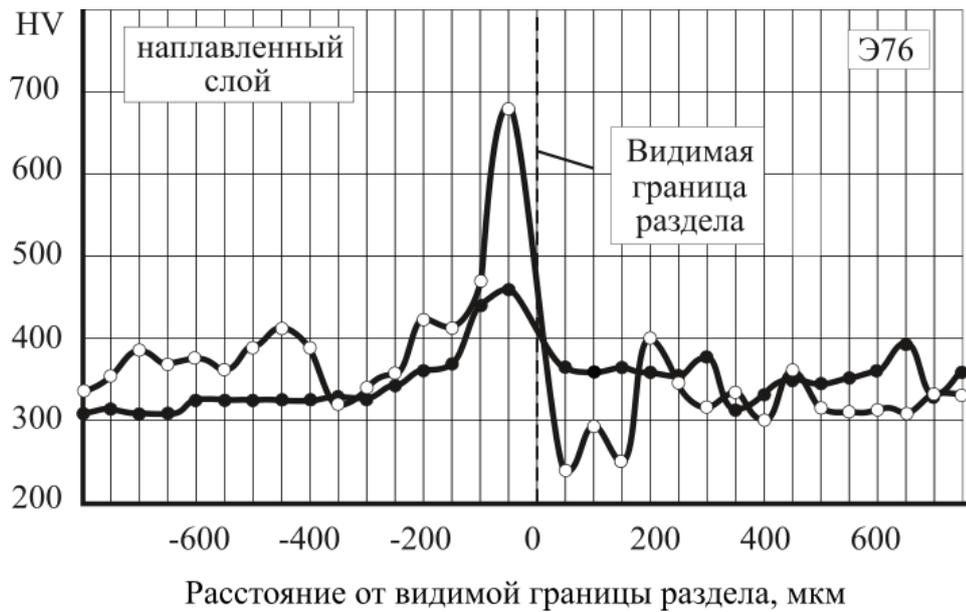


б

Рисунок 5.6 – Участки с аустенито-мартенситной структурой вблизи видимой границы раздела стали Э76 и слоя, полученного импульсной электродуговой наплавкой проволоки А7-IG. А – аустенит, М – мартенсит, Ф – феррит, П – перлит

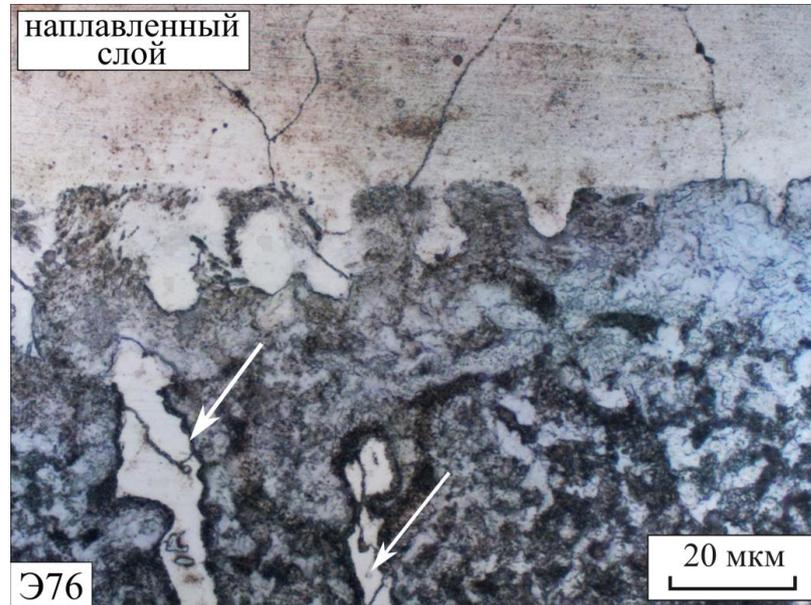


а

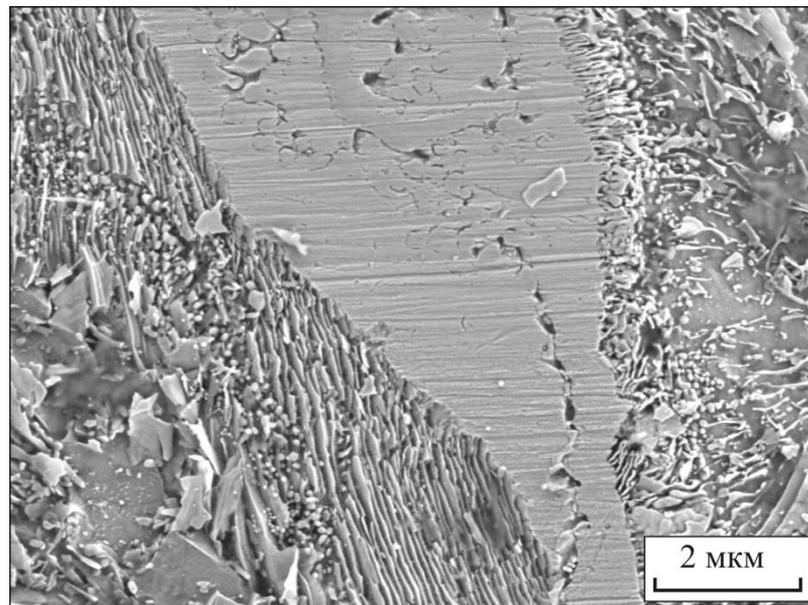


б

Рисунок 5.7 – Микротвердость материала, полученного методом импульсной электродуговой наплавки стали проволоки A7-IG на сталь Э76



а



б

Рисунок 5.8 – Локальные зоны (указаны стрелками), возникшие при наплавке хромо-никель-марганцовистой стали на заготовку из высокоуглеродистой стали: а – световая микроскопия, б – растровая электронная микроскопия

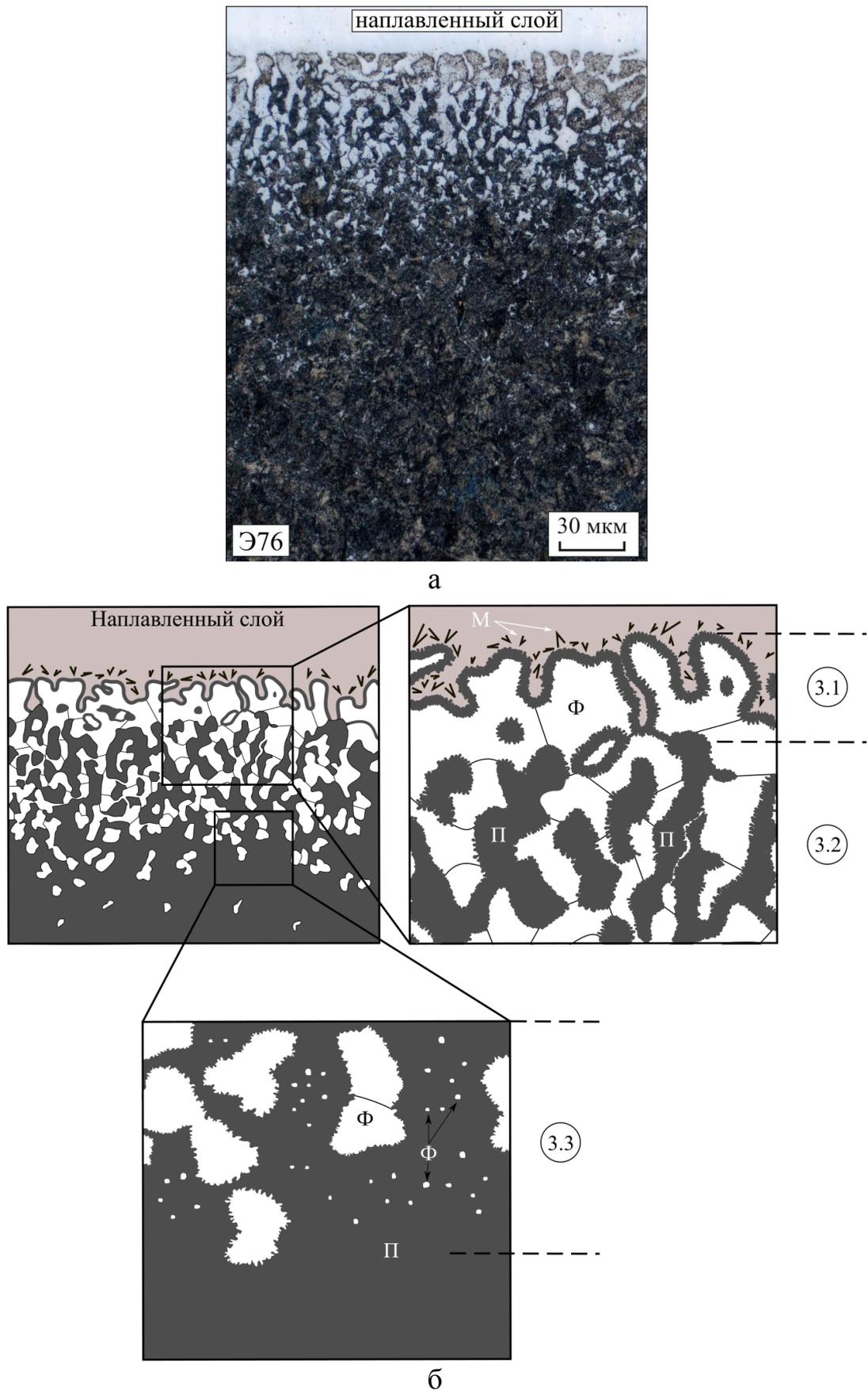
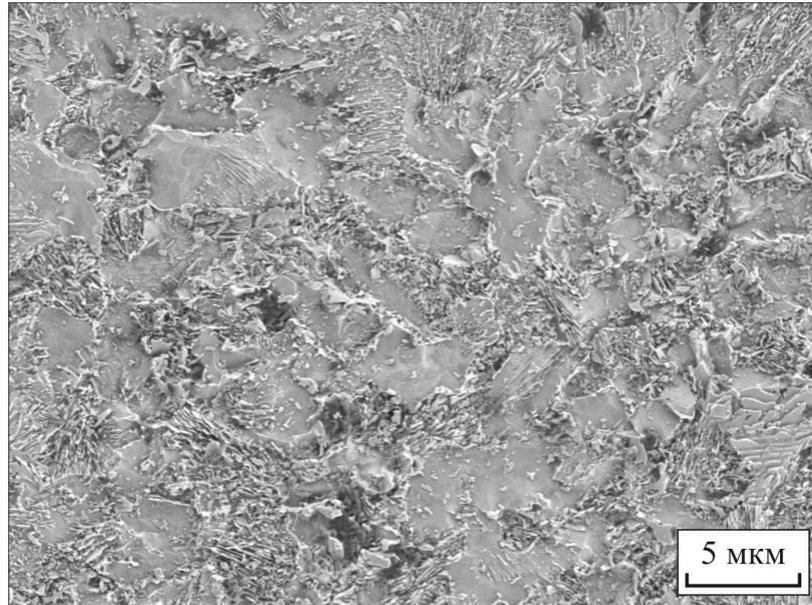


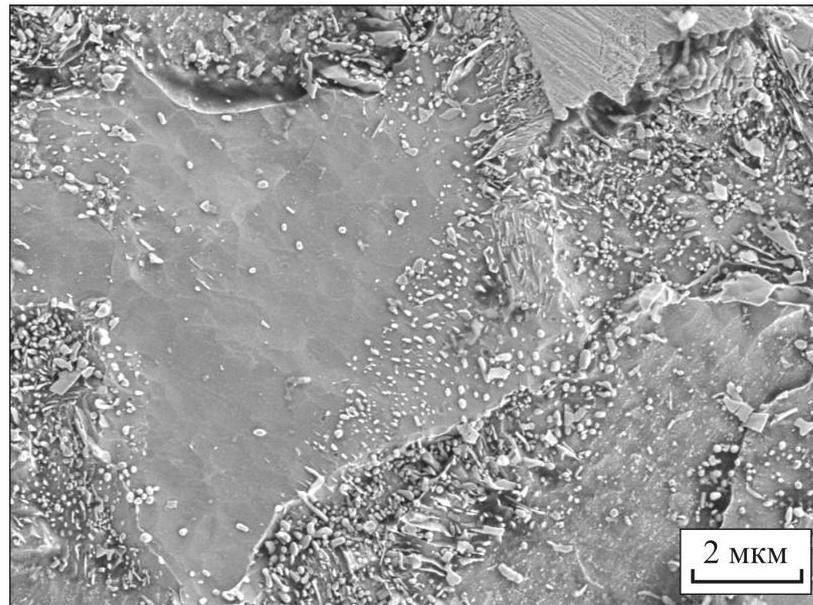
Рисунок 5.9 – Микроструктура (а) и схема строения (б) слоев, примыкающих к границе раздела, полученной при импульсной дуговой наплавке проволоки А7-IG на заготовки из стали Э76. Ф – феррит, П – перлит, М – мартенсит

3.1 преобладает ферритная составляющая, в зонах 3.2 и 3.3 - перлитная. Для обеих зон характерно формирование дисперсной феррито-цементитной смеси (рисунок 5.9 б). Такой эффект обычно наблюдается в зоне термического влияния при сварке и наплавке низкоуглеродистых сталей. Например, в работах [359, 360] показано, что при лазерной сварке пластин из стали 20 формируется зона неполного отжига, характеризующаяся различной степенью перекристаллизации перлита. С повышением температуры возрастает доля аустенита, в который из колоний перлита диффундирует углерод. Кратковременность процесса ограничивает пути миграции углерода. На стадии охлаждения он участвует в формировании особо мелких колоний перлита, между которыми появляются новые зерна  $\alpha$ -фазы. Подобный процесс происходит в зоне сплавления при импульсной электродуговой наплавке проволоки A7-IG на заготовки из высокоуглеродистой стали Э76.

Диффузионный поток углерода направлен из высокоуглеродистой стали в легированный слой, в пределах которого концентрация углерода существенно ниже. В результате этого поверхностные слои стали Э76 обедняются углеродом и по своему составу становятся доэвтектоидными. Зона 3.2, указанная на рисунке 5.9 б, характеризуется присутствием достаточно мелких ферритных зерен (4-7 мкм), возникших в процессе наплавки легированной стали (рисунок 5.8 а, 5.10 а). Ближе к границе сплавления (зона 3.1) размер зерен  $\alpha$ -фазы возрастает до 12-15 мкм. Эффект извилистой границы между ферритом и перлитом связан с растворением последнего за счет диффузии углерода в окружающий его объем, а также за счет частичного преобразования в зернистый перлит (рисунки 5.10 б, 5.11 б, в, 5.12). Особенностью формируемого перлита является присутствие в нем дефектных по форме цементитных пластин и карбидов глобулярного типа (рисунок 5.13). Можно наблюдать искривление пластин, присутствие в них рваных краев, несплошностей. Согласно работам [221, 361-363] причины образования дефектного цементита могут быть связаны с локальным дефицитом углерода, вызванным особенностями диффузии углерода при охлаждении аустенита. Схема форми-

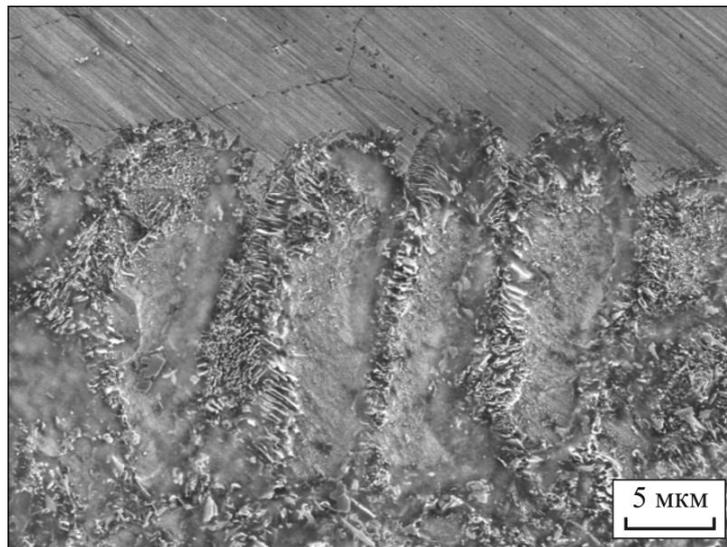


а

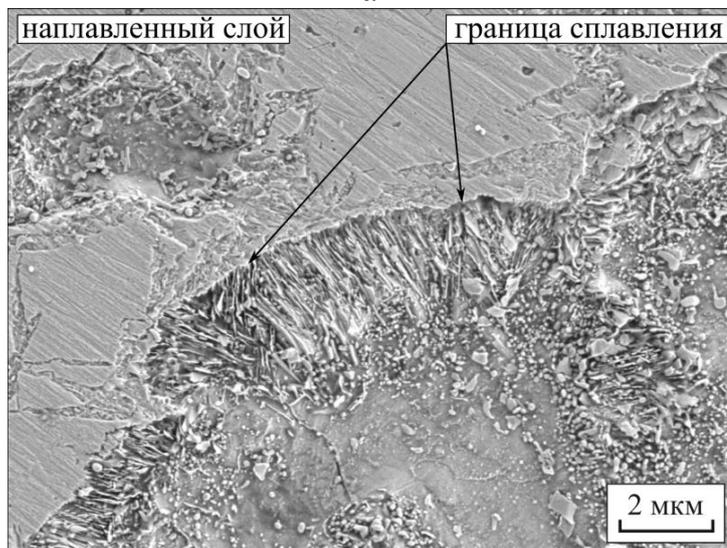


б

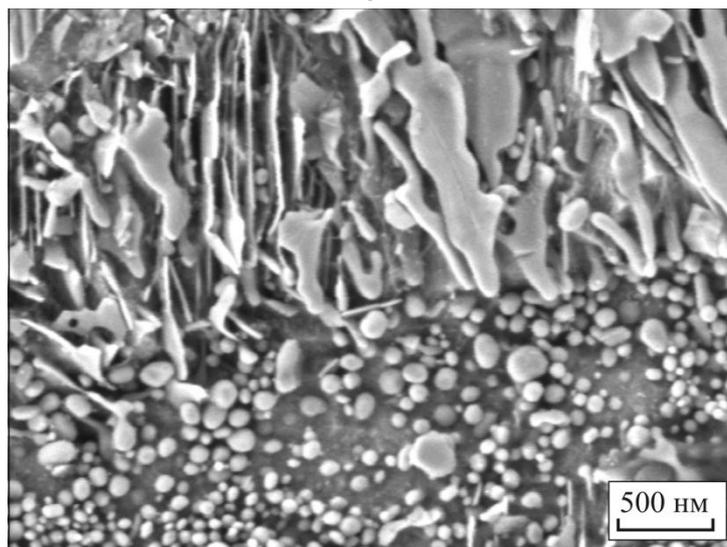
Рисунок 5.10 – Строение зоны 3.2 (см. рисунок 5.9), возникшей в углеродистой стали в процессе наплавки легированного сплава



а



б

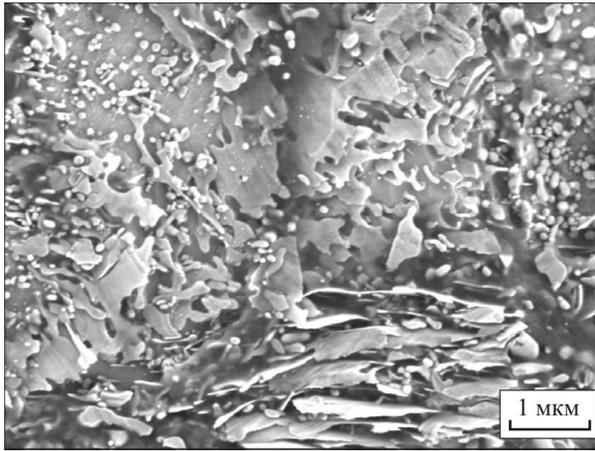


в

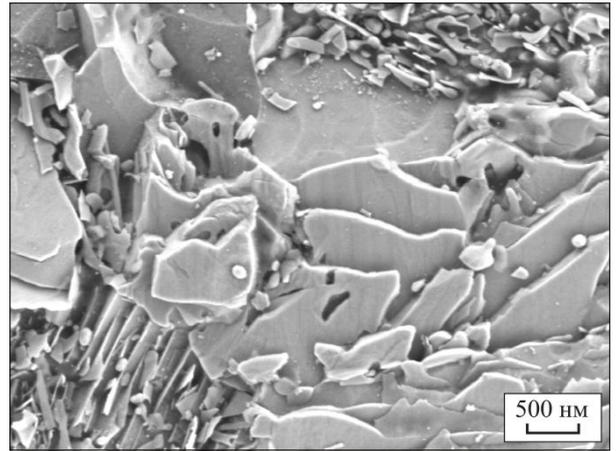
Рисунок 5.11 – Строение зоны 3.1 (см. рисунок 5.9), возникшей в углеродистой стали Э76 при наплавке хромо-никель-марганцовистой стали



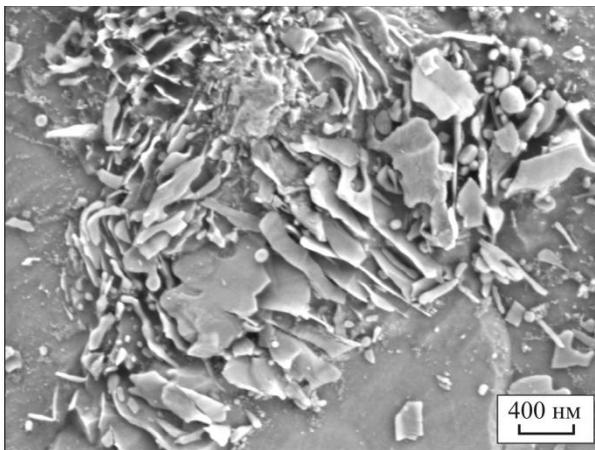
Рисунок 5.12 – Смешанный по форме перлит в зоне термического влияния стали Э76 (область 3, рисунок 5.9) после импульсной электродуговой наплавки проволоки А7-IG (просвечивающая электронная микроскопия)



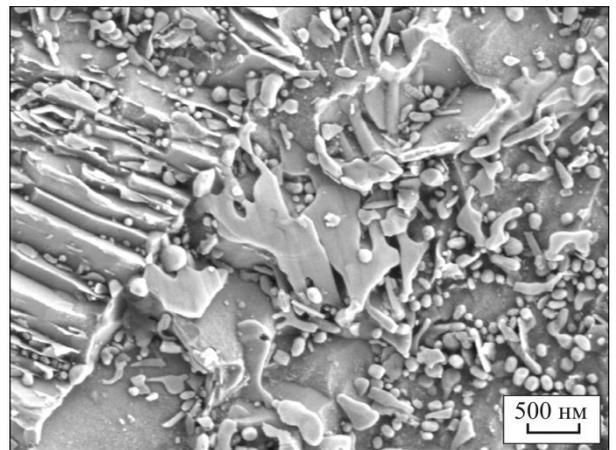
а



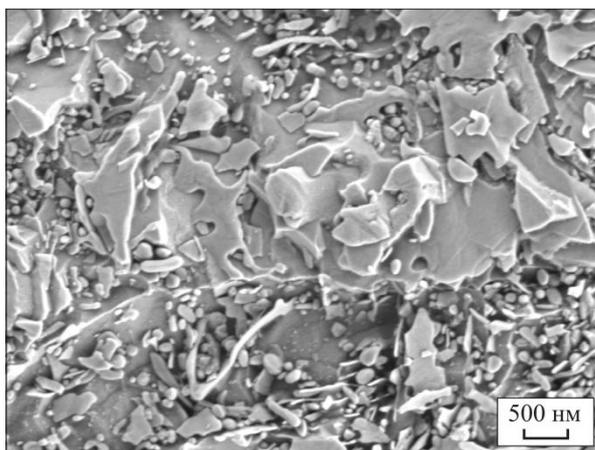
б



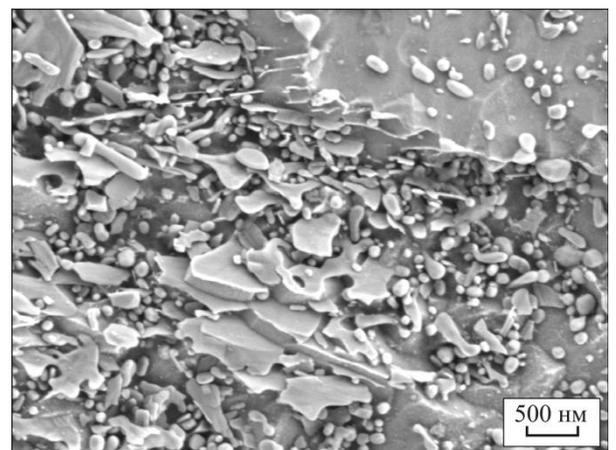
в



г



д



е

Рисунок 5.13 – Дефектное строение цементитных пластин в зоне 3.2  
(см. рисунок 5.9)

рования структуры вблизи границы сопряжения разнородных материалов представлена на рисунке 5.14.

По всей видимости, материал, расположенный ниже (зона 3.3), был нагрет до существенно более низких температур. По концентрации углерода он гораздо ближе к исходной стали и преобладающей структурной составляющей в нем является перлит. Анализируемая область характеризуется наличием еще более мелких ферритных зерен (1-3 мкм), которые возникли в результате процессов перекристаллизации, когда температура достигала значений в диапазоне  $A_1 - A_3$ .

В подтверждение ранее описанного механизма формирования перлита при стыковой контактной сварке оплавлением и спеканием разнородных углеродистой и легированной сталей, при наплавке были зафиксированы участки, на которых отчетливо видно, что превращение аустенита в цементит является лидирующим, а фронт  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения отстает (рисунок 5.15). При этом материал самого наплавленного слоя проникает в область  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения на глубину до  $\sim 300$  нм.

Область 2 (см. рисунок 5.2) в зоне термического влияния характеризуется структурой мелкодисперсного перлита и незначительной долей свободного феррита. Средний размер перлитных колоний в зоне термического влияния составляет около 5 – 8 мкм, в то время как в исходной стали Э76 он в 3 - 4 раза больше.

Методом рентгенофазового анализа в соединениях, полученных методом электродуговой наплавки, зафиксированы лишь две фазы:  $\alpha\text{-Fe}$  и  $\gamma\text{-Fe}$  (рисунок 5.16). Частицы, наблюдаемые металлографически вблизи линии раздела разнородных сплавов, методом рентгеновской дифрактометрии не выявлены, что объясняется их малой объемной долей.

Следует подчеркнуть, что структура стали Э76 в области термического влияния в непосредственной близости к границе сплавления, возникшей при импульсно-дуговой наплавке легированной стали, характеризуется градиентным строением и формированием дисперсной феррито-цементитной смеси с

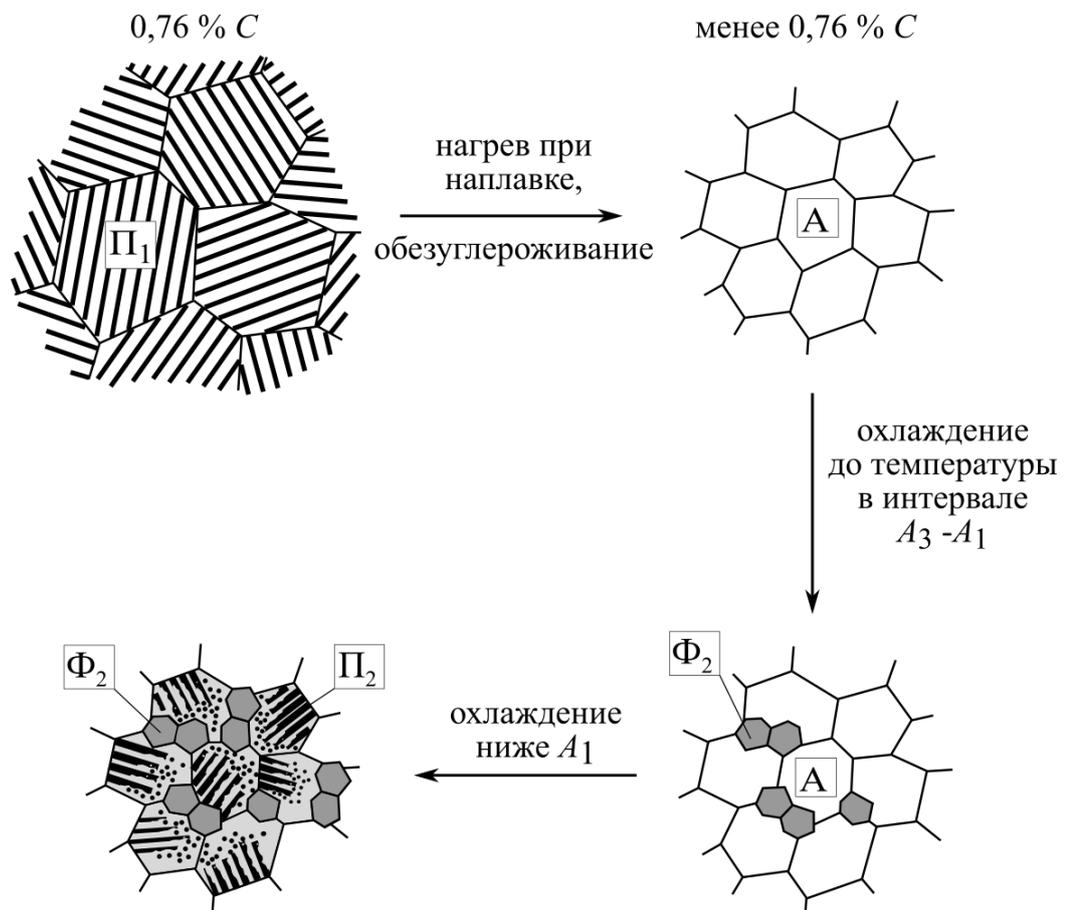
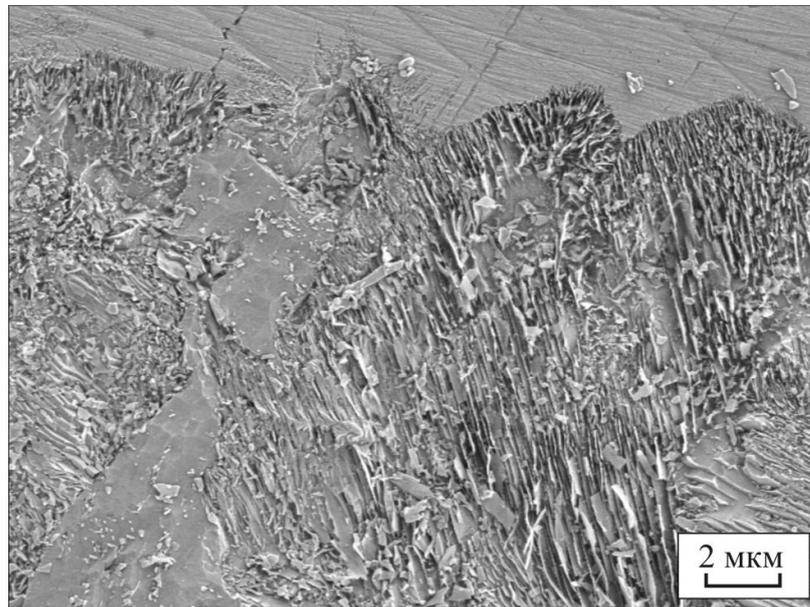
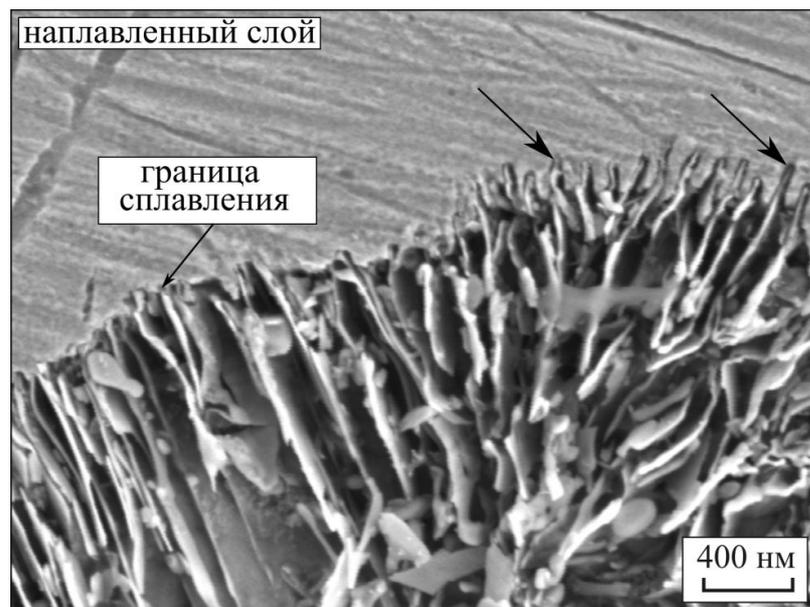


Рисунок 5.14 – Схема формирования структуры материала вблизи границы сплавления стали Э76 и проволоки А7-IG. П – перлит, А – аустенит, Ф – феррит (зоны 3.1 и 3.2 на рисунке 5.9)



а



б

Рисунок 5.15 – Внедрение цементитных пластин (указаны стрелками) в наплавленный слой на границе сопряжения стали Э76 с легированной сталью

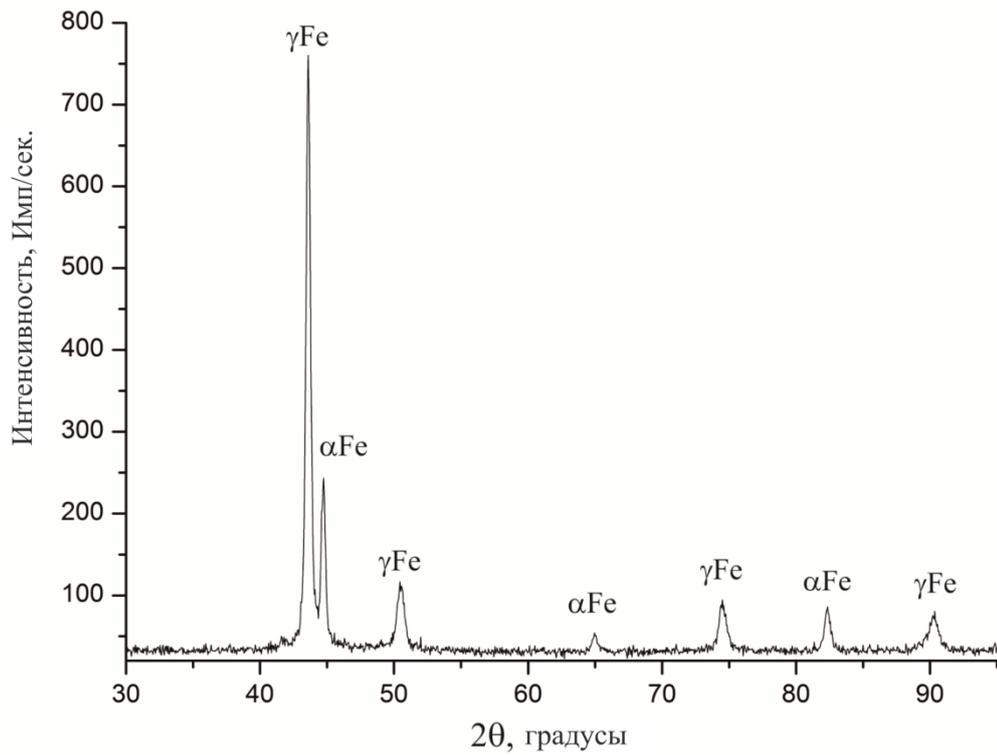


Рисунок 5.16 – Рентгенограмма зоны соединения, полученного в процессе импульсной электродуговой наплавки проволоки *A7-IG* на заготовку из стали

минимальным размером ферритных зерен  $\sim 1$  мкм.

## 5.2 Особенности строения слоев, полученных вневакуумной электронно-лучевой наплавкой

Электронно-лучевая наплавка является одним из эффективных высокотехнологичных способов обработки материалов, обеспечивающим возможность формирования поверхностных слоев с повышенным комплексом механических и химических свойств. В подавляющем большинстве случаев в производственных условиях применяется технология наплавки материалов в вакууме. Физически процесс реализуется при использовании пучков с энергией электронов 20...400 кэВ. Под воздействием электронов происходит интенсивное плавление поверхностного слоя заготовки с распределенной на ней порошковой смесью. Отвод тепла в холодные внутренние слои заготовки обеспечивает ускоренную кристаллизацию расплава и формирование мелкодисперсной структуры поверхностного слоя [364]. Несмотря на такие преимущества как относительно малые потери тепла при нагреве поверхностных слоев и отсутствие окислительной среды, оказывающей негативное влияние на расплав, данная технология имеет ряд существенных недостатков. К ним следует отнести ограниченный объем рабочей камеры, значительные затраты времени на откачку воздуха из нее, невысокий уровень энергии электронного пучка [364, 365]. Разработанная в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН технология вневакуумной электронно-лучевой обработки снимает эти ограничения, сохраняя основные достоинства электронного пучка [366, 367].

При выполнении диссертационной работы вневакуумную электронно-лучевую наплавку материалов осуществляли в ИЯФ СО РАН на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6. Для формирования поверхностно легированных слоев на заготовках из стали Э76 использовали порошковую смесь, содержащую 42 вес. % *Cr*, 24 вес. % *Ni* и 2 вес. % *Ti* с флюсом (24 вес. %

$CaF_2 + 8$  вес. %  $LiF$ ). Размеры образцов составляли  $100 \times 50 \times 10$  мм, масса насыпки порошковой смеси на  $1 \text{ см}^2 - 0,45$  г. Технологические параметры процесса, обеспечивающие формирование однородной структуры поверхностных слоев, были выбраны на основании ряда проведенных ранее исследований [174-176]. Реализованный в работе режим наплавки представлен в таблице 5.3.

Таблица 5.3 – Режим вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой смеси

Основные параметры	Значение
Энергия электронов, МэВ	1,4
Расстояние от выпускного отверстия до образца, мм	90
Ток пучка электронов, мА	26
Скорость продольного перемещения образца, мм/с	10
Частота сканирования, Гц	50
Амплитуда сканирования электронного пучка, мм	50

Общий вид полученного наплавкой материала представлен на рисунке 5.17. В поперечном сечении шлифа четко выделяются наплавленный слой, зона термического влияния и основной металл (сталь Э76). Толщина наплавленного слоя в центральной части образцов составляла  $\sim 3,5$  мм, по краям  $\sim 2,5$  мм.

Наплавленный слой отличается явно выраженным дендритным строением (рисунок 5.18) с большим количеством частиц, расположенных как по границам, так и внутри дендритных построений (рисунок 5.18 б). Для зоны сплавления характерно частичное совпадение границ основного и наплавленного материалов (рисунок 5.19). Как и при импульсной дуговой наплавке, расплав легированного сплава проникает по границам основного металла примерно на 100 мкм.

В легированных зонах, внедренных в сталь Э76, содержится до 3 вес. %

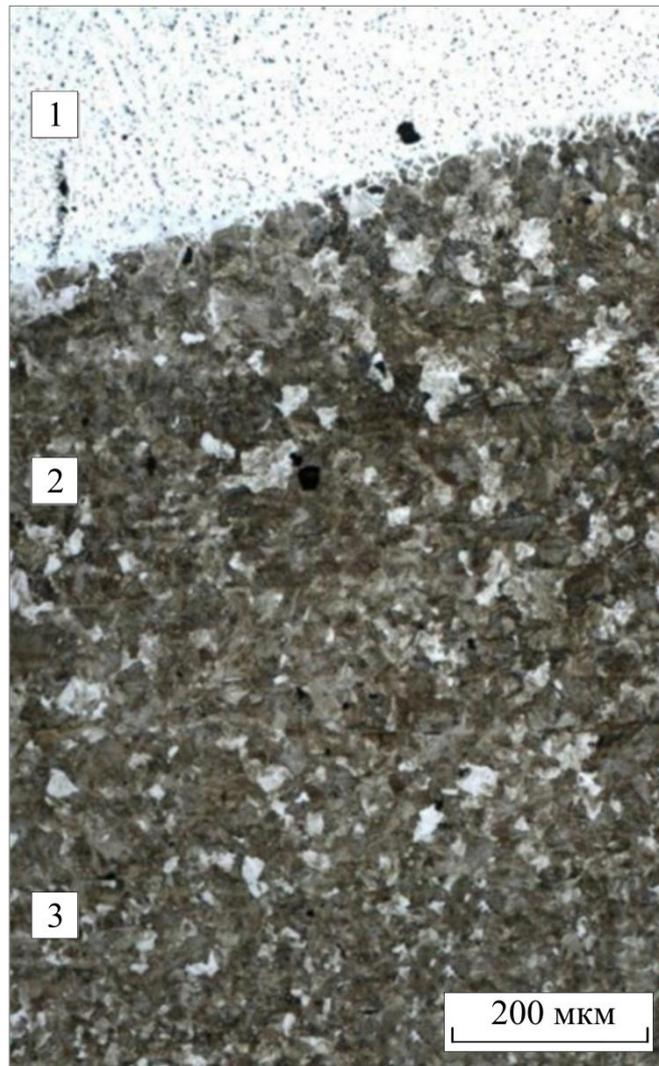
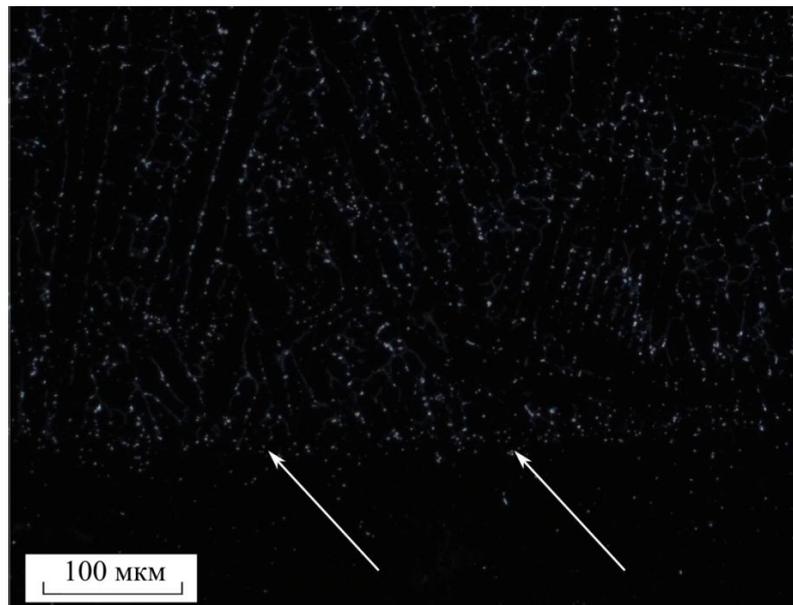


Рисунок 5.17 – Поперечное сечение стальной заготовки с наплавленным материалом. 1 – наплавленный слой, 2 – зона термического влияния, 3 – исходная структура основного металла (травление 5 %-ным раствором  $\text{HNO}_3$  в этиловом спирте)

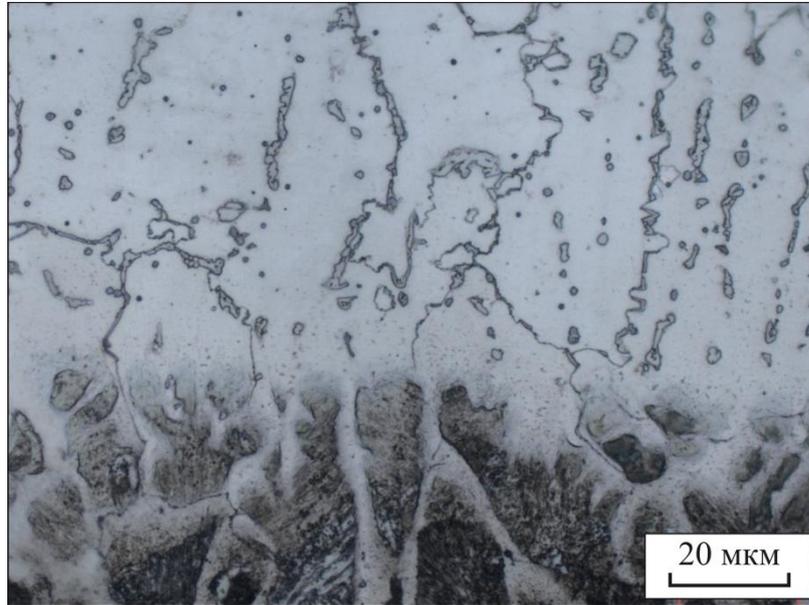


а

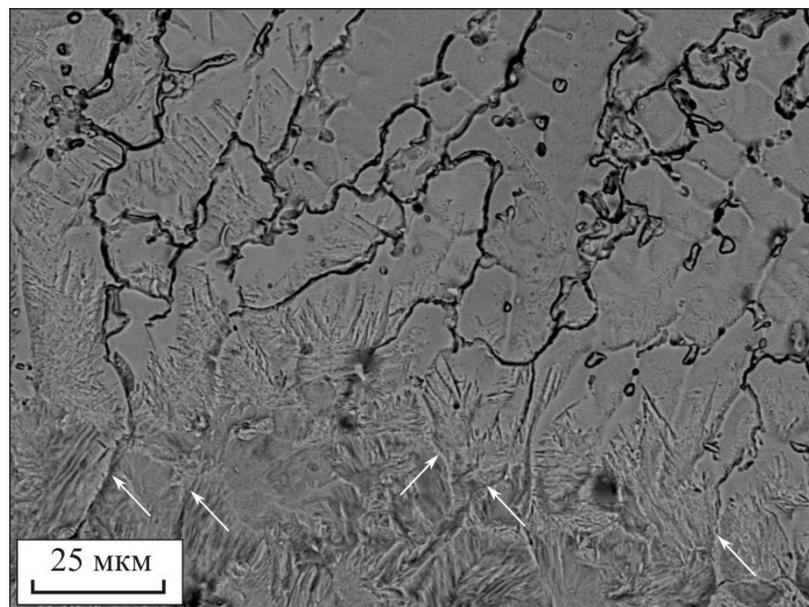


б

Рисунок 5.18 – Дендритное строение слоя, наплавленного электронным лучом: а – светлопольное, б – темнопольное изображение (стрелками указана граница сплавления)



а



б

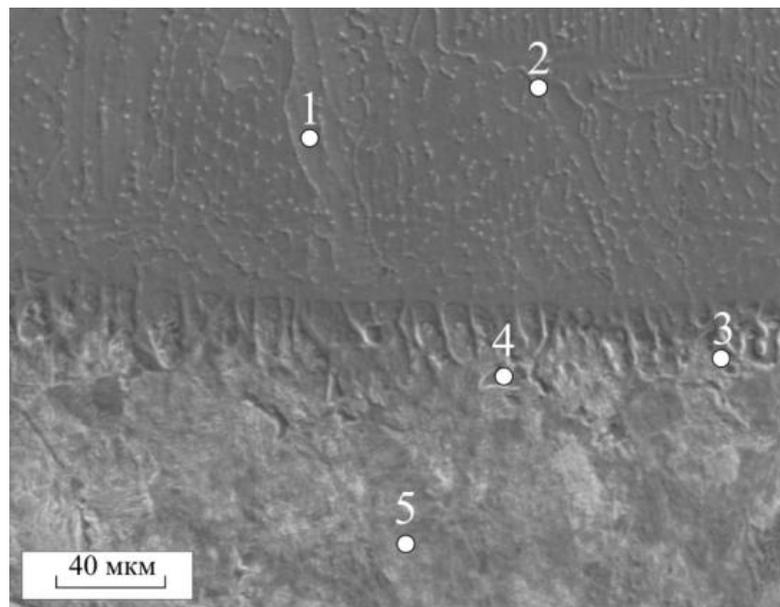
Рисунок 5.19 – Совпадение границ наплавленного и основного металла по границе сплавления

хрома и 1,5 вес. % никеля (рисунок 5.20). Локально расположенные, изолированные от наплавленного слоя области, легированные хромом и никелем, не зафиксированы. Зона термического влияния, возникшая в основном металле в процессе вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой смеси, распространяется на глубину  $\sim 3,5 \dots 4$  мм.

Распределение химических элементов в направлении, перпендикулярном границе сплавления, представлено на рисунке 5.21. В зоне перехода от одного материала к другому наблюдается плавное изменение концентрации хрома. В наплавленном слое содержание хрома и никеля меняется скачкообразно, что связано с присутствием в междендритном пространстве локализованных микрообъемов второй фазы. Следует отметить, что в дендритах наплавленного материала легирующие элементы содержатся чуть в меньшем количестве по сравнению со сталью 12X18H10T (состав которой необходимо было обеспечить при формировании слоев). Большая доля хрома сосредоточена в междендритном пространстве.

Результатом разбавления хромоникелевого сплава железом и введения в него углерода (из основного металла) является формирование вблизи границы раздела наплавленного слоя структуры аустенито-мартенситного типа (рисунок 5.22). Появление микрообъемов мартенсита приводит к локальному повышению микротвердости материала (рисунок 5.23). Примеры анализируемой структуры, возникшей вблизи видимой границы раздела материалов со стороны наплавленного слоя, приведены на рисунке 5.24.

Дендриты в наплавленном слое ориентированы преимущественно в направлении отвода тепла (рисунок 5.25). Для большинства построений такого типа угол разориентации составляет 5-15 градусов. Направленный рост кристаллов сопровождается формированием в наплавленном слое явно выраженной текстуры. Междендритное пространство заполнено твердым раствором хрома в железе переменного состава. Такой вывод сделан на основании результатов электронно-микроскопических исследований и рентгенофазового анализа материалов (рисунок 5.26, 5.27). Формирование неравновесных фаз



Химический элемент, % вес.	Участок				
	1	2	3	4	5
<i>Cr</i>	13,8	38,9	2,9	6,2	-
<i>Ni</i>	7,9	3,1	1,5	4,8	-
<i>Ti</i>	-	0,7	-	-	-

Рисунок 5.20 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа материала, сформированного методом электронно-лучевой наплавки

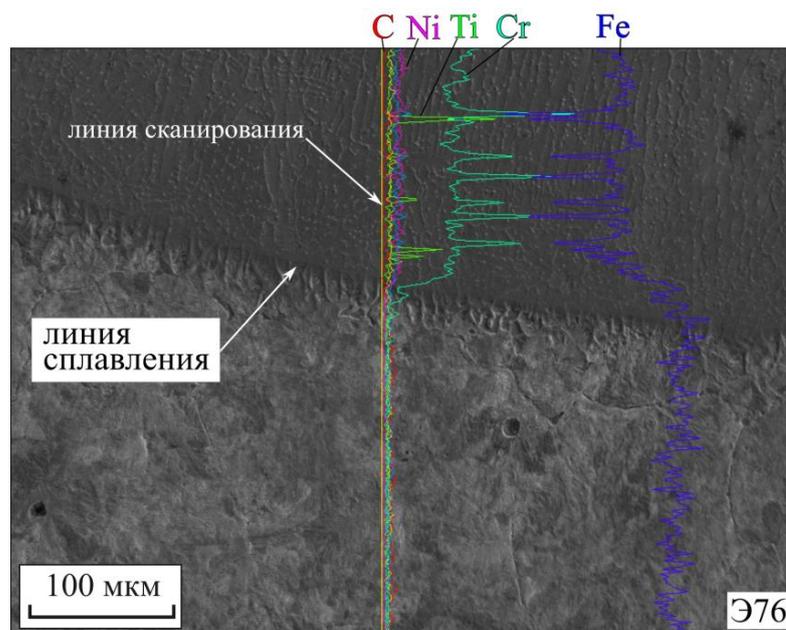
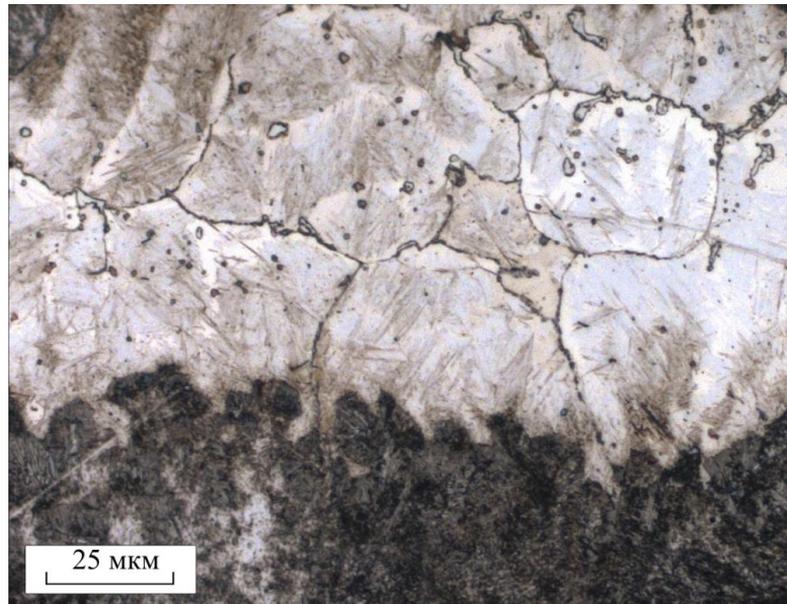
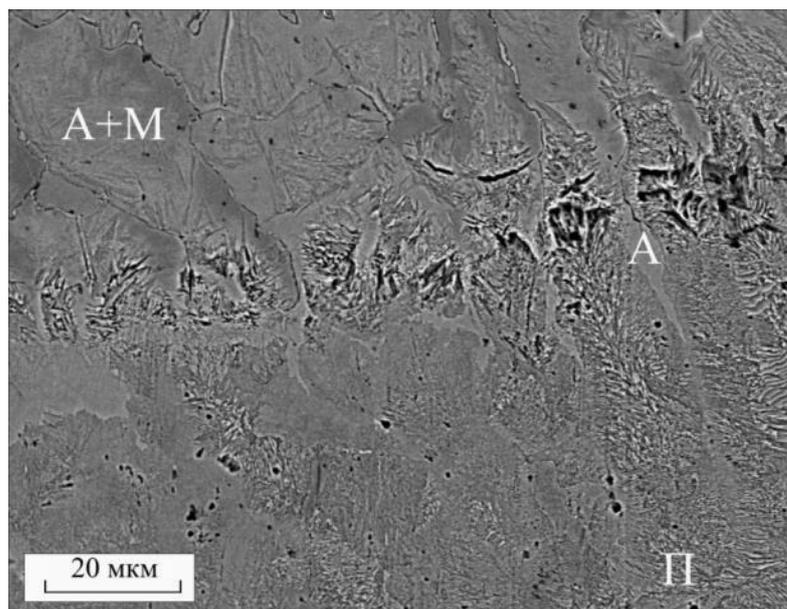


Рисунок 5.21 – Распределение химических элементов в направлении, перпендикулярном границе наплавки

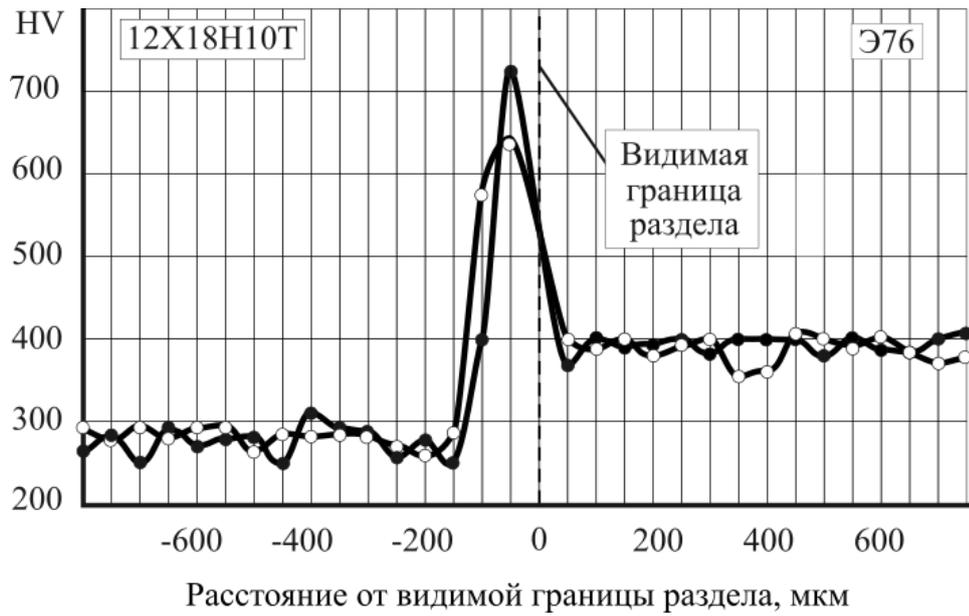


а

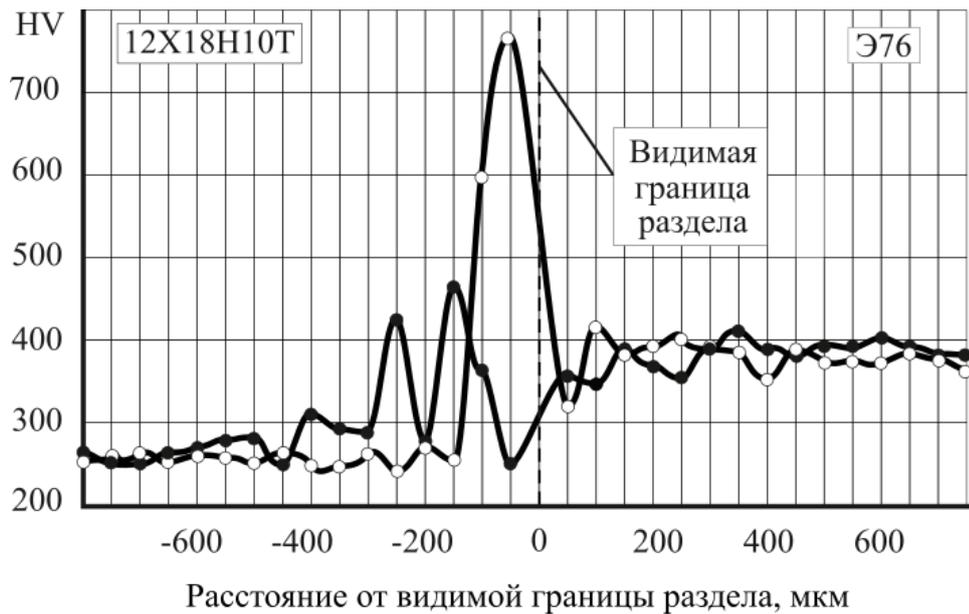


б

Рисунок 5.22 – Смешанная структура наплавленного слоя: а - световая микроскопия, б – растровая электронная микроскопия. А – аустенит, М – мартенсит, П – перлит

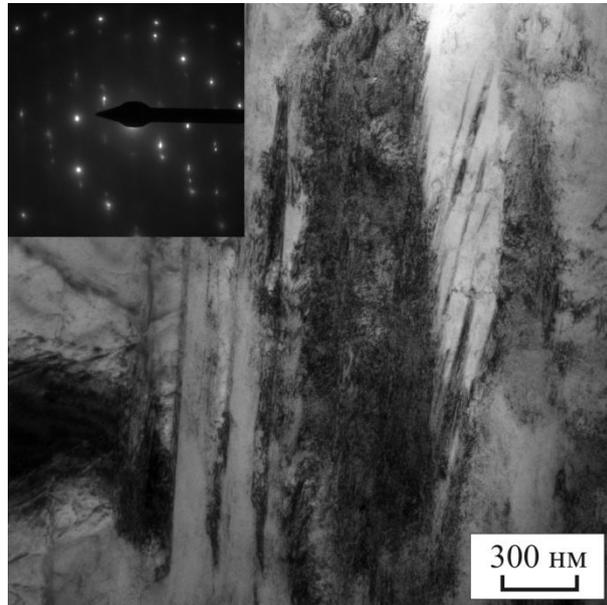


а

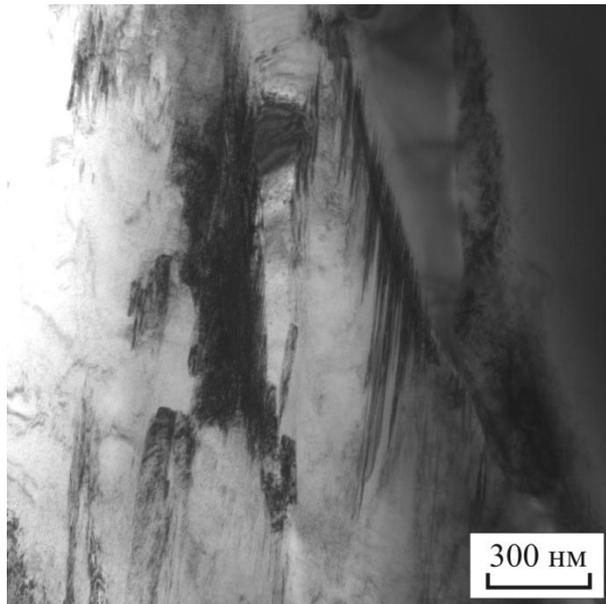


б

Рисунок 5.23 – Распределение микротвердости в направлении, перпендикулярном наплавленному слою (в различных участках наплавленных слоев)

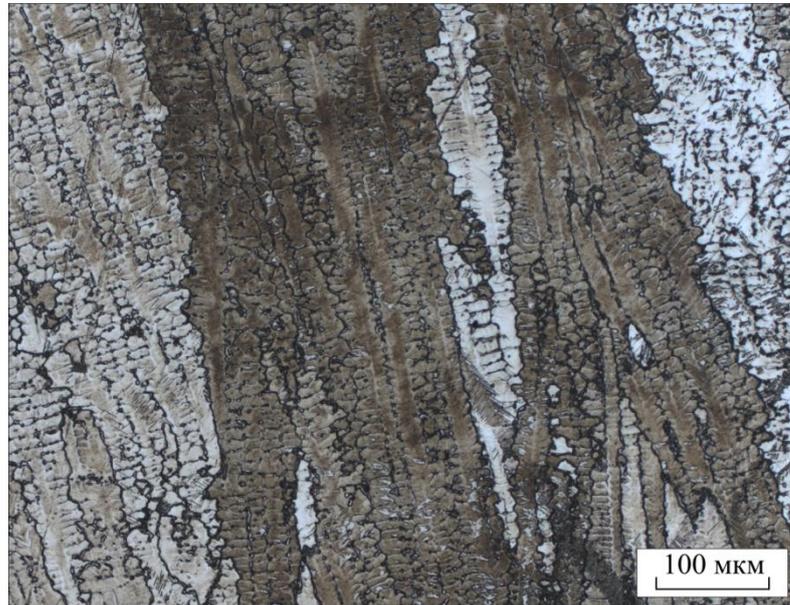


а

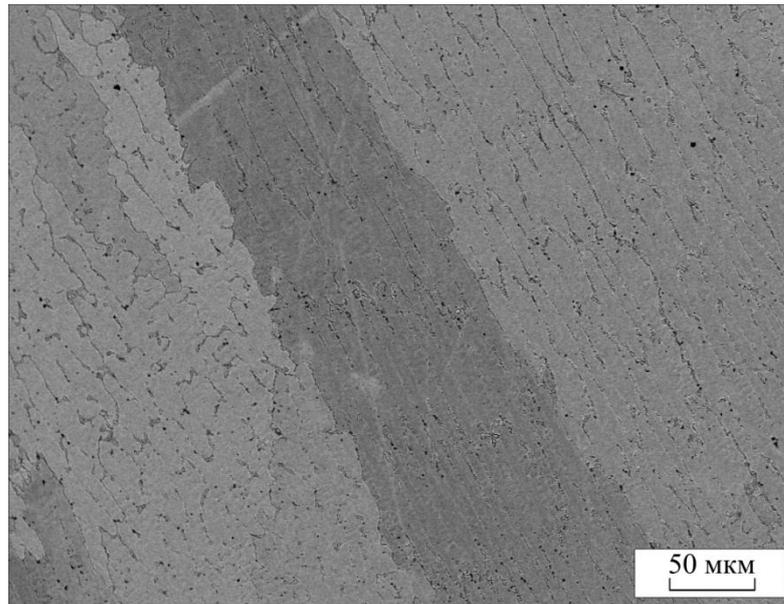


б

Рисунок 5.24 – Мартенсит, возникший вблизи границы раздела сплавов (со стороны наплавленного слоя)

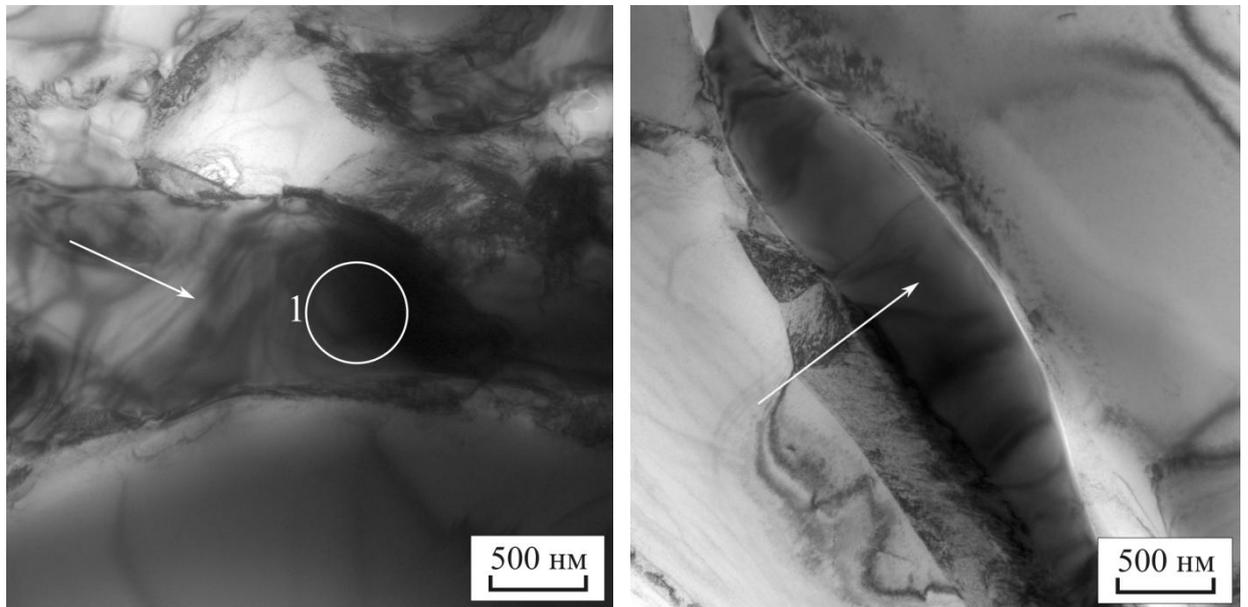


а



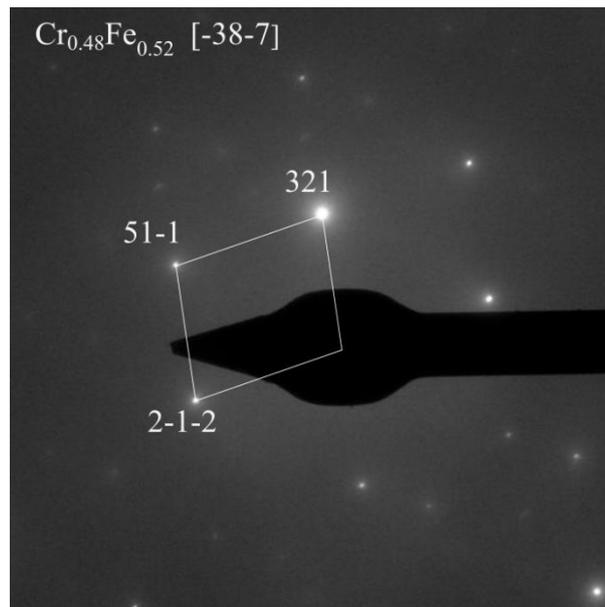
б

Рисунок 5.25 – Текстура наплавленного слоя, зафиксированная методом световой (а) и растровой электронной (б) микроскопии



а

б



в

Рисунок 5.26 – Микрообъемы твердого раствора хрома в железе (указаны стрелками) в слое, полученном электронно-лучевой наплавкой порошка  $42Cr+24Ni+2Ti$  на заготовку из высокоуглеродистой стали (а, б); расшифровка микродифракционной картины от участка, отмеченного цифрой 1 (в)

обусловлено использованием источника высокоскоростного нагрева и последующим ускоренным отводом тепла [368-371]. Основной фазой наплавленного слоя является  $\gamma$ -железо (рисунок 5.27). Карбиды типа  $(Fe, Cr)_{23}C_6$ , которые могли выделиться в процессе наплавки, по всей вероятности, претерпели превращение в  $(Fe, Cr)$ -фазу переменного состава [372-374]. К примеру, на рисунке 5.26 в приведена микродифракционная картина от одной из таких областей, соотношение между хромом и никелем в которой описывается как  $Cr_{0.48}Fe_{0.52}$ . Внутри дендритов и по их границам зафиксированы частицы карбида и карбонитрида титана (рисунок 5.28).

Особенностью наплавленного слоя, свидетельствующей о развивающихся в нем процессах пластической деформации, является формирование характерных линий скольжения. Локализуются эти дефекты в форме компактных построений, либо в виде узких полос, пересекающих несколько дендритов (рисунки 5.29, 5.30). Образование множества полос пластического течения является следствием процесса релаксации остаточных внутренних напряжений, обусловленных различием термических коэффициентов линейного расширения хромоникелевого сплава и высокоуглеродистой стали. Формирование линий скольжения свидетельствует о низком уровне прочностных свойств и высокой пластичности материала наплавленного слоя.

В колониях перлита, расположенных на расстоянии более 500 – 600 мкм от границы сплавления материалов, межпластинчатое расстояние соответствует исходному состоянию стали и составляет  $\sim 300$  нм (рисунок 5.31), при этом колонии перлита достигают размеров 15 – 30 мкм. Сама зона термического влияния характеризуется более крупными размерами перлитных колоний (30 – 40 мкм). Минимальное значение межпластинчатого расстояния, достигающее  $\sim 130$  нм (рисунки 5.32, 5.33), характерно для колоний, расположенных в непосредственной близости к границе сплавления (до 100 мкм). Экспериментально установлено, что при приближении к границе раздела материалов феррито-цементитная смесь становится более вырожденной. Пластины цементита изгибаются, становятся прерывистыми, формируются

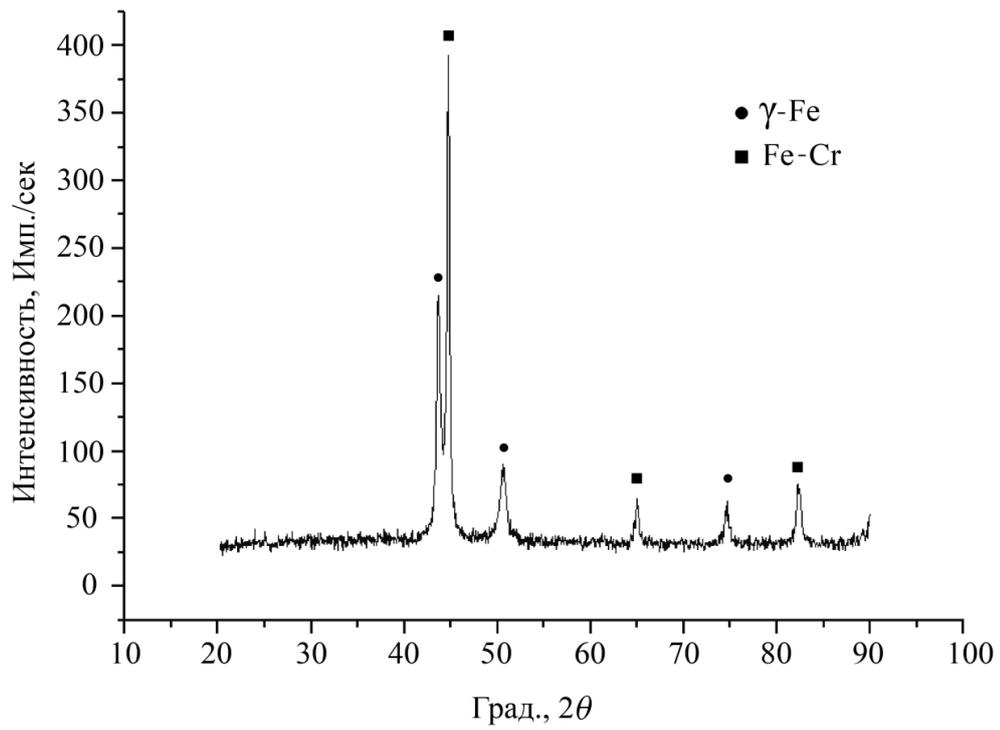
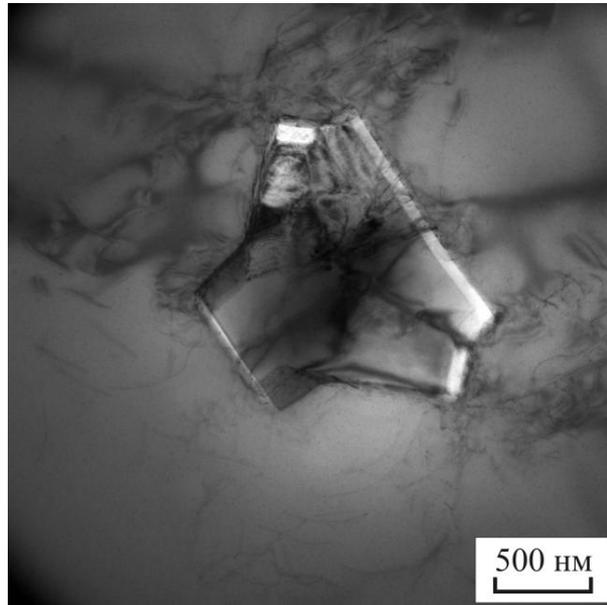
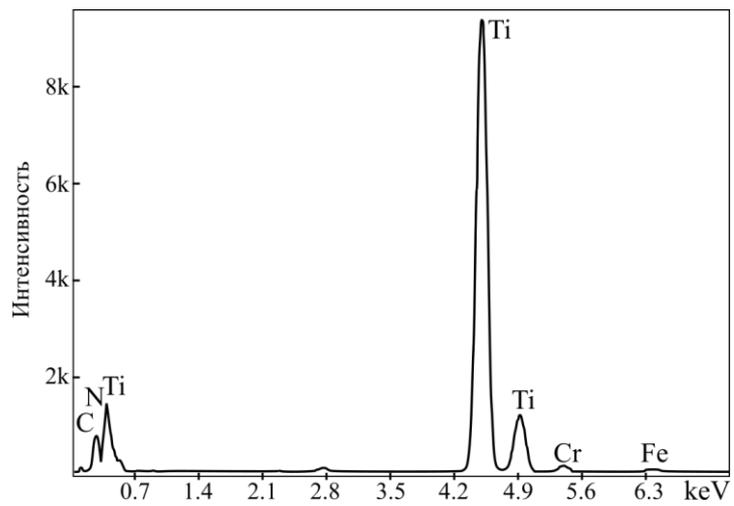


Рисунок 5.27 – Рентгенограмма слоя, полученного методом электронно-лучевой наплавки порошковой смеси  $42Cr+24Ni+2Ti$  на пластину из стали Э76

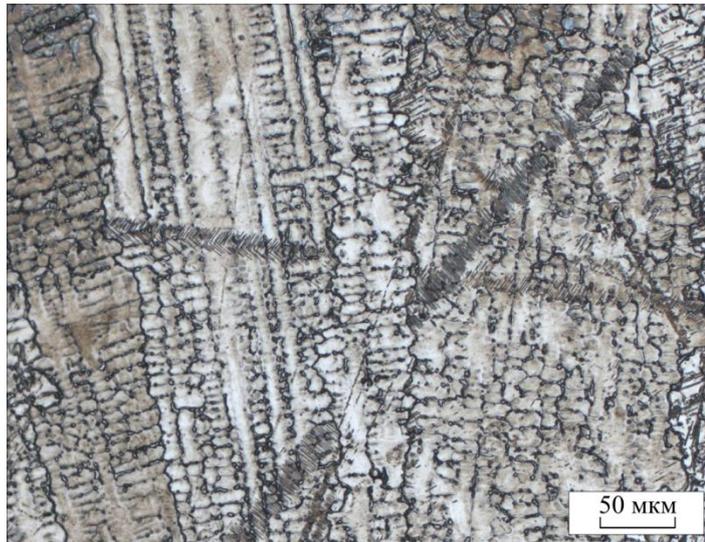


а

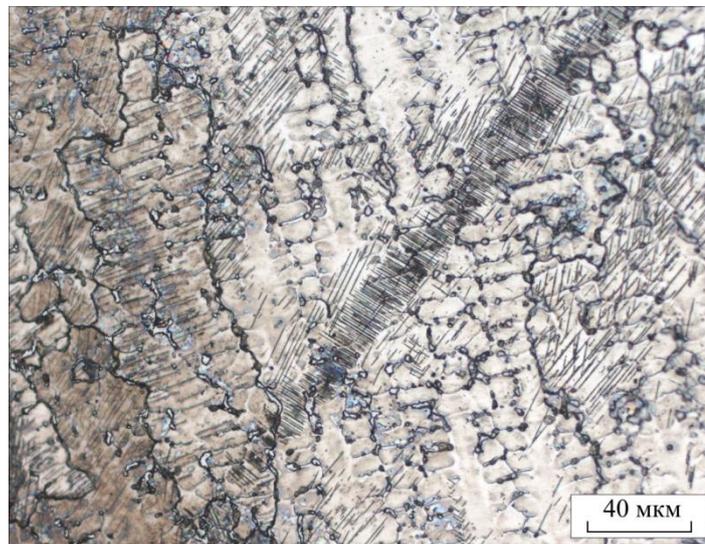


б

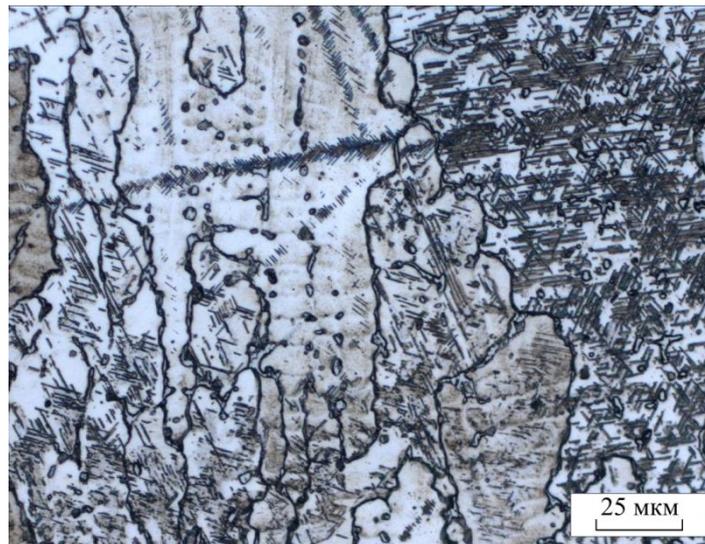
Рисунок 5.28 – Частица в наплавленном слое (а) и результат ее микрорентгеноспектрального анализа (б)



а

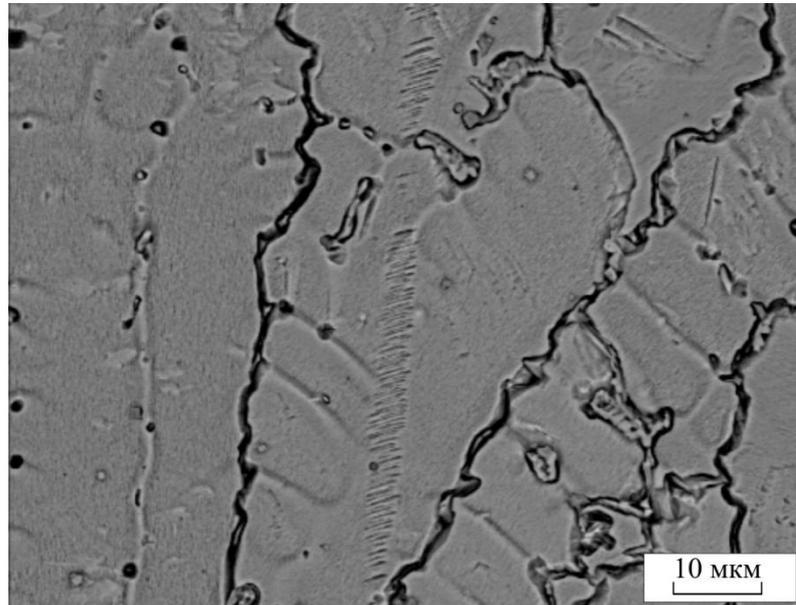


б

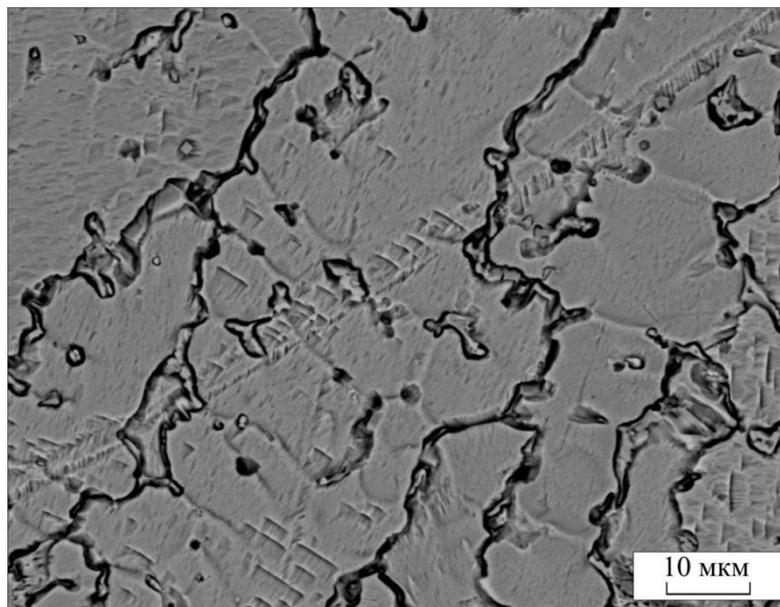


в

Рисунок 5.29 – Линии скольжения, возникшие в наплавленном слое на стадии охлаждения и кристаллизации материала. Световая микроскопия

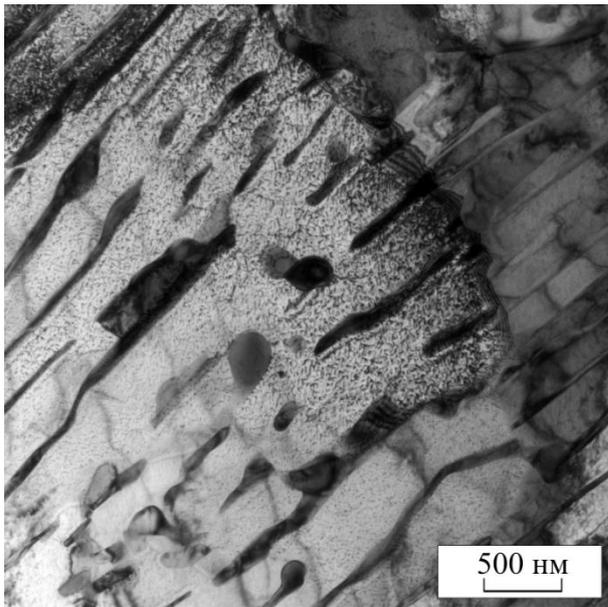


а

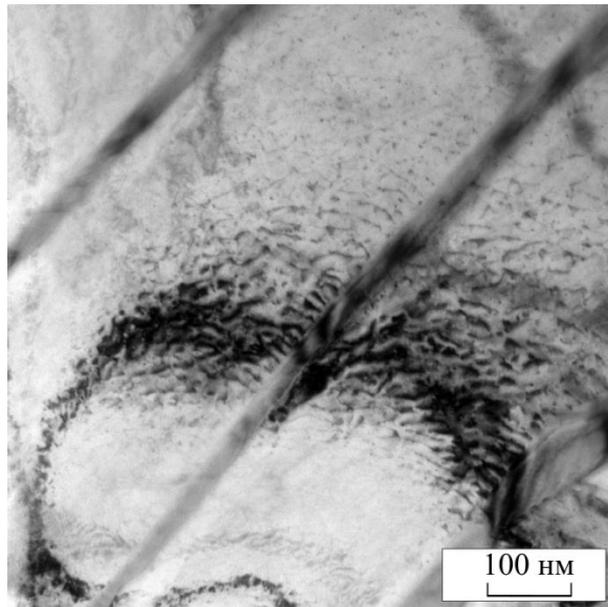


б

Рисунок 5.30 – Линии скольжения в наплавленном слое, зафиксированные методом растровой электронной микроскопии

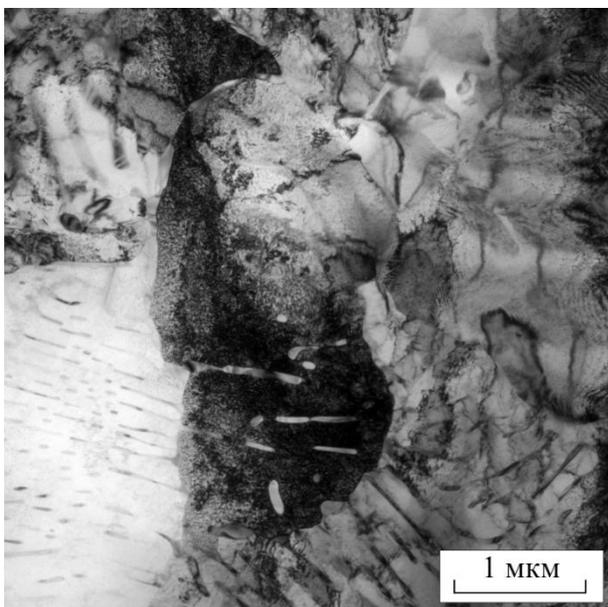


а

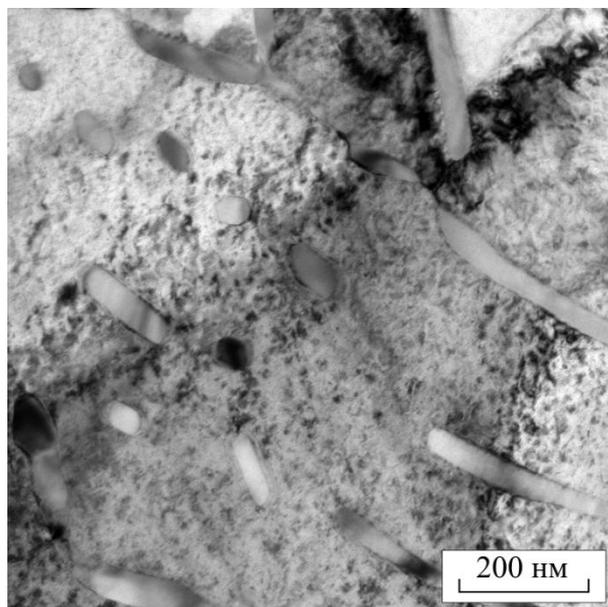


б

Рисунок 5.31 – Исходный перлит стали Э76 на расстоянии более 600 мкм от границы сплавления материалов

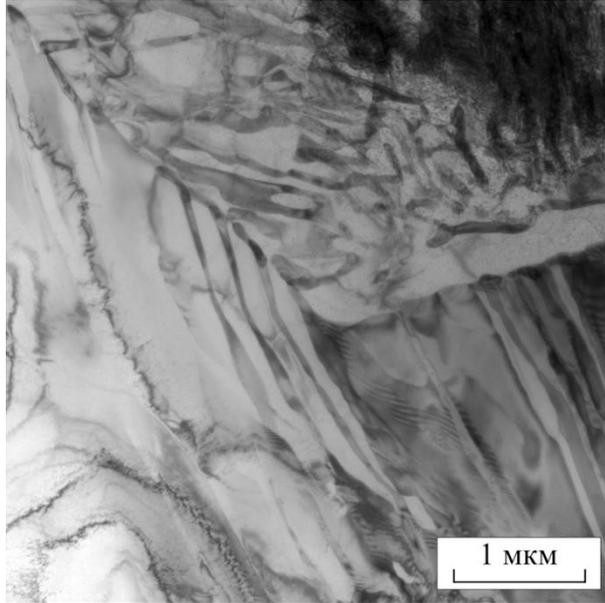


а

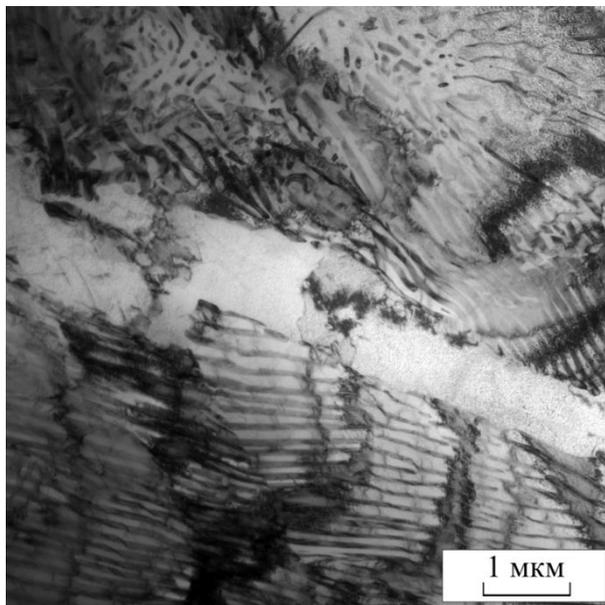


б

Рисунок 5.32 – Структура феррито-цементитного типа вблизи границы раздела с наплавленным слоем (на расстоянии менее 100 мкм)



а



б

Рисунок 5.33 – Особенности строения перлита стали Э76 в зоне, отстоящей от границы сплавления материалов менее чем на 100 мкм

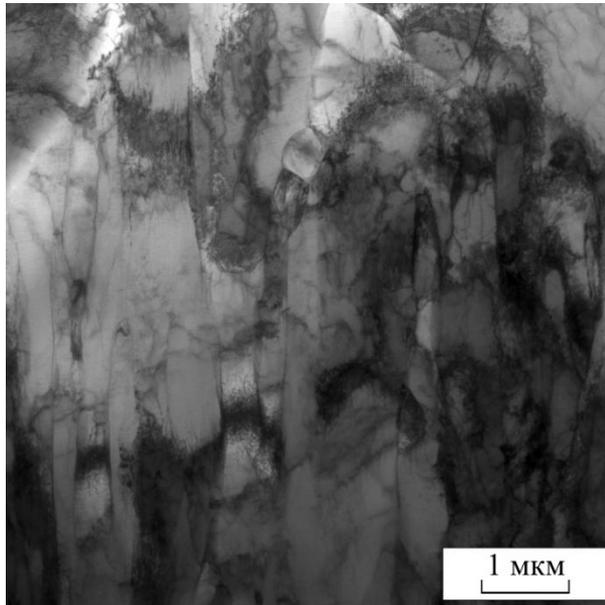
микрообъемы со структурой глобулярного перлита.

Для феррита, примыкающего к границе раздела материалов, характерно явно выраженное анизотропное строение (рисунок 5.34 а). Зеренно-субзеренные построения  $\alpha$ -фазы, образующиеся при наплавке, приобретают пластинчатую форму. Формирование структуры такого типа обусловлено направленным теплоотводом на стадии кристаллизации сплава. Для зоны, удаленной от границы сплавления материалов, характерна равноосная форма ферритных построений (рисунок 5.34 б). Размер зерен, наблюдаемых на отмеченном рисунке, составляет 0,5 – 1 мкм. Остаточные напряжения, возникающие в обработанной электронным пучком стали, являются причиной повышенной плотности дислокаций ( $2,5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$ ) в ферритных микрообъемах анализируемой стали.

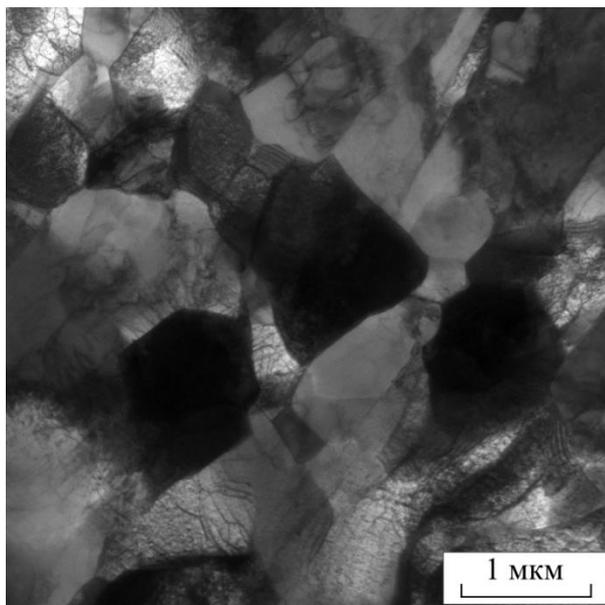
### Выводы по главе 5

1. Результатом импульсно-дуговой наплавки проволоки *A7-IG* на заготовки из высокоуглеродистой стали Э76 является формирование высококачественных слоев переменного состава. Основными структурными составляющими в наплавленном материале являются аустенит, мартенсит и карбиды. Максимальная доля карбидных частиц и мартенситных кристаллов сосредоточена вблизи границы с основным металлом. Карбидная сетка отсутствует.

2. Особенностью, характерной для импульсно-дуговой наплавки проволоки *A7-IG*, является отсутствие сплошного мартенситного слоя, являющегося основной причиной охрупчивания биметалла. Мартенсит в количестве до 10 об. % присутствует в смеси с пластичным аустенитом, обеспечивающим эффективную релаксацию остаточных напряжений. Аустенито-мартенситная структура формируется в виде прерывистых прослоек вдоль границ сопряжения разнородных материалов. Максимальный уровень микротвердости, соответствующий зонам с кристаллами мартенсита, составляет



а



б

Рисунок 5.34 – Структура ориентированного пластинчатого (а) и равноосного (б) феррита вблизи границы взаимодействия разнородных сталей (со стороны углеродистой стали)

680 HV. При пересечении границ, характеризующихся отсутствием мартенситных построений, перепад значений микротвердости не превышает 100 – 150 HV. Размер локальных легированных областей (5 – 8 вес. % Cr; 1,5 – 2 вес. % Ni), выделяющихся в углеродистой стали, достигает 50 мкм. Максимальная глубина их залегания от границы сплавления составляет ~100 мкм.

3. Зона термического влияния в стали Э76 при импульсно-дуговой наплавке проволоки A7-IG характеризуется дисперсным строением структурных составляющих. На глубине до 70 – 120 мкм она имеет феррито-перлитную структуру, особенностью которой является присутствие дефектных по форме цементитных пластин и цементита глобулярного типа. Средний размер перлитных колоний в зоне термического влияния в 6 раз меньше по сравнению с исходной сталью Э76. Размер новых ферритных зерен в направлении к границе сплавления материалов изменяется в пределах от ~ 1 до ~ 15 мкм. Пластины цементита характеризуются неправильной формой, прерывистостью, высокой степенью кривизны, дефектами в виде несплошностей.

4. Методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой смеси  $42Cr+24Ni+2Ti$  с флюсом  $24CaF_2+8LiF$  (вес. %) на пластинах из стали Э76 сформированы поверхностно легированные слои максимальной толщиной 3,5 мм, химический состав которых близок к стали 12X18H10T. Наплавленный материал обладает дендритным строением с расположенными в них карбидами и карбонитридами титана. Высокоэнергетический нагрев и последующий ускоренный теплоотвод способствует формированию внутри дендритов и в междендритном пространстве интерметаллидной фазы переменного состава на основе хрома и железа. Охрупчивающий эффект, обусловленный присутствием в поверхностно легированных слоях интерметаллидов, препятствует использованию вневакуумной электронно-лучевой наплавки в качестве технологии формирования переходных слоев, позволяющих сваривать разнородные материалы.

5. Приграничная зона глубиной до 100 мкм, формирующаяся в высокоуглеродистой стали в процессе вневакуумной электронно-лучевой наплавки порошковой хромоникелевой смеси, характеризуется кардинальной перестройкой структуры. По сравнению с исходной сталью Э76 межпластинчатое расстояние в колониях вновь возникшего перлита уменьшается в 2,5 раза (от 330 нм до 130 нм). В непосредственной близости к границе раздела перлитные колонии вырождаются, пластины цементита становятся прерывистыми, формируются микрообъемы с включениями глобулярного цементита. Микрообъемы  $\alpha$ -фазы в этой зоне приобретают форму ориентированных в направлении теплоотвода зеренно-субзеренных построений. При удалении от границы сплавления формируются равноосные ферритные построения. Повышенная плотность дислокаций ( $2,5 \cdot 10^9$  см/см<sup>3</sup>) в феррите зоны термического влияния обусловлена остаточными напряжениями, возникающими в обработанной электронным пучком стали.

## ГЛАВА 6 ИСПОЛЬЗОВАНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ ИССЛЕДОВАНИЙ

Проблема сварки разнородных сталей, анализируемые в представленной диссертационной работе, в настоящее время актуальны для многих промышленных предприятий страны. Результаты, полученные в процессе выполнения диссертационной работы, были использованы при решении прикладных задач в интересах акционерного общества "Новосибирский стрелочный завод". В настоящее время это предприятие является одним из двух основных отечественных производителей стрелочной продукции для железнодорожных путей, подъездных и трамвайных путей, а также метрополитена. Коллектив предприятия в начале 2000-х гг. начал освоение технологии стыковой сварки сердечников крестовин и остряков с рельсовыми окончаниями [375]. Разработку конструкции и технологии сварки крестовин совместно вели ВНИИЖТ и Институт электросварки им. Патона [147–149, 376–379].

Россия занимает третье место в мире по протяженности железных дорог общего пользования после США и Китая (85, 250 и 127 тыс. км соответственно) [380]. Опыт зарубежных стран показал, что высокоскоростное железнодорожное сообщение существенно влияет на характер развития городов и регионов, а также является важным показателем экономического развития страны. В настоящее время в Российской Федерации реализуется программа организации скоростного и высокоскоростного железнодорожного сообщения, согласно которой к 2030 году общая протяженность скоростных и высокоскоростных магистралей превысит 7000 км [381, 382]. Эффективная реализация данной программы связана с модернизацией всей железнодорожной инфраструктуры, особое место в которой занимают пересечения рельсовых путей – стрелочные переводы. Изделия этого типа являются одними из наиболее ответственных и дорогостоящих элементов железнодорожного пути [383].

В настоящее время количество стрелочных переводов, эксплуатируемых на отечественных железных дорогах, составляет более 170 тысяч. Степень их надежности в значительной степени определяет безопасность работы железнодорожного транспорта, скорость движения поездов, а также рентабельность путевого хозяйства. Количество конструкций, выработавших свой ресурс, достигает 8,5 тыс. переводов в год, что составляет 5 % от их общего количества. Среди основных причин выхода из строя стрелочных переводов следует отметить выбоины на разъемных болтовых соединениях крестовин с рельсами, активно растущие в местах зазора между элементами перевода, а также дефекты в виде трещин [384, 385] в неразъемных конструкциях, получаемых сваркой (рисунок 6.1). Эксплуатация переводов с подобными дефектами недопустима, поскольку они являются причиной возникновения аварийных ситуаций.

Несмотря на наличие ряда проблем, неразъемные соединения обладают совокупностью преимуществ по сравнению с болтовыми. Основные элементы стрелочного перевода изготавливают по технологии стыковой контактной сварки оплавлением элементов крестовины из стали 110Г13Л и рельсовых окончаний из стали Э76 через специальные вставки из стали 12Х18Н10Т. Такой подход позволяет резко сократить использование дефицитной дорогостоящей стали Гадфильда и снизить уровень динамической нагрузки в зоне стыка между крестовиной и рельсовыми окончаниями. Переход к неразъемным соединениям необходим и по причине недопустимости зазоров в стыках в пути при высокоскоростном движении. Следует отметить также, что неразъемные соединения являются существенно менее шумными. В связи с этим к стрелочным переводам и, в том числе, к сварным крестовинам предъявляются еще более жесткие требования.

Сварные крестовины представляют собой неразъемные конструкции из трех разнородных по составу сталей (рисунок 6.2). Один из швов, сформированных методом стыковой контактной сварки оплавлением, объединяет крестовину из стали 110Г13Л и промежуточную вставку из стали 12Х18Н10Т.

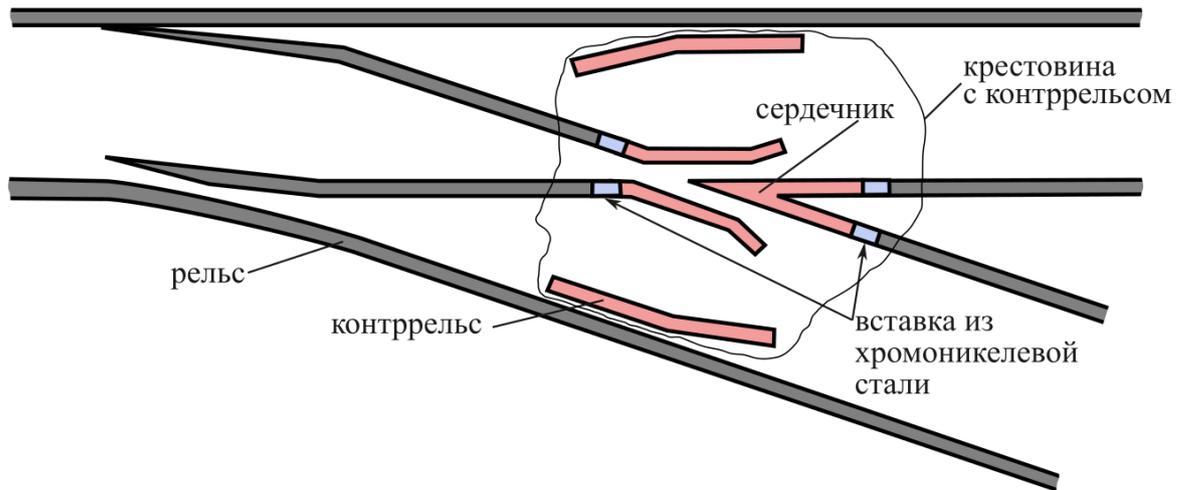


а

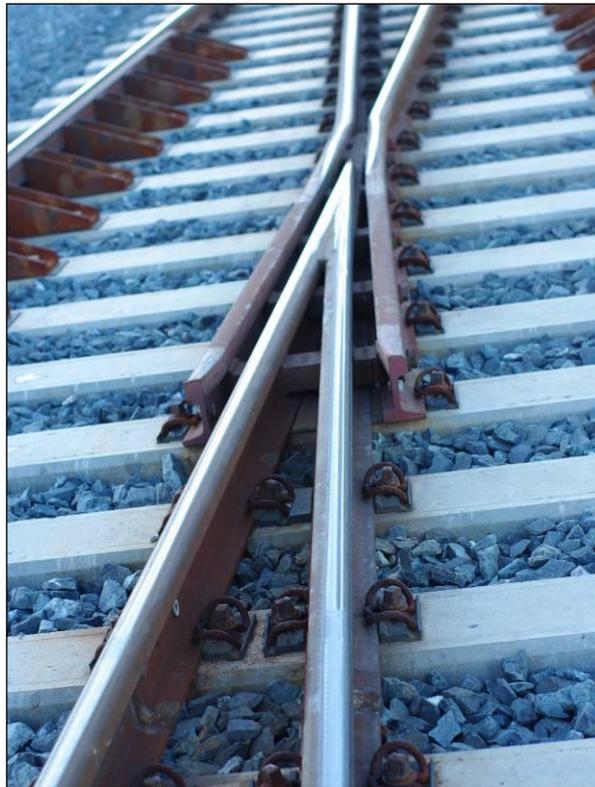


б

Рисунок 6.1 – Выбоины на разъемных болтовых соединениях крестовин с рельсами (а) и дефекты в виде трещин в неразъемных конструкциях (б) крестовин



а



б

Рисунок 6.2 – Схема сварной крестовины (а) и крестовина, установленная в железнодорожный путь (б)

Второй шов сочетает высоколегированную сталь 12Х18Н10Т и высокоуглеродистую рельсовую сталь Э76. Надежно соединить между собой заготовки из сталей Гадфильда и Э76 (без использования промежуточных элементов) практически невозможно, поскольку для них требуются принципиально разные условия охлаждения. Высокомарганцовистую сталь необходимо охлаждать ускоренно, что позволяет предотвратить выделение карбидной фазы. Высокоуглеродистая сталь, напротив, должна охлаждаться медленно, иначе в ней возникает структура мартенситного типа. Несоблюдение отмеченных требований приводит к охрупчиванию сварных соединений и снижению надежности изделий ответственного назначения.

В то же время хромоникелевая сталь 12Х18Н10Т удовлетворительно сваривается как с высокомарганцовистой, так и с углеродистой сталями [212, 217]. Однако если в первом случае сварное соединение формируется достаточно надежным, то в сварном шве между высокоуглеродистой и хромоникелевой сталями образуются высокохрупкие мартенситные прослойки, существенно снижающие трещиностойкость сплава [154, 155, 303]. С учетом полученных при выполнении диссертационной работы результатов было предложено несколько способов повышения комплекса механических свойств анализируемых железнодорожных конструкций ответственного назначения.

### **6.1 Структурообразование и формирование остаточных напряжений в сварных швах при производстве железнодорожных крестовин из разнородных сталей<sup>4</sup>**

Использование сварки при изготовлении крестовин открывает широкие возможности снижения трудоемкости и материальных затрат на их производство. С другой стороны, новая технология обязывает с особым вниманием относиться к надежности получаемых конструкций. Это влечет за собой необходимость проведения трудоемких исследований. Кроме того, наличие

---

<sup>4</sup> Работы выполнены совместно с к.т.н., доцентом В.Ю. Скибой

большого числа факторов, которые невозможно зафиксировать при натуральных испытаниях, требует использования расчетных методов. Такой подход дает возможность выявлять зависимости, связывающие конструктивные и технологические факторы с показателями качества сварных конструкций [386].

Технология стыковой контактной сварки оплавлением была рассмотрена выше. Особенностью, характерной для процесса изготовления неразъемных железнодорожных крестовин, является использование массивных заготовок, площадь поперечного сечения которых превышает  $12\,000\text{ мм}^2$ . Очевидно, что эта конструктивная особенность оказывает существенное влияние на характер формирования структуры сварных швов и показатели их механических свойств.

Моделирование процессов, развивающихся при стыковой контактной сварке оплавлением элементов железнодорожной крестовины, было выполнено с использованием программного комплекса *SYSWELD*, в основе которого лежит метод конечных элементов. Расчеты проводили для сварного шва между заготовками из рельсовой и хромоникелевой сталей, состав которых представлен в таблице 6.1. В большинстве случаев долговечность эксплуатации железнодорожных крестовин определяется надежностью именно этих сварных швов.

Особенности распада аустенита в процессе охлаждения анализируемых сталей отражены в работе [387]. Режимы сварки, в соответствии с которыми проводилось моделирование, приведены в таблице 6.2. На рисунке 6.3 представлена конечно-элементная модель сварного соединения, которая была сформирована на основе созданной в программном комплексе *ANSYS* трехмерной модели сварной крестовины.

Результаты исследований, представленные во втором разделе диссертационной работы, показали, что наиболее значимые изменения структурных составляющих при сварке углеродистой и хромоникелевой сталей проявляются на расстоянии до  $350 - 500\text{ мкм}$  от видимой границы сварного шва. С учетом этого обстоятельства было выбрано центральное сечение, перпенди-

Таблица 6.1 – Химический состав используемых сталей

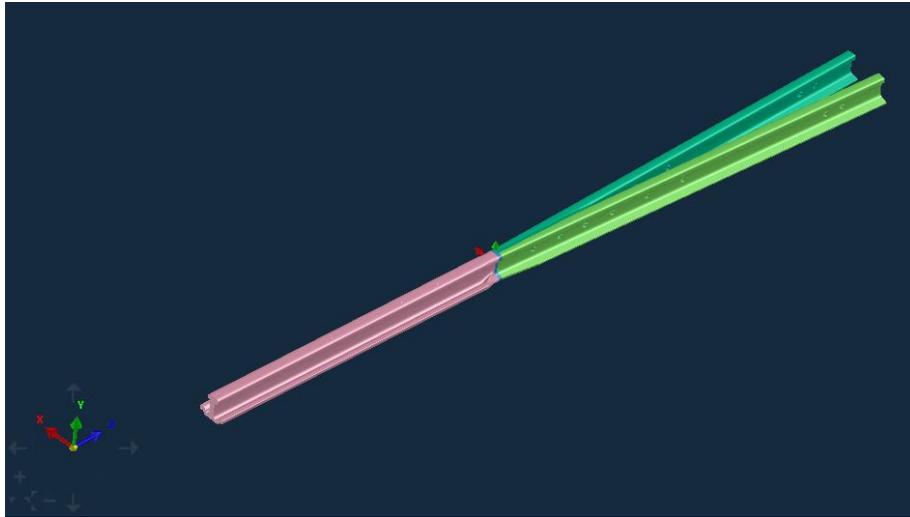
Марка стали	Химический элемент, %									
	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>	<i>S</i>	<i>P</i>	<i>Cr</i>	<i>Cu</i>	<i>Fe</i>	
12X18H10T	0,10	0,47	1,14	8,83	0,01	0,03	17,65	0,17	Осн.	
Э76	<i>C</i>		<i>Si</i>		<i>Mn</i>		<i>S</i>		<i>P</i>	<i>Fe</i>
	0,75		0,32		0,85		0,009		0,01	Осн.

Таблица 6.2 – Режимы сварки сталей

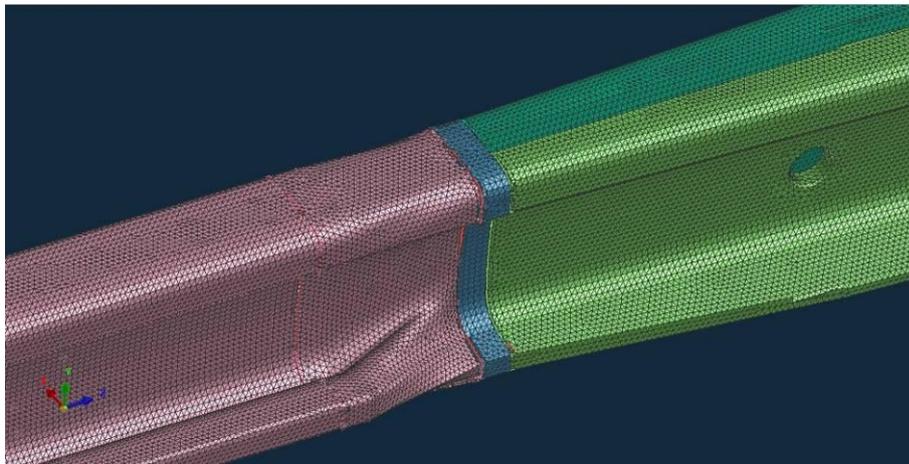
Параметры	Стык № 1*	Стык №2**
Номинальное напряжение питающей сети, В	380	380
Номинальная частота, Гц	50	50
Максимальная площадь поперечного сечения свариваемых изделий, мм <sup>2</sup>	12500	12500
Номинальное расстояние между губками, мм	240	240
Соотношение вылетов свариваемых изделий	1:4	1:2
Давление в гидросистеме, МПа	16	16
Усилие осадки, кН	770	770
Усилие зажатия, кН	2170	2170
Линейное оплавление, мм:		
- предварительное	20	24
- форсированное	4	4
Линейная осадка, мм	16	12
Скорость предварительного оплавления, мм/с	0,1 – 0,3	0,1 – 0,3
Скорость форсированного оплавления, мм/с:		
- начальная	0,6	0,6
- конечная	1,2	1,2
Начальная скорость осадки, мм/с	25 – 30	25 – 30
Количество ступеней предварительного оплавления	6	6
Пределы регулирования вторичного напряжения предварительного оплавления, В	8,0 – 3,2	8,0 – 3,2
Вторичное напряжение предварительного оплавления, В	8,0	8,0
Продолжительность осадки, с:		
- общая	3	8
- под током	0,5	2

\*) Стык между хромоникелевой и углеродистой сталями;

\*\*) Стык между марганцовистой и хромоникелевой сталями.



а



б

Рисунок 6.3 – Трехмерная (а) и конечно-элементная (б) модели сварной крестовины

кулярное сварному шву, в пределах которого анализировались расчетные данные (рисунок 6.4).

На рисунке 6.5 приведены поля, характеризующие распределение температур в сварном соединении в конкретный момент времени. На основе температурных полей были построены кривые нагрева и охлаждения различных участков сварного шва между сталями Э76 и 12Х18Н10Т (рисунок 6.6), соответствующие трем стадиям процесса распространения тепла в изделии (теплонасыщения, предельного состояния и выравнивания температуры после окончания сварки) [61]. Полученные результаты свидетельствуют о том, что максимальное значение температуры в зоне сварки, составляющее 2800 °С, соответствует времени  $t = 2,17$  с процесса сварки. Жидкая фаза в зоне контакта заготовок проявляется в интервале от 2,00 до 2,83 с. В пределах расчетного сечения материал зон, смежных со сварным швом, был нагрет до 160 - 1300 °С.

Согласно результатам моделирования процесса структурообразования, при контактной стыковой сварке оплавлением сталей Э76 и 12Х18Н10Т (рисунки 6.7 – 6.9) возникают структурные составляющие, которых в исходной структуре заготовок не было. Речь идет о микрообъемах бейнита и мартенсита, характеризующихся повышенным уровнем прочностных свойств. В соответствии с проведенными расчетами объемная доля образующегося мартенсита составляет 99 %. Полученные данные согласуются с результатами структурных исследований сварных швов между перлитными и аустенитными сталями, представленными во втором разделе диссертационной работы.

Результаты математического моделирования позволяют сделать вывод о существенной структурной неоднородности сварных швов, определяющей особенности напряженного состояния конструкций. Анализ расчетных данных, приведенных на рисунке 6.10, свидетельствует о том, что при отмеченных ранее условиях сварки в поперечном и продольном направлениях сварных соединений возникают как растягивающие, так и сжимающие напряжения. В поперечном направлении максимальный уровень растягивающих нап-

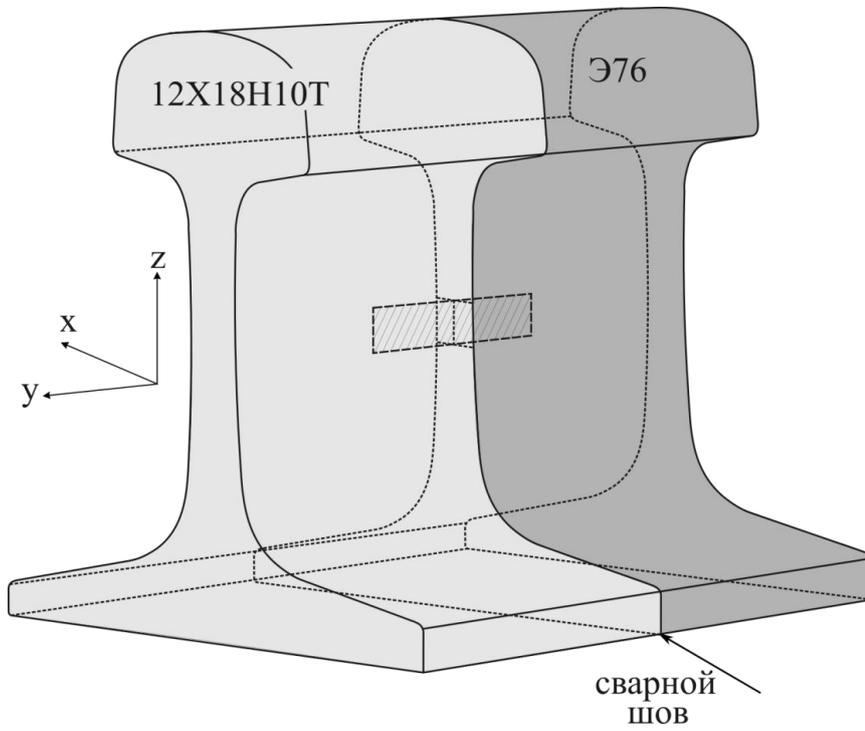


Рисунок 6.4 – Схема сечения, выбранного для обработки данных

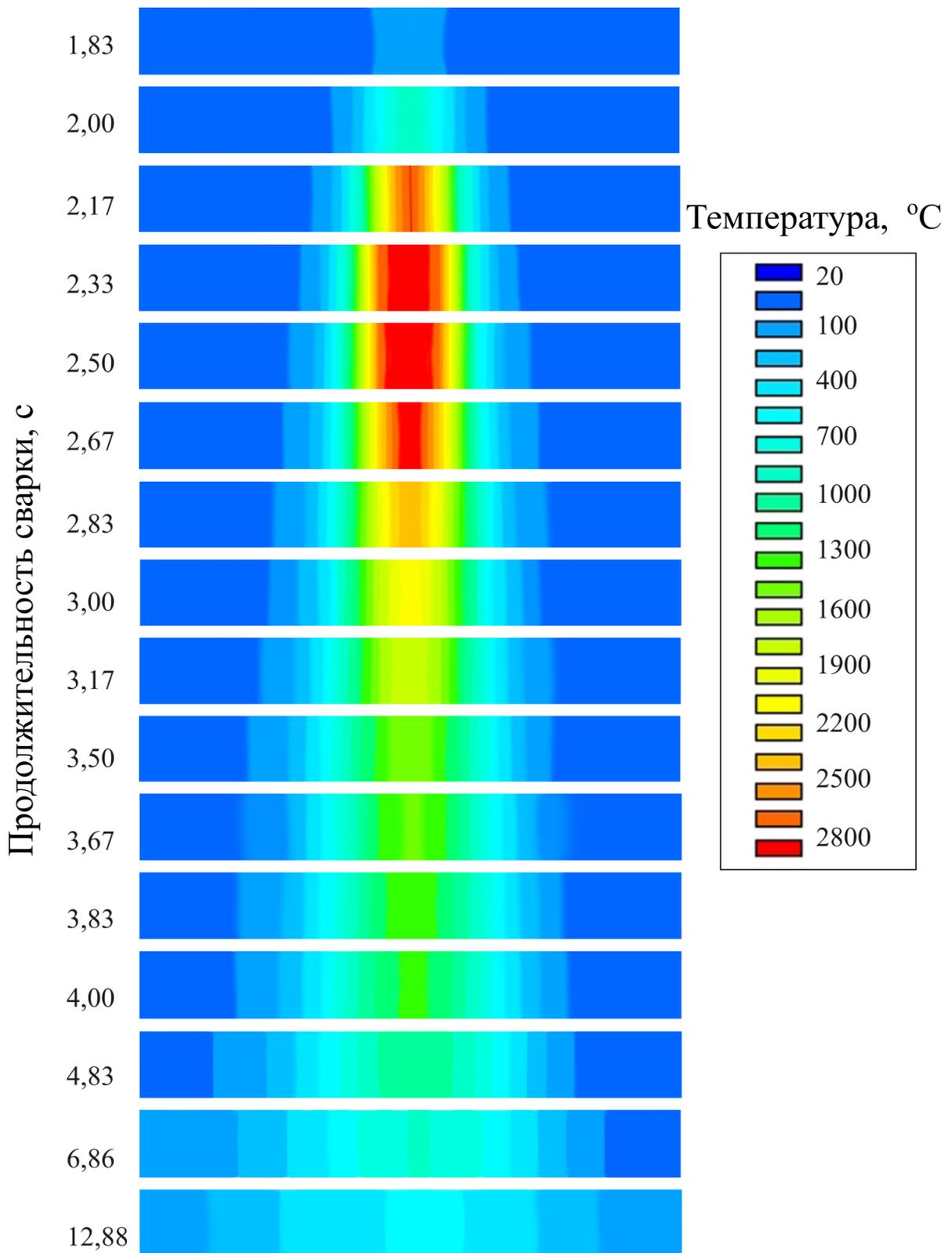


Рисунок 6.5 – Температурные поля, формирующиеся в процессе контактной сварки элементов стрелочного перевода

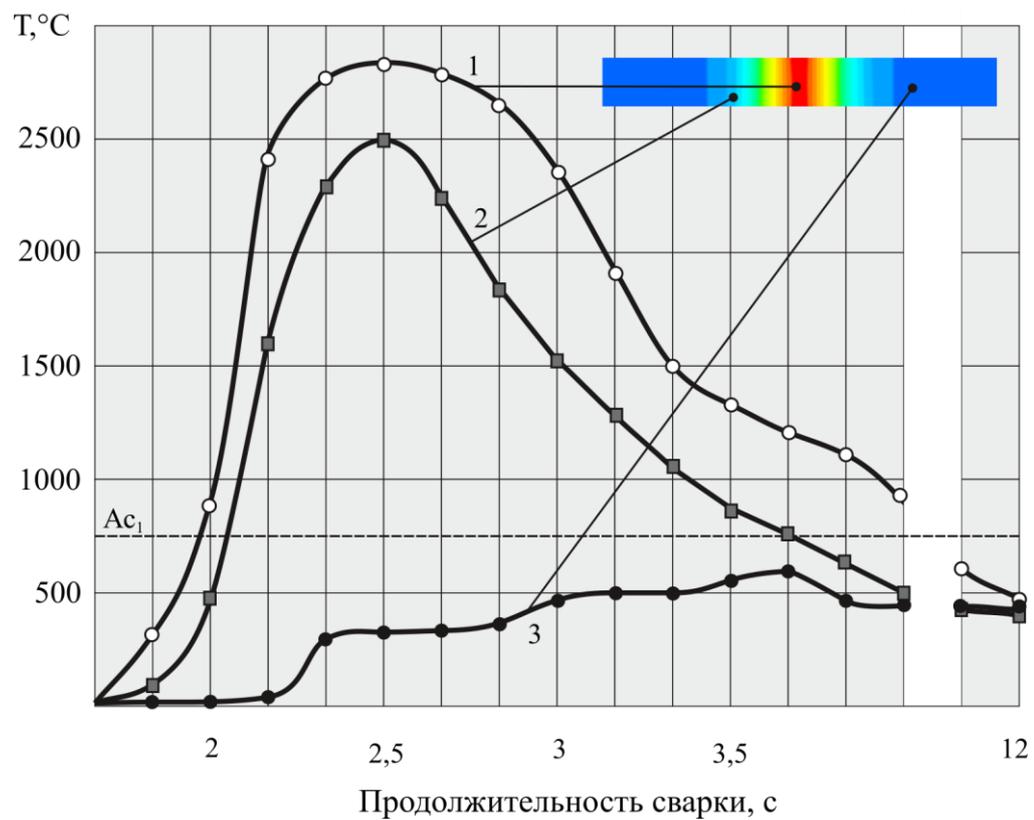


Рисунок 6.6 – Зависимость температуры различных зон сварного соединения «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т» от времени сварки. 1 – зона сварного шва, 2 – зона термического влияния, 3 – основной металл

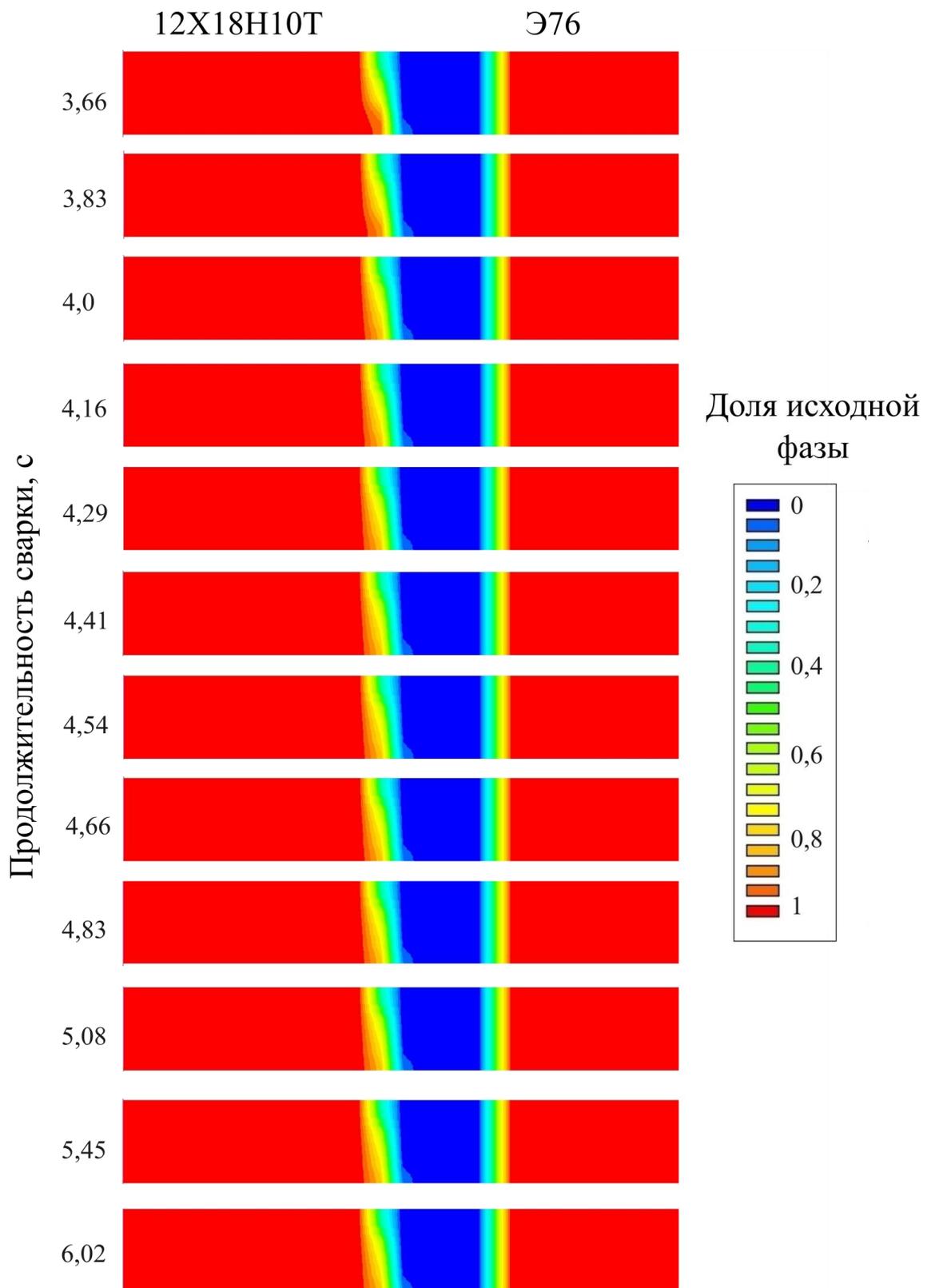


Рисунок 6.7 – Распределение исходной фазы для каждой стали в соединяемых заготовках в зависимости от времени сварки



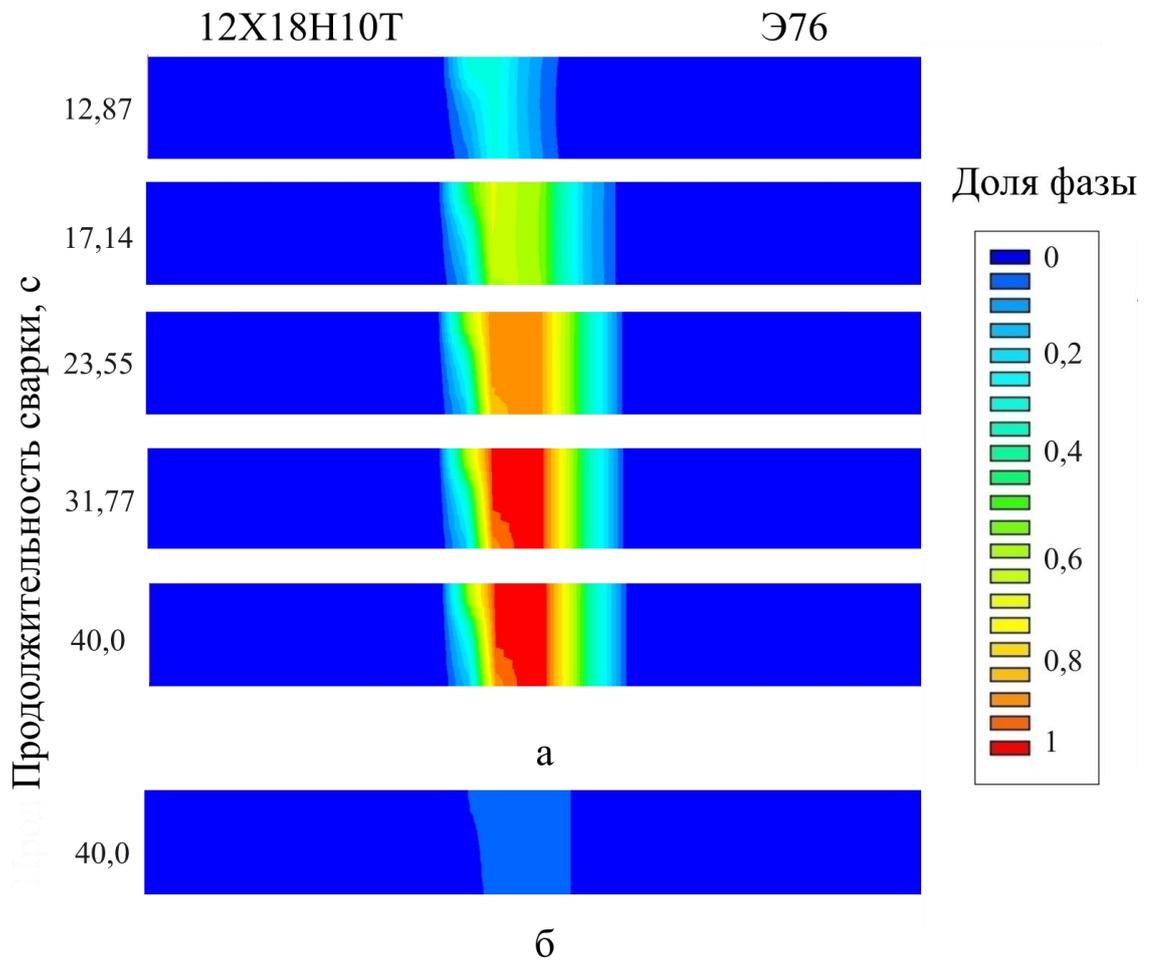


Рисунок 6.9 – Распределение мартенсита (а) и бейнита (б) в сварном шве между заготовками из сталей Э76 и 12X18H10T

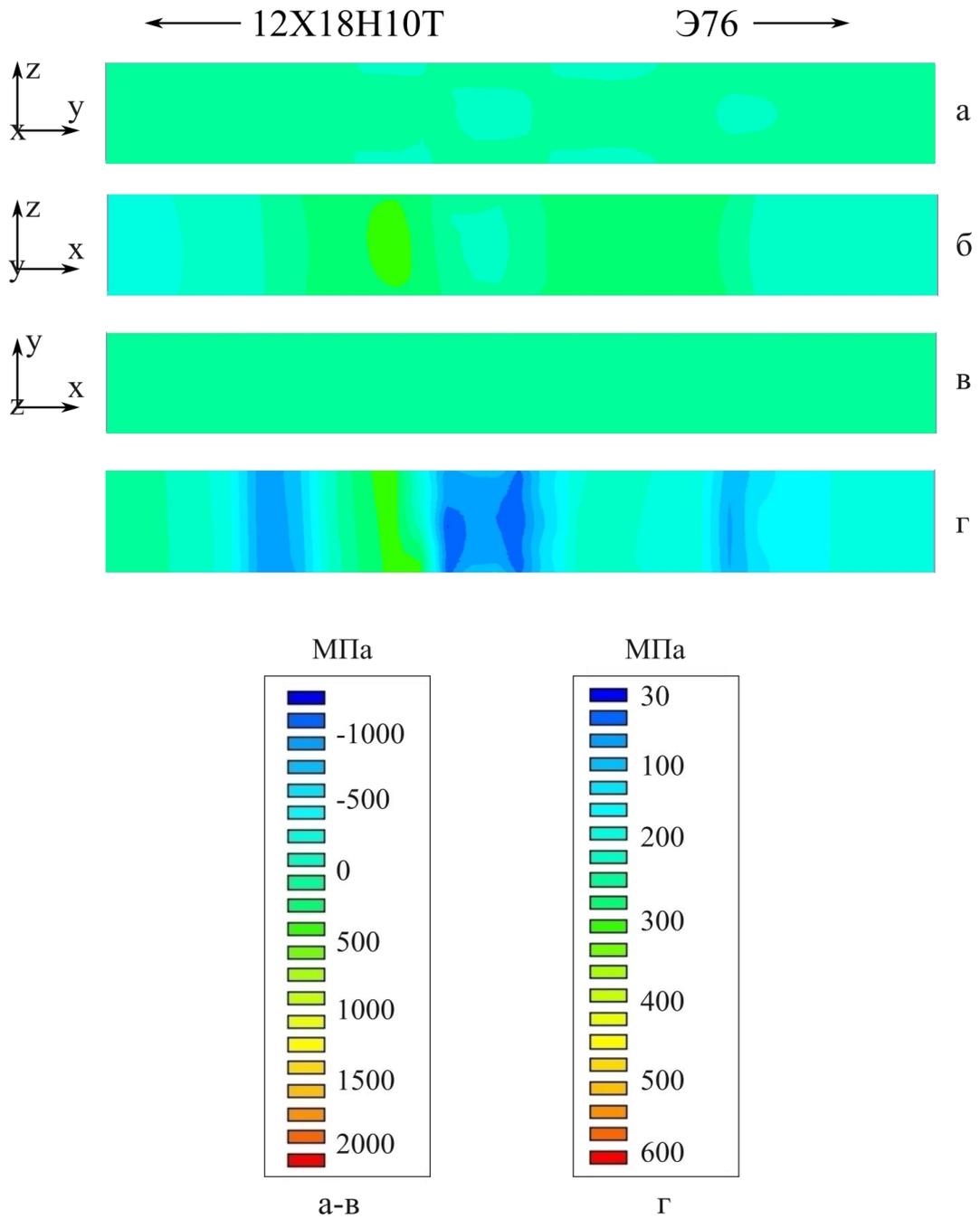


Рисунок 6.10 – Напряжения в поперечном (а), продольном (б), нормальном (в) направлениях сварного соединения и результирующие напряжения (г)

ражений составляет 156 МПа (рисунок 6.10 а), а напряжений сжимающего типа - 364 МПа. В продольном направлении (рисунок 6.10 б) максимальные сжимающие напряжения соответствуют зонам со структурой мартенсита и достигают по величине 404 МПа. Максимальный уровень растягивающих напряжений (455 МПа) зафиксирован в зоне перехода от мартенситной структуры к аустенитной. При удалении от сварного шва в сторону хромоникелевой стали формируются напряжения сжимающего типа.

Поле результирующих напряжений представлено на рисунке 6.10 г. Анализ расчетных данных свидетельствует о том, что во всем объеме сварного шва возникают растягивающие напряжения, максимальный уровень которых достигает 293 МПа. Учитывая отмеченное обстоятельство и тот факт, что условный предел текучести стали 12Х18Н10Т в закаленном состоянии составляет 196 МПа, можно предположить, что в зоне сварного шва вероятно появление микротрещин, развитие которых способствует снижению трещиностойкости сварных соединений. Остаточная деформация, уровень которой по результатам математического моделирования составляет 20 %, по расчетным данным наблюдается лишь в небольшом объеме сварного соединения (рисунок 6.11).

Результаты математического моделирования, проведенного в программном комплексе *SYSWELD*, с учетом данных о давлении, развиваемом в процессе сварки, позволили, используя программный комплекс *ANSYS*, описать остаточные напряжения в сварном шве (рисунок 6.12). Анализ полученных данных свидетельствует о том, что неоднородный характер распределения остаточных напряжений при достигнутом уровне градиента (9...41 МПа/мм) может являться причиной возникновения микротрещин. Отмеченный вывод согласуется с результатами структурных исследований, показавших, что наибольшее количество трещин в сварных швах между разнородными сталями формируется в области подошвы и шейки рельса.

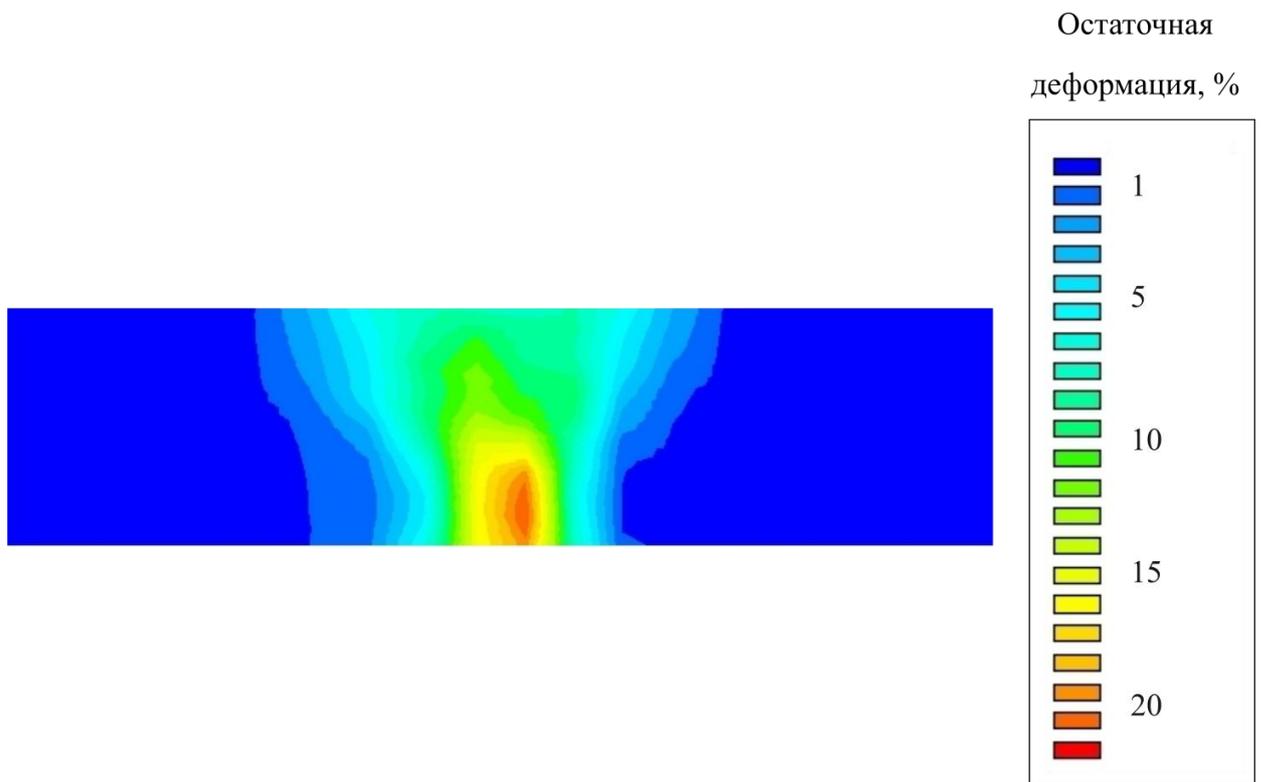


Рисунок 6.11 – Распределение остаточной деформации в сварном соединении

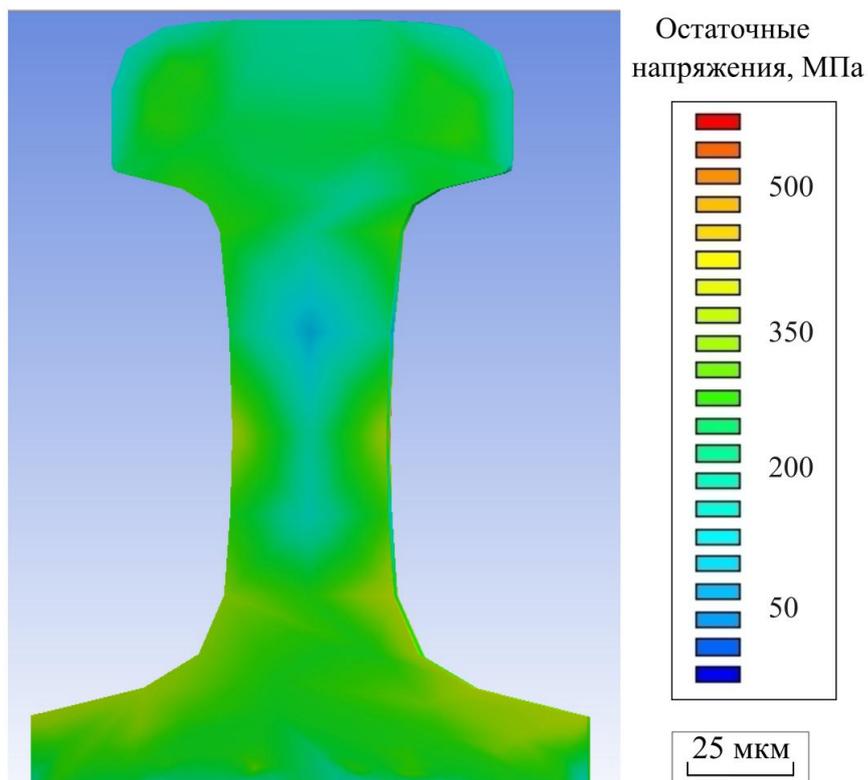


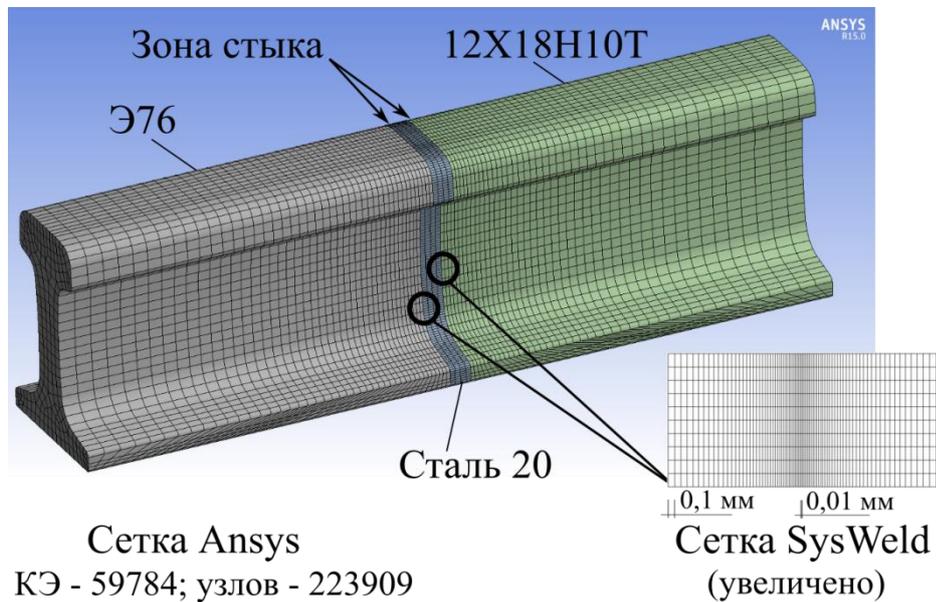
Рисунок 6.12 – Остаточные напряжения, возникающие в поперечном сечении сварного шва

## 6.2 Моделирование фазового состава сварного шва «сталь Э76 – сталь 12X18Н10Т» при использовании барьерных пластин

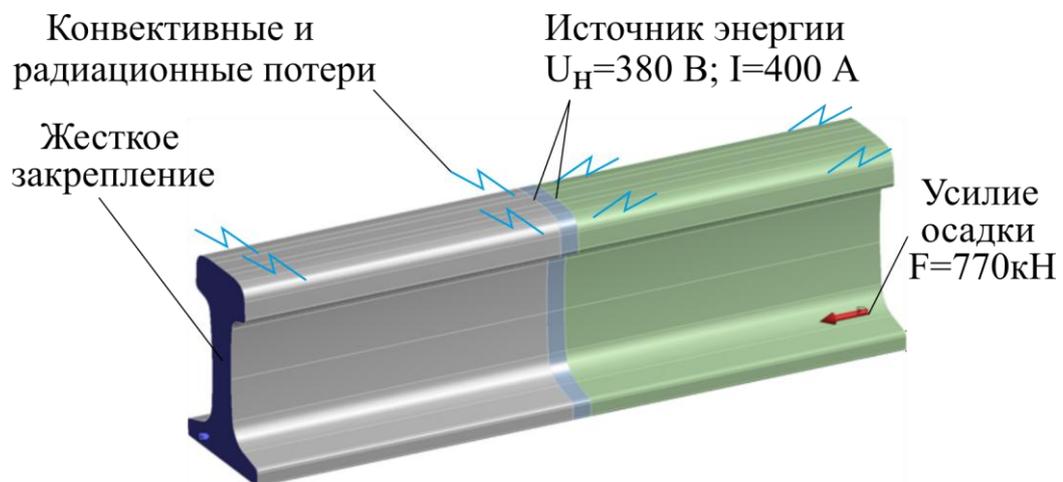
Результаты исследований, представленные в разделе 2.5 диссертационной работы, свидетельствуют о рациональности использования дополнительных вставок в виде барьерных пластин из низкоуглеродистой стали для повышения надежности сварных соединений между заготовками из сталей Э76 и 12X18Н10Т. С целью предварительной оценки эффективности этого технического решения было проведено математическое моделирование сварных соединений, полученных с использованием барьерных пластин толщиной 5 и 20 мм. Предполагается, что сварка заготовок из сталей Э76 и 12X18Н10Т, а также низкоуглеродистой барьерной пластины будет осуществляться за один проход.

Моделирование напряженно-деформированного и структурного состояния материалов в условиях контактной сварки, сопровождающейся их интенсивным нагревом, было выполнено с использованием конечно-элементного программного комплекса *SYSWELD*. Подготовка конечно-элементной модели проведена в программном комплексе *ANSYS* (рисунок 6.13). Методика ее создания (назначение соответствующего вида конечного элемента для каждого компонента, выбор метода генерации конечно-элементной сетки, определение начальных и граничных условий задачи) представлена в работе [388].

Расчеты проводились для композиции, состоящей из трех типов заготовок: «высокоуглеродистая сталь – низкоуглеродистая сталь - хромоникелевая сталь». Химический состав сплавов, используемых при моделировании, приведен в таблице 6.3. Основные технологические параметры сварки имели значения: напряжение 300...400 В, сила тока 100...600 А, частота тока 50 Гц, усилие осадки при давлении 20 МПа – 1000 кН, скорость осадки – не менее 10...80 мм/с, скорость оплавления в пределах 0,1...6,0 мм/с (рисунок 6.14). Толщина низкоуглеродистых пластин составляла от 1 до 50 мм с шагом 1 мм [389, 390].



а



б

Рисунок 6.13 – Конечно-элементная модель сварного соединения (а), начальные и конечные условия (б)

Таблица 6.3 – Химический состав сталей, используемых при моделировании (вес. %)

Сталь	Химический элемент, % вес.							
	<i>C</i>	<i>Si</i>	<i>Mn</i>	<i>Ni</i>	<i>S</i>	<i>P</i>	<i>Cr</i>	<i>Fe</i>
20	0,2	0,2	0,4	0,2	0,05	0,04	0,04	осн.
Э76	0,76	0,3	0,8	-	0,02	0,02	-	осн.
12X18H10T	0,12	0,8	2	10	0,02	0,035	18	осн.

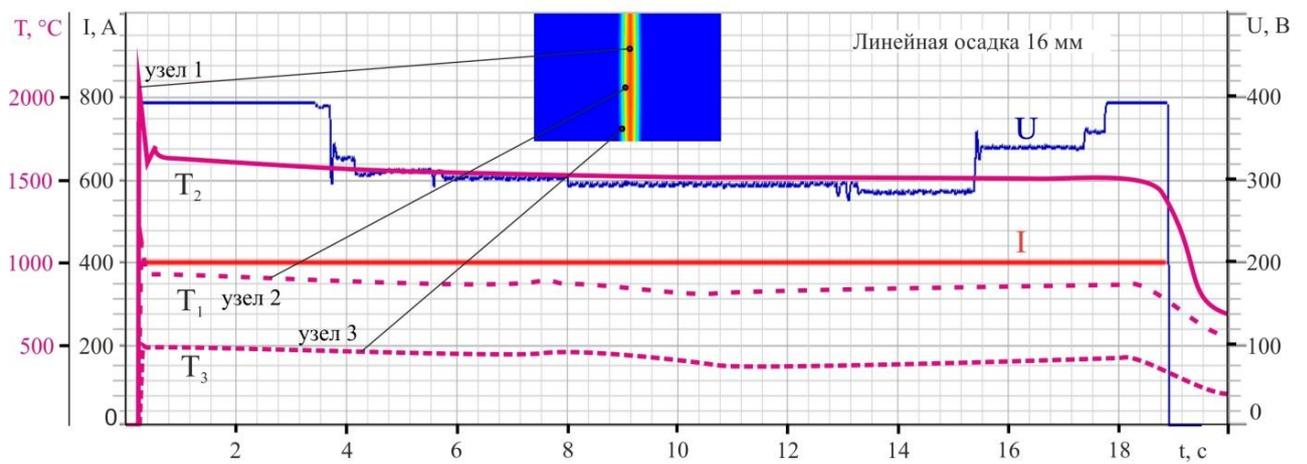


Рисунок 6.14 – Режим контактной сварки

Предварительно проведенные экспериментальные исследования для крупногабаритных заготовок показали, что толщина барьерной пластины должна составлять не менее 5 мм. При меньшей толщине пластина полностью выдавливается из зазора. Барьерный слой толщиной 20 мм является граничным, поскольку приводит уже к формированию самостоятельного низкоуглеродистого слоя.

Анализ расчетных данных показал, что при использовании низкоуглеродистых барьерных слоев толщиной 20 мм и более в полученном соединении остается низкоуглеродистая прослойка. Для барьерной пластины 20 мм ее толщина составляет около 2 мм (показана на рисунке 6.15 а). С одной стороны она ограничена сварным швом с высокоуглеродистой сталью, с другой - с хромоникелевой сталью. Ширина переходных зон, примыкающих к этим сварным швам, составляет 3,2 и 1,9 мм соответственно. Моделирование процессов, сопровождающих сварку, показало, что объемная доля структуры мартенсита достигает 99 % как в первом, так и втором шве. Толщина мартенситной прослойки в шве между высокоуглеродистой и низкоуглеродистой сталями достигает 800 мкм, а в шве между низкоуглеродистой и хромоникелевой сталями – 500 мкм. Проведенные ранее исследования сварных соединений между заготовками из высокоуглеродистой и хромоникелевой сталей, полученных стыковой контактной сваркой без барьерных пластин [154, 260], показали, что ширина формирующихся мартенситных прослоек может достигать 400 - 500 мкм, а уровень их микротвердости – 800 *HV*.

Представленные в работе [391], а также в разделе 6.1 диссертационной работы данные свидетельствуют о формировании в процессе сварки областей со структурой аустенита, бейнита и мартенсита, неравномерно распределенных по сечению сварного соединения. Значения возникающих при этом растягивающих и сжимающих напряжений составляют 455 и 404 МПа соответственно. Сварка с использованием барьерных пластин толщиной 20 мм сопровождается снижением растягивающих и сжимающих напряжений. Возникающие в первом сварном шве максимальные растягивающие напряжения

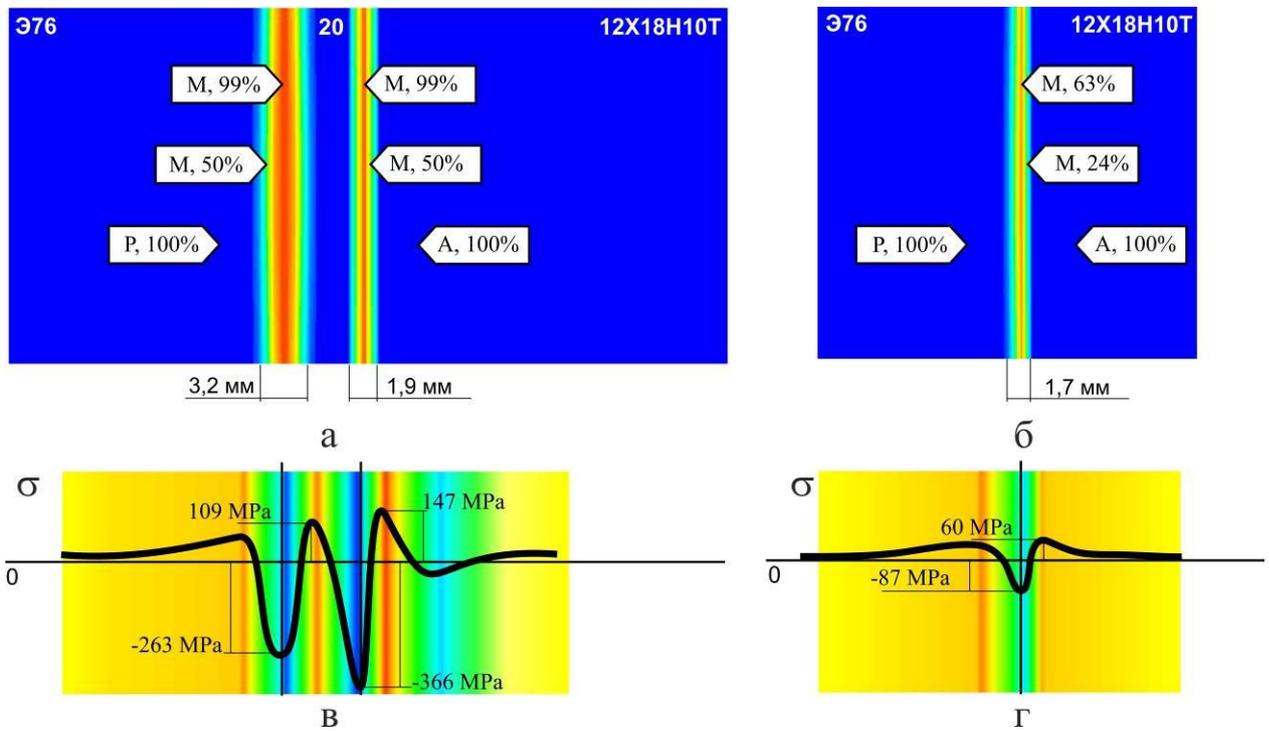


Рисунок 6.15 – Результаты моделирования процесса структурообразования (а, б) и напряжений в сварных швах (в, г). а, в – сварные соединения с низкоуглеродистой барьерной пластиной толщиной 20 мм; б, г – с низкоуглеродистой барьерной пластиной толщиной 5 мм

составляют 109 МПа, уровень сжимающих напряжений достигает 263 МПа. Значения растягивающих и сжимающих напряжений в сварном шве между низкоуглеродистой и хромоникелевой сталями составляют 147 и 366 МПа соответственно (рисунок 6.15 в). Однако даже при значительном снижении уровня напряжений, обусловленном использованием барьерных пластин толщиной 20 мм, имеется вероятность разрушения сварного соединения, что объясняется большой объемной долей мартенсита, формирующегося в переходной зоне сварного шва.

Использование барьерных пластин толщиной 5-19 мм согласно результатам моделирования приводит к формированию сварных швов, в которых слой низкоуглеродистой стали исходного состава отсутствует. Ширина образующейся при сварке через пластины толщиной 5 мм переходной зоны составляет 1,3 мм (рисунок 6.15 б). Объемная доля мартенситной структуры снижается до 60 %, а ширина мартенситной прослойки составляет не более 200 мкм, что в 2,5 раза меньше по сравнению с исходным сварным соединением. Важно отметить также, что максимальный уровень растягивающих напряжений в данном сварном шве относительно мал (49 МПа), сжимающие напряжения находятся на уровне 79 МПа (рисунок 6.15 г).

Барьерные пластины толщиной 1-4 мм не оказывают влияние на исходный сварной шов.

Таким образом, использование дополнительных барьерных пластин из низкоуглеродистой стали является эффективным техническим решением, позволяющим повысить надежность сварных соединений, в которых сочетаются заготовки из перлитной высокоуглеродистой и аустенитной хромоникелевой сталей. Результаты математического моделирования свидетельствуют о том, что пластины толщиной 5 – 19 мм позволяют снизить уровень внутренних напряжений в шве и исключить формирование низкопрочного низкоуглеродистого слоя. Пластины толщиной 20 мм и более, приводят к формированию самостоятельного низкоуглеродистого слоя в сварном шве, поэтому их введение в зазор менее эффективно.

### **6.3 Использование результатов работы для формирования сварных железнодорожных крестовин с дополнительными вставками и барьерными пластинами из низкоуглеродистой стали и наплавленными слоями**

С учетом результатов проведенных ранее структурных исследований и полученных расчетным путем данных на Новосибирском стрелочном заводе была проведена сварка полномасштабных железнодорожных крестовин из сталей Э76 и 110Г13Л с использованием вставок из хромоникелевой и низкоуглеродистой сталей. Прочностные характеристики сварных соединений определяли по схеме трехточечного изгиба. Технологический заводской процесс предусматривает сварку заготовок из рельсовой стали и стали Гадфильда через вставки из стали 12Х18Н10Т (рисунок 6.16 а). Экспериментально были апробированы два типа дополнительных элементов. Одна из схем сварки отражена на рисунке 6.16 б. В соответствии с ней между заготовками из рельсовой стали и стали Гадфильда методом стыковой контактной сварки оплавлением были вварены промежуточные вставки из хромоникелевой и низкоуглеродистой сталей. Для изготовления дополнительных вставок была использована низкоуглеродистая сталь 20.

Сварные соединения получали по технологии стыковой контактной сварки оплавлением при следующих технологических параметрах: усилие осадки 770 кН, линейная осадка 16 мм, скорость предварительного оплавления 0,1 – 0,3 мм/с, конечная скорость форсированного оплавления 1,2 мм/с, линейное оплавление 20 мм, начальная скорость осадки 25–30 мм/с, продолжительность осадки 3 с. Охлаждение материала после сварки осуществляли на воздухе. Процесс выполнялся в последовательности: сварка рельсовой заготовки с низкоуглеродистой вставкой, обрезка низкоуглеродистой заготовки; сварка укороченной низкоуглеродистой вставки с хромоникелевой заготовкой, обрезка хромоникелевой заготовки; сварка укороченной хромоникелевой вставки с заготовкой из стали Гадфильда (крестовиной). Полученная

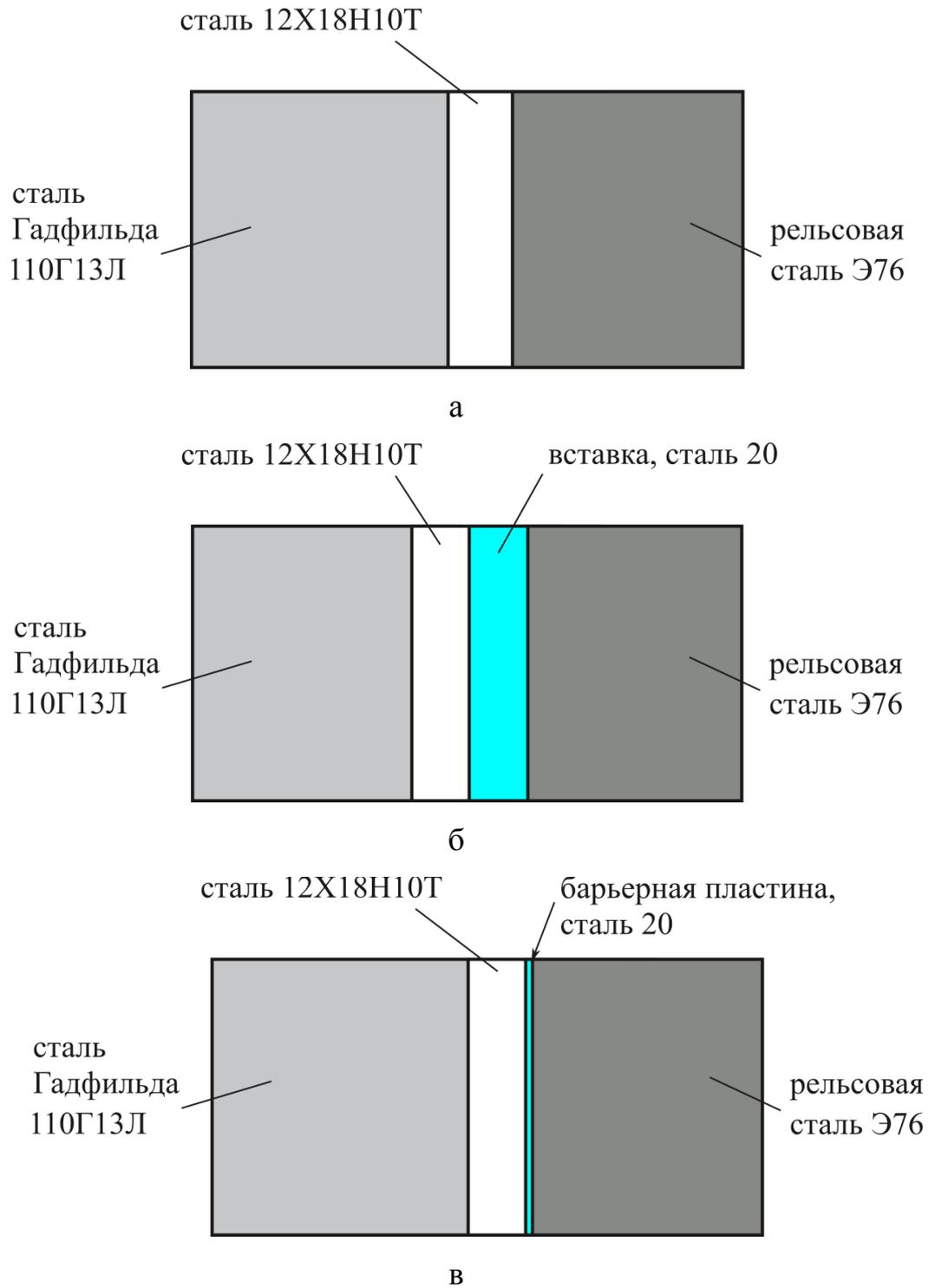


Рисунок 6.16 – Схемы сварных соединений: а – сварка сталей Э76 и 110Г13Л через промежуточную вставку из стали 12Х18Н10Т, б – сварка сталей Э76 и 110Г13Л с использованием двух промежуточных вставок из сталей 20 и 12Х18Н10Т, в – сварка сталей Э76 и 110Г13Л с использованием вставки из стали 12Х18Н10Т и барьерной пластины из низкоуглеродистой стали

конструкция представлена на рисунке 6.17. Итоговая толщина низкоуглеродистых вставок в сварном соединении составляла 15 - 20 мм.

Во втором случае (рисунок 6.16 в) дополнительные элементы из стали 20 имели форму пластин с профилем рельса толщиной 5 и 20 мм. Сварку заготовок из высокоуглеродистой и хромоникелевой сталей, а также зафиксированных между ними барьерных слоев из низкоуглеродистой стали выполняли за одну операцию. Такие элементы в дальнейшем будем называть барьерными пластинами. Для фиксации барьерных пластин их локально (точечно) приваривали к рельсовым заготовкам (рисунок 6.18). Отличающиеся от ранее приведенных параметры сварки, указаны в таблице 6.4. Полученную таким образом сборку со стороны хромоникелевой заготовки сваривали с заготовкой из стали Гадфильда (рисунок 6.19). На рисунке 6.20 представлены сварные соединения, сформированные с использованием барьерных пластин.

Таблица 6.4 – Параметры стыковой контактной сварки рельсовой стали и стали Гадфильда с использованием барьерных пластин

Параметры	Толщина барьерной пластины	
	20 мм	5 мм
Линейная осадка, мм	15,4	15,6
Линейное оплавление, мм	26	26
Конечная скорость форсированного оплавления, мм/с	1,35	1,27

Конструкции с наплавленными хромоникелевыми вставками получали в последовательности, описанной ниже. Наплавку проволоки *A7-IG* на рельсовые заготовки проводили с использованием дуговой технологии на установке РК757-Н по режимам, приведенным в таблице 6.5. Предварительный подогрев рельса не проводился. Аустенитный слой формировали по схеме, представленной на рисунке 6.21, начиная с головки рельса. После наплавки каждого двух слоев процесс останавливали на 10 – 15 минут для охлаждения образца до температуры ~300 °С. Общий вид наплавленных слоев представлен на рисунке 6.22 а. Для получения вставки толщиной ~ 80 мм последова-



Рисунок 6.17 – Прототип комбинированной крестовины, сформированный с использованием дополнительной низкоуглеродистой вставки



а

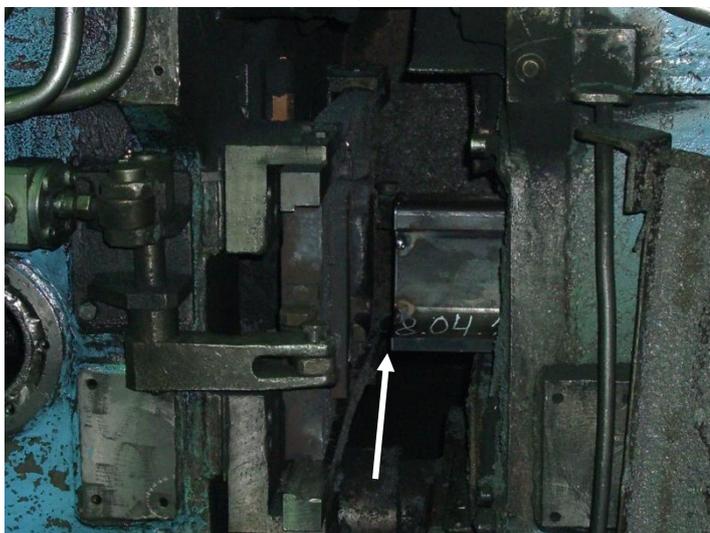


б

Рисунок 6.18 – Барьерные пластины из низкоуглеродистой стали толщиной 20 (а) и 5 (б) мм, закрепленные на рельсовых заготовках



а



б



в

Рисунок 6.19 – Рельсовые заготовки с барьерными пластинами из стали 20 (указаны стрелками) толщиной 20 (а) и 5 (б) мм, закрепленные в сварочной машине, и процесс сварки заготовок (в)



а



б

Рисунок 6.20 – Комбинированные конструкции крестовин, полученные с использованием барьерных пластин толщиной 20 (а) и 5 мм (б)

Таблица 6.5 – Режимы наплавки, обеспечивающие формирование хромоникелевых слоев

Количество слоев	Параметры	
	$I, A$	$U, B$
1 - 3	160	18
4 - 20	210	13,3

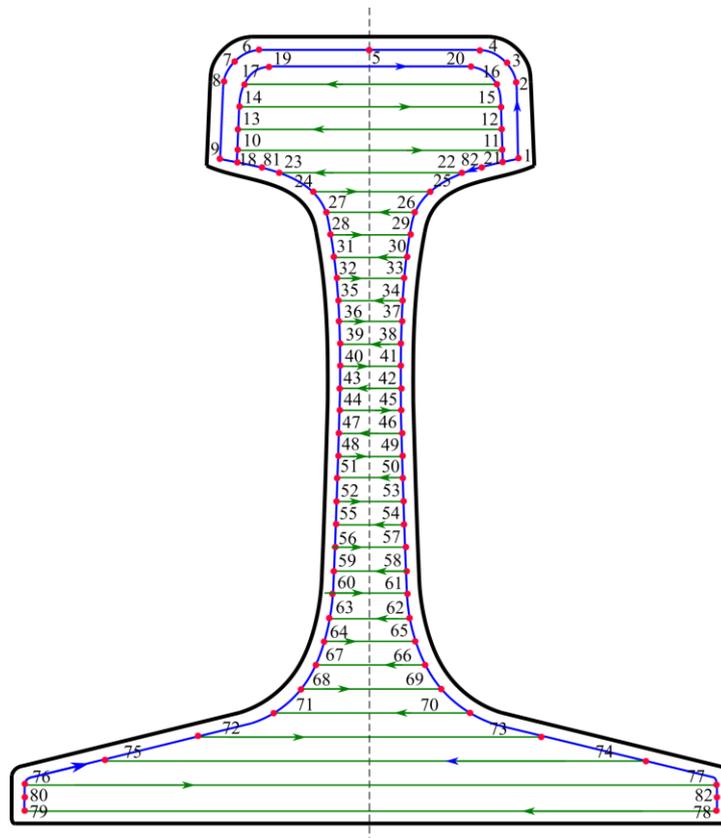
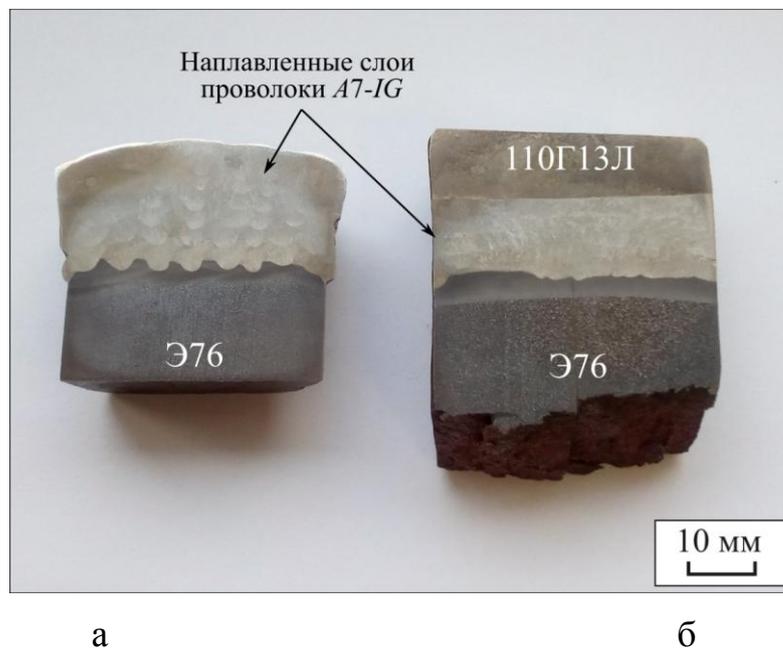


Рисунок 6.21 – Схема формирования слоя легированной стали на рельсовой заготовке методом импульсной дуговой наплавки



а

б

Рисунок 6.22 – Образцы из рельсовых заготовок (Э76) со слоями, наплавленными проволокой А7-IG (а) и после стыковой контактной сварки с заготовкой из стали 110Г13Л (б)

тельно наплавляли 20 слоев. По достижении необходимой толщины вставки методом стыковой контактной сварки формировали сварной шов с элементом крестовины. Образец, вырезанный из подобной комбинированной конструкции, представлен на рисунке 6.22 б.

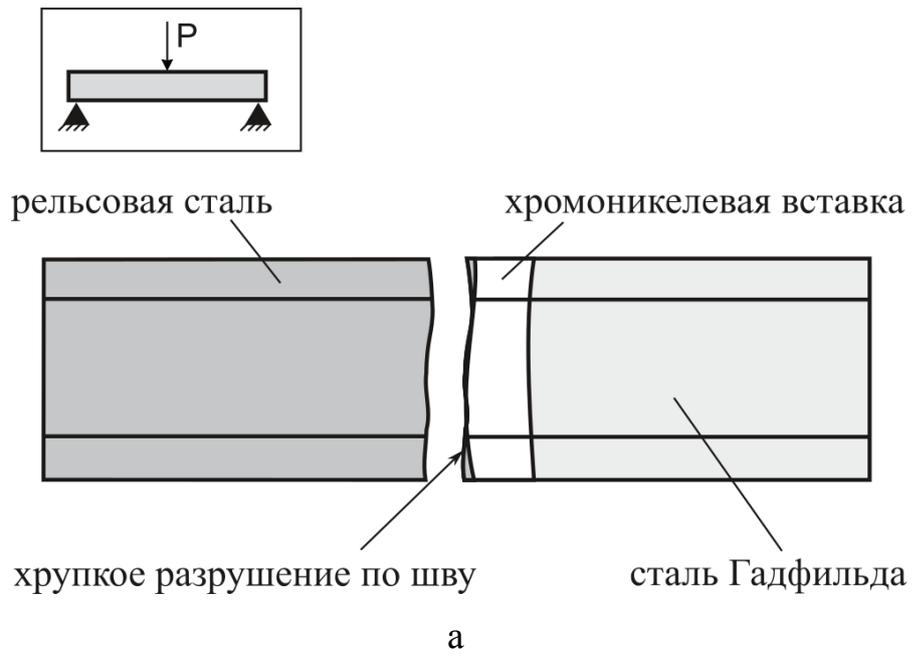
Для оценки качества сварных соединений, полученных с использованием наплавленных слоев и дополнительных вставок, были проведены испытания на статический трехточечный изгиб. За показатель прочности при проведении данных испытаний принимали величину нагрузки, которую выдерживает соединение при изгибе до разрушения. Дополнительной характеристикой являлась соответствующая этой нагрузке стрела прогиба изделия. При проведении испытаний использовали крестовины, сваренные по заводской технологии методом стыковой контактной сварки, а также с использованием дополнительных вставок и барьерных пластин из низкоуглеродистой стали 20 и хромоникелевых вставок, сформированных по технологии дуговой наплавки. С использованием каждой технологии получали по 10 сварных конструкций.

В соответствии с техническими условиями для обеспечения эксплуатационной стойкости железнодорожных крестовин необходимо обеспечить следующие минимальные приемочные значения показателей: нагрузка до разрушения не менее 1250 кН, стрела прогиба конструкции – не менее 15 мм. Результаты прочностных испытаний сварных соединений представлены в таблице 6.6.

Разрушение сварных соединений «сталь Э76 - сталь 12Х18Н10Т – сталь 110Г13Л», полученных по стандартной заводской технологии, происходит преимущественно с формированием хрупкого излома по сварным швам между рельсовой и хромоникелевой сталями, как показано на рисунке 6.23 а. Поверхности разрушения на большей площади являются плоскими с характерным металлическим блеском (рисунок 6.23 б). Основные признаки изломов свидетельствуют о малой энергоемкости процесса распространения трещины. Нагрузка, которую образцы выдерживают до момента разрушения, не во

Таблица 6.6 – Результаты испытаний сварных соединений на трехточечный изгиб.

Комбинированная конструкция	Среднее значение параметра	
	Нагрузка до разрушения, кН	Стрела прогиба, мм
Соединение «сталь Э76 - сталь 12Х18Н10Т – сталь 110Г13Л», сформированное методом стыковой контактной сварки по заводской технологии	1245,1	17,1
Конструкция, сформированная стыковой контактной сваркой, с дополнительной низкоуглеродистой вставкой между сталями Э76 и 12Х18Н10Т	1404,5	18,5
Конструкция, сформированная методом стыковой контактной сварки, с барьерной пластиной из стали 20 толщиной 5 мм, введенной в зазор между сталями Э76 и 12Х18Н10Т	1416,2	21,23
Конструкция, сформированная методом стыковой контактной сварки, с барьерной пластиной из стали 20 толщиной 20 мм, введенной в зазор между сталями Э76 и 12Х18Н10Т	1138,4	11,15
Конструкция «сталь Э76 - сталь 12Х18Н10Т – сталь 110Г13Л» с хромоникелевой вставкой, сформированной методом импульсной дуговой наплавки	1400,8	20,1



б

Рисунок 6.23 – Схема разрушения (а) и излом (б) сварного соединения со вставкой из хромоникелевой стали, полученного по стандартной заводской технологии, после испытания по схеме трехточечного изгиба

всех случаях соответствует требованиям технических условий, принятых на предприятии. Максимальная нагрузка, которую выдержал образец из анализируемой партии, составляла 1280 кН, стрела прогиба при этом была равной 17,3 мм.

При испытании соединений, полученных с использованием вставки из стали 20, вваренной по той же технологии, что и из стали 12Х18Н10Т, уровень разрушающего усилия превышал значение, регламентируемое техническими условиями, принятыми в АО «Новосибирский стрелочный завод». В пределах нормы оказалась также величина прогиба сварных соединений этого типа. Разрушение конструкций происходило по рельсовой стали (рисунок 6.24 а), а сами изломы характеризовались хорошо развитой поверхностью (рисунок 6.24 б), что свидетельствует о высокой энергоемкости процесса.

В соединениях, полученных с использованием барьерных пластин из стали 20 толщиной 20 мм, разрушение происходило по сварным швам между рельсовой и хромоникелевой сталями с формированием гладких изломов (рисунок 6.25 а). Значения стрелы прогиба и разрушающей нагрузки техническими условиями не соответствовали.

Соединения, при получении которых между сталями Э76 и 12Х18Н10Т вваривались барьерные пластины из стали 20 толщиной 5 мм, разрушались по рельсовой стали с формированием участков вязкого и псевдовязкого излома. Поверхность разрушения при этом являлась рельефной, что свидетельствует о повышенной энергоемкости процесса (рисунок 6.25 б). Максимальная разрушающая нагрузка в партии составила 1520 кН, стрела прогиба – 24,5 мм, что свидетельствует о надежности полученного материала. Все результаты, полученные при испытании на трехточечный изгиб соединений из анализируемой партии, соответствуют требованиям технических условий, принятыми в АО «Новосибирский стрелочный завод».

Значительная часть траектории трещин, распространяющихся в конструкциях с наплавленной хромоникелевой вставкой, соответствует границам соединения углеродистой и хромоникелевой сталей (рисунок 6.26). Однако

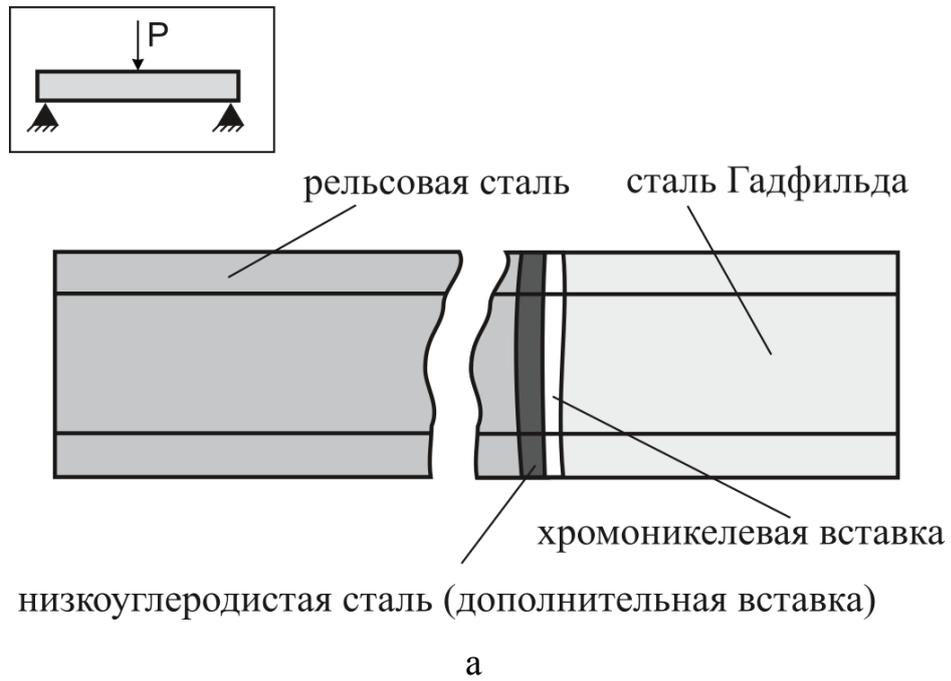


Рисунок 6.24 – Схема разрушения (а) и излом (б) сварного соединения, полученного с использованием дополнительной вставки из стали 20 после испытаний по схеме трехточечного изгиба.



а



б

Рисунок 6.25 – Характерные изломы сварных соединений, полученных с использованием барьерных пластин из низкоуглеродистой стали толщиной 20 мм (а) и 5 мм (б) после испытаний на трехточечный изгиб



а



б

Рисунок 6.26 – Изломы сварных соединений с наплавленной легированной вставкой при частичном (указано стрелками) (а) и полном (б) разрушении по границе сопряжения заготовок из углеродистой и хромоникелевой сталей

низкая объемная доля мартенсита, формирующегося в соединении, и отсутствие сплошных мартенситных прослоек в зонах сопряжения разнородных сталей позволяет повысить на 15 % значения разрушающей нагрузки и стрелы прогиба при испытаниях конструкций по схеме трехточечного изгиба по сравнению с исходными сварными соединениями.

На техническое решение по использованию дополнительной низкоуглеродистой вставки при сварке заготовок из рельсовой стали и хромоникелевой вставки, предложенное в диссертации, получен патент РФ на изобретение № 2361030 «Способ сварного соединения крестовины из марганцовистой стали с рельсом из углеродистой стали» (Приложение А). Продолжением работ в данном направлении стало обоснование предложения по использованию низкоуглеродистых барьерных пластин, повышающих надежность комбинированных конструкций сварных крестовин. Важная особенность этого решения заключается в том, что оно не требует применения нового оборудования и не приводит к принципиальным изменениям технологического процесса, используемого в АО «Новосибирский стрелочный завод». Проведенные промышленные испытания подтвердили эффективность предложенного решения для сварки элементов из сталей Э76 и 12Х18Н10Т. Полученные в работе данные, свидетельствующие о рациональности применения дополнительных вставок и барьерных пластин (слоев), переданы для практического использования в АО «Новосибирский стрелочный завод» (Приложение Б).

#### **6.4 Соединение разнородных материалов с использованием сваренных взрывом промежуточных вставок**

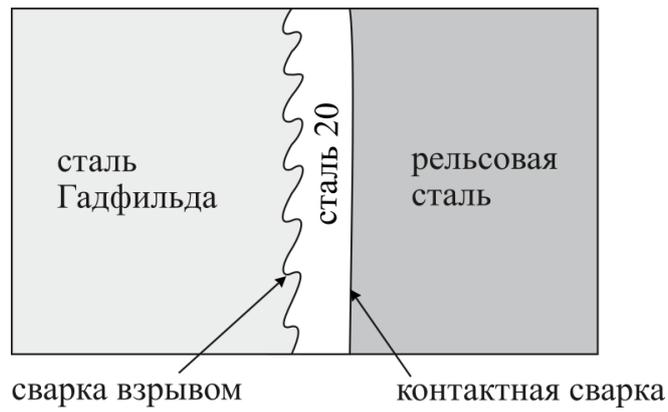
Решая задачи, связанные с получением сварных железнодорожных крестовин из различных по составу заготовок был проведен анализ эффективности метода сварки материалов взрывом. Рациональность такого подхода основана на известных достоинствах этого технологического процесса, важ-

нейшим из которых является возможность качественного соединения трудносвариваемых материалов.

В диссертационной работе оценивали эффективность технических решений, связанных с получением промежуточных вставок различных конструкций. Схемы формирования комбинированных крестовин с использованием метода сварки взрывом представлены на рисунке 6.27. Прочностные свойства разработанных конструкций оценивались по схеме трехточечного изгиба. Среднее значение нагрузки, приводящей к разрушению сварных соединений, полученных по схеме, соответствующей рисунку 6.27, а, составляет 900 кН, что на 350 кН меньше по сравнению техническими условиями на сварные крестовины.

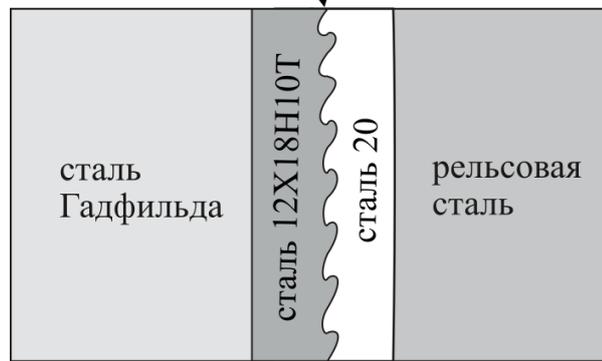
Можно выделить три причины, объясняющие низкий уровень прочностных свойств анализируемых соединений. Одна из них связана с формированием хрупких зон в низкоуглеродистой стали. Механизм их образования обусловлен выделением в течение короткого времени большого количества тепла в ограниченных по размеру объемах и последующим ускоренным его отводом в массивную заготовку, которая в процессе взрывного нагружения остается холодной (рисунок 6.28). Результатом этих процессов является формирование высокопрочных закаленных зон, характеризующихся пониженным уровнем пластичности. Важнейшей особенностью, усиливающей эффект охрупчивания, является формирование при сварке взрывом вихревых построений, в которых сталь Гадфильда, содержащая более 1 % углерода, перемещивается с низкоуглеродистой сталью 20. По этой причине образующийся в сварных швах мартенсит является высокоуглеродистым.

Вторая причина снижения комплекса механических свойств соединения «сталь 110Г13Л – сталь 20», полученного методом сварки взрывом, связана с образованием микротрещин, распространяющихся вглубь стали Гадфильда по границам аустенитных зерен. Присутствие в стали карбидных частиц способствует разрушению материала.



а

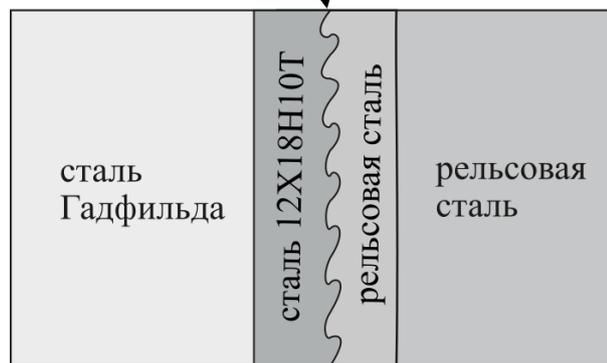
сварка взрывом



контактная сварка

б

сварка взрывом



контактная сварка

в

Рисунок 6.27 – Варианты соединения крестовин из стали Гадфильда и рельсовых окончаний с использованием технологии сварки взрывом и стыковой контактной сварки. а – сварка с применением промежуточного слоя из стали 20; б, в – сварка с использованием комбинированных вставок

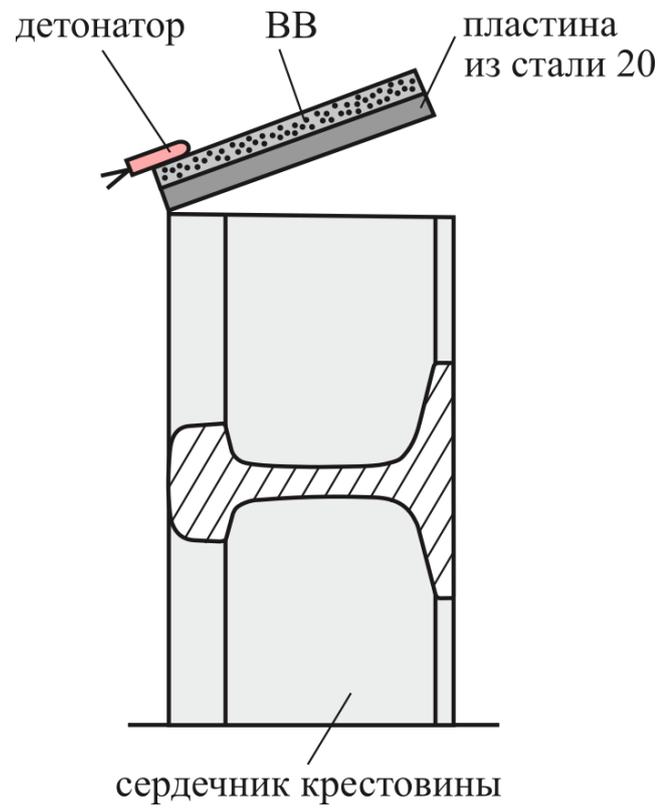


Рисунок 6.28 – Схема соединения сердечника из стали Гадфильда с пластиной из стали 20 по технологии сварки взрывом

Геометрические особенности свариваемых заготовок определяют третью причину, объясняющую низкое качество сварных соединений. При метании пластины из стали 20 на сердечник из стали Гадфильда на границах профиля проявляется краевой эффект, выражающийся в короблении верхней заготовки, а также возникновении несплошностей. Исходя из полученных результатов, был сделан вывод о нецелесообразности практического применения технологии сварки взрывом крестовины из стали Гадфильда с пластиной из стали 20. В связи с этим была проведена оценка возможности использования технологии сварки взрывом для получения комбинированных вставок типа «сталь 12Х18Н10Т – сталь 20» и «сталь 12Х18Н10Т – сталь Э76». Экспериментально установлено, что прочностные свойства образцов, полученных по схемам, представленным на рисунке 6.27 б, в, удовлетворяют заводским требованиям. Сформированные сваркой взрывом вставки соединялись с рельсовым окончанием и крестовиной методом стыковой контактной сварки. На представленных схемах шов в комбинированных вставках, получаемый сваркой взрывом, расположен параллельно швам, формируемым контактной стыковой сваркой. Особенности расположения волн в сварном шве внутри вставки не обеспечивают их механического зацепления относительно друг друга при приложении растягивающей нагрузки. Поскольку при сварке анализируемых сталей возможно образование охрупченных в результате закалки областей, при приложении нагрузки в продольном направлении возрастает вероятность разрушения соединения по сварному шву между пластинами из разнородных материалов. Отмеченное обстоятельство объясняет пониженный предел прочности сварных конструкций, полученных с использованием вставки такого типа. С целью его повышения рассмотрена схема сварки комбинированной вставки, позволяющая получать швы, располагающиеся симметрично относительно продольной оси заготовок (рисунок 6.29).

На конструкцию разработанной комбинированной вставки получен патент РФ на изобретение № 2651101 «Вставка для сварки разнородных материалов» (Приложение В). Технология получения такого рода изделий заклю-

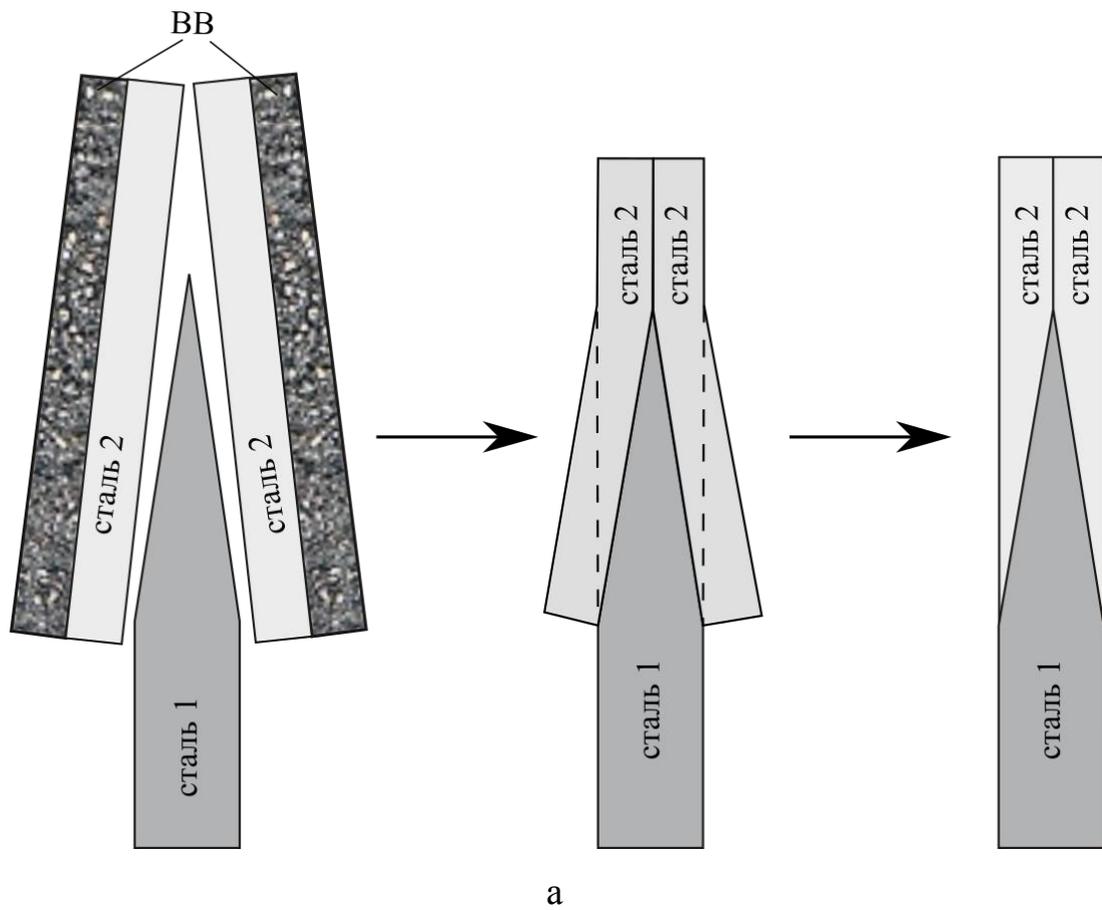


Рисунок 6.29 – Использование промежуточной вставки, полученной методом сварки взрывом заготовок из сталей 20 и 12Х18Н10Т: а – схема получения комбинированной вставки сваркой взрывом, б – использование комбинированной вставки для сварки разнородных сталей

чается в одновременной сварке взрывом трех пластин, одна из которых заострена. После сварки вставку обрезают до нужных размеров и далее методом стыковой контактной сварки по существующей схеме соединяют с заготовками из разнородных материалов (рисунок 6.29 б). В отличие от вариантов комбинированных вставок, предполагающих метание двух пластин друг на друга (рисунок 6.27 б, в), комбинированная вставка, состоящая из трех конструктивных элементов, имеет более широкий диапазон значений толщины.

Результаты исследований были апробированы на Федеральном казенном предприятии «Новосибирский опытный завод измерительных приборов» (НОЗИП) (Приложение Г). В соответствии с разработанными предложениями на НОЗИП сваркой взрывом были изготовлены промежуточные вставки из низкоуглеродистой стали 10 и стали 12Х18Н10Т толщиной 4 мм, которые применяли в дальнейшем для сварки подобных сталей другими способами. Результаты проведенных испытаний на растяжение сварных соединений свидетельствуют о том, что разрушения по межслойным границам не происходит.

### **6.5 Использование полученных результатов в учебном процессе**

Результаты диссертационной работы используются в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом университете при реализации образовательных программ бакалавриата и магистратуры по дисциплинам «Материаловедение», «Физические методы исследования материалов», «Основы экспериментальных исследований».

Полученные в работе образцы и результаты структурных исследований используются при проведении лабораторных и практических занятий по темам «Световая микроскопия», «Растровая электронная микроскопия», «Просвечивающая электронная микроскопия». Акт об использовании результатов диссертационной работы в учебном процессе представлен в Приложении Д.

## Выводы по главе 6

1. Промышленное апробирование предложенных в диссертационной работе технологических решений, проведенное на Новосибирском стрелочном заводе, подтвердило их высокую эффективность. На примере полномасштабных заготовок в виде стальных сердечников и рельсовых окончаний показано, что применение дополнительных низкоуглеродистых вставок, помещаемых в зазоры между разнородными материалами, позволяет многократно снизить опасность образования трещин в сварных швах. Установлено, что содержание углерода в дополнительных вставках, обеспечивающее возможность получения надежных соединений между рельсовыми окончаниями и сердечниками из стали 110Г13Л, составляет 0,2 – 0,3 %.

2. Анализ результатов математического моделирования, а также многочисленных структурных исследований и оценки механических свойств свидетельствует об эффективности использования низкоуглеродистых барьерных пластин при сварке элементов крестовин и рельсовых окончаний. Предложенные в работе технические решения позволяют существенно повысить надежность комбинированных конструкций. При этом принципиальных изменений в процесс сварки, требующих использования дополнительного технологического оборудования, не вносится. Предложенный метод может быть адаптирован для сварки других конструкций с парами типа «перлитная (феррито-перлитная) сталь – аустенитная сталь».

3. Применение сварки взрывом наиболее эффективно для формирования промежуточных вставок типа «легированная сталь – нелегированная сталь». Вставки такого типа рационально использовать для соединения углеродистой стали Э76 со сталью 110Г13Л. Аналогичные решения могут применяться для других пар разнородных материалов и изделий различных размеров.

4. На основании результатов проведенных исследований и промышленных испытаний разработаны эффективные технологические решения по повышению надежности сварных соединений разнородных сталей, на которые получены два патента на изобретения Российской Федерации. Результаты исследований, представленных в диссертационной работе, используются в АО «Новосибирский стрелочный завод» и на федеральном казенном предприятии «Новосибирский опытный завод измерительных приборов».

5. Результаты, полученные при выполнении работы, используются в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом университете при реализации образовательных программ бакалавриата и магистратуры по дисциплинам «Физические методы исследования материалов», «Основы экспериментальных исследований», «Материаловедение».

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Анализ результатов, полученных при проведении теоретических и экспериментальных исследований, позволяет сделать следующие выводы.

1. Получение неразъемных комбинированных конструкций с использованием методов сварки заготовок из разнородных материалов представляет собой важную, технически сложную задачу, актуальную для различных отраслей промышленного производства. Проблемы, возникающие при решении подобного рода задач, связаны, главным образом, с обеспечением показателей прочности и трещиностойкости изделий ответственного назначения, испытывающих в процессе эксплуатации статические, усталостные и динамические нагрузки высокого уровня. Одна из практических задач, решение которой определяет безопасность железнодорожного транспорта, связана с соединением заготовок из рельсовых сталей и стали Гадфильда через хромоникелевую вставку. Основные проблемы, характерные для сварки разнородных материалов, связаны с охрупчиванием границ раздела между ними. Степень их проявления определяется природой взаимодействующих материалов и технологией формирования неразъемных соединений.

2. С использованием методов структурного анализа на различных масштабных уровнях выявлены основные факторы, вызывающие охрупчивание сварных соединений, полученных методом стыковой контактной сварки оплавлением сталей Э76 и 12Х18Н10Т. Установлено, что разрушение сварных конструкций происходит преимущественно внутри переходных зон толщиной до  $\sim 1000$  мкм, формирующихся между разнородными по составу и структуре сталями. В пределах сварного шва отчетливо выделяются два слоя толщиной до 500 мкм каждый. К стали Э76 примыкает слой со структурой «перлит – феррит – аустенит – мартенсит», в котором аустенито-мартенситная структура присутствует в виде локальных областей размерами от 0,5 до 500 мкм. Установлено, что роль мартенсита в зонах сварных швов

определяется расположением его по отношению к границе раздела сталей. Наиболее негативное влияние на характер разрушения комбинированных конструкций оказывают аустенито-мартенситные прослойки с объемной долей мартенсита 90 % и твердостью 900 *HV*, примыкающие к стали 12X18H10T. Существенная неоднородность структуры сварных швов отражается на усталостной трещиностойкости материалов, что проявляется в наличии участков с различной скоростью распространения трещины на кинетических диаграммах усталостного разрушения.

3. На примере стыковой контактной сварки заготовок из сталей Э76 и 12X18H10T впервые зафиксирован новый механизм реализации перлитного превращения. Методом просвечивающей электронной микроскопии обнаружены микрообъемы высокоуглеродистого легированного аустенита, распад которого является незавершенным и сопровождается формированием трехфазной феррито-аустенито-цементитной механической смеси пластинчатой морфологии с расположением слоев в последовательности «...Ц–Ф–А–Ф–Ц–Ф–А–Ф...». Глубина проникновения аустенитных прослоек вдоль ферритных промежутков от фронта превращения в перлитные колонии достигает 1 – 2 мкм. Стабилизация аустенита в центре ферритных промежутков при реализации перлитного превращения на границе раздела между хромоникелевой аустенитной и высокоуглеродистой перлитной сталями приводит к формированию клиновидной формы фронта  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения от границы  $\gamma \rightarrow Fe_3C$ -превращения. Глубина, на которую аустенитные клинья проникают в ферритные прослойки, соизмерима с межпластинчатым расстоянием в перлите и достигает ~ 50...150 нм. Предложенный в работе механизм формирования трехфазной структуры подтвержден модельным экспериментом при электроискровом спекании частиц из высокоуглеродистой и хромоникелевой сталей.

4. С использованием методов тонкого структурного анализа установлено, что цементитные пластины, являясь лидирующей фазой на фронте превращения, происходящего при распаде нелегированного аустенита и образовании перлита пластинчатой морфологии, внедряются на 400...600 нм в вы-

соколегированный аустенит, снижая в нем содержание углерода. При дальнейшем охлаждении материала в легированной хромом и никелем  $\gamma$ -фазе, обедненной углеродом, происходит полное или частичное мартенситное превращение. Экспериментально показано, что результатом этих преобразований является формирование слоя с цементитными пластинами, расположенными в мартенситной либо аустенито-мартенситной матрице.

5. Одним из факторов, приводящих к охрупчиванию сварных швов «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т», полученных методом стыковой контактной сварки оплавлением, являются включения сульфидов титана, выделяющиеся в околошовной зоне вдоль линий пластического течения в хромоникелевой стали на стадии осадки стальных заготовок. Негативная роль дефектов этого типа обусловлена ориентацией линий течения в направлении, параллельном сварному шву. Вытянутые до больших значений сульфиды титана преобразуются в тонкие пленки толщиной  $\sim 50 \dots 200$  нм и менее, разрушение которых происходит без видимых следов пластической деформации. Форма дефектов и характер связи с матричным материалом свидетельствуют о том, что сульфиды титана являются опасными концентраторами механических напряжений, способствующими образованию и распространению поперечных трещин.

6. Структура сварных швов, возникших при стыковой контактной сварке сталей 12Х18Н10Т и Э76, характеризуется высокой термической стабильностью. Высокотемпературный отпуск закаленных микрообъемов существенного роста трещиностойкости материалов сварных швов не обеспечивает. Методом микрорентгеноспектрального анализа установлено, что при отжиге сварных швов с фазовой перекристаллизацией (с нагревом до  $1000^\circ\text{C}$ ) ширина зон переменного химического состава возрастает до  $\sim 7000$  мкм. Как со стороны углеродистой стали, так и со стороны хромоникелевой стали возникают микрообъемы легированного материала, химический состав которых приводит к образованию мартенсита, негативно отражающегося на уровне надежности материала сварного шва. Отжиг сварных соединений до  $1000^\circ\text{C}$

позволяет увеличить уровень статической трещиностойкости материала сварного шва не более чем на 20 %, что не позволяет решить проблему повышения надежности анализируемых сварных конструкций.

7. Учитывая невозможность полного устранения мартенситных прослоек в сварных швах между высокоуглеродистыми перлитными и хромоникелевыми аустенитными сталями посредством изменения режимов стыковой контактной сварки оплавлением и дополнительной термической обработки, были предложены решения, позволившие понизить степень опасности образующегося мартенсита за счет снижения в нем содержания углерода. Показано, что применение дополнительных низкоуглеродистых вставок различных типов, вваренных между заготовками из высокоуглеродистой и высоколегированной сталей, позволяет сформировать эффективную структуру переходной зоны, граничащей с хромоникелевой сталью, снизить уровень твердости образующейся структуры и, как следствие, повысить трещиностойкость сварных соединений. Функцию этого слоя эффективно выполняет низкоуглеродистая сталь с содержанием углерода  $\sim 0,2 - 0,3$  %. Методами математического моделирования и физического эксперимента обоснованы два технологических процесса, дающие возможность снизить степень охрупчивания материала сварного шва.

8. Эффективным технологическим процессом формирования переходных слоев повышенной толщины, обеспечивающих надежное соединение высокоуглеродистой и марганцовистой сталей, является импульсно-дуговая наплавка хромо-никель-марганцовистой проволоки *A7-IG* на заготовки из стали Э76. В отличие от стыковой контактной сварки сталей Э76 и 12X18H10T объемная доля мартенсита при наплавке высоколегированной проволоки не превышает 10 %. Окружающая мартенсит пластичная аустенитная матрица способствует релаксации механических напряжений. При этом твердость мартенсита, возникшего в процессе импульсно-дуговой наплавки, составляет 680 *HV*, что на 220 *HV* ниже по сравнению с контактной сваркой. Несмотря на высокую производительность метода вневакуумной

электронно-лучевой наплавки хромоникелевой порошковой смеси, применение его для формирования переходных слоев на заготовках из стали Э76 не рационально в связи с образованием интерметаллидов, охрупчивающих материал.

9. На основании результатов проведенных исследований и промышленных испытаний разработаны эффективные технологические решения по повышению надежности сварных соединений разнородных сталей, на которые получены два патента на изобретения Российской Федерации. Полученные в работе данные легли в основу способов получения комбинированных конструкций с использованием различных типов вставок. Результаты исследований, представленных в диссертационной работе, используются в АО «Новосибирский стрелочный завод» и на федеральном казенном предприятии «Новосибирский опытный завод измерительных приборов». Результаты, полученные при выполнении работы, используются в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом университете при реализации образовательных программ бакалавриата и магистратуры по дисциплинам «Физические методы исследования материалов», «Основы экспериментальных исследований», «Материаловедение».

#### **Перспективы дальнейшей разработки темы**

Подробные исследования сварных швов, формируемых при соединении заготовок из разнородных материалов, позволили выявить важные особенности структурных преобразований, происходящих на различных масштабных уровнях и объясняющих поведение сварных соединений в тяжелых условиях внешнего нагружения. Полученные результаты важны для производств, связанных с формированием крупногабаритных изделий ответственного назначения, эксплуатация которых сопряжена с повышенными рисками и необходимостью соблюдения жестких требований по безусловному обеспечению безопасности.

Проведенные в работе исследования показали перспективность технологических решений, позволяющих повысить конструктивную прочность

сварных соединений заготовок из разнородных сталей, основанных на применении промежуточных вставок различного типа. Подобный подход может быть эффективно применен и в других комбинациях материалов конструкционного назначения.

К перспективным направлениям развития тематики диссертационной работы относятся исследования, связанные с выявлением особенностей взаимодействия разнородных сталей при использовании аддитивных технологий. Формирование полиметаллических изделий аддитивным способом позволит получать разнообразную пространственную форму изделий с комбинацией зон, характеризующихся различными свойствами. В настоящее время исследования такого рода развиваются на кафедре материаловедения в машиностроении НГТУ с участием автора представленной диссертации, его магистрантов и аспирантов.

**СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ**

1. Рябов, В. Р. Сварка разнородных металлов и сплавов / В.Р. Рябов Д. М. Рабкин, Р. С. Курочко. – Москва : Машиностроение, 1984. – 239 с. – Текст : непосредственный.
2. Готальский, Ю. Н. Сварка разнородных сталей / Ю. Н. Готальский. – Киев : Техника, 1981. – 184 с. – Текст : непосредственный.
3. Сварка в машиностроении : справочник: в 4 томах. Т. 4 / редкол. : Г. А. Николаев (пред.) [и др.] ; под редакцией Ю. Н. Зорина. – Москва : Машиностроение, 1979. – 512 с., ил. – Текст : непосредственный.
4. Bina, M. H. Effect of heat treatment on bonding interface in explosive welded / M. H. Bina, F. Dehghani, M. Salimi // *Materials and Design*. – 2013. – Vol. 45. – P. 504–509.
5. Application of high velocity impact welding at varied different length scales / Yuan Zhanga, Sudarsanam Suresh Babub, Curtis Prothec [et al.] // *J. of Materials Processing Technology*. – 2011. – Vol. 211. – P. 944–952.
6. Akbari Mousavi, S. A. A. Experimental investigation of explosive welding of cp-titanium/AISI 304 stainless steel / S. A. A. Akbari Mousavi, P. Farhadi Sartangi // *Materials and Design*. – 2009. – Vol. 30. – P. 459–468.
7. Формирование сваркой взрывом слоистых композиционных материалов из разнородных сталей / Т. В. Журавина, Д. В. Павлюкова, Д. С. Терентьев [и др.]. – Текст : непосредственный // *Обработка металлов. Технология. Оборудование. Инструменты*. – Новосибирск : Изд-во НГТУ. – 2010. – № 1. – С. 6–8.
8. Structure and Fatigue Crack Resistance of Multilayer Materials produced by Explosive Welding / I. A. Bataev, A. A. Bataev, V. I. Mali [et al.] // *Advanced Materials Research*. – 2011. – Vol. 287–290. – P. 108–111.
9. Зарождение и рост алюминиды титана в слоистом композите, сваренном взрывом / И. А. Батаев, А. А. Батаев, В. И. Мали [и др.]. – Текст : непосредственный // *Физика металлов и металловедение*. – 2012. – Т. 113, № 10. – С. 998–1007.

10. Structural and mechanical properties of metallic–intermetallic laminate composites produced by explosive welding and annealing / I. A. Bataev, A. A. Bataev, V. I. Mali, D. V. Pavliukova // *Materials & Design*. – 2012. – Vol. 35, March. – P. 225–234.

11. Metallic-Intermetallic composites produced by vacuum casting and annealing of Ni and Al / T. S. Sameyshcheva, I. A. Bataev, A. A. Bataev [et al.] // *The 7 International forum on strategic technology : proc. of IFOST 2012, Tomsk, 18–21 Sept. 2012. – Tomsk, 2012. – Vol. 1. – P. 275–278.*

12. Structure and properties of composite materials "aluminum-nickel aluminide" produced by the SPS method / L. I. Shevtsova, V. I. Mali, A. A. Bataev [et al.] ; sci. ed. A. A. Bataev // *The 8 International forum on strategic technologies (IFOST 2013) : proc., Mongolia, Ulaanbaatar, 28 June-1 July 2013. – Ulaanbaatar, 2013. – Vol. 1. – P. 187–189.*

13. Metal-intermetallic laminate Ti-Al<sub>3</sub>Ti composites produced by spark plasma sintering of titanium and aluminum foils enclosed in titanium shells / D. Lazurenko, V. Mali, I. Bataev [et al.] // *Metallurgical and Materials Transactions. A. Physical Metallurgy and Materials Science*. – 2015. – Vol. 46, iss. 9. – P. 4326–4334.

14. Torkamany, M. J. Dissimilar welding of carbon steel to 5754 aluminum alloy by Nd:YAG pulsed laser / M. J. Torkamany, S. Tahamtan, J. Sabbaghzadeh // *Materials and Design*. – 2010. – Vol. 31. – P. 458–465.

15. Chengwu, Yao. Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper–steel dissimilar joint / Chengwu Yao, Binshi Xu, Xiancheng Zhang // *Optics and Laser in Engineering*. – 2009. – Vol. 47. – P. 807–814.

16. *Handbook of Laser Technology and Applications (Three-Volume Set)* / ed. by: C. E. Webb, J. D. C Jones, C. E. Webb, J. D. C. Jones. – Boca Raton : CRC Press, 2003. – 2752 p. – ISBN 9780429142758. – Text : direct.

17. Готальский, Ю. Н. О механизме предотвращения околошовных трещин при сварке закаливающих сталей с использованием аустенитных

материалов / Ю. Н. Готальский, Д. П. Новикова. – Текст : непосредственный // Автоматическая сварка. – 1992. – № 2. – С. 21–25.

18. Царюк, А. К. К вопросу о природе образования холодных трещин при сварке закаливающихся сталей / А. К. Царюк, В. И. Бреднев, Г. М. Крошина. – Текст : непосредственный // Автоматическая сварка. – 1998. – № 10. – С. 9–13.

19. Павлов, И. В. К вопросу о механизме образования переходного слоя в зоне сплавления разнородных сталей / И. В. Павлов, Д. П. Антонец, Ю. Н. Готальский. – Текст : непосредственный // Автоматическая сварка. – 1980. – № 7. – С. 5–7.

20. Земзин, В. Н. Сварные соединения разнородных сталей / В. Н. Земзин. – Москва : Машиностроение, 1966. – 232 с. – Текст : непосредственный.

21. Снисарь, В. В. Предотвращение холодных трещин в сварных соединениях высокопрочной стали 15X2H4МДА с аустенитно-мартенситным швом / В. В. Снисарь, Э. Л. Демченко. – Текст : непосредственный // Автоматическая сварка. – 1990. – № 2. – С. 24–27.

22. Влияние типа металла шва на структуру, свойства и сопротивляемость соединений высокопрочных закаливающихся сталей образованию холодных трещин / В. Г. Гордонный, А. А. Гайворонский, В. А. Саржевский, Ю. М. Лебедев. – Текст : непосредственный // Автоматическая сварка. – 1992. – № 11-12. – С. 13–16.

23. Химическая и структурная неоднородности в зоне сплавления низкоуглеродистой стали с аустенитным швом при сварке в защитных газах / В. П. Елагин, В. В. Снисарь, М. М. Савицкий [и др.]. – Текст : непосредственный // Автоматическая сварка. – 2001. – № 4. – С. 8–13.

24. Moteshakker, A. Microstructure and Corrosion Resistance of Dissimilar Weld-Joints between Duplex Stainless Steel 2205 and Austenitic Stainless Steel 316L / A. Moteshakker, I. Danaee // J. of Materials Science & Technology. – 2016. – Vol. 32, iss. 3. – P. 282–290.

25. Metallurgical and mechanical characterization of dissimilar welds of austenitic stainless steel and super-duplex stainless steel – A comparative study K. D. Ramkumar, A. Singh, S. Raghuvanshi [et al.] // *J. of Manufacturing Processes*. – 2015. – Vol. 19. – P. 212–232.

26. Tasalloti, H. Effect of heat input on dissimilar welds of ultra high strength steel and duplex stainless steel: Microstructural and compositional analysis / H. Tasalloti, P. Kah, J. Martikainen // *Materials Characterization*. – 2017. – Vol. 123. – P. 29–41.

27. Sadeghian, M. Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of dissimilar joints between super duplex stainless steel and high strength low alloy steel / M. Sadeghian, M. Shamanian, A. Shafyei // *Materials and Design*. – 2014. – Vol. 60. – P. 678–684.

28. Tsukamoto, S. Metastable phase solidification in electron beam welding of dissimilar stainless steels / S. Tsukamoto, H. Harada, H. K. D. H. Bhadeshia // *Materials Science and Engineering A*. – 1994. – Vol. 178. – P. 189–194.

29. Farabi, N. Microstructure and mechanical properties of laser welded dissimilar DP600/DP980 dual-phase steel joints / N. Farabi, D. L. Chena, Y. Zhou // *J. of Alloys and Compounds*. – 2011. – Vol. 509. – P. 982–989.

30. Avery, R. E. Pay attention to dissimilar-metal welds: guidelines for welding dissimilar metals / R. E. Avery. – Toronto, Ont. : Nickel Development Institute, 1991. – 6 p.

31. Anwar, Ul-Hamid. Failure of weld joints between carbon steel pipe and 304 stainless steel elbows / Anwar Ul-Hamid, Hani M. Tawancy, M. Abbas Nureddin // *Engineering Failure Analysis*. – 2005. – Vol. 12. – P. 181–191.

32. Guo, M.-H. Welding of high manganese steel to high carbon steel / M.-H. Guo, M.-H. Zhao, W.-G. Dong // *Transactions of the China Welding Institution*. – 2002. – Vol. 23. – P. 6–10.

33. Paventhan, R. Fatigue behaviour of friction welded medium carbon steel and austenitic stainless steel dissimilar joints / R. Paventhan,

P. R. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian // *Materials and Design*. – 2011. – Vol. 32. – P. 1888–1894.

34. Microstructure characterization and properties of carbon steel to stainless steel dissimilar metal joint made by friction welding / Ma H., Qin G., Geng P. [et al.] // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 86. – P. 587–597.

35. Microstructural features of dissimilar MMC/AISI 304 stainless steel friction joints / C. Pan, L. Hu, Z. Li, T. H. North // *J. of Materials science*. – 1996. – Vol. 31. – P. 3667–3674.

36. Chin-Hyung, Lee. Prediction of residual stresses in welds of similar and dissimilar steel weldments / Chin-Hyung Lee, Kyong-Ho Chang // *J. of Materials science*. – 2007. – Vol. 42, no 16. – P. 6607–6613.

37. Effect of welding process on the microstructure and properties of dissimilar weld joints between low alloy steel and duplex stainless steel / Jing Wang, Min-xu Lu, Lei Zhang [et al.] // *International J. of Minerals, Metallurgy and Materials*. – 2012. – Vol. 19, no 6, June. – P. 518–524.

38. Effect of welding parameters on residual stresses in dissimilar joint of stainless steel to carbon steel / E. Ranjbarnodeh, S. Serajzadeh, A. H. Kokabi, A. Fischer // *J. of Materials science*. – 2011. – Vol. 46. – P. 3225–3232.

39. Winiczenko, R. Friction welding of ductile iron with stainless steel / R. Winiczenko, M. Kaczorowski // *J. of Materials Processing Technology*. – 2013. – Vol. 213, iss. 3, March. – P. 453–462.

40. Microstructure and failure behavior of dissimilar resistance spot welds between low carbon galvanized and austenitic stainless steels / P. Marashi, M. Pournavari, S. Amirabdollahian [et al.] // *Materials Science and Engineering A*. – 2008. – Vol. 480, iss. 1-2. – P. 175–180.

41. Chin-Hyung, Lee. Temperature fields and residual stress distributions in dissimilar steel butt welds between carbon and stainless steels / Chin-Hyung Lee, Kyong-Ho Chang // *Applied Thermal Engineering*. – 2012. – Vol. 45-46. – P. 33–41.

42. Dissimilar Welding between AISI 304 Stainless Steel and AISI 1020 Carbon Steel Plates / Wichan Chuaiphan, Chandra Ambhorn Somrer, Satian Niltawach, Banleng Sornil // Applied Mechanics and Materials. – 2013. – Vol. 268-270. – P. 283–290.

43. Laha, K. Integrity Assessment of Similar and Dissimilar Fusion Welded Joints of Cr-Mo-W ferritic Steels under Creep Condition / K. Laha // Procedia Engineering. – 2014. – Vol. 86. – P. 195–202.

44. Wenyong, Wu. Microstructure, mechanical properties and corrosion behavior of laser welded dissimilar joints between ferritic stainless steel and carbon steel / Wenyong Wu, Shengsun Hu, Junqi Shen // Materials and Design. – 2014. – Vol. 65. – P. 855–861.

45. Satyanarayana, V. V. Dissimilar metal friction welding of austenitic–ferritic stainless steels / V. V. Satyanarayana, Reddy G. Madhusudhan, T. Mohandas // J. of Materials Processing Technology. – 2005. – Vol. 160. – P. 128–137.

46. Failure analysis of dissimilar steel welded joints in a 3033t/h USC boiler / Wei Wang, Xue Wang, Wanli Zhong [et al.] // Procedia Materials Science. – 2014. – Vol. 3. – P. 1706–1710.

47. Tomashchuk, I. Multiphysical modeling of dissimilar welding via interlayer / I. Tomashchuk, P. Sallamand, J. M. Jouvard // J. of Materials Processing Technology. – 2011. – Vol. 211, iss. 11. – P. 1796–1803.

48. Microstructure and bonding strength of diffusion welding of Mo/Cu joints with Ni interlayer / Jian Zhang, Qiang Shen, Guoqiang Luo [et al.] // Materials and Design. – 2012. – Vol. 39. – P. 81–86.

49. Electron beam welding of Ti-15-3 titanium alloy to 304 stainless steel with copper interlayer sheet / Wang Ting, Zhang Bing-gang, Chen Guo-qing [et al.] // Transactions of Nonferrous Metals Society of China. – 2010. – Vol. 20, iss. 10. – P. 1824–1834.

50. Honarpisheh, M. Investigation of annealing treatment on the interfacial properties of explosive-welded Al/Cu/Al multilayer / M. Honarpisheh,

M. Asemabadi, M. Sedighi // *Materials & Design*. – 2012. – Vol. 37. – P. 122–127.

51. High-strength titanium alloy/steel butt joint produced via friction stir welding / S. H. Li, Y. H. Chen, X. W. Zhou [et al.] // *Materials letters*. – 2019. – Vol. 234. – P. 155–158.

52. Explosive welding of aluminium to stainless steel / G.H.S.F.L. Carvalho, I. Galvao, R. Mendes [et al.] // *J. of materials processing technology*. – 2018. – Vol. 262. – P. 340–349.

53. Sayyar, N. Arc weldability of Incoloy 825 to AISI 321 stainless steel welds / N. Sayyar, M. Shamanian, B. Niroumand // *J. of materials processing technology*. – 2018. – Vol. 262. – P. 562–570.

54. Исследование структуры сварных соединений коррозионностойкой стали со сплавом титана / Н. С. Крестников, А. Н. Семенов, С. Н. Новожилов, Е. Ю. Ривкин. – Текст : непосредственный // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2009. – № 4. – С. 42–45.

55. Microstructure evolution and phase transition at the interface of steel/Al dissimilar alloys during Nd: YAG laser welding / F. Yan, X. Fang, L. Chen [et al.] // *Optics and laser technology*. – 2018. – Vol. 108. – P. 193–201.

56. Формирование соединения при сварке металлов взрывом / С. В. Кузьмин, В. И. Лысак, Е. А. Чугунов, А. П. Пеев. // *Автоматическая сварка*. – 2000. – №11. – С. 25–29.

57. Производство металлических слоистых композиционных материалов / А. Г. Кобелев, В. И. Лысак, В. Н. Чернышев [и др.] – Москва : Интермет Инжиниринг, 2002. – 496 с. – Текст : непосредственный.

58. Лысак, В. И. Сварка взрывом / В. И. Лысак, С. В. Кузьмин. – Москва : Машиностроение, 2005. – 495 с. – Текст : непосредственный.

59. Семенов, А. П. Схватывание металлов / А. П. Семенов. – Москва : Машгиз, 1958. – 280 с. – Текст : непосредственный.

60. Айнбиндер, С. Б. Холодная сварка металлов / С. Б. Айнбиндер. – Рига : Изд-во АН Латв. ССР, 1957. – 163 с. – Текст : непосредственный.

61. Сварка и свариваемые материалы : в 3 Томах. Т. 1. Свариваемость материалов : справ. изд. / под ред. Э. Л. Макарова. – Москва : Металлургия, 1991. – 528 с. – Текст : непосредственный.

62. Технология и оборудование сварки плавлением и термической резки / А. И. Акулов, В. П. Алехин, С. И. Ермаков [и др.] – Москва : Машиностроение, 2003. – 560 с. – Текст : непосредственный.

63. Готальский, Ю. Н. Сварка перлитных сталей аустенитными материалами / Ю. Н. Готальский. – Киев : Наукова думка, 1992. – 224 с. – Текст : непосредственный.

64. Петров, В. П. Свариваемость сталей / В. П. Петров. – Барнаул : Изд-во АлтГТУ, 2000. – 66 с. – Текст : непосредственный.

65. Лившиц, Л. С. Металловедение для сварщиков (сварка сталей) / Л. С. Лившиц. – Москва : Машиностроение, 1979. – 253 с. – Текст : непосредственный.

66. Могутнов, Б. М. Термодинамика железоуглеродистых сплавов / Б. М. Могутнов, И. А. Томилин, Л. А. Шварцман. – Москва : Металлургия, 1972. – 328 с. – Текст : непосредственный.

67. Dearden, J. A guide to the selection and welding of low alloy structural steel / J. Dearden, H. O'Neill // Transactions of the institute of welding. – 1940. – Vol. 3. – P. 203–214.

68. Ito, Y. Weldability formula of high strength steels related to heat affected zone cracking / Y. Ito, K. Bessyo ; published by the International Institute of Welding AWS. – Miami, FL, 1968. – DOC IX, Vol. 37. – P. 567–578.

69. Düren, C. F. Prediction of the Hardness in the HAZ of HSLA Steels by means of the C-equivalent / C. F. Düren // Proceedings Select Conference- Hardenability of Steels. – Derby, UK, 17 May 1990. – P. 51–62.

70. Yurioka, N. Determination of necessary preheating temperature in steel welding / N. Yurioka, S. Oshita, H. Tamehiro // Welding J. – 1983. – Vol. 6. – P. 147–153.

71. Sun, Z. Weldability and properties stainless steel joints / Z. Sun, H.-Y. Han // Materials science and technology. – 1994. – Vol. 10. – P. 823–829.
72. Schaeffler, A. L. Constitution diagram for stainless steel weld metal / A. L. Schaeffler // Metal Progress. – 1949. – Vol. 56, iss. 11. – P. 680–680B.
73. Delong, W. T. Ferrite in austenitic stainless steel weld metal / W. T. Delong // Welding J. – 1974. – Vol. 53, iss.7. – P.273–286.
74. Linnert, G. E. Welding Type 347 Stateless sicep pipe and Tubing / G. E. Linnert // Welding research council bulletin series. – 1958. – No. 43. – P. 127–130.
75. Siewert, T. A. Ferrite number prediction to 100 fn in stainless steel weld metal / T. A. Siewert, C. N. Mccowan, D. L. Olson // Welding J. – 1988. – Vol. 67, iss. 12. – P. 289–298.
76. Kotecki, D. J. Verification of the NBS-CSM Ferrite Diagram / D. J. Kotecki ; American Council of the International Institute of Welding. – Miami, FL, 1988. – IIW Document II-C-834-88.
77. Hull, F. C. Delta ferrite and martensite formation in stainless steels / F. C. Hull // Welding J. – 1973. – Vol. 52, iss. 5. – P. 193–203.
78. Speidel, M. High nitrogen steels, HNS 2009 / M. Speidel // Proceedings of the 10th international conference. – 2009. – P. 121.
79. Uggowitzer, P. J. Nickel free high nitrogen austenitic steels / P. J. Uggowitzer, R. Magdowski, M. O. Speidel // ISIJ international. – 1996. – Vol. 36, iss. 7. – P. 901–908.
80. Dissimilar metal welding of austenite stainless steel and carbon steel using ND:YAG laser a continuous wave / J. Shinh, T. Yooy, B. H. Shin, J. H. Kim // Key engineering materials. – 2007. –Vol. 345-346. – P. 1445–1448.
81. Laser beam welding of dissimilar stainless steels in a fillet joint configuration / M. M. A. Khana, L. Romoli, M. Fiaschi [et al.] // J. of materials processing technology. – 2012. – Vol. 212. – P. 856–867.

82. Characteristics of hot cracking in dissimilar joint of A690 Overlay and stainless steel clad / G. Ko, K. M. Seo, H. J. Kim, H. Hong // *Welding in the world*. – 2017. – Vol. 61, iss. 5. – P. 945–953.

83. Fiber laser welding of dissimilar 2205/304 stainless steel plates / G. R. Mohammed, M. Ishak, S. N. A. S. Ahmad, H. A. Abdulhadi // *Metals*. – 2017. – Vol.7, iss. 12. – P. 546–565.

84. Sharifitabar, M. Microstructure And Mechanical Properties Of Resistance Upset Butt Welded 304 Austenitic Stainless Steel Joints / M. Sharifitabar, A. Halvae, S. Khorshahian // *Materials and design*. – 2011. – Vol. 32. – P. 3854–3864.

85. Investigation On AISI 304 Austenitic Stainless Steel To AISI 4140 Low Alloy Steel Dissimilar Joints By Gas Tungsten Arc, Electron Beam And Friction Welding / N. Arivazhagan, S. Singh, S. Prakash, G. M. Reddy // *Materials and Design*. – 2011. – Vol. 32. – P. 3036–3050.

86. Topolska, S. Environmental degradation of dissimilar austenitic 316L and duplex 2205 stainless steels welded joints / S. Topolska, J. labanowski // *Arch. Metall. Mater.* – 2017. – Vol. 62, iss. 4. – P. 2107–2112.

87. Wilkinson, F. J. Calculation hot cracking resistance of high tensile alloy steels / F. J. Wilkinson, C. I. M. Cottrell, H. V. Hoxlay // *British welding J.* – 1958. – Vol. 5, iss. 12. – P. 557–562.

88. Технология электрической сварки металлов и сплавов плавлением / под. ред. акад. Б. Е. Патона. – Москва : Машиностроение, 1974. – 768 с. – Текст : непосредственный.

89. Закс, И. А. Сварка разнородных сталей / И. А. Закс. – Ленинград : Машиностроение, 1973. – 208 с. – Текст : непосредственный.

90. Selvi, S. Cold metal transfer (CMT) technology - An overview / S. Selvi, A. Vishvaksenan, E. Rajasekar // *Defence Technology*. – 2018. – Vol. 14. – P. 28–44.

91. Kaha, P. Trends in joining dissimilar metals by welding / P. Kaha, M. S. J. Martikainen // *Applied Mechanics and Materials*. – 2014. – Vol. 440. – P. 269–276.

92. Messler, Robert W. Joining of Materials and Structures. From Pragmatic Process to Enabling Technology / Robert W. Messler. – New York : Elsevier, 2004. – 815 p. – ISBN 9780080478845. – Text : direct.

93. Schultz, H. Electron beam welding, Abington publishing / H Schultz. – Cambridge, UK : Woodhead Publishing, 1994. – 240 p. – ISBN 9781845698782. – Text : direct.

94. Electron Beam Welding : the fundamentals of a fascinating technology / V. Adam, U. Clauß, D. V. Dobeneck [et al.]. – Pro-beam AG & Co, Planegg, Germ., 2011. – 102 p. – Text : direct.

95. Influence of beam current on microstructures and mechanical properties of electron beam welding-brazed aluminum-steel joints with an Al5Si filler wire / T. Wang, Y. Zhang, X. Li [et al.] // *Vacuum*. – 2017. – Vol. 141. – P. 281–287.

96. Microstructure and mechanical properties of the heat-affected zone in laser-welded/brazed steel 22MnB5–AA6016 aluminum/AZ31 magnesium alloy / M. Windmann, A. Röttger, H. Kügler, W. Theisen // *J. of Materials Processing Technology*. – 2017. – Vol. 247. – P. 11–18.

97. Laser welding-brazing of Mg to stainless steel: joining characteristics, interfacial microstructure, and mechanical properties / C. Tan, X. Song, S. Meng [et al.] // *International J. of Advanced Manufacturing Technology*. – 2016. – Vol. 86, iss.1-4. – P. 203–213.

98. Особенности строения сварных швов, сформированных лазерной сваркой разнородных сплавов на основе титана и алюминия / А. А. Никулина, А. И. Смирнов, Г. А. Туричин [и др.]. – Текст : непосредственный // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2017. – № 8 (746). – С. 62–67.

99. Wang, Y. Effect of welding parameters on Al/Ti joint property in electron beam welding-brazing / Y. Wang, Y. Yu, W. Teng // China Welding (English Edition). – 2016. – Vol. 25(4). – P. 27–33.

100. Шоршоров, М. Х. Особые виды сварки / М. Х. Шоршоров, Э. С. Каракозов. – Текст : непосредственный // Итоги науки и техники. Сер. Сварка. – Москва : ВИНТИ, 1972. – Т. 5. – С. 46–156.

101. Карташкин, Б. А. О кинетике процесса образования соединения при сварке в твердом состоянии однородных металлов / Б. А. Карташкин, Э. С. Каракозов, М. Х. Шоршоров. – Текст : непосредственный // Физика и химия обработки материалов. – 1968. – № 3. – С. 113–122.

102. Шоршоров, М. Х. К вопросу расчетной оценки режимов сварки давлением / М. Х. Шоршоров, Ю. Л. Красулин, А. М. Дубасов. – Текст : непосредственный // Сварочное производство. – 1967. – № 7. – С. 14–17.

103. Красулин, Ю. Л. О механизме образования соединения разнородных материалов в твердом состоянии / Ю. Л. Красулин, М. Х. Шоршоров. – Текст : непосредственный // Физика и химия обработки материалов. – 1967. – № 1. – С. 89–97.

104. Рыкалин, Н. Н. Физические и химические проблемы соединения разнородных материалов / Н. Н. Рыкалин, М. Х. Шоршоров, Ю. Л. Красулин. – Текст : непосредственный // Изв. АН СССР. Неорганические материалы. – 1965. – Т. 1, № 1. – С. 29–36.

105. Сварка взрывом / В. С. Седых, А. А. Дерibas, Е. Н. Биченков, Ю. А. Тришин. – Текст : непосредственный // Сварочное производство. – 1962. – № 5. – С. 3–6.

106. Сварка взрывом / В. С. Седых, А. А. Дерibas, Е. И. Биченков, Ю. А. Тришин. – Текст : непосредственный // Сварочное производство. – 1962. – № 2. – С. 6–9.

107. Сварка взрывом / А. А. Дерibas, В. М. Кудинов, Ф. И. Матвеевко, В. А. Симонов. – Текст : непосредственный // Физика горения и взрыва. – 1967. – Т. 3, № 1. – С. 111–117.

108. Дерибас, А. А. Влияние начальных параметров на процесс волнообразования при сварке металлов взрывом / А. А. Дерибас, В. М. Кудинов, Ф. И. Матвеенков. – Текст : непосредственный // Физика горения и взрыва. – 1967. – Т. 3, № 4. – С. 561–568.

109. Годунов, С. К. О влиянии вязкости материала на процесс образования струй при соударениях металлических пластин / С. К. Годунов, А. А. Дерибас, В. И. Мали. – Текст : непосредственный // Физика горения и взрыва. – 1975. – Т. 11, № 1. – С. 3–18.

110. Плакирование стали взрывом / А. С. Гельман, А. Д. Чудновский, Б. Д. Цемахович, И. Л. Харина. – Москва : Машиностроение, 1978. – 191 с. – Текст : непосредственный.

111. Гельман, А. С. Изучение некоторых вопросов очистки поверхностей в процессе сварки взрывом / А. С. Гельман, Л. Б. Первухин, Б. Д. Цемахович. – Текст : непосредственный // Физика горения и взрыва. – 1973. – Т. 9, № 2. – С. 284–288.

112. Thomsen, E. Mechanics of plastic deformation in metal processing / E. Thomsen, C. Young, S. Kobayashi. – New York : Macmillan, 1965. – 486 p. – Text : direct.

113. Вилль, В. И. Сварка металлов трением / В. И. Вилль. – Москва : Машиностроение, 1970. – 181 с. – Текст : непосредственный.

114. Каракозов, Э. С. Соединение металлов в твердой фазе / Э. С. Каракозов. – Москва : Metallurgy, 1976. – 264 с. – Текст : непосредственный.

115. Казаков, Н. Ф. Диффузионная сварка материалов / Н. Ф. Казаков. Москва : Машиностроение, 1976. – 312 с. – Текст : непосредственный.

116. Лариков, Л. Н. Диффузионные процессы в твердой фазе при сварке / Л. Н. Лариков, В. Р. Рябов, В. М. Фальченко. – Москва : Машиностроение, 1975. – 192 с. – Текст : непосредственный.

117. Захаренко, И. Д. Сварка металлов взрывом / И. Д. Захаренко. – Минск : Навука і тэхніла, 1990. – 205 с. – Текст : непосредственный.

118. Дерибас, А. А. Физика упрочнения и сварки взрывом / А. А. Дерибас. Новосибирск : Наука, 1972. – 188 с. – Текст : непосредственный.
119. Pearson, J. Explosive working of metals / J. Pearson, J. S. Rinehart. – New York : Macmillan, 1963. – 351 p. – Text : direct.
120. Meyers, M. A. Dynamic Behavior of Materials / M. A. Meyers. – New York : John Wiley & Sons, 1994. – 668 p. – Text : direct.
121. Лысак, В. И. Об оценке факторов, определяющих надежность процесса сварки взрывом / В. И. Лысак, В. С. Седых, Ю. П. Трыков. – Текст : непосредственный // Сварочное производство. – 1979. – № 3. – С. 7–9.
122. Влияние массы свариваемых взрывом элементов на структуру и свойства получаемых соединений / В. И. Лысак, В. С. Седых, Ю. П. Трыков, Н. Н. Казак. – Текст : непосредственный // Сварочное производство. – 1981. – № 6. – С. 15–17.
123. Лысак, В. И. Закономерности формирования соединения при сварке взрывом слоистых композиционных материалов. – Текст : непосредственный / В. И. Лысак, В. С. Седых, Ю. П. Трыков // Сварочное производство. – 1983. – № 3. – С. 4–6.
124. Лысак, В. И. Металлические слоистые композиционные материалы / В. И. Лысак, А. Г. Кобелев. – Москва : Машиностроение, 2006. – 576 с. – (Энциклопедия «Машиностроение». Т. III-6. Технология производства слоистых металлических композиционных материалов и изделий из них). – Текст : непосредственный.
125. Волнообразование при высокоскоростном соударении металлов / А. В. Уткин, А. Н. Дремин, А. Н. Михайлов, Ю. А. Гордополов. – Текст : непосредственный // Физика горения и взрыва. – 1980. – Т. 16, № 4. – С. 126–132.
126. Cowan, G. R. Flow configuration in colliding plates / G. R. Cowan, A. N. Holtzman // J. of applied physics. – 1963. – Vol. 34, iss. 4. – P. 928–939.
127. Гордополов, Ю. А. Экспериментальное определение зависимости длины волны от угла соударения в процессе сварки металлов взрывом / Ю. А.

Гордополов, А. Н. Дремин, А. Н. Михайлов. – Текст : непосредственный // Физика горения и взрыва. – 1976. – Т. 12, № 4. – С. 601–605.

128. Ultrahigh cooling rates at the interface of explosively welded materials and their effect on the formation of the structure of mixing zones / I. A. Bataev, D. V. Lazurenko, A. A. Nikulina [et al.] // Combustion, Explosion, and Shock Waves. – 2018. – Vol. 54, iss.2. – P. 238–245.

129. Структура и усталостная трещиностойкость многослойного композита сталь 20 — сталь 12X18H10T, полученного сваркой взрывом / Е. А. Ложкина, И. А. Батаев, А. А. Никулина [и др.]. – Текст : непосредственный // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – № 3. – С. 28–34.

130. Metallic glass formation at the interface of explosively welded Nb and stainless steel / I. A. Bataev, K. Hokamoto, A. A. Bataev [et al.] // Metals and Materials International. – 2015. – Vol. 21, iss. 4. – P. 713–718.

131. Thomson, W. On the Electro-Dynamic Qualities of Metals:--Effects of Magnetization on the Electric Conductivity of Nickel and of Iron / W. Thomson // Proceedings of the Royal Society of London. – 1856. – Vol. 8. – P. 546–550.

132. Thomson, W. Account of Researches in Thermo-Electricity / W. Thomson // Proceedings of the Royal Society of London. – 1854. – Vol. 7. – P. 49–58.

133. Thomson, E. Electric welding / E. Thomson // J. of the Franklin Institute. – 1887. – Vol. 123, iss. 5. – P. 357–370.

134. Pat. US 451345 A Method of electric welding / E. Thomson. – 28.04.1891. – prior 14.06.1890. – AP. № 355 500. – Text : direct.

135. Приходько, Е. А. Формирование многослойных материалов с повышенным уровнем конструктивной прочности методом сварки взрывом углеродистых и легированных сталей : специальность 05.16.09 «Материаловедение» : диссертация на соискание ученой степени канд. техн. наук / Е. А. Приходько ; Новосиб. гос. техн. ун-т.– Новосибирск, 2012. – 224 с. – Текст : непосредственный.

136. Гельман, А. С. Технология и оборудование контактной электрической сварки / А. С. Гельман. – Москва : Машгиз, 1960. – 367 с. – Текст : непосредственный.
137. Кабанов, Н. С. Технология стыковой контактной сварки / Н. С. Кабанов. – Москва : Машиностроение, 1970. – 325 с. – Текст : непосредственный.
138. Кочергин, К. А. Контактная сварка / К. А. Кочергин. – Ленинград : Машиностроение, 1987. – 240 с. – Текст : непосредственный.
139. Чередничек, В. Т. Контактная стыковая электросварка / В. Т. Чередничек. – Киев : Техника, 1976. – 243 с. – Текст : непосредственный.
140. Никитин, А. С. Формирование структуры зоны соединения при контактной стыковой сварке оплавлением / А. С. Никитин, С. И. Кучук-Яценко. – Текст : непосредственный // Автоматическая сварка. – 1996. – № 2. – С. 3–6.
141. Технология и оборудование контактной сварки / Б. Д. Орлов, Ю. В. Дмитриев, А. А. Чакале [и др.]. – Москва : Машиностроение, 1975. – 535 с. – Текст : непосредственный.
142. Kerstensa, N. F. H. Heat distribution in resistance upset butt welding / N. F. H. Kerstensa, I. M. Richardsonb // J. of materials processing technology. – 2009. – Vol. 209. – P. 2715–2722.
143. Особенности формирования структуры соединений рельсовой стали М76 со сталью 110Г13Л, выполненных контактной стыковой сваркой оплавлением / С. И. Кучук-Яценко, В. И. Швец, Г. Н. Гордань [и др.]. – Текст : непосредственный // Автоматическая сварка . – 2006. – № 1. – С. 3–9.
144. Контактная стыковая сварка железнодорожных крестовин с рельсовыми окончаниями через промежуточную вставку / С. И. Кучук-Яценко, Ю. В. Швец, Е. А. Думчев [и др.]. – Текст : непосредственный // Автоматическая сварка. – 2005. – № 1. – С. 5–8.

145. Guo M. N. Welding between high manganese steel and high carbon steel / M. N. Guo, D. C. Shao, Z. G. Dong // *Acta Metallurgica Sinica*. – 2000. – Vol. 13. – № 1. – P. 112–116.

146. Никитин А. С. Контактная стыковая сварка стали Гадфильда с рельсовой сталью / А. С. Никитин. – Текст : непосредственный // *Сварочное производство*. – 2000. – № 9. – С. 38–40.

147. Синадский Н. А. Сварка высокомарганцевистой и углеродистой стали / Н. А. Синадский, Л. А. Турбина, И. З. Генкин. – Текст : непосредственный // *Сварочное производство*. – 1993. – № 2. – С. 10–12.

148. Синадский Н. А. Сварка крестовин с рельсами / Н. А. Синадский, И. З. Генкин, А. П. Турбина. – Текст : непосредственный // *Путь и путевое хозяйство*. – 1994. – № 4. – С. 11–14.

149. Генкин И. З. Сварные рельсы и стрелочные переводы / И. З. Генкин. – Текст : непосредственный // *Путь и путевое хозяйство*. – 2000. – № 12. – С. 14–20.

150. Zhang, J. Microstructure in the welding joint of frog (ZGMn13) and rail (U71Mn) / J. Zhang, F. Zhang, B. Hu // *Heat treatment of Metals*. – 2001. – № 9. – С. 36–38.

151. Welding of Railway Rail and High Manganese Steel Frog (Paper III) / M. Gua, R. Wang, F. Wang [et al.] // *Transactions of The China Welding Institution*. – 2002. – № 6. – P. 25–28.

152. Zhang, J. Microstructures of bond area in stainless steel and ZGMn13 steel flash welding joint / J. Zhang, F. Zhang // *Acta metallurgica sinica (Chinese Letters)*. – 2001. – Vol. 37, iss. 7. – P. 713–716.

153. Никулина, А. А. The investigation of fracture processes of heterogeneous steels joined by the method of contact welding / А. А. Никулина // *Proceedings of the 3rd International forum on strategic technologies (IFOST), June 23-29, 2008, Novosibirsk – Tomsk, Russia*. – Piscataway, NJ : IEEE, 2008. – P. 75–76.

154. Структурные особенности сварного соединения железнодорожных крестовин с рельсами / А. А. Никулина, В. Г. Буров, А. А. Батаев, В. А.

Батаев. – Текст : непосредственный // Обработка металлов. – 2007. – № 1 (34). – С. 32–34.

155. Бивалькевич, А. А. Особенности хрупкого разрушения стрелочных переводов / А. А. Бивалькевич. – Текст : непосредственный // Физическая мезомеханика. – Томск, 2004. – Т. 7, гл. 4.1. – С. 199–201.

156. Study of weld zone of flash butt welded C45–HS 6–5–2 bimetallic tools / M. Yılmaz, E. Kaluc, K. Tülbentci, S. Karagöz // Science and Technology of Welding and Joining. – 2007. – Vol. 2, № 6. – P. 286–288.

157. Investigation of welding residual stress in flash-butt joint of U71Mn rail steel by numerical simulation and experiment / N. Ma, Z. Cai, H. Huang [et al.] // Materials and Design. – 2015. – Vol. 88. – P. 1296–1309.

158. Sharifitabar, M. Resistance upset butt welding of austenitic to martensitic stainless steels / M. Sharifitabar, A. Halvae // Materials and Design. – 2010. – Vol. 31. – P. 3044–3050.

159. Фрумин И. И. Автоматическая электродуговая наплавка / И. И. Фрумин. – Харьков : гос. науч.-техн. изд-во лит. по черной и цветной металлургии, 1961. – 423 с. – Текст : непосредственный.

160. Хасуи, А. Наплавка и напыление / А. Хасуи, О. Моригаки ; пер. с яп., В. Н. Попова ; под ред.: В. С. Степина, Н. Г. Шестеркина. – Москва : Машиностроение, 1985. – 240 с. – Текст : непосредственный.

161. Плазменная наплавка металлов / А. Е. Вайнерман, М. Х. Шоршоров, В. Д. Веселков, В. С. Новосадов. – Москва : Машиностроение, 1969. – 192 с. – Текст : непосредственный.

162. Клименко, Ю. В. Электроконтактная наплавка / Ю. В. Клименко. – Москва : Металлургия, 1978. – 128 с. – Текст : непосредственный.

163. Moteshakker, A. Microstructure and Corrosion Resistance of Dissimilar Weld-Joints between Duplex Stainless Steel 2205 and Austenitic Stainless Steel 316L / A. Moteshakker, I. Danaee // J. of Materials Science & Technology. – 2016. – Vol. 32. – P. 282–290.

164. Heterogeneities in local plastic flow behavior in a dissimilar weld between low-alloy steel and stainless steel / F. Mas, G. Martin, P. Lhuissier [et al.] // *Materials Science&Engineering A*. – 2016. – Vol. 667. – P. 156–170.

165. Microstructural evolution of transition zone of clad X70 with duplex stainless steel / X. Di, Z. Zhong, C. Denga [et al.] // *Materials and Design*. – 2016. – Vol. 95. – P. 231–236.

166. Experimental characterization of laser cladding of CPM 9V on H13 tool steel for die repair applications / P. Kattirea, S. Paul, R. Singh, W. Yanc // *J. of Manufacturing Processes*. – 2015. – Vol. 20. – P. 492–499.

167. Metallurgical and geometrical characterisation of the 316L stainless steel clad deposited on a mild steel substrate / R. A. R. Rashid, S. Abaspour, S. Palanisamy [et al.] // *Surface & Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 327. – P. 174–184.

168. In-situ quench and tempering for microstructure control and enhanced mechanical properties of laser clad AISI 420 stainless steel powder on 300M steel substrates / S. D. Sun, D. Fabijanic, C. Barra [et al.] // *Surface & Coatings Technology*. – 2018. – Vol. 333. – P. 210–219.

169. Effect of dilution and macrosegregation on corrosion resistance of laser clad AerMet100 steel coating on 300M steel substrate / J. Liu, J. Li, X. Cheng, H. Wang // *Surface & Coatings Technology*. – 2017. – Vol. 325. – P. 352–359.

170. Microstructure and pitting behavior of the dissimilar metal weld of 309L cladding and low alloy steel A533B / Z. Wang, J. Xu T., Shoji [et al.] // *J. of Nuclear Materials*. – 2018. – Vol. 508. – P. 1–11.

171. Шевченко, О. И. Управление структурой, составом и свойствами покрытий при плазменной наплавке / О. И. Шевченко. – Нижний Тагил : НТИ (ф) УГТУ-УПИ, 2006. – 290 с. – Текст : непосредственный.

172. Шевченко, О. И. Формирование первичной структуры и свойств покрытий по схеме «режим + воздействие» при плазменной наплавке / О. И. Шевченко. – Текст : непосредственный // *Вестник УГТУ–УПИ*. – 2004. – № 16 (46). – С. 216–223.

173. Шевченко, О. И. Формирование структуры и свойств композиции "наплавленный слой – основной металл" в ультразвуковом поле / О. И. Шевченко, Г. Е. Трекин. – Текст : непосредственный // Вестник ПНИПУ. Сер. Машиностроение, материаловедение. – 2014. – Т. 16, № 4. – С. 124–132.

174. Structure of surface layers produced by non-vacuum electron beam boriding / I. A. Bataev, A. A. Bataev, M. G. Golkovski [et al.] // Applied Surface Science. – 2013. – Vol. 284. – P. 472–481.

175. Повышение износостойкости хромоникелевой стали при гидроабразивном воздействии методом вневакуумной электронно-лучевой наплавки бора / Е. Г. Бушуева, Б. Е. Гринберг, В. А. Батаев, Е. А. Дробяз. – Текст : непосредственный // Металловедение и термическая обработка металлов. – 2018. – № 10 (760). – С. 26–30.

176. Non-vacuum electron-beam carburizing and surface hardening of mild steel / I. A. Bataev, M. G. Golkovskii, A.A. Bataev [et al.] // Applied Surface Science. – 2014. – Vol. 322. – P. 6–14.

177. Электронно-лучевая наплавка износостойких и коррозионно-стойких покрытий на низкоуглеродистую сталь / И. М. Полетика, С. А. Макаров, М. В. Тетюцкая, Т. А. Крылова. – Текст : непосредственный // Известия Томского политехнического университета. – 2012. – Т. 321, № 2. – С. 86–89.

178. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование, технология, свойства покрытий / В. Е. Панин, С. И. Белюк, В. Г. Дураков [и др.]. – Текст : непосредственный // Сварочное производство. – 2000. – № 2. – С. 34–38.

179. Chaudhari, R. Stress Analysis of Dissimilar Metal Weld between Carbon Steel and Stainless Steel formed by Transition Grading Technique / R. Chaudhari, A. Ingle, K. Kalita // Materials Today: Proceedings. – 2015. – Vol. 2. – P. 1657–1664.

180. Farren, J. D. Fabrication of a Carbon Steel-to-Stainless Steel Transition Joint Using Direct Laser Deposition - A Feasibility Study / J. D. Farren, J. N. Dupont, F. F. Noecker // *Welding J.* – 2007. – Vol. 3. – P. 55–61.
181. Brentrup, G. J. Fabrication and characterization of graded transition joints for welding dissimilar alloys / G. J. Brentrup, J. N. Dupont // *Welding J.* – 2013. – Vol. 92. – P. 55–61.
182. Functionally graded material of 304L stainless steel and inconel 625 fabricated by directed energy deposition: Characterization and thermodynamic modeling / B. E. Carroll, R. A. Otis, J. P. Borgonia [et al.] // *Acta Materialia.* – 2016. – Vol. 108. – P. 46–54.
183. Design, fabrication, and characterization of graded transition joints / N. Sridharan, E. Cakmak, B. Jordan [et al.] // *Welding J.* – 2017. – Vol. 96. – P. 295–306.
184. Senthil, T. S. Dissimilar steel welding of super heater coils for power boiler applications / T. S. Senthil, G. S. Kumar // *American J. of Materials Research.* – 2015. – Vol. 2, № 5. – P. 44–49.
185. Zuback, J. S. Additive manufacturing of functionally graded transition joints between ferritic and austenitic alloys / J. S. Zuback, T. A. Palmer, T. DebRoy // *J. of Alloys and Compounds.* – 2019. – Vol. 770. – P. 995–1003.
186. Гуляев, А. П. *Металловедение* / А. П. Гуляев. – Москва : Металлургия, 1986. – 544 с. – Текст : непосредственный.
187. Rosenberg, G. Effect of microstructure on mechanical properties of dual phase steels in the presence of stress concentrators / G. Rosenberg, I. Sinaiová, L. Juhar // *Materials Science & Engineering A.* – 2013. – Vol. 582. – P. 347–358.
188. Ultrahigh strength martensite–austenite dual-phase steels with ultrafine structure : The response to indentation experiments / R. D. K. Misra, P. Venkatsurya, K. M. Wu, L. P. Karjalainen // *Materials Science & Engineering A.* – 2013. – Vol. 560. – P. 693–699.

189. Damage and fracture of dual-phase steels: Influence of martensite volume fraction / Q. Lai, O. Bouaziz, M. Gouné [et al.] // *Materials Science & Engineering A*. – 2015. – Vol. 646. – P. 322–331.

190. Paul, S. K. Effect of martensite morphology on low cycle fatigue behaviour of dual phase steels: Experimental and microstructural investigation / S. K. Paul, N. Stanford, T. Hilditch // *Materials Science & Engineering A*. – 2015. – Vol. 644. – P. 53–60.

191. Abid, N. H. Computational modeling of the effect of equiaxed heterogeneous microstructures on strength and ductility of dual phase steels / N. H. Abid, R. K. Abu Al-Rub, A. N. Palazotto // *Computational Materials Science*. – 2015. – Vol. 103. – P. 20–37.

192. Deformation and fracture mechanisms in fine- and ultrafine-grained ferrite/martensite dual-phase steels and the effect of aging / M. Calcagnotto, Y. Adachi, D. Ponge, D. Raabe // *Acta Materialia*. – 2011. – Vol. 59. – P. 658–670.

193. Maresca, F. Deformation behaviour of lath martensite in multi-phase steels / F. Maresca, V. G. Kouznetsova, M. G. D. Geers // *Scripta Materialia*. – 2016. – Vol. 110. – P. 74–77.

194. Radwański, K. Structural characterization of low-carbon multiphase steels merging advanced research methods with light optical microscopy / K. Radwański // *Archives of civil and mechanical engineering*. – 2016. – Vol. 16. – P. 282–293.

195. Super strong and highly ductile low alloy multiphase steels consisting of bainite, ferrite and retained austenite / A. Varshney, S. Sangal, S. Kundu, K. Mondal // *Materials & Design*. – 2016. – Vol. 95. – P. 75–88.

196. Hudgins, A. W. The effects of property differences in multiphase sheet steels on local formability / A. W. Hudgins, D. K. Matlock // *Materials Science & Engineering A*. – 2016. – Vol. 654. – P. 169–176.

197. Role of microstructure in the low cycle fatigue of multi-phase steels / T. Hilditch, H. Beladi, P. Hodgson, N. Stanford // *Materials Science and Engineering A*. – 2012. – Vol. 534. – P. 288–296.

198. Wiewiórowska, S. The application of low and medium carbon steel with multiphase TRIP structure in drawing industry / S. Wiewiórowska, Z. Muskalski // *Procedia Manufacturing*. – 2015. – Vol. 2. – P. 181–185.

199. Голованенко, С. А. Конструкционные двухфазные стали / С. А. Голованенко, Н. М. Фонштейн. – Текст : непосредственный // *Итоги науки и техники. Metallovedenie i termicheskaya obrabotka*. – 1983. – Т. 17. – С. 64–120.

200. Батаева, З. Б. Повышение конструктивной прочности низкоуглеродистых сталей путем формирования анизотропной гетерофазной структуры в условиях горячей и холодной пластической деформации : специальность 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов» : диссертация на соискание ученой степени канд. техн. наук / З. Б. Батаева ; Новосиб. гос. техн. ун-т. – Новосибирск, 2003. – 206 с. – Текст : непосредственный.

201. Microstructures and mechanical properties of dual phase steel produced by laboratory simulated strip casting / Z. P. Xiong, A. G. Kostryzhev, N. E. Stanford, E. V. Pereloma // *Materials and Design*. – 2015. – Vol. 88. – P. 537–549.

202. Microstructure and mechanical properties of dual phase strip steel in the overaging process of continuous annealing / C. Sh. Li, Z. X. Li [et al.] // *Materials Science & Engineering A*. – 2015. – Vol. 627. – P. 281–289.

203. Microstructure and mechanical properties of high strength and high toughness micro-laminated dual phase steels / M. D. Zhang, J. Hu, W. Q. Cao, H. Dong // *Materials Science & Engineering A*. – 2014. – Vol. 618. – P. 168–175.

204. Goto, S. Effect of alloying elements and hot-rolling conditions on microstructure of bainitic-ferrite/martensite dual phase steel with high toughness / S. Goto, C. Kami, S. Kawamura // *Materials Science & Engineering A*. – 2015. – Vol. 648. – P. 436–442.

205. Nanostructured/ultrafine multiphase steel with enhanced ductility obtained by mechanical alloying and spark plasma sintering of powders /

C. Menapace, I. Lonardelli, M. Tait, A. Molinari // *Materials Science and Engineering A.* – 2009. – Vol. 517. – P. 1–7.

206. Munir, Z. A. The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: A review of the spark plasma sintering method / Z. A. Munir, U. Anselmi-Tamburini // *J. of Materials Science.* – 2006. – Vol. 41. – P. 763–777.

207. Mariappan, R. Effect of sintering atmosphere on structure and properties of austeno-ferritic stainless steels / R. Mariappan, S. Kumaran, T. Srinivasa Rao // *Materials Science and Engineering A.* – 2009. – Vol. 517. – P. 328–333.

208. Activated sintering of P/M duplex stainless steel powders / J. Kaziora, M. Nykiel, T. Pieczonka [et al.] // *J. of Materials Processing Technology.* – 2004. – Vol. 157-158. – P. 712–717.

209. Simchi, A. An investigation on the sintering behavior of 316L and 17-4PH stainless steel powders for graded composites / A. Simchi, A. Rota, P. Imgrund // *Materials Science and Engineering A.* – 2006. – Vol. 424. – P. 282–289.

210. Райченко, А. И. Основы процесса спекания порошков пропусканием электрического тока / А. И. Райченко. – Москва : Металлургия, 1987. – 128 с. – Текст : непосредственный.

211. Omori, M. Sintering, consolidation, reaction and crystal growth by the spark plasma system (SPS) / M. Omori // *Materials Science and Engineering A.* – 2000. – Vol. 287. – P. 183–188.

212. Flash butt welding of high manganese steel crossing and carbon steel rail / Fucheng Zhang, Bo Lv, Baitao Hu, Yanguo Li // *Materials Science and Engineering A.* – 2007. – Vol. 454-455. – P. 288–292.

213. Технология и оборудование для контактной стыковой сварки железнодорожных крестовин с рельсовыми окончаниями через аустенитную вставку / С. И. Кучук-Яценко, Ю. В. Швец, А. В. Дидковский [и др.]. – Текст : непосредственный // *Сварочное производство.* – 2007. – № 7. – С. 29–32.

214. Шишкина, И. В. Повышение ресурса стрелок стрелочных переводов за счет усовершенствования прикрепления рельсовых элементов стрелки к основанию : специальность 05.22.06 «Железнодорожный путь, изыскание и проектирование железных дорог» : диссертация на соискание ученой степени канд. техн. наук / И. В. Шишкина. – Москва : Изд-во МИИТ, 2019. – 117 с. – Текст : непосредственный.

215. Шульман, Д. О. Обоснование этапности формирования перспективной сети высокоскоростных железнодорожных магистралей : специальность 05.22.06 «Железнодорожный путь, изыскание и проектирование железных дорог» : диссертация на соискание ученой степени канд. техн. наук / Д. О. Шульман. – Санкт-Петербург : Изд-во: СР ПГУПС, 2015. – 147 с. – Текст : непосредственный.

216. Колтаков, А. В. Повышение эксплуатационного ресурса крестовин для рельсовых пересечений железных дорог промышленного транспорта : специальность 05.22.06 «Железнодорожный путь, изыскание и проектирование железных дорог» : диссертация на соискание ученой степени канд. техн. наук / А. В. Колтаков ; ФГБОУ ВПО «Петербургский государственный университет путей сообщения». – Санкт-Петербург, 2012. – 162 с. – Текст : непосредственный.

217. Пат. 1819305 СССР, МКИ5 Е 01 В 11/44. Способ соединения деталей стрелки : № 5001090/11; заявл. 19.07.91; опубл. 30.05.93/ Йоханесс Блумауер; заявитель и патентообладатель Фёст-Альпине Айзенбанзюстеме ГмбХ (АТ). – Бюл. № 20. – 2 с. – Текст : непосредственный.

218. Структура и свойства стальной полосы из железнодорожного моста Гарина-Михайловского в Новосибирске / А. А. Никулина, А. И. Смирнов, А. И. Попелюх, А. А. Батаев, П. А. Попелюх. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2015. – Т. 116, № 1. – С. 51–58.

219. Дьяченко, С. С. Образование аустенита в железоуглеродистых сталях / С. С. Дьяченко. – Москва : Metallurgia, 1982. – 128 с. – Текст : непосредственный.

220. Tabatchikova, T. I. Recrystallization and the possibility of the realization of the  $\alpha$ - $\gamma$  diffusionless transformation during the ultrarapid laser heating of steels / T. I. Tabatchikova // *Physics of Metals and Metallography*. – 2008. – Vol. 3. – P. 275–297.

221. Тушинский, Л. И. Структура перлита и конструктивная прочность стали / Л. И. Тушинский, А. А. Батаев, Л. Б. Тихомирова. – Новосибирск : Наука, 1993. – 280 с. – Текст : непосредственный.

222. Бунин, К. П. О зарождении и строении перлита / К. П. Бунин, Ю. К. Бунина, В. И. Мазур. – Текст : непосредственный // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 1971. – № 10. – С. 6–7.

223. Langford, G. Deformation of pearlite / G. Langford // *Metallurgical and Materials Transactions A*. – 1977. – Vol. 8A, iss. 6. – P. 861–875.

224. Бернштейн, М. Л. Структура деформированных металлов / М. Л. Бернштейн. – Москва : Metallurgiya, 1977. – 431 с. – Текст : непосредственный.

225. McMahon, C. J. Initiation of cleavage in polycrystalline iron / C. J. McMahon, M. Cohen // *Acta Metallurgica*. – 1965. – Vol. 13, iss. 6. – P. 591–604.

226. Хоникомб, Р. Пластическая деформация металлов / Р. Хоникомб. – Москва : Мир, 1972. – 408 с. – Текст : непосредственный.

227. Электронная микроскопия и прочность кристаллов / перевод с англ.: М. Б. Бронфина, И. Л. Светлова, Д. А. Петрова. – М. : Metallurgiya, 1968. – 519 с. – Текст : непосредственный.

228. Ньюкирк Д. Прямое наблюдение несовершенств в кристаллах / Д. Ньюкирк, Д. Верник. – Москва : Metallurgiya, 1964. – 383 с. – Текст : непосредственный.

229. Chengwu, Yao. Interface microstructure and mechanical properties of laser welding copper - steel dissimilar joint / Chengwu Yao, Binshi Xu, Xiancheng Zhang // *Optics and Laser in Engineering*. – 2009. – Vol. 47. – P. 807–814.

230. Effect of thermal and diffusion processes on formation of the structure of weld metal in laser welding of dissimilar materials / G. A. Turichin, O. G.

Klimova, K. D. Babkin // *Metal Science and Heat Treatment*. – 2014. – Vol. 55. – P. 569–574.

231. Taban, E. Dissimilar friction welding of 6061-T6 aluminum and AISI 1018 steel: Properties and microstructural characterization / E. Taban, J. E. Gould, J. C. Lippold // *Materials & design*. – 2010. – Vol. 31. – P. 2305–2311.

232. Hynes, N. R. J. Mechanical Evaluation and Microstructure of Friction Stud Welded Aluminium-Mild steel Joints / N. R. J. Hynes, P. Nagaraj, J. A. J. Sujana // *Arabian J. for Science and Engineering*. – 2014. – Vol. 39. – P. 5017–5023.

233. Dissimilar Welding between AISI 304 Stainless Steel and AISI 1020 Carbon Steel Plates / Chuaiphan Wichan, Chandra-ambhorn Somrerak, Niltawach Satian, B. Sornil // *Applied Mechanics and Materials*. – 2013. – Vol. 268–270 ; 283–290.

234. Hajiannia, I. Microstructure and mechanical properties of AISI 347 stainless steel/A335 low alloy steel dissimilar joint produced by gas tungsten arc welding / I. Hajiannia, M. Shamanian, M. Kasiri // *Materials & Design*. – 2013. – Vol. 50. – P. 566–573.

235. Akbari Mousavi, P. Farhadi Sartangi Experimental investigation of explosive welding of cp-titanium/AISI 304 stainless steel / P. Akbari Mousavi // *Materials and Design*. – 2009. – Vol. 30. – P. 459–468.

236. Кутелия, Э. Р. Анализ электронограмм от двухфазных и двойниковых кристаллов / Э. Р. Кутелия, Т. А. Дзиграшвили. – Тбилиси : Интеллекти, 2005. – 138 с. – Текст непосредственный.

237. Nikulina, A. A. Formation of a transition zone structure in welded joints between dissimilar steel / A. A. Nikulina, A. I. Smirnov, A. A. Chevakinskaya // *Applied Mechanics and Materials*. – 2015. – Vol. 698 : *Electrical Engineering, Energy, Mechanical Engineering, EEM 2014*. – P. 283–287.

238. , Перлит в углеродистых сталях / В. М. Счастливец, Д. А. Мирзеев, И. Л. Яковлева [и др.]. – Екатеринбург : Изд-во УРО РАН, 2006. – 402 с. – Текст : непосредственный.

239. Кристаллографический анализ дефектов в структуре пластинчатого перлита углеродистой стали после холодной пластической деформации / Ю. В. Хлебникова, И. Л. Яковлева, Л. Е. Карькина [и др.]. – Текст : непосредственный // Известия Российской академии наук. Серия физическая. – 2004. – Т. 68, № 5. – С. 661–664.

240. Характер разрушения и структура углеродистой стали после высокотемпературной деформации / Ю. В. Хлебникова, Л. Е. Карькина, И. Л. Яковлева [и др.]. – Текст : непосредственный // Деформация и разрушение материалов. – 2005. – № 10. – С. 20–26.

241. Счастливцев, В. М. Электронномикроскопическое исследование структурных превращений в перлите / В. М. Счастливцев, И. Л. Яковлева. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1974. – Т. 38, № 3. – С. 571–579.

242. Особенности пластической деформации сталей со структурой пластинчатого перлита / А. А. Батаев, Л. И. Тушинский, В. А. Батаев, Л. Б. Зуев. – Текст : непосредственный // Изв. вузов. Физика. – 1996. – № 7. – С. 3–10.

243. Батаев, А. А. Особенности разрушения цементита при деформации сталей со структурой пластинчатого перлита / А. А. Батаев, Л. И. Тушинский, В. А. Батаев. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1995. – Т. 80, № 5. – С. 148–154.

244. Свойства сталей с гетерофазной структурой / А. А. Батаев, Л. И. Тушинский, В. А. Батаев [и др.]. – Текст : непосредственный // Изв. вузов. Черная металлургия. – 1998. – № 1. – С. 56–61.

245. Sundoquist В. Е. The edgewise growth of pearlite / В. Е. Sundoquist // Acta metallurgica. – 1968. – № 16. – P. 1413–1426.

246. Howell, P. R. The pearlite reaction in steels mechanisms and crystallography: Part I. from H. C. Sorby to R. F. Mehl / P. R. Howell // Materials Characterization. – 1998. – Vol.40, iss.4-5. – P. 227–260.

247. Zhang, M.-X. The morphology and formation mechanism of pearlite in steels / M.-X. Zhang, P.M. Kelly // *Materials Characterization*. – 2009. – Vol. 60, iss.6. – P. 545–554

248. Thompson, S. W. On the early stages of pearlite formation in hypoeutectoid steels / S. W. Thompson, P. R. Howell // *Scripta Metallurgica*. – 1988. – Vol. 22, iss. 11. – P. 1775–1778.

249. Caballero, F. G. Characterization and morphological analysis of pearlite in a eutectoid steel / F. G. Caballero, García de Andrés C., C. Capdevila // *Materials Characterization*. – 2000. – Vol. 45, iss. 2. – P. 111–116.

250. Experimental and theoretical study of the formation and growth of pearlite colonies in eutectoid steels / V. G. Vaks, A. Yu. Stroev, V. N. Urtsev, A. V. Shmakov // *J. of Experimental and Theoretical Physics*. – 2011. – Vol. 112 iss.6. – P. 961–978.

251. Izotov, V. I. Kinetics and crystal geometry of precipitation of vanadium carbides at the interphase boundary upon pearlitic transformation of steel / V. I. Izotov, N. A. Komkov, G. A. Filippov // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2013. – Vol. 114, iss. 3. – P. 256–265.

252. Mach Stem Formation in Explosion Systems, Which Include High Modulus Elastic Elements / I. A. Balagansky, K. Hokamoto, P. Manikandan [et al.] // *J. of Applied Physics*. – 2011. – Vol. 110, iss. 12. – P. 123516.

253. Yi H. L. Full pearlite obtained by slow cooling in medium carbon steel / H. L. Yi // *Materials Science and Engineering A*. – 2010. – Vol. 527, iss. 29-30. – P. 7600–7604.

254. Структурные особенности поведения высокоуглеродистой перлитной стали при циклическом нагружении / А. В. Макаров, Р. А. Саврай, В. М. Счастливец [и др.]. – Текст : непосредственный // *Физика металлов и металловедение*. – 2011. – Т. 111, № 1. – С. 97–111.

255. Электронно-микроскопическое исследование микродвойников аустенита и их влияние на кристаллографические особенности перлитного превращения / И. Л. Яковлева, Л. Е. Карькина, И. Г. Кабанова [и др.]. – Текст :

непосредственный // Известия Российской академии наук. Серия физическая. 2010. – Т. 74, № 11. – С. 1599–1605.

256. Яковлева, И. Л. Экспериментальное наблюдение бездиффузионного образования аустенита в стали с перлитной структурой при лазерном нагреве / И. Л. Яковлева, В. М. Счастливец, Т. И. Табатчикова. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 1993. – Т. 76, № 2. – С. 86–89.

257. Hackney, S. A. Pearlite growth mechanism / S. A. Hackney, G. J. Shiflet // Acta metall. – 1987. – Vol. 35, iss. 5. – P. 1019–1028.

258. Whiting, M. J. The ledge mechanism of pearlite growth: some thoughts on the solution to the kinetic problem / M. J. Whiting, P. Tsakiroopoulos // Scripta Metallurgica et Materialia. – 1994. – Vol. 30, iss. 8. – P. 1031–1036.

259. Никулина, А. А. Структурные исследования сварных швов, полученных методом стыковой контактной сварки заготовок из разнородных сталей / А. А. Никулина, А. А. Батаев, А. И. Смирнов. – Текст : непосредственный // Обработка металлов. – 2010. – № 2 (47). – С. 23–28.

260. Microstructure and fracture behaviour of flash butt welds between dissimilar steels / A. A. Nikulina, A. A. Bataev, A. I. Smirnov [et al.] // Science and Technology of Welding and Joining. – 2015. – Vol. 20, iss. 2. – P. 138–144.

261. Особенности роста пластинчатого перлита в зоне сварки разнородных сталей / А. А. Никулина, И. А. Батаев, А. А. Батаев [и др.]. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т. 117, №1. – С. 58–64.

262. Особенности выделения наноразмерных частиц  $\epsilon$ -фазы меди в ферритных промежутках пластинчатого перлита / И. А. Батаев, А. А. Батаев, А. А. Никулина [и др.]. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т. 17, № 9. – С. 932–937.

263. Попелюх, А. И. Структура и свойства стали 40X2H2MA после термомеханической обработки с мартенситно-бейнитным превращением аустенита / А. И. Попелюх, А. А. Никулина. – Текст : непосредственный // Ме-

талловедение и термическая обработка металлов. – 2018. – № 10 (760). – С. 51–59.

264. Особенности зарождения и роста усталостных трещин в стали при многократном динамическом сжатии / А. И. Попелюх, А. А. Батаев, А. А. Никулина [и др.]. – Текст : непосредственный // Физика металлов и металлостроение. – 2016. – Т. 117, № 3. – С. 291–299.

265. Исследование конструктивной прочности материалов после комбинированного упрочнения и специальных видов сварки: монография / А. В. Плохов, А. И. Попелюх, А. А. Никулина [и др.]. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2015. – 392 с. – Текст : непосредственный.

266. Буров, В. Г. Влияние жидкой фазы на формирование структуры и механических свойств переходных слоев в гетерофазных металлических материалах / В. Г. Буров, В. А. Батаев, А. А. Никулина. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2019. – 232 с. – Текст : непосредственный.

267. Герасимова, Л. П. Изломы конструкционных сталей / Л. П. Герасимова, А. А. Ежов, М. И. Маресев. – Москва : Металлургия, 1987. – 272 с. – Текст : непосредственный.

268. Каминский, Б. Т. Исследование условий получения некоторых сульфидов титана, циркония, гафния : 05.17.01 «Технология неорганических веществ» : автореферат диссертации на соискание ученой степени канд. техн. наук. / Б. Т. Каминский. – Киев, 1973. – 22 с. – Текст : непосредственный.

269. Явойский В. И. Включения и газы в сталях / В. И. Явойский, С. А. Близнюк, А. Ф. Вишкарев. – Москва : Металлургия, 1979. – 272 с. – Текст : непосредственный.

270. Химия. Энциклопедия / под ред. И. Л. Кнунянц [и др.]. – Москва : Большая Российская энциклопедия, 2003. – 972 с. – (Золотой фонд – Энциклопедия). – ISBN: 5-85270-253-6; Формат: энциклопедический. – Текст : непосредственный.

271. Акмаева, Т. А. Сера и ее соединения / Т. А. Акмаева, Л. Ф. Кожина. – Саратов : Изд-во Сарат. ун-та, 2003. – 43 с. – ISBN 5-292-02961-0; – Текст : непосредственный.

272. Мартыновская, Л. Н. Химические свойства элементов и их соединений : учеб. пособие / Л. Н. Мартыновская. – Кемерово : Изд-во КемТИПП, 1999. – 124 с. – с. 119. – ISBN 5-89289-047-3. – Текст : непосредственный.

273. Самсонов, Г. В. Анализ тугоплавких соединений / Г. В. Самсонов. – Москва : Metallurgizdat, 1962. – 256 с. – Текст : непосредственный.

274. Самсонов, Г. В. Сульфиды / Г. В. Самсонов. – Москва : Metallurgiya, 1972. – 303 с. – Текст : непосредственный.

275. Особенности хрупкого разрушения сварных соединений разнородных сталей / С. В. Хлебников, В. А. Батаев, А. А. Батаев, А. А. Бивалькевич (Никулина). – Текст : непосредственный // Ползуновский вестник. – 2005. – № 2. – С. 44–46.

276. ASM Handbook Vol. 6 : Welding, Brazing, and Soldering / D. L. Olson, T. A. Siewert, S. Liu, G. R. Edwards. – Russell Township, Geauga County, Ohio : Asm International, 1993. – 1299 p.

277. Messler, Robert. Joining of Materials and Structures. From Pragmatic Process to Enabling Technology / R. Messler. – 1st Ed. – Oxford, U.K. : Butterworth-Heinemann, 2004. – 816 p. – ISBN 9781493303038.

278. Changes in precipitate distributions and the microstructural evolution of P24/P91 dissimilar metal welds during PWHT / K. E. Dawson, G. J. Tatlock, K. Chi, P. Barnard // Metallurgical and materials transactions A. – 2013. – Vol. 44. – P. 5065–5080.

279. Correlation between microstructure and creep performance of martensitic/austenitic transition weldment in dependence of its post-weld heat treatment / L. Falat, L. Ciripová, J. Kepic [et al.] // Engineering Failure Analysis. – 2014. – Vol. 40. – P. 141–152.

280. Thermal treatment of dissimilar steels' welded joints / A. A. Nikulina, A. S. Denisova, I. N. Gradusov [et al.] // IOP Conference Series: Materials Science

and Engineering. International Conference on Mechanical Engineering, Automation and Control Systems 2015 (MEACS2015) 1–4 December 2015, Tomsk, Russia. – 2016. – Vol. 124, iss. 1. – Art. 012131.

281. Velikanova, T. Boron – Molybdenum – Titanium / T. Velikanova, M. Turchanin // Ternary Alloy Systems: Phase Diagrams, Crystallographic and Thermodynamic Data Refractory metal systems / ed.: G. Effenberg, S. Ilyenko. – Berlin, Springer, 2008. – P.15–31.

282. Özdemir, N. Interfacial properties of diffusion bonded Ti6Al4V to AISI 304 stainless steel by inserting a Cu interlayer / N. Özdemir, B. Bilgin // Materials Science and Engineering. – 2009. – Vol. 41. – P. 519–526.

283. Kundu, S. Chatterjee Interfacial microstructure and mechanical properties of diffusion-bonded titanium–stainless steel joints using a nickel interlayer / S. Kundu // Materials Science and Engineering. – 2006. – Vol. 425. – P. 107–113.

284. Metzger, G. Electron Beam Welding of Dissimilar Metals / G. Metzger, R. Lison // Welding J. – Vol. 55, iss. 8. – P. 230–240.

285. Özdemir, N. Interfacial properties of diffusion bonded Ti6Al4V to AISI 304 stainless steel by inserting a Cu interlayer / N. Özdemir, B. Bilgin // Int J Adv Manuf Tech. – 2009. – Vol. 41. – P. 519–526.

286. High strength bonding of titanium to stainless steel using an Ag interlayer / Jung G. Lee, S.J. Hong, M.K. Lee, C.K. Rhee // Materials Science and Engineering. – 2009. – Vol. 395, iss. 1. – P. 145–149.

287. Effects of the thickness of Cu filler metal on the microstructure and properties of laser-welded TiNi alloy and stainless steel joint / H. Li, D. Sun, X. Gu [et al.] // Materials and Design. – 2013. – Vol. 50. – P. 342–350.

288. Microstructure characterization and tensile properties of Mg/Al dissimilar joints manufactured by thermo-compensated resistance spot welding with Zn interlayer / Yu Zhang, Zhen Luo, Yang Li [et al.] // Materials & Design. – 2015. – Vol. 45. – P. 166–173.

289. Maliutina, I. N. Microstructure and strength of explosively welded titanium/Ni-based alloy composite with Cu/Ta as interlayer / I. N. Maliutina, V. I.

Mali, K. A. Skorokhod // *Applied Mechanics and Materials*. – 2014. – Vol. 682. – P. 21–24.

290. Kundu, S. Characterization of diffusion bonded joint between titanium and 304 stainless steel using a Ni interlayer / S. Kundu, S. Chatterjee // *Materials characterization*. – 2008. – Vol. 59. – P. 631–637.

291. Influence of a Ni-foil interlayer on Fe/Al dissimilar joint by laser penetration welding / S. Chen, J. Huang, K. Ma [et al.] // *Materials Letters*. – 2012. Vol. 79. – P. 296–299.

292. Evolution of microstructures and mechanical properties during dissimilar electron beam welding of titanium alloy to stainless steel via copper interlayer / I. Tomashchuk, P. Sallamand, N. Belyavina, M. Pilloz // *Materials Science & Engineering*. – 2013. – Vol. 59. – P. 114–122.

293. Diffusion bonding of commercially pure titanium to 304 stainless steel using copper interlayer / S. Kundu, M. Ghosh, A. Laik [et al.] // *Materials Science and Engineering*. – 2005. – Vol. 407, iss. 1-2. – P. 154–160.

294. Interlayer engineering for dissimilar bonding of titanium to stainless steel / M. K. Lee, J. G. Lee, Y. H. Choi [et al.] // *Materials Letters*. – 2010. – Vol. 64, iss. 9. – P. 1105–1108.

295. Laser welding of TiNi shape memory alloy and stainless steel using Ni interlayer / H. M. Li, D. Q. Sun, X. L. Cai [et al.] // *Materials and Design*. – 2012. – Vol. 39. – P. 285–293.

296. The effect of interlayer thickness on liquid state diffusion bonding behavior of dissimilar stainless steel 316/Ti-6Al-4V system / S. Zaki pour, M. Samavatian, A. Halvaei [et al.] // *Materials Letters*. – 2015. – Vol. 142. – P. 168–171.

297. Школьник Л. М. Методика усталостных испытаний. Справочник / Л. М. Школьник. – Москва : Металлургия, 1978. – 304 с. – Текст : непосредственный.

298. ГОСТ 25.506. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойко-

сти (вязкости разрушения) при статическом нагружении. – Москва : Изд-во стандартов, 1985. – 66 с.

299. Research on dissimilar steel welding via spark plasma sintering / G. Zhang, M. Hong, J. Zhang, F. Zhang // Hanjie Xuebao. Transactions of the China Welding Institution. – 2009. – Vol. 30, iss. 2. – P. 141–144.

300. Бокштейн, Б. С. Диффузия в металлах / Б. С. Бокштейн. – Москва : Metallurgy, 1978. – 248 с. – ISBN 978-5-9710-5876-2. – Текст : непосредственный.

301. Криштал, М. А. Механизм диффузии в железных сплавах / М. А. Криштал. – Москва : Metallurgy, 1972. – 398 [2] с. : ил. – Текст : непосредственный.

302. Любов, Б. Я. Кинетическая теория фазовых превращений / Б. Я. Любов. – Москва : Metallurgy, 1969. – 264 с. – Текст : непосредственный.

303. Microstructure and fracture behaviour of flash butt welds between dissimilar steels / A. A. Nikulina, A. A. Bataev, A. I. Smirnov [et al.] // Science and Technology of Welding and Joining. – 2015. – Vol. 20, iss. 2. – P. 138–144.

304. Paventhan, R. Fatigue behaviour of friction welded medium carbon steel and austenitic stainless steel dissimilar joints / R. Paventhan, P. R. Lakshminarayanan, V. Balasubramanian // Materials and Design. – 2011. – Vol. 32. – P. 1888–1894.

305. Microstructure characterization and properties of carbon steel to stainless steel dissimilar metal joint made by friction welding / H. Ma, G. Qin, P. Geng [et al.] // Materials and Design. – 2015. – Vol. 86. – P. 587–597.

306. Структура и свойства сваренных взрывом композитов из разнородных сталей / Ю.П. Трыков, И.Б. Степанищев, А.Ф. Трудов, В.Н. Арисова // Metallography and thermal treatment of metals. – 2004. – № 4. – С. 31–33.

307. Бекман, И. Н. Математический аппарат диффузии / И. Н. Бекман. – Москва : ОнтоПринт, 2016. — 400 с. – ISBN 978-5-906802-47-7. – Текст : непосредственный.

308. ГОСТ 1434. Прутки, полосы и мотки из инструментальной нелегированной стали : межгосударственный стандарт : издание официальное : Дата введения 2001-09-01. – Москва : Изд-во стандартов, 2000. – 21 с. – Текст : непосредственный.

309. ГОСТ 5632. Стали высоколегированные и сплавы коррозионно-стойкие, жаростойкие и жаропрочные. Марки (с Изменениями N 1, 2, 3, 4, 5): межгосударственный стандарт : издание официальное : утвержден и введен в действие Постановлением Государственного комитета стандартов Совета Министров СССР от 27.12.72 № 2340. – Москва : Изд-во стандартов, 1993. – 64 с. – Текст : непосредственный.

310. Crank, J. The mathematics of diffusion / J. Crank. – London : Oxford university press, 1975. – 421 p.

311. Diffusion Database (Kakusan) = База данных диффузионных констант. – URL: <http://diffusion.nims.go.jp/en/> (дата обращения: 10.05.2017). – Текст : электронный.

312. Functional properties of a spark plasma sintered ultrafine-grained 316L steel / G. Marnier, C. Keller, J. Noudem, E. Hug // Materials and Design. – 2014. – Vol. 63. – P. 633–640.

313. Munir, Z. A. The effect of electric field and pressure on the synthesis and consolidation of materials: A review of the spark plasma sintering method / Z. A. Munir, U. Anselmi-Tamburini // J. of Materials Science. – 2006. – Vol. 41. – P. 763–777.

314. Nanostructured/ultrafine multiphase steel with enhanced ductility obtained by mechanical alloying and spark plasma sintering of powders / C. Menapace, I. Lonardelli, M. Tait, A. Molinari // Materials Science and Engineering A. – 2009. – Vol. 517, iss. 1-2. – P. 1–7.

315. Hu, Zh. Study of spark plasma sintered nanostructured ferritic steel alloy with silicon carbide addition / Zh. Hu, K. Ning, K. Lu // Materials Science and Engineering: A. – 2016. – Vol. 670. – P. 75–80.

316. Коваленко, В. С. Металлографические реактивы : справочник / В. С. Коваленко. – Москва : Metallurgy, 1981. – 120 с. – Текст : непосредственный.

317. Никулина, А. А. Формирование неоднородной структуры железоуглеродистых сплавов спеканием частиц разнородных сталей / А. А. Никулина. – Текст : непосредственный // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2016. – № 3 (72). – С. 52–61.

318. Тимофеев, В. С. Адаптивное оценивание параметров регрессионных моделей с использованием обобщенного лямбда – распределения / В. С. Тимофеев, Е. А. Хайленко. – Текст : непосредственный // Докл. АН высшей школы РФ. – Новосибирск : Изд-во НГТУ, 2010. – № 2(15). – С. 25–36.

319. Rousseeuw, P. J. Computing LTS regression for large data sets / P. J. Rousseeuw, K. van Driessen // Data Mining and Knowledge Discovery. – 2006. – Vol. 12. – P. 29–45.

320. Searle, S. R. Linear models / S. R. Searle. – New York : Wiley, 1971. – 532 p.

321. Формирование переходных зон при электроискровом спекании разнородных сталей / А. А. Никулина, В. С. Тимофеев, И. Н. Градусов, А. С. Ивашутенко. – Текст : непосредственный // Metallovedeniye i termicheskaya obrabotka metallorv. – 2018. – № 10 (760). – С. 66–71.

322. Yakovleva, I. L. Experimental observation of diffusionless formation of austenite in steel with pearlitic structure upon laser heating I. L. Yakovleva, V. M. Schastlivtsev, T. I. Tabatchikova // Phys. Met. Metallogr. – 1993. – Vol. 76. – P. 179–188.

323. Effects of laser shock processing on surface microstructure and mechanical properties of ultrafine-grained high carbon steel / Y. Xiong, T. He, Zh. Guo [et al.] // Materials Science & Engineering A. – 2013. – Vol. 570. – P. 82–86.

324. Brandaleze, E. Structural evolution of pearlite in steels with different carbon content under drastic deformation during cold drawing / E. Brandaleze // Procedia Materials Science. – 2015. – Vol. 8. – P. 1023 – 1030.

325. Microstructure evolution of a hypereutectoid pearlite steel under rolling-sliding contact loading / H. Chen, Ch. Zhang, W. Liu [et al.] // *Materials Science & Engineering A*. – 2016. – Vol. 655. – P. 50–59.

326. Structural features of the behavior of a high-carbon pearlitic steel upon cyclic loading / A. V. Makarov, R. A. Savrai, V. M. Schastlivtsev [et al.] // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2011. – Vol. 111, iss. 1. – С. 95–109.

327. Блантер, М. Е. Фазовые превращения при термической обработке стали / М. Е. Блантер. – Москва : Металлургиздат, 1962. – 268 с. – Текст : непосредственный.

328. Features of heterophase structure formation at spark plasma sintering of high-carbon and chromium-nickel steels / A. A. Nikulina, A. I. Smirnov, A. A. Bataev, A. S. Ivashutenko // *Materials Characterization*. – 2017. – Vol. 129. – P. 252–259.

329. Phase Transformations in Steels. Volume 1: Fundamentals and Diffusion-Controlled Transformations / ed. by: E. Pereloma, D. V. Edmonds. – Woodhead Publishing Limited, UK, 2012. – 656 p.

330. Hutchinson, C. R. The growth of partitioned pearlite in Fe–C–Mn steels / C. R. Hutchinson, R. E. Hackenberg, G. J. Shiflet // *Acta Materialia*. – 2004. – Vol. 52. – P. 3565–3585.

331. Blazynski, T. Z. Explosive Welding, Forming and Compaction / T. Z. Blazynski. – Springer Netherlands, 1983. – 402 p.

332. Rinehart, J. S. Explosive working of metals / J. S. Rinehart, J. Pearson. – New York : Macmillan, 1963. – 360 p.

333. Трыков, Ю. П. Влияние термообработки на свойства сваренного взрывом биметалла из разнородных сталей / Ю. П. Трыков, А. Ф. Трудов, С. В. Клочков. – Текст : непосредственный // *Изв. вузов. Чер. металлургия*. – 2007. – № 9. – С. 62.

334. Изменение во времени прочности сваренных взрывом соединений / Ю. П. Трыков, Л. М. Гуревич, Е. П. Покатаев [и др.]. – Текст : непосредственный // *Деформация и разрушение матер.* – 2006. – № 10. – С. 27–31.

335. Влияние термообработки на структурно-механическую неоднородность сваренного взрывом биметалла Ст3+12Х18Н10Т / А. Ф. Трудов, Ю. П. Трыков С. В. Клочков [и др.]. – Текст : непосредственный // Деформация и разрушение материалов. – 2009. – № 12. – С. 41–44.

336. Конон, Ю. А. Сварка взрывом / Ю. А. Конон, Л. Б. Первухин, А. Д. Чудновский. – Москва : Машиностроение, 1987. – 216 с. – Текст : непосредственный.

337. Explosively welded multilayer Ni-Al composites / I. A. Bataev, T. S. Ogneva, A. A. Bataev [et al.] // Materials and Design. – 2015. – Vol. 88. – P. 1082–1087.

338. Hay, D. R. Explosive welding: applications and techniques / D. R. Hay // High-pressure science and technology. – New York : Plenum Press, 1979. – Vol. 2. – P. 781–804.

339. Гасик, М. И. Марганец / М. И. Гасик. – Москва : Metallurgy, 1992. – 607 с. – Текст : непосредственный.

340. Черняк, С. С. Высокомарганцевая сталь в драгостроении / С. С. Черняк, Б. М. Ромен. – Иркутск : Изд-во Иркутского гос. ун-та, 1995. – 384 с. – Текст : непосредственный.

341. Influence of austenitic orientation on martensitic transformations in a compressed high manganese steel / T.-Y. Liu, P. Yang, L. Meng, F.-Y. Lu // Alloys Compounds. – 2011. – Vol. 509, iss. 33. – P. 8337–8344.

342. Tsakiris, V. Martensite and deformation twinning in austenitic steels / V. Tsakiris, D. V. Edmonds // Materials Science and Engineering: A. – 1999. – Vol. 273–275. – P. 430–436.

343. Kyung-Tae Parka. Stacking fault energy and plastic deformation of fully austenitic high manganese steels: Effect of Al addition / Kyung-Tae Parka, Kwang Geun Jin, Sang Ho Han // Materials Science and Engineering: A. – 2010. – Vol. 527. iss. 16–17. – P. 3651–3661.

344. Никулина, А. А. Структурные изменения стали Гадфильда при холодной деформации / А. А. Никулина, А. И. Смирнов, Е. Ю. Великосельская. –

Текст : непосредственный // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2013. – № 2. – С. 82–88.

345. Microstructure and mechanical properties of medium-carbon steel bonded on low-carbon steel by explosive welding / C. Borchers, M. Lenz, M. Deutges [et al.] // Materials and Design. – 2016. – Vol. 89. – P. 369–376.

346. Kacar, R. An investigation on the explosive cladding of 316L stainless steel-din-P355GH steel / R. Kacar, M. Acarer // J. of Materials Processing Technology. – 2004. – Vol. 152. – P. 91–96.

347. Zamani, Ehsan. Explosive welding of stainless steel–carbon steel coaxial pipes / Ehsan Zamani, Gholam Hossien Liaghat // J. of materials science. – 2012. – Vol. 47, iss. 2. – P. 685–695.

348. Рыбин, В. В. Большие пластические деформации и разрушение металлов / В. В. Рыбин. – Москва : Metallurgy, 1986. – 224 с. – Текст : непосредственный.

349. Владимиров, В. И. Физическая природа разрушения металлов / В. И. Владимиров. – Москва : Metallurgy, 1984. – 280 с. – Текст : непосредственный.

350. Структурные преобразования углеродистых ферритно-перлитных сталей в условиях высокоскоростного нагружения / А. А. Батаев, И. А. Батаев, А. А. Никулина [и др.]. – Текст : непосредственный // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2019. – Т. 21, № 3. – С. 115–128.

351. Сварка и свариваемые материалы : справочник: в 3 томах. Т. 2. Технологии и оборудование / под ред. В. М. Ямпольского. – Москва : Изд-во МГТУ им. Н.Э. Баумана, 1996. – 574 с. – Текст : непосредственный.

352. Структура и свойства сварных валиков, сформированных в подводном состоянии порошковой проволокой / Т. Хассель, Я. С. Лизункова, Ф.-У. Бах [и др.]. – Текст : непосредственный // Обработка металлов: Технология. Оборудование. Инструменты. – 2011. – № 1 (50). – С. 31–37.

353. Восстановление валов электрических машин с использованием технологии наплавки и ультразвуковой обработки покрытий / А. М. Кручинин,

Е. Е. Корниенко, И. А. Батаев [и др.]. – Текст : непосредственный // Материаловедение. – 2008. – № 3. – С. 45–48.

354. Шехтер, С. Я. Наплавка металлов / С. Я. Шехтер, А. М. Резницкий. – Москва : Машиностроение, 1982. – 71 с. – Текст : непосредственный.

355. Шиллер, З. Электронно-лучевая технология / З. Шиллер, И. Гайзиг, З. Панцер. – Москва : Энергия, 1980. – 540 с. – Текст : непосредственный.

356. Модифицирование и легирование поверхности лазерными, ионными и электронными пучками : пер. с англ. / под ред.: Дж. М. Поута [и др.]. – Москва : Машиностроение, 1987. – 424 с. – Текст : непосредственный.

357. Низкотемпературная плазма: в 18 томах. Т. 18 : Высокоэнергетические процессы обработки материалов / О. П. Солоненко, А. П. Алхимов, В. В. Марусин [и др.]. – Новосибирск : Наука. Сибирская издательская фирма РАН, 2000. – 425 с. – Текст : непосредственный.

358. Особенности структуры сварных железнодорожных крестовин, сформированных с использованием стыковой контактной сварки и импульсно-дуговой наплавки / А. А. Никулина, А. А. Поречина, С. В. Хлебников [и др.]. – Текст : непосредственный // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22. – № 2. – С. 53–62.

359. Особенности формирования сварных швов при лазерной сварке углеродистых сталей / А. М. Оришич, Е. Д. Головин, В. Г. Буров [и др.]. – Текст : непосредственный // Обработка металлов: Технология. Оборудование. Инструменты. – 2005. – № 4 (29). – С. 13–14.

360. Головин Е. Д. Повышение конструктивной прочности литых изделий и сварных швов путем введения в расплав мелкодисперсных тугоплавких частиц : специальность 05.16.09 «Материаловедение (по отраслям)» : диссертация на соискание ученой степени канд. техн. наук / Е. Д. Головин. – Новосибирск, 2011. – 234 с. – Текст : непосредственный.

361. Particularities in fine structure of cementite in carbon steels / А. А. Bataev, V. A. Bataev, S. A. Kotorov [et al.] // The Physics of Metals and Metallography. – 1998. – Vol. 6. – P. 132–137.

362. Теплухин, Г. Н. Закономерности структурообразования в сталях перлитного класса / Г. Н. Теплухин. – Ленинград : Изд-во Ленинград. гос. ун-та, 1982. – 188 с. – Текст : непосредственный.

363. Плотникова, Н. В. Роль морфологии цементита в обеспечении конструктивной прочности углеродистых заэвтектоидных сталей : специальность 05.16.09 «Материаловедение (по отраслям)» : диссертация на соискание ученой степени канд. техн. наук / Н. В. Плотникова ; Новосиб. гос. техн. ун-т. – Новосибирск, 2004. – 193 с. – Текст : непосредственный.

364. Электронно-лучевая наплавка в вакууме: оборудование технология, свойства покрытий / В. Е. Панин, С. И. Белюк, В. Г. Дураков, Н. Г. Ремпе. – Текст : непосредственный // Сварочное производство. – 2000. – № 2. – С. 34–38.

365. Рыкалин, Н. Н. Основы электронно-лучевой обработки материалов / Н. Н. Рыкалин, И. В. Зуев, А. А. Углов. – Москва : Машиностроение, 1978. – 239 с. – Текст : непосредственный.

366. Скринский, А. Н. Высокопроизводительная наплавка и оплавление порошковых покрытий пучком релятивистских электронов / А. Н. Скринский, В. Г. Мизин, Л. П. Фоминский. – Текст : непосредственный // Докл. АН СССР. – 1985. – Т. 238, № 4. – С. 865–869.

367. Структура и свойства покрытий, полученных электронно-лучевой наплавкой / И. М. Полетика, Ю. Ф. Иванов, М. Г. Голковский, М. В. Перовская. – Текст : непосредственный // Физика химия обработки материалов. – 2007. – № 6. – С. 48–56.

368. Effect of 475 °C embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel / J. K. Sahu, U. Krupp, R. N. Ghosh, H.-J. Christ // Materials Science and Engineering A. – 2009. – Vol. 508, iss.1-2. – С. 1–14.

369. Phase stability of  $\sigma$ -CrFe intermetallic compound under fast electron irradiation / Satoshi Anada, Takeshi Nagase, Keita Kobayashi [et al.] // Acta Materialia. – 2014. – Vol. 71. – P. 195–205.

370. Carbon – Chromium – Iron / A. Bondar, V. Ivanchenko, A. Kozlov, J.-C. Tedenac ; ed.: G. Effenberg, S. Ilyenko. – Springer Materials Landolt-Börnstein, 2008. – Group IV Physical Chemistry 11D2 (Iron Systems, Part 2). – URL: [https://materials.springer.com/lb/docs/sm\\_lbs\\_978-3-540-74196-1\\_3](https://materials.springer.com/lb/docs/sm_lbs_978-3-540-74196-1_3) (дата обращения : 25-03-2019). – DOI 10.1007/978-3-540-74196-1\_3. – Текст : электронный.

371. Predel, B. Cr-Fe (Chromium-Iron) / B. Predel ; ed. O. Madelung. – Springer Materials Landolt-Börnstein, 1994. – Group IV Physical Chemistry 5D (Cr-Cs – Cu-Zr). – URL: [https://materials.springer.com/lb/docs/sm\\_lbs\\_978-3-540-47417-3\\_973](https://materials.springer.com/lb/docs/sm_lbs_978-3-540-47417-3_973) (дата обращения : 25-03-2019). – DOI 10.1007/10086090\_973. – Текст : электронный.

372. Металлография железа : с атласом микрофотографий : в 3 томах / под ред. акад. Ф. Н. Тавадзе. – Москва : Металлургия, 1972. – Т. 1 : Основы металлографии / пер. с англ. канд. техн. наук З. Ш. Херодинашвили. – 1972. – 127 с., 55 л. ил. – Текст : непосредственный.

373. Металлография железа : с атласом микрофотографий : в 3 томах / под ред. акад. Ф. Н. Тавадзе. – Москва : Металлургия, 1972. – Т. 2. Структура сталей / пер. с англ.: В. П. Калинин, И.А. Зоидзе, Н. В. Чарейшвили. – 1972. – 284 с. – Текст : непосредственный.

374. Определение сигма-фазы в двухфазной нержавеющей стали с 22% Cr электрохимическим методом / С. И. Кристины, Б. Саччи, Э. Гуэррини [и др.]. – Текст : непосредственный // Электрохимия. – 2010. – Т. 46, № 10. – С. 1168–1175.

375. АО Новосибирский стрелочный завод : официальный сайт. – Новосибирск. – URL: <http://nsznsk.ru/main/about/> (дата обращения: 15.11.2018). – Текст : электронный.

376. Сварные стрелочные переводы / И. З. Генкин, Б. Э. Глюзберг, А. М. Тейтель [и др.]. – Текст : непосредственный // Вестник ВНИИЖТ. – 1997. – № 3. – С. 23–29.

377. А. с. 1815071 СССР МКИ5 В23 К 11/04. Способ контактной стыковой сварки оплавлением / И. З. Генкин, С. И. Кучук-Яценко, Е. А. Шур : №

4873427/08 : заявл.06.09.90 : опубл. 15.05.93. – Бюл. № 18. – 2 с. – Текст : непосредственный.

378. Пат. 2129938 RU, МПК6 В 23 К 11/04. Способ соединения изделий из высокоуглеродистой стали с изделием из высокомарганцовистой аустенитной стали / Н. М. Аптекарь, Э. С. Белокуров, В. Ф. Поляков [и др.] ; заявитель и патентообладатель ОАО «Муромский стрелочный завод» (RU) : № 96109026/02 : заявл. 20.05.98 : опубл. 10.05.99. – 6 с. – Текст : непосредственный.

379. Пат. 2128564 RU, МПК6 В 23 К 9/00. Способ соединения изделия из высокоуглеродистой стали с изделием из высокомарганцовистой аустенитной стали / Н. М. Аптекарь, Э. С. Белокуров, В. Ф. Поляков [и др.] ; заявитель и патентообладатель ОАО «Западно-Сибирский металлургический комбинат» (RU) : № 96124666/02 : заявл. 31.12.96 : опубл. 10.04.99. – 4 с. – Текст : непосредственный.

380. РЖД. ОАО «РЖД» сегодня : официальный сайт. – URL: [http://eng.rzd.ru/statice/public/en?STRUCTURE\\_ID=4](http://eng.rzd.ru/statice/public/en?STRUCTURE_ID=4) (дата обращения 07.02.2018). – Текст : электронный.

381. Транспортная стратегия Российской Федерации на период до 2030 года : распоряжение Правительства Российской Федерации от 22 ноября 2008 г. № 1734-р. (в ред. распоряжений Правительства РФ от 11.06.2014 № 1032-р, от 12.05.2018 № 893-р) // КонсультантПлюс : компьютерная справочно-правовая система. – Текст : электронный.

382. Бушуев, Н. С. О перспективах развития высокоскоростных железнодорожных магистралей в России / Н. С. Бушуев, Д. О. Шульман. – Текст : непосредственный // Бюллетень результатов научных исследований. – 2017. – № 3. – С. 7–14.

383. Глюзберг, Б. Э. Модернизация и совершенствование стрелочных переводов / Б. Э. Глюзберг. – Текст : непосредственный // Железнодорожный транспорт. – 2015. – №7. – С. 54–57.

384. Классификатор дефектов и повреждений элементов стрелочных переводов, утвержденный распоряжением ОАО РЖД №2143/р от 27.09.2019. – URL: <https://www.tdesant.ru/info/item/289> (дата обращения 31.10.2019 г.). – Текст : электронный.

385. Research into enhanced tracks, switches and structures : grant agreement / Deliverable leader Melanie Denley. – 2018. – No. 730841. – 191 p.

386. Биленко, Г. Моделирование процессов сварки при помощи продуктов ESI Group (SYSWELD, PAM-ASSEMBLY) / Г. Биленко // САПР и графика. – № 7. – 2010. – С. 58–60.

387. Попова, Л. Е. Диаграммы превращения аустенита в сталях и бета-раствора в сплавах титана : справочник / Л. Е. Попова, А. А. Попов. – Москва : Металлургия, 1991. – 503 с. – Текст : непосредственный.

388. Skeebe, V. Numerical modeling of steel surface hardening in the process of high energy heating by high frequency currents / V. Skeebe, V. Ivancivsky, V. Pushnin // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 698. – P. 288–293.

389. Chevakinskaya, A. A. Reliability increase of dissimilar steel welded joints / A. A. Chevakinskaya, A. A. Nikulina, N. V. Plotnikova // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 698 : Electrical Engineering, Energy, Mechanical Engineering, EEM 2014. – P. 378–381.

390. Simulation of structure formation processes of dissimilar steels welded joints using an intermediate layer / A. Nikulina, V. Skeebe, A. Chevakinskaya, P. Komarov // Applied Mechanics and Materials. – 2015. – Vol. 788 : Actual Problems and Decisions in Machine Building. - P. 218–224.

391. Моделирование процессов структурообразования при формировании сварного соединения из разнородных сталей / А. А. Никулина, В. Ю. Скиба, Е. Е. Корниенко, Е. Н. Миронов. – Текст : непосредственный // Обработка металлов: Технология. Оборудование. Инструменты. – 2011. – № 4 (53). – С. 54–61.

## Приложение А

## Патент на изобретение «Способ сварного соединения крестовины из марганцовистой стали с рельсом из углеродистой стали»

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

**ПАТЕНТ**

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2361030

**СПОСОБ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ КРЕСТОВИНЫ  
ИЗ МАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ С РЕЛЬСОМ ИЗ  
УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ**

Патентообладатель(ли): *Государственное образовательное учреждение высшего профессионального образования Новосибирский государственный технический университет (RU)*

Автор(ы): *см. на обороте*

Заявка № 2007142082

Приоритет изобретения 13 ноября 2007 г.

Зарегистрировано в Государственном реестре изобретений Российской Федерации 10 июля 2009 г.

Срок действия патента истекает 13 ноября 2027 г.

*Руководитель Федеральной службы по интеллектуальной собственности, патентам и товарным знакам*



Б.П. Симонов

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА  
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ,  
ПАТЕНТАМ И ТОВАРНЫМ ЗНАКАМ

(19) **RU** <sup>(11)</sup> **2 361 030** <sup>(13)</sup> **C1**

(51) МПК  
*E01B 11/44* (2006.01)  
*B23K 11/04* (2006.01)

**(12) ФОРМУЛА ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

(21), (22) Заявка: 2007142082/11, 13.11.2007

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:  
13.11.2007

(45) Опубликовано: 10.07.2009 Бюл. № 19

(56) Список документов, цитированных в отчете о  
поиске: SU 1122209 А, 30.10.1984. SU 1815071 А1,  
15.03.1993. RU 2128564 С1, 10.04.1999. US  
4624406 А, 25.11.1986.

Адрес для переписки:  
630092, г.Новосибирск-92, пр. К. Маркса, 20,  
НГТУ

(72) Автор(ы):

Батаев Анатолий Андреевич (RU),  
Батаев Владимир Андреевич (RU),  
Буров Владимир Григорьевич (RU),  
Никулина Аэлита Александровна (RU),  
Захаревич Елена Евгеньевна (RU),  
Батаев Иван Анатольевич (RU),  
Головин Евгений Дмитриевич (RU),  
Огнев Александр Юрьевич (RU),  
Ильин Геннадий Павлович (RU),  
Ежак Владимир Федорович (RU),  
Хлебников Сергей Валентинович (RU)

(73) Патентообладатель(и):

Государственное образовательное  
учреждение высшего профессионального  
образования Новосибирский  
государственный технический  
университет (RU)

**(54) СПОСОБ СВАРНОГО СОЕДИНЕНИЯ КРЕСТОВИНЫ ИЗ МАРГАНЦОВИСТОЙ СТАЛИ С РЕЛЬСОМ ИЗ УГЛЕРОДИСТОЙ СТАЛИ****(57) Формула изобретения**

Способ сварного соединения крестовины из марганцовистой стали с рельсом из углеродистой стали, по которому промежуточную вставку из аустенитной хромоникелевой стали, обрезанную после сварки с рельсом из углеродистой стали до длины менее 25 мм, но в то же время обеспечивающей в конечном сварном соединении после нагрева и осаживания соединяемых элементов вставку аустенитной хромоникелевой стали исходного состава, соединяют посредством стыковой сварки плавлением с крестовиной из марганцовистой стали, отличающийся тем, что перед присоединением вставки из хромоникелевой аустенитной стали к рельсу из углеродистой стали посредством стыковой сварки плавлением присоединяют одной стороной дополнительную вставку из углеродистой стали, содержащей углерода меньше, чем сталь рельса, обрезают ее до длины менее 30 мм, но в то же время обеспечивающей в конечном сварном соединении вставку углеродистой стали исходного состава, проводят охлаждение в естественных условиях, а затем ко второй стороне вставки из углеродистой стали присоединяют вставку из хромоникелевой аустенитной стали.

RU 2 361 030 C1

## Приложение Б

### Акты промышленного использования результатов научно-исследовательской работы в АО «Новосибирский стрелочный завод»

УТВЕРЖДАЮ  
Главный инженер  
Новосибирского  
стрелочного завода -  
филиала ОАО "РЖД"  
В. И. Кунгурцев  
2006 г.



УТВЕРЖДАЮ  
Проректор Новосибирского  
государственного технического  
университета по научной работе  
профессор  
А.Г. Вострецов  
«14» 06 2006 г.



#### АКТ промышленного использования результатов научно-исследовательской работы

Научно-исследовательская работа выполнена на кафедре «Материаловедение в машиностроении» Новосибирского государственного технического университета по заказу ОАО «Новосибирский стрелочный завод» (ОАО НСЗ) докторантом Бурым В.Г., аспиранткой Бивалькевич А.А., аспиранткой Батаевой Е.А., ассистентом Бурым С.В., профессором Батаевым В.А. под руководством заведующего кафедрой профессора Батаева А.А. Цель исследования заключалась в выявлении причин охрупчивания сварных швов, образующихся при сварке рельсового окончания с промежуточной вставкой из стали 12Х18Н9Т.

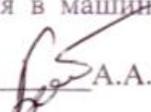
Для проведения исследований использовались образцы, полученные из реальных сварных швов, изготовленных на машине НК 840.2 №1 ОАО НСЗ. На основании проведенных исследований было установлено следующее:

- 1) процесс сварки является нестабильным; наличие мест неплотного контакта поверхностей приводят к локальной неоднородности температуры в зоне сварки и, как следствие, к неоднородности структуры сварного шва;
- 2) причиной катастрофического охрупчивания сварных соединений является сплошная мартенситная прослойка с микротвердостью до HV 6000 МПа, образующаяся в результате диффузии углерода из рельсовой стали в хромоникелевую прослойку;
- 3) уровень микротвердости мартенсита, обеспечивающий достаточную надежность сварного шва не должен превышать HV 4000 МПа;
- 4) предложения сотрудников НГТУ по применению дополнительной промежуточной вставки позволяют снизить опасность хрупкого разрушения от возникающих структур мартенситного типа.

Предложенные рекомендации и технические решения обеспечивают повышение качества сварных соединений и сокращение количества бракованных изделий.

Главный технолог НСЗ

 В. Ф. Ежак

Заведующий кафедрой  
материаловедения в машиностроении  
НГТУ,  
д.т.н., профессор  А.А. Батаев

УТВЕРЖДАЮ

Главный инженер

АО «НСЗ»

П.В. Трегубчак

"18" октября 2019 г.



УТВЕРЖДАЮ

Проректор по научной работе

НГТУ

А.Г. Вострецов

"18" октября 2019 г.



## АКТ

**промышленного использования  
результатов научно-исследовательской работы**

Научно-исследовательская работа выполнена на кафедре «Материаловедение в машиностроении» Федерального государственного бюджетного образовательного учреждения высшего образования «Новосибирский государственный технический университет» (НГТУ) по заказу АО «Новосибирский стрелочный завод» (АО «НСЗ») доцентами Никулиной А.А., Попелюхом А.И. и Батаевым И.А. Цель исследования заключалась в повышении надежности сварных железнодорожных крестовин, включающих сварные швы между рельсовой сталью (Э76) и хромоникелевой вставкой из стали 12Х18Н10Т, а также между хромоникелевой вставкой и крестовиной из стали 110Г13Л. Для реализации этой цели сотрудниками НГТУ было предложено использовать барьерные слои без изменения используемых на предприятии режимов сварки.

В результате проведенных работ было установлено, что применение низкоуглеродистых барьерных слоев в сварном шве между сталями Э76 и 12Х18Н10Т, выполняемом методом стыковой контактной сварки, позволяет повысить надежность сварных крестовин за счет формирования сварных швов без сплошной высокохрупкой прослойки и уменьшения общей доли мартенситной составляющей.

На АО «НСЗ» были сформированы две серии сварных крестовин с использованием барьерных слоев из стали 20 толщиной 5 и 20 мм, располагавшихся между заготовками из сталей Э76 и 12Х18Н10Т. Технология сварки реализована на машине НК 840.2 № 1. Промышленные испытания проведены на прессе МИИМ 2500-К по ОСТ 32.133.97 по схеме трехточечного изгиба с фиксацией значений стрелы прогиба и уровня разрушающей нагрузки. Полученные результаты свидетельствуют о том, что предложенные рекомендации и технические решения по использованию низкоуглеродистых барьерных слоев толщиной 5 мм, способствующие снижению степени охрупчивания сварных соединений, позволяют на 13 % увеличить уровень разрушающей нагрузки и повысить тем самым надежность комбинированных конструкций.

Главный технолог АО «НСЗ»  
Заведующий кафедрой ММ НГТУ  
к.т.н., доцент НГТУ  
к.т.н., доцент НГТУ  
к.т.н., доцент НГТУ

Ахметханов М.Д.  
Буров В.Г.  
Никулина А.А.  
Попелюх А.И.  
Батаев И.А.

## Приложение В

## Патент на изобретение «Вставка для сварки разнородных материалов»

508

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



**ПАТЕНТ**

НА ИЗОБРЕТЕНИЕ

№ 2651101

**ВСТАВКА ДЛЯ СВАРКИ РАЗНОРОДНЫХ МАТЕРИАЛОВ**

Патентообладатель: **ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ БЮДЖЕТНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ "НОВОСИБИРСКИЙ ГОСУДАРСТВЕННЫЙ ТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ" (RU)**

Авторы: **Батаев Анатолий Андреевич (RU), Батаев Иван Анатольевич (RU), Никулина Аэлита Александровна (RU), Лазуренко Дарья Викторовна (RU), Огнева Татьяна Сергеевна (RU), Тюрин Андрей Геннадиевич (RU)**

Заявка № 2016126869  
 Приоритет изобретения 04 июля 2016 г.  
 Дата государственной регистрации в Государственном реестре изобретений Российской Федерации 18 апреля 2018 г.  
 Срок действия исключительного права на изобретение истекает 04 июля 2036 г.

Руководитель Федеральной службы по интеллектуальной собственности

 Г.П. Ивлиев



## Приложение Г

### Акт внедрения технологии изготовления промежуточных вставок для соединения разнородных материалов на ФКП «Новосибирский опытный завод измерительных приборов»

«УТВЕРЖДАЮ»

Директор федерального  
казенного предприятия  
«Новосибирский опытный  
завод измерительных приборов»



А. Т. Морозов

2018 г.

### АКТ

внедрения технологии изготовления промежуточных вставок для соединения разнородных материалов

Работа выполнена сотрудниками кафедры «Материаловедение в машиностроении» Новосибирского государственного технического университета доцентами И.А. Батаевым, А.А. Никулиной, Д.В. Лазуренко.

Для проведения испытаний на Федеральном казенном предприятии «Новосибирский опытный завод измерительных приборов» (НОЗИП) методом сварки взрывом были изготовлены биметаллические пластины пяти типов: «медь М1 – сталь 10», «сталь 10 – сталь 12Х18Н10Т», «титан ВТ1-0 – медь М1», «сплав АМг6БМ – титан ВТ1-0», «сплав АМг6БМ – сталь 10». Заготовками служили металлические листы размерами 400x150x5 мм. Функцию взрывчатого вещества выполняла смесь на основе аммиачной селитры и дизельного топлива. Технологические параметры сварки материалов взрывом представлены в таблице.

Таблица. Параметры сварки взрывом разнородных материалов

№ п/п	Метаемая пластина		Неподвижная пластина		Толщина слоя ВВ, мм	Зазор между пластинами, k, мм
	Материал	Толщина, мм	Материал	Толщина, мм		
1	Медь М1	4	Сталь 10	4	35	8
2	Сталь 10	4	Сталь 12Х18Н10Т	4	35	9
3	Титан ВТ1-0	4	Медь М1	4	35	9
4	Сплав АМг6БМ	4	Титан ВТ1-0	4	35	5
5	Сплав АМг6БМ	4	Сталь 10	4	35	6

Из сваренных взрывом пластин в соответствии с методикой, изложенной в описании патента РФ № 2470755 (Способ получения сварного соединения разнородных металлических материалов), соавторами которого являются сотрудники НГТУ, были изготовлены промежуточные вставки в количестве 5 штук на каждую композицию.

Проведенные испытания показали, что при растяжении сварных соединений 1, 2 и 3 (см. Таблицу) разрушение по механизму среза вдоль межслойных границ отсутствует при длине сварных швов, равной 20 мм. Надежность сварного шва в биметалле № 4 (сплав АМгбБМ - титан ВТ1-0) обеспечивается при длине сварного шва ~ 40 мм. В соответствии с расчетами длина сварного шва во вставке № 5 (сплав АМгбБМ – сталь 10) должна превышать 65 мм.

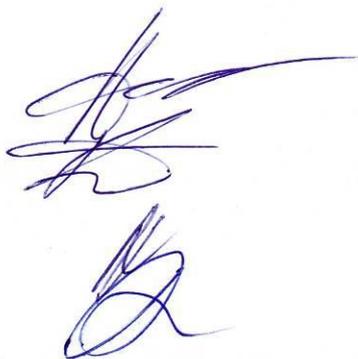
Результаты проведенных испытаний позволяют использовать технологию сварки разнородных материалов, основанную на применении промежуточных вставок для повышения надежности сварных соединений.

Главный инженер НОЗИП

К.т.н., доцент НГТУ

К.т.н., доцент НГТУ

К.т.н., доцент НГТУ



А.А. Федоров

И.А. Батаев

А.А. Никулина

Д.В. Лазуренко

## Приложение Д

### Акт использования результатов диссертационной работы в учебном процессе

«УТВЕРЖДАЮ»

Первый проректор  
НГТУ, д.т.н., профессор



Г.И. Расторгуев

2020 г.

#### АКТ

внедрения результатов диссертационной работы  
докторанта А.А. Никулиной в учебный процесс

В процессе подготовки диссертационной работы докторантом Никулиной Аэлитой Александровной выполнены исследования особенностей структурно-фазовых превращений, происходящих при взаимодействии разнородных материалов в процессе сварки, наплавки и электроискрового спекания. Основными объектами исследований в работе являлись углеродистые и легированные стали. При выполнении работы докторантом проведены глубокие структурные исследования областей взаимодействия разнородных микрообъемов в комбинированных конструкциях. Методами просвечивающей электронной микроскопии показано, что в переходных областях происходит формирование нетипичной структуры перлита, характеризующейся наличием аустенитных прослоек. Особое внимание уделено оценке свойств изучаемых объектов. Полученные диссертантом данные позволили выявить основные причины пониженной трещиностойкости сварных швов, сформированных из заготовок разнородных сталей, и разработать рекомендации по повышению конструктивной прочности сварных соединений. Результаты работы опубликованы в журналах, входящих в список ВАК, а также в изданиях, индексируемых в базах Scopus и Web of Science.

Полученные А.А. Никулиной научные результаты, используются в учебном процессе в Новосибирском государственном техническом университете при реализации образовательных программ бакалавриата и магистратуры по дисциплинам "Материаловедение", "Физические методы исследования материалов", "Основы экспериментальных исследований".

Полученные в работе образцы и результаты структурных исследований используются при проведении лабораторных и практических занятий по темам "Световая микроскопия", "Растровая электронная микроскопия", "Просвечивающая электронная микроскопия".

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

В.В. Янпольский