

На правах рукописи



**Никулина Аэлита Александровна**

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

05.16.09 - Материаловедение (в машиностроении)

**АВТОРЕФЕРАТ**

диссертации на соискание ученой степени

доктора технических наук

Новосибирск

2020

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном образовательном учреждении высшего образования «Новосибирский государственный технический университет»

**Научный консультант:**

доктор технических наук, профессор **Батаев Анатолий Андреевич**.

**Официальные оппоненты:**

**Глезер Александр Маркович** – доктор физико-математических наук, профессор, Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования Национальный исследовательский технологический университет «МИСиС», кафедра физического материаловедения, главный научный сотрудник;

**Гнюсов Сергей Федорович** – доктор технических наук, профессор, Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Национальный исследовательский Томский политехнический университет», отделение электронной инженерии, профессор;

**Пугачева Наталия Борисовна** – доктор технических наук, доцент, Федеральное государственное бюджетное учреждение науки Институт машиноведения Уральского отделения Российской академии наук, лаборатория микромеханики материалов, главный научный сотрудник.

**Ведущая организация:** Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Сибирский государственный индустриальный университет» (г. Новокузнецк).

Защита диссертации состоится «17» декабря 2020 года в 14<sup>00</sup> часов на заседании диссертационного совета Д 212.173.13 в Новосибирском государственном техническом университете по адресу: 630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20, I корпус, конференц-зал.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке Новосибирского государственного технического университета, а также на официальном сайте [www.nstu.ru](http://www.nstu.ru)

Автореферат разослан «\_\_\_» октября 2020 г.

Ученый секретарь диссертационного совета  
канд. техн. наук, доцент



Андрей Геннадиевич Тюрин

## ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

**Актуальность темы исследования.** Сочетание разнородных по химическому составу материалов в конструкциях неразъемного типа является одним из эффективных подходов, используемых в современном машиностроении. Достоинства его заключаются в возможности повышения комплекса механических, физических, химических свойств изделий, снижении расхода дефицитных материалов и повышении экономической эффективности производства. 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. Причины, объясняющие низкий уровень прочностных свойств, ударной вязкости, статической и усталостной 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. 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 заключается 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. 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. 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 «Структура и свойства соединений

из разнородных материалов, сформированных с использованием процессов сварки и методов высокоэнергетического воздействия», 2014 – 2016 гг.); грантом № П821 «Влияние кристаллической структуры, формируемой в процессе сварки разнородных материалов, на процессы пластической деформации и разрушения конструкций ответственного назначения» в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013 гг. (2010 – 2012 гг.); соглашением № 14.610.21.0013 «Разработка и создание линейки промышленного роботизированного оборудования на основе мультиточковой электронно-лучевой технологии для высокопроизводительного аддитивного производства крупногабаритных металлических и полиметаллических деталей, узлов и конструкций для ключевых отраслей РФ» в рамках ФЦП «Исследования и разработки по приоритетным направлениям развития научно-технологического комплекса России на 2014-2020 годы» (2017 – 2019 гг.); грантом С-14 «Исследование особенностей формирования перлита в неравновесных условиях» в рамках программы стратегического развития НГТУ (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  $\sim 50\text{...}200$  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 цементита при эвтектоидном распаде аустенита. Вблизи границы превращения зафиксированы зоны механической смеси типа «мартенсит – цементит» или «мартенсит – аустенит – цементит» толщиной  $400\text{...}600$  нм. Присутствие прослоек 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 количеству углерода и легирующих элементов сталей. Показано, что степень негативного 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 *Axiо Observer A1m Carl Zeiss*), растровая и просвечивающая электронная микроскопия (приборы *Carl Zeiss EVO50 XVP* и *FEI Tecnai 20 TWIN*). Оценка 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 TWIN*) 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 с помощью универсальной сервогидравлической системы *Instron 300DX*. Исследования выполнены на оборудовании центра коллективного пользования 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 в 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, локализованно 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 прило-

женной силе, в сочетании с интенсивным обжатию 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 элементов, 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 мартенсите 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 «*Mechanical Engineering, Automation and Control Systems*» (г. Томск) в 2015 г.; Всероссийской конференции с международным участием «Механики XXI веку» (г. Братск) в 2016 г.; конференции по электронной микроскопии (г. Зеленоград) в 2016 г., (г. Черногоровка) 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 2007, 2008, 2010, 2012, 2013 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 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 материалам диссертации опубликовано 37 печатных работ, 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 страницы, включая 207 рисунков и 20 таблиц.

## **СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ**

**Во введении** обоснована актуальность темы диссертационной работы, определена область исследований, сформулированы цель и задачи диссертационной работы, представлены положения, выносимые на защиту, указана научная и практическая значимость, отражена апробация результатов работы.

**В первой главе** представлен обзор литературы по теме диссертации. Рассмотрены технологические процессы, используемые для получения крупногабаритных комбинированных конструкций ответственного назначения, и основные

проблемы, возникающие при формировании соединений из разнородных материалов. Проанализированы способы сварки взрывом, контактной сварки, наплавки и спекания для получения комбинированных конструкций. Приведены примеры композиций на основе различных групп сталей. Описан вклад отечественных и зарубежных специалистов в решение материаловедческих проблем сварки разнородных сталей. Обозначены проблемы, актуальные в настоящее время.

**Во второй главе** определены основные факторы, являющиеся причиной охрупчивания сварных соединений, полученных методом стыковой контактной сварки оплавлением заготовок из углеродистых и высоколегированных сталей. Особое внимание уделено изучению сварных соединений, формируемых между сталями, отличающимися не только химическим составом, но и исходной структурой. Химический состав исследуемых сплавов приведен в таблице 1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сталей

Сталь	Химический элемент, вес. %.								
	<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.
12Х18Н10Т	0,10	1,1	0,47	17,6	8,84	0,38	0,028	0,012	осн.
Э76	0,75	0,86	0,32	-	-	-	0,013	0,009	осн.
20	0,2	0,4	0,2	0,04	0,2	-	0,04	0,05	осн.

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 (или 20 – 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.

Особенности строения сварных швов между разнородными аустенитными сталями были изучены на образцах, вырезанных из сварных соединений типа «сталь 110Г13Л – сталь 12Х18Н10Т». Соединяемые стали имеют однородную структуру, отличаются лишь химическим составом и обладают удовлетворительной 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. Разброс в уровне микротвердости на границе раздела сплавов, достигающий 100...200 HV, вполне приемлем при сварке разнородных сталей. Трещины в сварных швах не зафиксированы. Отмеченные особенности следует отнести к факторам, положительно характеризующим швы анализируемого типа.

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

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, отсутствующие в сталях до их сварки. Граница раздела сталей металлографически четко различима (рисунок 1). Сама переходная зона может быть разделена на две области. Область 1 граничит со сталью 12X18H10T, область 2 – со сталью Э76.

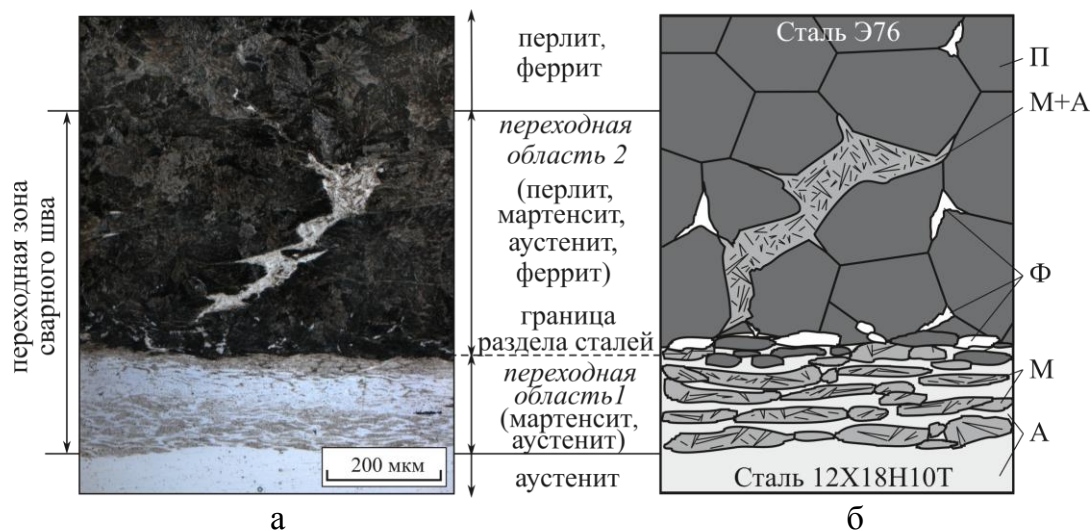


Рисунок 1 – Общий вид (а) и схема (б) переходной зоны сварного шва между сталями Э76 и 12X18H10T. А – аустенит, М – мартенсит, П – перлит, Ф – феррит

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, содержащих до 7 вес. % *Cr* и 3 вес. % *Ni* (рисунок 2). Между собой прослойки разделены микрообъемами аустенита. Поскольку в работе анализируются сварные соединения, состоящие из массивных заготовок, оказалось затруднительным получить сварные швы с переходными зонами постоянной толщины. 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. Максимальный уровень микротвердости материала

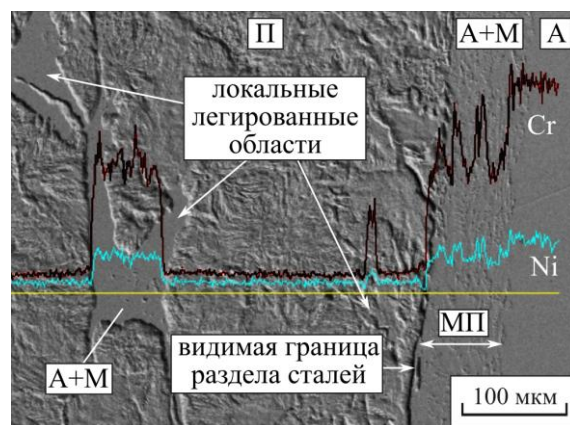


Рисунок 2 – Результаты микрорентгеноспектрального анализа сварного шва между хромоникелевой и углеродистой сталями. МП – аустенито-мартенситная прослойка

вблизи границы раздела сталей составляет 900 HV.

Переходная область 2 (рисунок 1), примыкающая к стали Э76, распространяется от видимой границы раздела в направлении к углеродистой стали на глубину до ~ 500 мкм. Непосредственно вблизи границы раздела сталей обнаружены обезуглероженные микрообъемы в виде зерен феррита. В пределах области 2 преимущественно располагаются колонии пластинчатого перлита. По границам некоторых из них расположены микрообъемы аустенита (локальные легированные зоны), частично претерпевшего мартенситное превращение. Размеры этих микрообъемов составляют ~ 25...500 мкм.

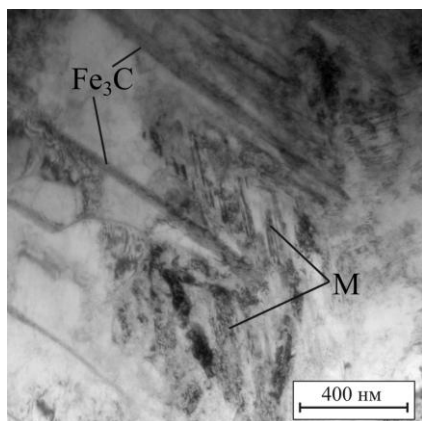


Рисунок 3 – Мартенсит (М) и цементитные пластины ( $Fe_3C$ ) в переходной области 2 сварного шва (со стороны углеродистой стали)

Кроме того, встречаются и более мелкие объемы со структурой аустенито-мартенситного типа размерами 0,5 – 5 мкм. 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. На участке, где фронт отстает, происходит бездиффузионное превращение, и мартенситная структура формируется в пределах одной ферритной пластины. На рисунке 3 приведен пример такой структуры, возникшей в области взаимодействия разнородных сталей.

Подобное превращение, имеющее место при сверхбыстром нагреве материала, описано в работах С.С. Дьяченко и Т.И. Табатчиковой с соавторами.

При проведении исследований методом просвечивающей электронной микроскопии границ сопряжения колоний пластинчатого перлита и микрообъемов с аустенито-мартенситной структурой был выявлен необычный, не описанный ранее характер перлитного превращения в зонах, различных по химическому составу. На фронте превращения была зафиксирована сложная структура ферритных промежутков. Контраст, наблюдаемый на светлопольных изображениях (рисунок 4 а), свидетельствует о том, что в центре ферритных промежутков перлита содержатся прослойки третьей фазы, либо наблюдаются границы, разделяющие ферритные промежутки на слои примерно одинаковой толщины. Расшифровка электронограммы от области, выделенной окружностью на рисунке 4 а, позволяет сделать вывод о том, что на ней представлена суперпозиция трех электронограмм: феррита, цементита и аустенита. Темнопольное изображение в рефлексе аустенита (рисунок 4 б) свидетельствует о том, что контраст в середине ферритных промежутков, наблюдаемый на рисунке 4 а, обусловлен присутствием 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...». Прове-

денный 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 (указано стрелкой на рисунке 4 в).

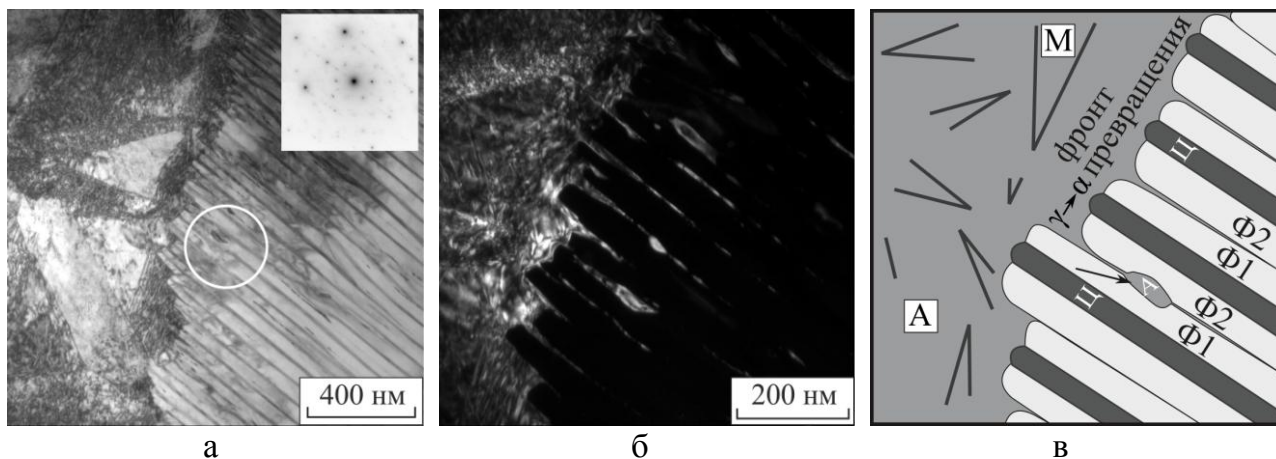


Рисунок 4 – Светлопольное изображение фронта перлитного превращения и микродифракционная картина (а), темнопольное изображение, полученное в рефлексе аустенита (б) и схема трехфазной структуры (в), формируемой в пограничной зоне между легированным и нелегированным аустенитом. А – аустенит, М – мартенсит, Ф – феррит, Ц – цементит. Стрелкой указан аустенитный островок

Анализ элементного состава свидетельствует о том, что в колониях пластинчатого перлита, примыкающих к участкам с аустенито-мартенситной структурой, содержится до 5,5 вес. % хрома и 1,5 вес. % никеля. Однако разрешение энергодисперсионного анализатора не позволяет сделать однозначное заключение о точном количественном содержании этих элементов в каждой из трех фаз, присутствующих в слоистой структуре. Очевидно, что некоторая доля хрома и никеля содержится в прослойках аустенита. Присутствие хрома вероятно и в пластинах цементита.

Последовательность структурных преобразований при охлаждении материала определяется содержанием легирующих элементов в аустените. На рисунке 5 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 можно представить следующим образом. В процессе охлаждения материала в микрообъемах высокоуглеродистого нелегированного аустенита  $A_1$  развивается перлитное превращение с образованием колоний пластинчатого перлита  $\Pi_1$  (рисунок 5 б). В переходной области  $A_2$  между легированным и нелегированным аустенитом также реализуется диффузионный распад аустенита, однако наличие небольшого количества хрома и никеля повышает устойчивость переохлажденного аустенита, и распад начинается по времени позже и, соответственно, при более низкой температуре. Именно поэтому перлит  $\Pi_2$ , формирующийся в промежуточном по химическому составу аустените типа  $A_2$ , является более дисперсным (рисунок 5 в). В зонах легированного



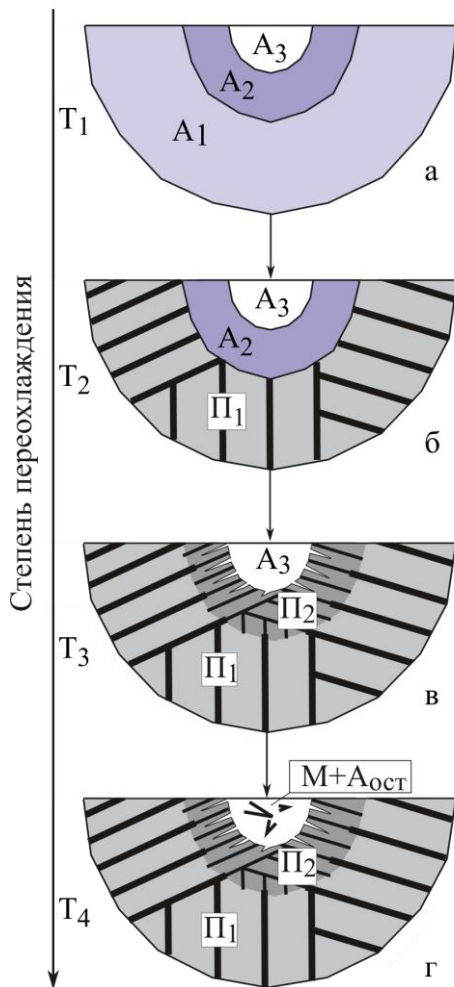


Рисунок 5 – Последовательность распада аустенита в переходной зоне сварного шва между заготовками из сталей Э76 и 12Х18Н10Т.

$A_1$  – нелегированный аустенит;  
 $A_2$  – аустенит, содержащий 5,5 – 7 вес. % Cr и 1,5 – 3 вес. % Ni;  $A_3$  – легированный аустенит (12Х18Н10Т);  
 $\Pi_1$  – нелегированный перлит;  
 $\Pi_2$  – мелкодисперсный легированный перлит;  $M+A_{ост}$  – мартенсит и остаточный аустенит

мерам участках сварных швов. В остальных областях перлитное превращение происходило преимущественно по классическому механизму.

Отмеченные особенности строения сварных швов между сталями 12Х18Н10Т и Э76 оказывают существенное влияние на поведение материалов при различных видах нагружения конструкций. Анализ данных, полученных при фрактографических исследованиях динамически нагруженных образцов, свидетельствует о том, что их разрушение происходит как по вязкому, так и по хрупкому механизму (рисунок 6). Определяющее влияние на характер разрушения оказывают объемная доля и особенности распределения мартенситных участков в переходной зоне сварных швов. На рисунке 6 в, г представлены фрактограммы зон, соответствующих смене механизмов разрушения. Процесс разру-

аустенита  $A_3$  развивается уже мартенситное превращение, однако температура конца мартенситного превращения находится ниже  $0\text{ }^{\circ}\text{C}$ , поэтому превращение является незавершенным. Таким образом, после охлаждения сварного соединения в зоне  $A_3$  формируется двухфазная структура, представляющая собой кристаллы мартенсита, распределенные в остаточном аустените. При этом тонкие «языки» аустенита распространяются в ферритные промежутки пластинчатого перлита типа  $\Pi_2$  (рисунок 5 г). Участок перехода от легированной к нелегированной ферритоцементитной смеси характеризуется постепенным увеличением межпластинчатого расстояния. Для легированного участка оно составляет  $\sim 50\text{ нм}$ , для нелегированного  $\sim 150 - 170\text{ нм}$ .

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 раз-

шения мартенсита, характеризующийся формированием плоских фасеток скола, является менее энергоемким. Участки, соответствующие разрушению по разным механизмам, характеризуются различным химическим составом (спектр 1 – нелегированная сталь, спектр 2 – легированная сталь).

Дополнительным фактором охрупчивания сварных швов типа «сталь 12Х18Н10Т – сталь Э76» являются неметаллические включения, скапливающиеся в зонах оплавления материалов. Кроме компактных карбидов в сварных швах зафиксировано формирование неметаллических включений в виде тонких пленок. Внешний вид дефектов такого типа представлен на рисунке 6 б. Результаты микроанализа свидетельствуют о том, что основными элементами, входящими в их состав, являются сера и титан. Данные, полученные при рентгенофазовом анализе, позволяют сделать вывод о том, что речь идет о сульфидах титана. Неметаллические включения этого типа на поверхностях изломов встречаются достаточно часто. Толщина их варьируется от 50 до 200 нм. Также наблюдаются менее деформированные включения, толщина которых достигает 0,8 – 1 мкм. Характер разрушения пленочных выделений говорит о том, что они способны в значительной степени охрупчивать сварные соединения. Полученные данные свидетельствуют о необходимости тщательного контроля за содержанием серы и минимизации ее количества в сталях.

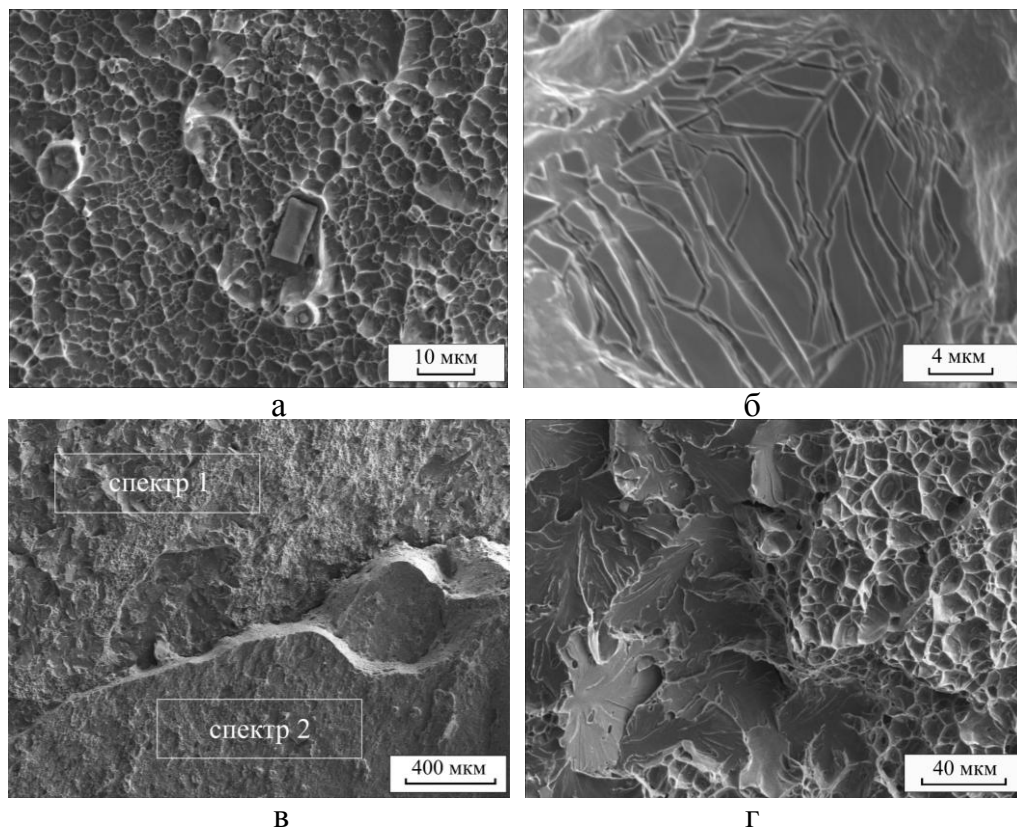


Рисунок 6 – Фрактограммы сварных швов после ударного нагружения: а – вязкое разрушение; б – хрупкое разрушение пленочных включений; в, г – смешанный характер разрушения

На рисунке 7 приведены кинетические диаграммы усталостного разрушения сварного соединения «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т» (кривая 1) и рельсовой стали в исходном состоянии (кривая 2). Диаграмма, соответствующая свар-

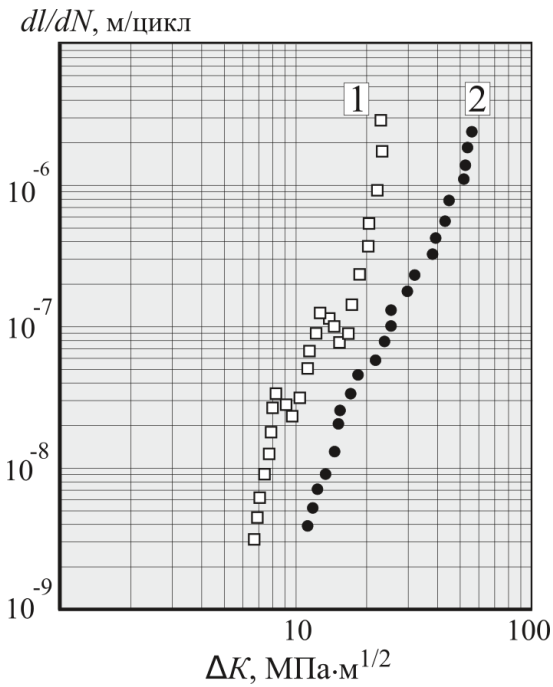


Рисунок 7 – Кинетические диаграммы усталостного разрушения материала сварного соединения «сталь 12Х18Н10Т – сталь Э76» (кривая 1) и стали Э76 (кривая 2)

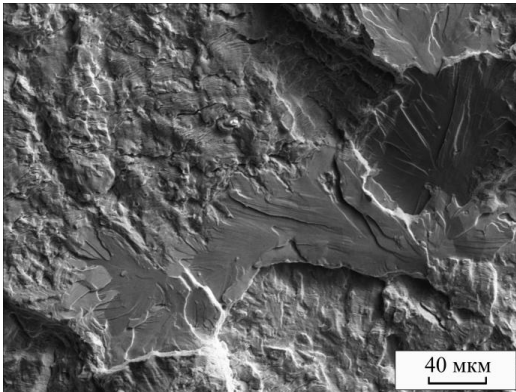


Рисунок 8 – Участок скола в зоне распространения трещины после циклического нагружения сварного шва

ному соединению, расположена левее. Этот факт свидетельствует о том, что при одном и том же уровне размаха коэффициента интенсивности напряжений  $\Delta K$  скорость усталостной трещины в сварном соединении  $dl/dN$  выше, чем в рельсовой стали. Особенностью кинетических диаграмм усталостного разрушения исследуемых сварных соединений является наличие участков, характеризующихся высокой и низкой скоростью развития трещины. Изменение скорости разрушения обусловлено тем, что трещина распространялась через участки с различной структурой и механическими свойствами. Отмеченный эффект соответствует результатам металлографических и дюрOMETрических исследований. Присутствие хрупкой составляющей в зоне шва подтверждается фрактограммами, на которых наблюдаются участки скола, соответствующие ускоренному распространению трещины (рисунок 8).

Поскольку основной причиной низкой трещиностойкости сварных соединений между заготовками из сталей Э76 и 12Х18Н10Т являются микрообъемы высокопрочного мартенсита, рациональным представляется проведение термической обработки для снижения его твердости. Нагрев материалов 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.

Анализ структуры и результатов микрорентгеноспектрального анализа термически обработанных сварных швов показал, что существенных изменений в структуре сварных швов в процессе отпуска при 300 – 500 °С не происходит. При повышении температуры нагрева до 700 °С наблюдается увеличение объемной доли  $\alpha$ -фазы в переходной зоне. Нагрев до 800 °С и последующее охлаждение на спокойном воздухе приводит к увеличению толщины переходной зоны до 2000 – 2500 мкм, при этом все еще наблюдаются закаленные участки (рисунок 9 а). ДюрOMETрические исследования свидетельствуют о том, что уровень микротвердости мартенситной структуры после высокотемпературной обработки все также высок. Установлено, что в локально расположенных легированных зонах уровень микротвердости достигает 500 –



800 *HV*. Микротвердость мартенситной прослойки находится на уровне 550 *HV* (таблица 2).

Таблица 2 – Уровень микротвердости различных участков сварного шва после термической обработки

Температура нагрева, °С	Микротвердость участка шва, <i>HV</i>			Ширина переходной зоны, 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 – 700	180	780 – 870	5000 – 7000

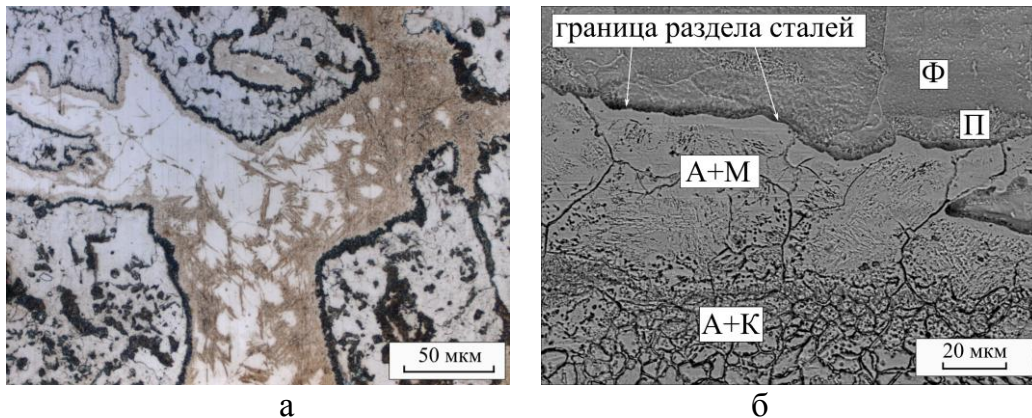


Рисунок 9 – Строение сварных швов между сталями 12Х18Н10Т и Э76 после термической обработки: а – локальные легированные области со стороны углеродистой стали после нагрева сварных швов до температуры 800 °С и охлаждения на спокойном воздухе; б – строение переходной области со стороны хромоникелевой стали после нагрева сварных швов до температуры 1000 °С и охлаждения с печью

Диффузионные процессы, происходящие при нагреве сварного соединения до 1000 °С в сочетании с последующим охлаждением материала вместе с печью, приводят к расширению переходной зоны почти до 7 мм. В переходной области 2 (со стороны углеродистой стали на рисунке 1) доминирует феррито-перлитная структура. Ширина ферритной прослойки в процессе отжига возрастает. Несмотря на высокотемпературный нагрев материала и его последующее медленное охлаждение, вдоль границы раздела сталей встречаются участки с мартенситной структурой (рисунок 9 б). Объясняется этот факт высокой устойчивостью легированного аустенита при охлаждении сплава до температуры мартенситного превращения. Выделившиеся в аустените дисперсные карбиды 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).

Таким образом, после термической обработки соединений в сварных швах наблюдается существенная структурная неоднородность. Даже высокотемпера-

турный отжиг не позволяет полностью устранить причину охрупчивания сварных швов. Поэтому 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. В этом случае эффективным технологическим приемом, позволяющим ограничить или полностью устранить нежелательное взаимодействие соединяемых разнородных материалов, может быть использование промежуточных вставок в качестве буферных слоев. 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 вставки 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 обозначаются как «дополнительные вставки»). Второй тип вставок на этапе сварки играет роль буферных слоев, но в конечном соединении они не присутствуют. Этот тип вставок обозначен как «барьерные пластины». В определенном в работе диапазоне концентраций углерода для формирования вставок была выбрана сталь 20.

При реализации технологии сварки высокоуглеродистой и высоколегированной сталей через дополнительную вставку конструкция содержит два типа различающихся между собой сварных швов – между сталями 20 и 12Х18Н10Т, а также между сталями 20 и Э76. И в первом, и во втором случае охлаждение материалов проводилось на спокойном воздухе. В полученных соединениях толщина вставок составляла от 10 до 25 мм. При этом существенных отличий по фазовому составу в сварных швах не наблюдалось. Сварка углеродистых сталей происходит с формированием качественного соединения с плавным переходом от одной стали к другой. В большинстве сваренных образцов зафиксировано формирование структуры видманштеттова феррита. Поскольку данная структурная составляющая может оказывать негативное влияние на свойства сварного соединения, после сварки проводилась локальная термическая обработка материала.

Структурные исследования показали, что в локальных легированных зонах в сварных швах между сталями 20 и 12Х18Н10Т наблюдается структура мартенсита, как и в тонком сплошном слое, примыкающем к границе раздела со стороны хромоникелевой стали. Однако максимальный уровень микротвердости, который был зарегистрирован на этих участках, составляет 350 HV. Указанный уровень твердости обеспечивается структурой, характеризующейся высокими показателями пластичности, ударной вязкости и трещиностойкости. Разрушение сварных конструкций «сталь 12Х18Н10Т – сталь 20» сопровождается образованием вязкого и псевдовязкого изломов.

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

Таким образом, результаты структурных исследований и оценки механических свойств подтверждают, что использование низкоуглеродистых вставок при сварке сталей Э76 и 12Х18Н10Т представляет собой рациональное техническое решение, обеспечивающее значительный рост уровня конструктивной прочности материала сварного шва. Однако наличие массивной вставки из низкоуглеродистой стали при определенных условиях эксплуатации может приводить к возникновению дефектов 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 которых является промежуточная вставка), а затем к полученной конструкции приваривается третий элемент, сварка разнородных заготовок с использованием барьерной пластины предполагает одновременное соединение всех трех элементов. 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 сохраняется в сварном соединении в виде самостоятельного слоя.

Структурные исследования показали, что швы, полученные с использованием барьерных слоев, также характеризуются существенной неоднородностью в поперечном и продольном направлениях. В швах, полученных с толстой барьерной пластиной, металлографически зафиксированы участки, характеризующиеся более сложным строением материала в виде чередующихся слоев с мартенситной, феррито-перлитной и аустенитной структурой (рисунок 10 а). Для некоторых зон характерным является присутствие структуры аустенито-мартенситного типа. 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. ДюрOMETрические исследования показали, что максимальный уровень микротвердости структуры мартенситного типа достигает 650 HV.

Отличительной особенностью сварных швов, полученных с использованием барьерных пластин толщиной 5 мм, является формирование мартенситной структуры со стороны хромоникелевой стали не в виде сплошной прослойки, а отдельными островками (рисунок 10 б). 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.

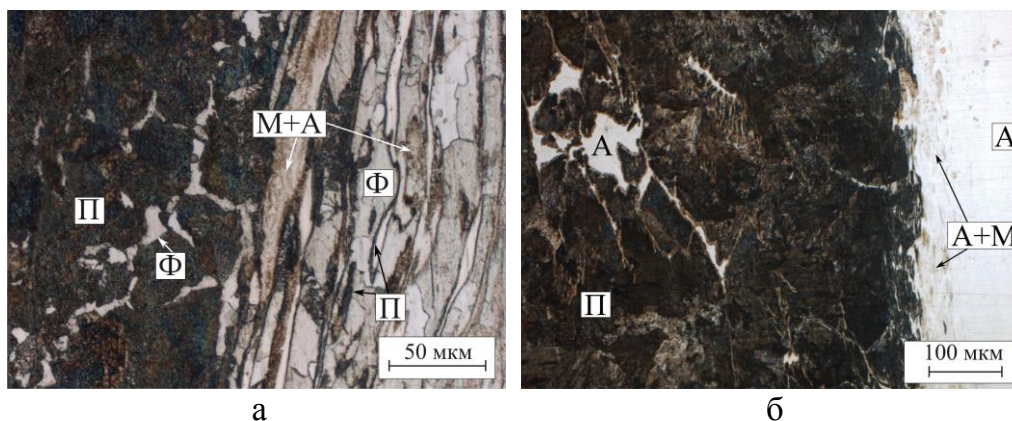


Рисунок 10 – Структура сварных швов между высокоуглеродистой и хромоникелевой сталями, выполненных с использованием барьерных пластин толщиной 20 мм (а) и 5 мм (б): П – перлит, М – мартенсит, А – аустенит, Ф – феррит

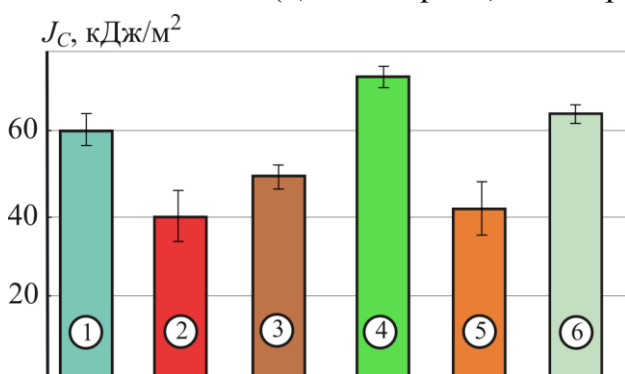


Рисунок 11 – Статическая трещиностойкость исследуемых материалов: 1 – сталь Э76; 2 – сварной шов «сталь 12X18Н10Т – сталь Э76»; 3 – сварной шов «сталь 12X18Н10Т – сталь Э76» после нагрева до 1000 °C и охлаждения с печью; 4 – сварной шов «сталь 12X18Н10Т – сталь 20»; 5 – сварной шов «сталь 12X18Н10Т – сталь Э76», полученный через 20-миллиметровую барьерную пластину из стали 20; 6 – сварной шов «сталь 12X18Н10Т – сталь Э76», полученный через 5-миллиметровую барьерную пластину из стали 20

барьерных пластин (рисунок 11, столбик 6) на 77,5 % выше, чем у исходных сварных швов (столбик 2). Результаты прочностных испытаний материалов при деформации растяжением также свидетельствуют о том, что сварные соединения, полученные с использованием барьерных пластин толщиной 5 мм, характеризуются более высоким комплексом механических свойств. Их разрушение происходит по хромоникелевой стали с образованием шеек, в пределах которых наблюдается утяжка материала. Характер разрушения образцов является вязким, с развитой поверхностью, что свидетельствует о высокой энергоемкости процесса. В сварных соединениях, полученных с барьерными пластинами толщиной 20 мм, разрушение происходит по сварным швам.

Сравнительный анализ статической трещиностойкости (рисунок 11) свидетельствует о том, что использование вставок для сварки заготовок из высокоуглеродистой и высоколегированной сталей является наиболее эффективным решением проблемы повышения трещиностойкости сварных соединений по сравнению с термической обработкой. 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

**В третьей главе** отражены результаты исследования особенностей фазовых и структурных превращений 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 происходят в узких зонах взаимодействия материалов. Ширина этих зон относительно мала (сотни, иногда десятки микрометров). 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 площадь границ взаимодействия разнородных материалов. При этом важным является нагрев границ путем пропускания электрического тока. Исходя из этого, в работе был использован метод электроискрового спекания стальных порошковых материалов.

Моделирование химического состава переходных зон, образование которых возможно при электроискровом спекании частиц сталей У8 и 12Х18Н10Т, было выполнено с использованием метода конечных разностей. 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. 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, от 3 до 15 мкм для никеля и от 300 до 2550 мкм для углерода. Наложение диаграммы Шеффлера на теоретическое распределение значений концентрации углерода и легирующих элементов в зоне взаимодействия разнородных материалов при наибольших времени и температуре спекания позволяет сделать вывод о том, что максимальная толщина мартенситной прослойки в переходной области может составлять 5 – 7 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. Термопару фиксировали в отверстии верхнего пуансона. Процесс спекания проводили в течение 5...25 минут при 1000 и 1100 °С. Выбор технологических режимов был выполнен на основе результатов предварительных экспериментов. Высота спеченных компактов составила 4 мм.

Состав граничных зон, в пределах которых происходило взаимодействие разнородных сталей, в процессе спекания приобретал промежуточное для этих материалов значение. При охлаждении материала в нем происходило формирование структуры аустенито-мартенситного типа (рисунок 12). По данным микрорентгеноспектрального анализа концентрация хрома в анализируемых зонах достигает 6 – 8 вес. %, никеля до 2 – 3 вес. %. Такого количества легирующих элементов недостаточно для стабилизации аустенита, и по этой



причине на стадии охлаждения сплава в нем развивается мартенситное превращение.

В процессе электроискрового спекания анализируемых сталей формируется структура, содержащая микрообъемы, в которых легированный аустенит граничит с колониями пластинчатого перлита. Анализ этих микрообъемов позволяет сделать вывод о формировании структуры, которая аналогична возникающей 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.

В процессе тонких исследований приграничных микрообъемов были обнаружены колонии пластинчатого перлита, в которых кроме феррита и цементита присутствовали также микрообъемы аустенита. 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 13). Эти детали тонкого строения механической смеси можно отчетливо наблюдать на темнопольном изображении, полученном в рефлексе аустенита (рисунок 13 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.

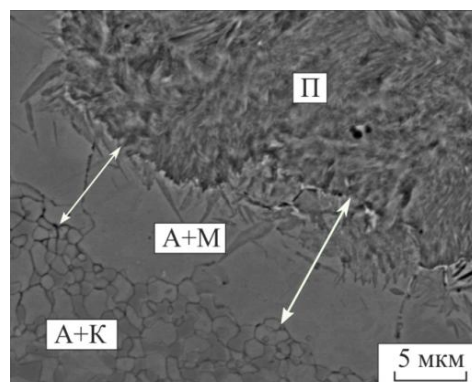


Рисунок 12 – Область взаимодействия разнородных сталей после электроискрового спекания

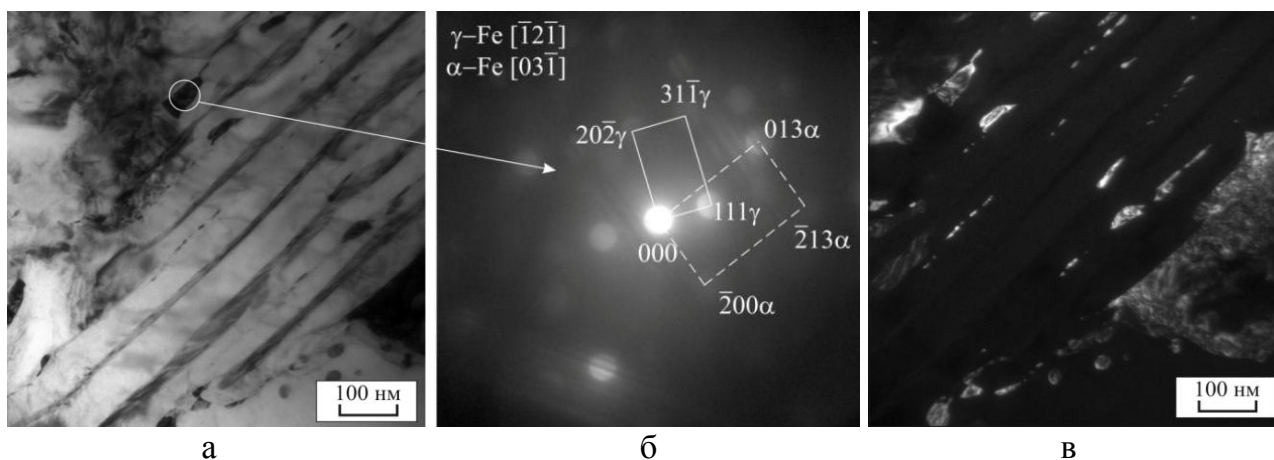


Рисунок 13 – Пластинчатый перлит с прерывистыми прослойками аустенита в ферритных промежутках (а), дифракционная картина с расшифровкой от области, обозначенной окружностью (б), темнопольное изображение анализируемого участка в рефлексе (111) $\gamma$  (в)

Особое внимание следует обратить на форму фронта, отделяющего зону с аустенитной (аустенито-мартенситной) структурой от зоны с перлитным строением. В местах сопряжения аустенита и феррита граница  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения существенно отстает от границы  $\gamma \rightarrow Fe_3C$ . Характер 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 межпластинчатый расстоянием в перлите ( $\sim 50 \dots 150$  нм). Однако в некоторых случаях она составляет 450 нм. Отмеченная особенность свидетельствует о повышенной стабильности легированного аустенита и неоднородности тонкой структуры, формирующейся в промежутках между цементитными пластинами.

Возможный механизм формирования пластинчатой структуры из высоколегированного аустенита схематически представлен на рисунке 14. 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.

**В четвертой главе** представлены результаты структурных исследований сварных соединений углеродистых и аустенитных сталей, полученных сваркой взрывом. Учитывая особенность данного метода, в работе изучали возможность

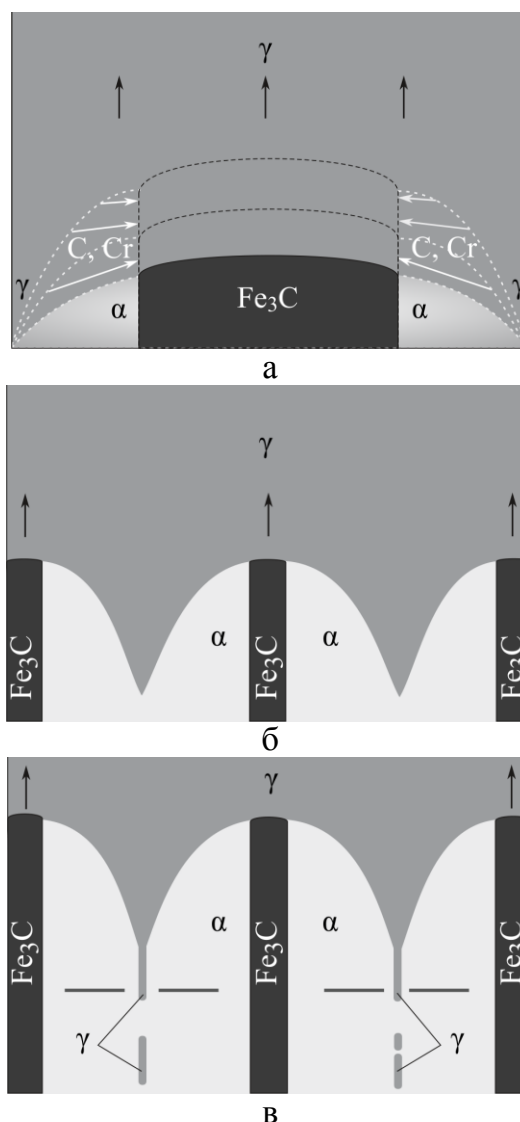


Рисунок 14 – Модель формирования гетерофазной пластинчатой структуры из высоколегированного аустенита: а – перераспределение углерода и легирующих элементов в аустените, б –  $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в зонах с пониженной концентрацией углерода и легирующих элементов, в – стабилизация микрообъемов аустенита в ферритных промежутках

формирования промежуточных вставок с его использованием.

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.

Проведенные структурные исследования показали, что формирование соединения углеродистых сталей со сталью Гадфильда методом сварки взрывом не эффективно, поскольку приводит к значительному упрочнению последней, возникновению существенных внутренних напряжений, что проявляется в формировании большого количества трещин в сварных швах (рисунок 15).

В отличие от композиции «сталь 20 – сталь 110Г13Л», соединения «сталь 20 – сталь 12Х18Н10Т» и «сталь 20 – сталь Э76» не содержат дефектов в виде трещин. Сварные швы имеют характерный для сварки взрывом вид. Возникают явно выраженные вихревые зоны, в пределах которых располагаются участки расплава. В случае сварки сталей 20 и 12Х18Н10Т состав вихревых зон, находящихся по разные стороны шва, не одинаков. В зонах, прилегающих к стали 12Х18Н10Т, содержится в среднем 13 вес. % *Cr* и вес. 7 % *Ni*. В зонах, возникших с другой стороны гребня, количество легирующих элементов примерно в два раза меньше (~ 6 вес. % *Cr*, 3 вес. % *Ni*).

Использованный в работе метод просвечивающей электронной микроскопии позволил выявить особенности тонкого строения сплавов на различном расстоянии от границ раздела в композиции «сталь 20 – сталь 12Х18Н10Т». На основе анализа полученных данных в соединении было зафиксировано аустенитомартенситное строение (рисунок 16). Однако области со структурой мартенсита выделяются прерывисто, общая толщина зоны не превышает 1,5 – 2 мкм.

Таким образом, 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 основание для получения надежных сварных соединений.

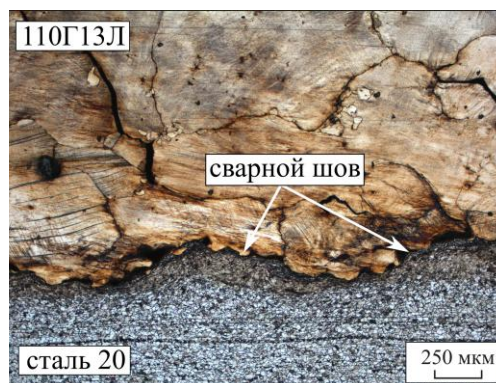


Рисунок 15 – Сварной шов, полученный сваркой взрывом заготовок из сталей 20 и 110Г13Л

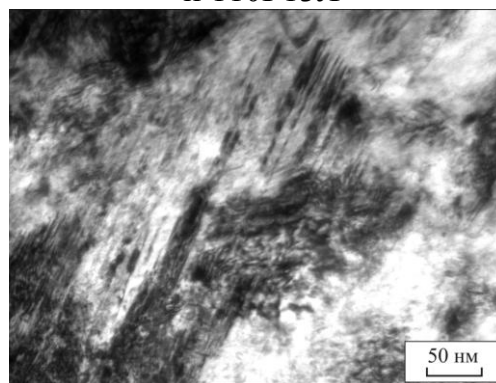


Рисунок 16 – Мартенсит вблизи межслойной границы сварного шва «сталь 20 – сталь 12Х18Н10Т»



**Пятая глава** посвящена исследованию фазовых и структурных превращений в соединениях, полученных наплавкой. Акцент сделан на сравнении традиционного способа формирования промежуточных слоев – электродуговой наплавки и высокоэнергетического метода – 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 вставок определенной формы для сварки габаритных заготовок.

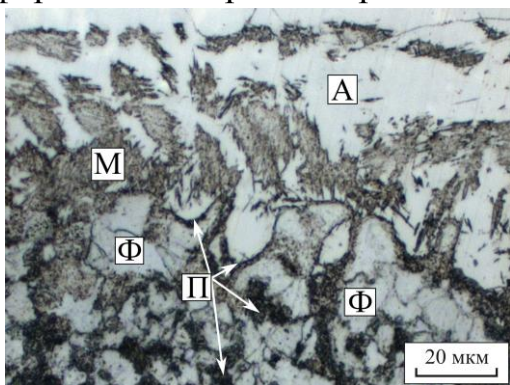


Рисунок 17 – Мартенсит, сформировавшийся вблизи зоны сопряжения разнородных материалов, возникшей в процессе импульсной дуговой наплавки проволоки *A7-IG* на заготовки из стали Э76

Промежуточные слои на заготовках, обеспечивающие возможность сварки разнородных материалов, формировали методом импульсной дуговой наплавки проволоки *A7-IG* ( $Fe-0,08C-19Cr-9Ni-7Mn-0,9Si$ ) диаметром 1,2 мм на установке РК757-Н в среде  $Ar + CO_2$ . Размер заготовок из стали Э76 составлял  $120 \times 100 \times 150$  мм. Толщина слоя, получаемого за один проход, составляла ~ 3 мм.

Признаком существенного влияния температуры на строение основного материала является образование явно выраженной, широкой (3 – 5 мм) зоны термического влияния. Наплавленный слой с достаточно высоким содержанием никеля и марганца приобретает аустенитную структуру, что согласуется с диаграммой Шеффлера. Наплавляемый материал проникает вглубь стальной заготовки на глубину ~ 50 – 100 мкм, в результате чего граница зоны сплавления приобретает извилистую форму. Области со структурой мартенситного типа располагаются преимущественно в наплавленном металле в непосредственной близости к видимой границе сплавления (рисунок 17). Следует подчеркнуть, что мартенсит выделяется не в виде сплошных прослоек, а распределен отдельными островками, размеры которых достигают 200 мкм. В пределах переходных слоев объемная доля мартенсита не превышает 10 %.

Согласно результатам дюрOMETрических исследований полученное наплавкой соединение характеризуется 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).

Результаты исследования зоны термического влияния, сформированной в процессе импульсно-дуговой наплавки, свидетельствуют о некоторых особенностях ее строения. Вся зона термического влияния характеризуется дисперсным строением по сравнению с исходной структурой стали Э76.

Область, прилегающую к границе раздела со стороны углеродистой стали, можно разделить на три зоны (рисунок 18). В зоне 1 преобладает ферритная составляющая, в зонах 2 и 3 – перлитная. Диффузионный поток углерода направлен

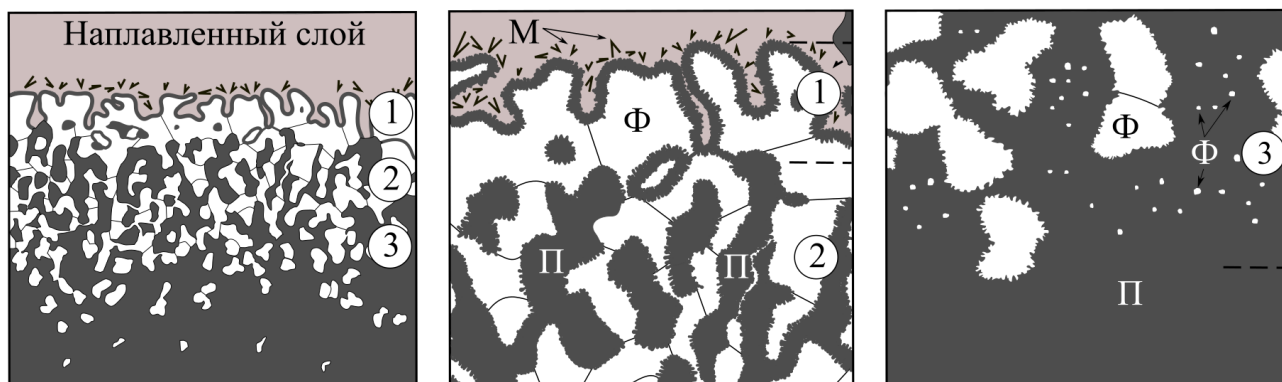


Рисунок 18 – Схема строения слоев со стороны стали Э76, примыкающих к границе раздела, полученной при импульсной дуговой наплавке проволоки А7-IG. Ф – феррит; П – перлит; М – мартенсит

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. Все три зоны характеризуются присутствием достаточно мелких ферритных зерен, возникших в процессе наплавки легированной стали, размер которых увеличивается от 1 до 15 мкм при приближении к границе раздела сталей. 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. Особенностью формируемого перлита является также присутствие в нем дефектных по форме цементитных пластин (рисунок 19 а). Можно наблюдать искривление пластин, присутствие в них рваных краев, несплошностей. Причины образования дефектного цементита могут быть связаны с локальным дефицитом углерода, вызванным особенностями диффузии углерода при охлаждении аустенита.

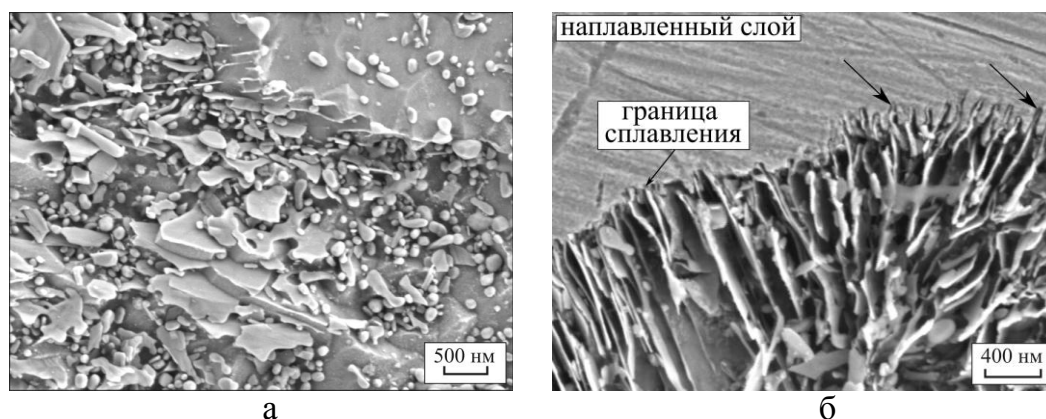


Рисунок 19 – Строение зоны термического влияния (а) и зоны сплавления (б) после наплавки легированного сплава на сталь Э76

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 процессом, а фронт  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения отстает (рисунок 19 б). При

этом материал самого наплавленного слоя проникает в область  $\gamma \rightarrow \alpha$  превращения на глубину до  $\sim 300$  нм. Таким образом, структура стали Э76 в области термического влияния в непосредственной близости к границе сплавления после импульсной дуговой наплавки легированной стали характеризуется градиентным строением с формированием областей в виде дисперсной феррито-цементитной смеси с минимальным размером ферритных зерен 1 мкм.

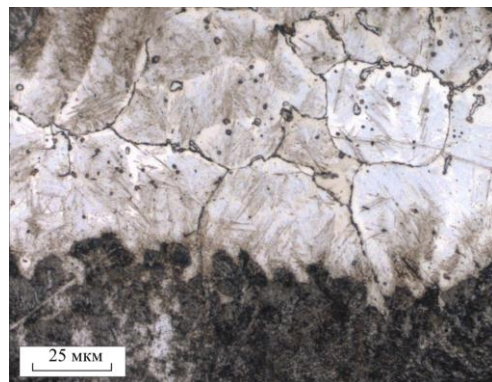
При выполнении диссертационной работы вневакуумную электронно-лучевую наплавку материалов осуществляли в Институте ядерной физики им. Г.И. Будкера СО РАН на промышленном ускорителе электронов ЭЛВ-6. Для формирования поверхностно легированных слоев на заготовках из стали Э76 использовали порошковую смесь, 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. Обработка осуществлялась по следующему режиму: энергия электронов 1,4 МэВ, ток пучка электронов 26 мА.

Полученные наплавкой слои характеризуются явно выраженным дендритным строением (рисунок 20 а) с большим количеством частиц, расположенных как по границам, так и внутри дендритных построений. Толщина слоев в центральной части образцов составляла  $\sim 3,5$  мм, по краям  $\sim 2,5$  мм. Как и при импульсной дуговой наплавке, расплав легированного сплава проникает по границам зерен основного металла примерно на 100 мкм. Согласно результатам микрорентгено-спектрального анализа в легированных зонах, внедренных в сталь Э76, содержится до 3 вес. % хрома и 1,5 вес. % никеля. Следует отметить, что в дендритах наплавленного материала легирующие элементы содержатся чуть в меньшем количестве по сравнению со сталью 12Х18Н10Т (состав которой необходимо было обеспечить при формировании слоев). Большая доля хрома сосредоточена в междендритном пространстве.

Результатом разбавления хромоникелевого сплава железом и углеродом из основного металла является формирование вблизи границы раздела наплавленного слоя структуры аустенито-мартенситного типа (рисунки 20 б, 21 а), что приводит к локальному повышению микротвердости материала до 650 – 750 HV.



а



б

Рисунок 20 – Дендритное строение слоя, наплавленного электронным лучом (а), и мартенсит вблизи границы сплавления материалов (б)



Согласно результатам электронно-микроскопических и рентгенофазовых исследований междендритное пространство наплавленных слоев заполнено твердым раствором хрома в железе переменного состава (рисунок 21 б). Внутри дендритов и по их границам зафиксированы частицы карбида и карбонитрида титана (рисунок 21 в). Формирование неравновесных фаз связано с использованием источника высокоскоростного нагрева и последующим ускоренным отводом тепла. 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.

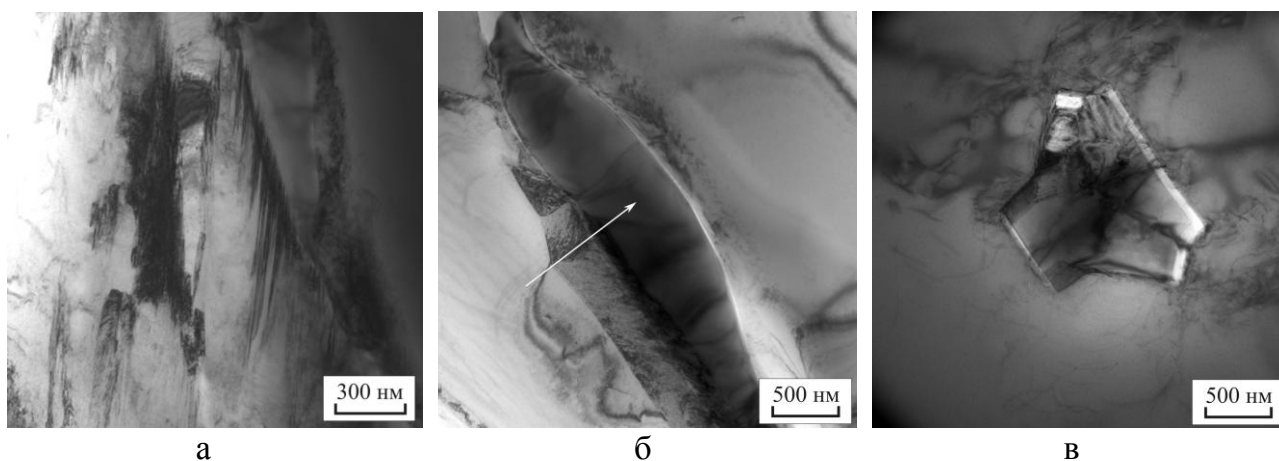


Рисунок 21 – Тонкое строение наплавленного слоя: а – мартенсит вблизи границы сплавления сталей; б – микрообъемы твердого раствора хрома в железе (указано стрелкой); в – частица карбонитрида титана

**В шестой главе** отражено практическое применение результатов диссертационной работы. Для акционерного общества «Новосибирский стрелочный завод» была проведена работа по повышению трещиностойкости сварных железнодорожных крестовин. Коллектив предприятия в 2000-х гг. начал освоение технологии стыковой сварки сердечников крестовин и остряков с рельсовыми окончаниями. Разработку конструкции и технологии сварки крестовин обеспечивали ВНИИЖТ и Институт электросварки им. Е.О. Патона.

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

нию сварных соединений и снижению надежности изделий ответственного назначения. С учетом полученных при выполнении диссертационной работы результатов было предложено несколько способов повышения комплекса механических свойств анализируемых железнодорожных конструкций ответственного назначения.

Предварительно с использованием программного комплекса *SYSWELD* было выполнено моделирование процессов, развивающихся при стыковой контактной сварке оплавлением элементов железнодорожной крестовины. Расчеты проводили для сварного шва между заготовками из рельсовой и хромоникелевой сталей. В большинстве случаев долговечность эксплуатации железнодорожных крестовин определяется надежностью именно этих сварных швов.

Согласно результатам моделирования процесса структурообразования, при контактной стыковой сварке оплавлением сталей Э76 и 12Х18Н10Т возникают структурные составляющие, которые отсутствуют в исходном состоянии. Речь идет о микрообъемах мартенсита, характеризующихся повышенным уровнем прочностных свойств. В соответствии с проведенными расчетами его объемная доля составляет 99 %. Такая же объемная доля мартенсита формируется и при использовании низкоуглеродистых барьерных пластин толщиной 20 мм и более.

Использование низкоуглеродистых барьерных пластин толщиной 5 – 19 мм, согласно результатам моделирования, приводит к формированию сварных швов, в которых слой низкоуглеродистой стали исходного состава отсутствует. Ширина переходной зоны, образующейся при сварке с использованием пластин толщиной 5 мм, составляет 1,3 мм. 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.

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. Полномасштабные образцы с дополнительной низкоуглеродистой вставкой из стали 20 получали двумя способами. В первом случае крестовины имели три сварных шва, и итоговая толщина низкоуглеродистой вставки составляла 15 – 20 мм. При использовании барьерных низкоуглеродистых пластин (рисунок 22 а) конструкции включали два сварных шва (рисунок 22 б). Хромоникелевые вставки наплавкой получали с использованием импульсной дуговой технологии на установке РК757-Н.

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 явля-

лась 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.



Рисунок 22 – Барьерная пластина из низкоуглеродистой стали, закрепленная на рельсовой заготовке (а), и полученная конструкция (б)

Разрушение сварных соединений «сталь Э76 – сталь 12Х18Н10Т – сталь 110Г13Л», полученных по стандартной заводской технологии, происходило преимущественно с формированием хрупкого излома по сварным швам между рельсовой и хромоникелевой сталями. Поверхности разрушения на значительной площади являлись плоскими с характерным металлическим блеском. Основные признаки изломов свидетельствуют о малой энергоемкости процесса распространения трещины. Нагрузка, которую образцы выдерживают до момента разрушения, не во 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 (приемочные значения показателей: нагрузка до разрушения не менее 1250 кН, стрела прогиба конструкции – не менее 15 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, а сами изломы характеризовались хорошо развитой поверхностью, что свидетельствует о высокой энергоемкости процесса. Положительный эффект отмечен и при испытании соединений, при получении которых между сталями Э76 и 12Х18Н10Т вваривались барьерные пластины из стали 20 толщиной 5 мм. Они разрушались по рельсовой стали с формированием участков вязкого и псевдовязкого излома. Поверхность разрушения при этом являлась рельефной, что свидетельствует о повышенной энергоемкости процесса. Максимальная разрушающая нагрузка в

партии составила 1520 кН, стрела прогиба – 24,5 мм, что свидетельствует о надежности полученного соединения.

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

Проведенные промышленные испытания подтвердили эффективность предложенных решений для сварки элементов из сталей Э76 и 12Х18Н10Т. Полученные в работе данные, свидетельствующие о рациональности применения дополнительных вставок и барьерных пластин, переданы для практического использования в АО «Новосибирский стрелочный завод».

В диссертационной работе также оценивали эффективность технических решений, связанных с получением промежуточных вставок различных конструкций с использованием технологии сварки взрывом. С целью повышения предела прочности сварных соединений предложена схема сварки комбинированной вставки, позволяющая получать швы, располагающиеся симметрично относительно продольной оси заготовок. Технология получения такого рода изделий заключается в одновременной сварке взрывом трех пластин, одна из которых заострена. Результаты исследований были апробированы на Федеральном казенном предприятии «Новосибирский опытный завод измерительных приборов».

Результаты проведенных исследований внедрены в учебный процесс в Новосибирском государственном техническом университете при реализации образовательных программ бакалавриата и магистратуры по дисциплинам «Материаловедение», «Физические методы исследования материалов», «Основы экспериментальных исследований».

## **ОСНОВНЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ДИССЕРТАЦИОННОЙ РАБОТЫ**

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 12Х18Н10Т. 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 12Х18Н10Т 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  $\sim 50 \dots 150$  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 высоколегированный 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 ~ 50...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 °С) ширина зон переменного химического состава возрастает до ~ 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 °С 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 ~ 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 хром-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 изобретение 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. Форми-

рование 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, ее магистрантов и аспирантов.

## СПИСОК ОСНОВНЫХ ПУБЛИКАЦИЙ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ

### Статьи в рецензируемых научных изданиях, входящих в список ВАК

1. Формирование переходных зон при электроискровом спекании разнородных сталей / **А.А. Никулина**, В.С. Тимофеев, И.Н. Градусов, А.С. Ивашутенко // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2018. – № 10. – С. 66-71. (*Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science*).

2. Попелюх А.И. Структура и свойства стали 40X2H2MA после термомеханической обработки с мартенситно-бейнитным превращением аустенита / А.И. Попелюх, **А.А. Никулина** // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2018. – № 10. – С. 51-59. (*Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science*).

3. Особенности строения сварных швов, сформированных лазерной сваркой разнородных сплавов на основе титана и алюминия / **А.А. Никулина**, А.И. Смирнов, Г.А. Туричин, О.Г. Климова-Корсмик, К.Д. Бабкин // *Металловедение и термическая обработка металлов*. – 2017. – № 8. – С. 62-67. (*Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science*).

4. Особенности роста пластинчатого перлита в зоне сварки разнородных сталей / **А.А. Никулина**, А.И. Смирнов, И.А. Батаев, А.А. Батаев, А.И. Попелюх // *Физика металлов и металловедение*. – 2016. – Т. 117. – № 1. – С. 58 – 64. (*Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science*).

5. **Никулина А.А.** Формирование неоднородной структуры железоуглеродистых сплавов спеканием частиц разнородных сталей / А.А. Никулина // *Обработка металлов: технология, оборудование, инструмент*. – 2016. – № 3 (72). – С. 52-61. (*представлена в Web of Science*).

6. Особенности выделения наноразмерных частиц  $\epsilon$ -фазы меди в ферритных промежутках пластинчатого перлита / И.А. Батаев, Н.В. Степанова, А.А. Батаев, **А.А. Никулина**, А.А. Разумаков // *Физика металлов и металловедение*. – 2016. – Т. 117. – № 9. – С. 932-937. (*Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science*).

7. Особенности зарождения и роста усталостных трещин в стали при многократном динамическом сжатии / А.И. Попелюх, П.А. Попелюх, А.А. Батаев, **А.А. Никулина**, А.И. Смирнов // *Физика металлов и металловедение*. – 2016. – Т. 117. – № 3. – С. 291-299. (*Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science*).

8. 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 // *Физика металлов и металловедение*. – 2015. – Т. 116. – № 1. – С. 51-58. (*Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science*).

9. Структура и усталостная трещиностойкость многослойного композита сталь 20 — сталь 12X18H10T, полученного сваркой взрывом / Е.А. Ложкина, И.А.

Батаев, В.И. Мали, **А.А. Никулина**, А.И. Попелюх, В.С. Ложкин // Деформация и разрушение материалов. – 2013. – № 3. – С. 28-34.

10. **Никулина А. А.** Структурные изменения стали Гадфильда при холодной деформации / А.А. Никулина, А.И. Смирнов, Е.Ю. Великосельская // Поверхность. Рентгеновские, синхротронные и нейтронные исследования. – 2013. – № 2. – С. 82-88. (*Переводная версия представлена в Scopus и Web of Science*).

11. Моделирование процессов структурообразования при формировании сварного соединения из разнородных сталей / **А.А. Никулина**, В.Ю. Скиба, Е.Е. Корниенко, Е.Н. Миронов // Обработка металлов: Технология. Оборудование. Инструменты. – 2011. – № 4 (53). – С. 54-61.

12. Структура и свойства сварных валиков, сформированных в подводном состоянии порошковой проволокой / Т. Хассель, Я.С. Лизункова, Ф.-У. Бах, А.А. Батаев, **А.А. Никулина**, А. М. Теплых // Обработка металлов: Технология. Оборудование. Инструменты. – 2011. – № 1 (50). – С. 31-37.

13. Структурные исследования сварных швов, полученных методом стыковой контактной сварки заготовок из разнородных сталей / **А.А. Никулина**, А.А. Батаев, А. И. Смирнов, В. Г. Буров // Обработка металлов. Технология. Оборудование. Инструменты. – 2010. – № 2 (47). – С. 24-28.

14. Восстановление валов электрических машин с использованием технологии наплавки и ультразвуковой обработки покрытий / А.М. Кручинин, Е.Е. Корниенко, И.А. Батаев, А.А. Батаев, В. Г. Буров, **А.А. Никулина** // Материаловедение. – 2008. – № 3. – С. 45-48.

15. Структурные особенности сварного соединения железнодорожных крестовин с рельсами / **А. А. Никулина**, В. Г. Буров, А. А. Батаев, В. А. Батаев // Обработка металлов: Технология. Оборудование. Инструменты. – 2007. – № 1 (34). – С. 32-34.

16. Особенности хрупкого разрушения сварных соединений разнородных сталей / С.В. Хлебников, В.А. Батаев, А.А. Батаев, В.Г. Буров, **А.А. Бивалькевич** // Ползуновский вестник. – 2005. – № 2. – С. 44-46.

17. **Бивалькевич А.А.** Особенности хрупкого разрушения стрелочных переводов / А.А. Бивалькевич // Физическая мезомеханика. – 2004. – Т. 7. – Ч. 1. – С. 199-201.

Статьи в рецензируемых научных изданиях, индексируемых в базах данных Web of Science / Scopus

1. Особенности структуры сварных железнодорожных крестовин, сформированных с использованием стыковой контактной сварки и импульсно-дуговой наплавки / **А.А. Никулина**, А.А. Поречина, С.В. Хлебников, З.Б. Батаева, В.М. Потапов // Обработка металлов (технология, оборудование, инструменты). – 2020. – Т. 22. – № 2. – С. 53-62.

2. Структурные преобразования углеродистых ферритно-перлитных сталей в условиях высокоскоростного нагружения / А.А. Батаев, И.А. Батаев, **А.А. Никулина**, А.И. Попелюх, И.А. Балаганский, Н.В. Плотникова // Обработка металлов: технология, оборудование, инструменты. – 2019. – Т. 21. – № 3. – С. 115–128.

3. *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, Y.N. Malyutina, A.A. Nikulina, A.A. Bataev, O.E. Mats, I. D. Kuchumova // Combustion, Explosion, and Shock Waves. – 2018. – V. 54 – № 2. – P. 238-245.*

4. *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. – V. 129. – P. 252-259.*

5. *Thermal treatment of dissimilar steels' welded joints / A.A. Nikulina, A.S. Denisova, I.N. Gradusov, P.A. Ryabinkina, M.V. Rushkovets // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – 2016. – V. 124. – № 1. – Art. 012131 (5 p.).*

6. *Microstructure and fracture behaviour of flash butt welds between dissimilar steels / A.A. Nikulina, A.A. Bataev, A.I. Smirnov, A.I. Popelyukh, V.G. Burov, S.V. Veselov // Science and Technology of Welding and Joining. – 2015. – V. 20. – № 2. – P. 138-144.*

7. *Bataev V.A. The investigation of fracture processes of heterogeneous steels joined by the method of contact welding / V.A. Bataev, A.A. Nikulina, A.A. Bataev // Proceedings of the 3rd International forum on strategic technologies (IFOST), June 23-29, 2008, Novosibirsk - Tomsk, Russia, IEEE, P. 75-76.*

#### Патенты

1. Патент № 2651101 Российская Федерация, МПК В23К 20/22 (2006.01). Вставка для сварки разнородных материалов: № 2016126869: заявл. 04.07.16; опубл. 18.04.18 / Батаев А.А., Батаев И.А., Лазуренко Д.В., Никулина А.А., Огнева Т.С., Тюрин А.Г.; заявитель НГТУ.

2. Патент № 2361030 Российская Федерация, МПК E01B11/44 (2006.01), В23К11/04 (2006.01). Способ сварного соединения крестовины из марганцовистой стали с рельсом из углеродистой стали: № 2007142082/11: заявл. 13.11.07; опубл. 10.07.09 / Батаев А.А., Батаев В.А., Буров В.Г., Никулина А.А., Захаревич Е.Е., Батаев И.А., Головин Е.Д., Огнев А.Ю., Ильин Г.П., Ежак В.Ф., Хлебников С.В.; заявитель НГТУ.

#### Монографии

1. Исследование конструктивной прочности материалов после комбинированного упрочнения и специальных видов сварки: монография / А.В. Плохов, А.И. Попелюх, С.В. Веселов, А.Г. Тюрин, А.А. Никулина. – Новосибирск: Изд-во НГТУ, 2015. – 392 с.

2. 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.

Автор сменила фамилию с Бивалькевич на Никулина.

Отпечатано в типографии Новосибирского  
государственного технического университета  
630073, г. Новосибирск, пр. К. Маркса, 20,  
Тел./факс: (383)346-08-57  
формат 60x84 1/16, объем 2,5 п.л., тираж 120 экз.  
заказ № 837 подписано в печать 10.09.2020 г.