

На правах рукописи



СТЕПАНОВ ПАВЕЛ ПЕТРОВИЧ

**РОЛЬ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ В СОПРОТИВЛЕНИИ
РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЬНЫХ ТРУБ**

2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
доктора технических наук

Москва – 2023

Работа выполнена в Акционерном обществе «Выксунский металлургический завод» (АО «ВМЗ») и Федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный научно-исследовательский институт черной металлургии имени И.П. Бардина» (ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»)

Официальные оппоненты: **ГАВРИЛОВ Геннадий Николаевич**,
доктор технических наук, профессор,
профессор кафедры «Материаловедение,
технология материалов и термическая
обработка металлов» ФГБОУ ВО «Нижегородский
государственный технический
университет им. Р.Е. Алексеева»

ЕФИМЕНКО Любовь Айзиковна,
доктор технических наук, профессор,
профессор кафедры сварки и мониторинга
нефтегазовых сооружений ФГАОУ ВО
«Российский государственный
университет нефти и газа (национальный
исследовательский университет)
имени И.М. Губкина»

КАПУТКИН Дмитрий Ефимович,
доктор технических наук, доцент, профессор
кафедры Физики ФГБОУ ВО «Московский
государственный технический университет
гражданской авиации»

Ведущая организация: ФГБОУ ВО «Магнитогорский государственный
технический университет им. Г.И. Носова»

Защита диссертации состоится 27 марта 2024 г. в 14 часов на заседании диссертационного совета 31.1.007.01 на базе ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина» по адресу: 105005, Москва, ул. Радио, д. 23/9, стр. 2.

Отзывы на автореферат в двух экземплярах с указанием даты составления, заверенные печатью, просьба направлять на имя ученого секретаря диссертационного совета.

С диссертацией можно ознакомиться в технической библиотеке ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина» и на сайте <http://www.chermet.net>.

Автореферат разослан «___» _____ 2024 г.

**Ученый секретарь диссертационного
совета 31.1.007.01,
кандидат технических наук**



Алексей Андреевич Холодный

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность темы исследования и степень ее разработанности. Одним из наиболее важных требований, предъявляемых к свойствам электросварных труб, является обеспечение повышенного сопротивления хрупкому разрушению при температурах эксплуатации. При этом свойства сварного соединения (СС) обеспечить существенно труднее, чем основного металла (ОМ), в связи со сложностью происходящих в металле процессов и ограниченными возможностями воздействия на технологические параметры. Сварка связана с нагревом металла в широком интервале температур (в том числе выше температуры плавления) и последующим охлаждением с различными скоростями, также в ряде случаев не только с термическим, но и деформационным воздействием на металл. В результате сварное соединение состоит из ряда зон с различной структурой. Структурные и фазовые превращения в сварном соединении представляются более сложными, чем при термической или термомеханической обработке и еще более сложным является поиск для него связей «структура-свойства». В последние годы высокие требования по вязкости и хладостойкости предъявляются не только к трубам большого диаметра, но и к трубам малого и среднего диаметра, сваренным высокочастотной сваркой (сварка ТВЧ). Исходя из этого весьма актуальными следует считать работы, связанные с управлением структурой и свойствами сварных соединений стальных труб различного сортамента и назначения, направленные на повышение их вязкости (и приближение ее к вязкости основного металла) путем совершенствования состава стали, структуры сварных соединений, оптимизации технологических параметров сварки и последующей термической обработки (ТО).

Существенный вклад в разработку данной проблемы внесли: Шоршоров М.Х., Лившиц А.С., Патон Б.Е. с сотрудниками, Кархин В.А., Ефименко А.А., Франтов И.И., Гривняк И., Babu S.S., Bhadeshia H., Subramanian S., Easterling K., Kou S. и др. Состояние вопроса на момент постановки работы характеризовалось сложностью установления связей между структурой и свойствами сварных соединений, отсутствием понимания всего комплекса структурных факторов, определяющих вязкость сварных соединений для различных видов сварки.

Опубликовано значительное количество работ по имитации дуговой сварки под флюсом (ДСФ), но эти данные не получили обобщения, не установлены четкие связи между структурой и свойствами имитированного металла и реальных сварных соединений. Работ по высокочастотной сварке опубликовано мало, не сформулированы общие представления о микроструктурных механизмах, определяющих хладостойкость сварных соединений, требуются систематические исследования. Научно-обоснованная система разработки

новых технологий сварки и совершенствования существующих отсутствовала. Не были сформулированы основные направления улучшения микроструктуры и свойств сварных соединений труб, выполненных различными видами сварки.

Цель работы: повышение вязкости и хладостойкости сварных соединений за счет целенаправленного управления их структурой и свойствами на основе установленных закономерностей для разработки новых сталей, создания и совершенствования технологий и освоение на этой основе массового производства труб малого, среднего и большого диаметра с уникальным сочетанием свойств.

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

- выявить особенности структуры и свойств сварных соединений, выполненных различными видами сварки с помощью современных методов исследования (включая дифракцию обратно рассеянных электронов (ДОРЭ)) для более глубокой характеристики различных зон сварных соединений;

- создать научно-обоснованную систему разработки и совершенствования технологий сварки, разработать и усовершенствовать математические модели, методики имитации процессов, исследования структуры и свойств СС;

- установить и обобщить связи между структурой и вязкостью и хладостойкостью сварных соединений; определить механизмы и расширить представления о разрушении сварных соединений, выполненных дуговой сваркой под флюсом и сваркой ТВЧ;

- установить критические механизмы, проранжировать микроструктурные механизмы, определяющие охрупчивание, предложить и теоретически обосновать направления улучшения структуры и свойств СС;

- установить направления технологических воздействий, обеспечивающих оптимизацию структуры и определить их возможности, ограничения; использовать полученные закономерности на практике для разработки и совершенствования составов сталей и технологий сварки, обеспечивающих повышенный уровень ударной вязкости;

- освоить в промышленных условиях производство стальных труб различного сортамента с повышенным комплексом свойств сварных соединений.

Научная новизна диссертационной работы заключается в следующем:

1. Установлен микроструктурный механизм повышения ударной вязкости металла крупнозернистого участка зоны термического влияния (КЗ ЗТВ) исследованных низкоуглеродистых микролегированных сталей классов прочности К52–К80 при повышении скорости охлаждения, заключающийся в повышении плотности высокоугловых границ (ВУГ), которая обусловлена исчезновением зернограницного феррита и замещением гранулярного бейнита (ГБ) речным бейнитом (РБ). Показано, что в структуре ГБ мало ВУГ и они имеют

незавершенную форму, в РБ дополнительный вклад в плотность ВУГ вносят границы между бейнитными пакетами. Показано, что этот механизм является определяющим. Дополнительно вклад в повышение плотности ВУГ вносит увеличение плотности границ зерен аустенита при повышении скорости охлаждения из-за уменьшения времени нахождения выше точки A_{c_3} .

2. Выявлены причина и механизм известного противоречия, заключающегося в том, что в основном металле лучшую хладостойкость обеспечивает структура гранулярного бейнита, а в крупнозернистой ЗТВ – речного бейнита. Показано, что при однородной исходной структуре аустенита формирование РБ приводит к повышению ударной вязкости и хладостойкости. Если в структуре аустенита имеются аномально крупные зерна, формирующаяся в них более низкотемпературная форма РБ имеет плотность ВУГ ниже, чем в окружающих областях ГБ, что снижает ударную вязкость и хладостойкость стали. В этом случае влияние размера исходного зерна аустенита на плотность ВУГ превалирует над влиянием морфологии бейнита.

3. Установлены более сильные факторы, чем микроструктура матрицы, определяющие хладостойкость сварных соединений, в том числе неметаллические включения и кристаллографическая текстура.

4. В обеспечении хладостойкости сварных соединений для двух изученных сварочных процессов – и дуговой сварки и сварки с использованием ТВЧ – экспериментально выявлена роль кристаллографической текстуры. Показано, что группы смежных зерен феррита (кристаллографические кластеры), у которых плоскости $\{001\}$ близки к поверхности разрушения ($\pm 20^\circ$), способствуют образованию транскристаллитного скола. Охрупчивание определяется размером и долей таких кристаллографических кластеров. При дуговой сварке наибольшее негативное влияние на хладостойкость оказывали крупные кластеры $\{001\}$ размером до 160 мкм, расположенные по центру сварного шва на участках зернограницного феррита. В сварном соединении ТВЧ снижение ударной вязкости и хладостойкости связано с увеличенной в 2–3 раза долей кластеров $\{001\}$ по линии сплавления в сравнении с основным металлом, при этом размер наиболее крупной фракции кластеров примерно в 5 раз превышает размер наиболее крупных зерен α -фазы.

5. Установлено, что глобулярные неметаллические включения (продукты раскисления и модифицирования стали, содержащие Ca, O, S, Al, Mg, PЗМ), не изменяющие свою форму при горячей прокатке, в процессе сварки ТВЧ приобретают форму линзы (размером до 30 мкм по длинной стороне), расположенной в плоскости сплавления сварного соединения и проявляют охрупчивающее влияние.

6. Впервые для изученных типов сварки ранжированы микроструктурные факторы по степени охрупчивающего влияния на сварное соединение. Уста-

новлены наиболее опасные инициаторы хрупкого разрушения:

- по центру дугового сварного шва: наличие фракции крупных зерен зернограничного феррита (особенно, видманштеттового), вытянутых вдоль или параллельных плоскости разрушения границ столбчатых зерен бывшего аустенита осевой ориентации и их совпадение с неметаллическими включениями (НВ);

- в ЗТВ дугового шва: частицы TiN; (Ti,Nb)(C,N) размером не менее 2 мкм, контактирующие со всех сторон с матрицей и находящиеся в крупном бейнитном пакете (>150 мкм), ориентация плоскостей скола которого близка к поверхности разрушения;

- в СС ТВЧ: сварочные оксиды в виде пленок или скоплений большого размера (~10² мкм); несколько крупных фасеток, в которых плоскости скола {001} неблагоприятно ориентированы по отношению к плоскости магистральной трещины; линзовидные НВ в области линии сплавления.

7. Выявлена общая картина микроструктурных механизмов, определяющих вязкость сварных соединений и основного металла исследованных сталей. Установлено, что характер температурной зависимости ударной вязкости (плавное снижение или рассеяние вплоть до нулевых значений) зависит от влияния микроструктуры матрицы, либо воздействия сильных дополнительных охрупчивающих факторов, в том числе – неметаллических включений и областей структурной неоднородности с пониженной плотностью ВУГ, критичным случаем является их совпадение. Охрупчивающее влияние НВ проявляется при величине зерна матрицы, превышающем критический размер (50–80 мкм), а также зависит от размера, формы, ориентировки НВ и характера его связи с матрицей.

8. Установлены структурные механизмы, определяющие комплекс свойств сварных соединений, выполненных электронно-лучевой и гибридной лазерно-дуговой сваркой, заключающиеся в измельчении зерна аустенита и формировании реечного (в т.ч. нижнего) бейнита в КЗ ЗТВ, что улучшает хладостойкость; а в сварном шве – в формировании бейнита взамен игольчатого феррита, что ухудшает хладостойкость.

Теоретическая и практическая значимость работы. Теоретическая значимость работы заключается в развитии научного направления и разработке металлургических основ получения сварных соединений стальных труб с высокой вязкостью и хладостойкостью. Установленные в работе особенности структуры сварных соединений труб, выполненных различными видами сварки, и взаимосвязи между их структурой и свойствами, ранее недостаточно изученные, позволили предложить пути совершенствования структуры и свойств сварных соединений, открывают перспективы новых разработок в этом направлении. Созданная система исследований и разработок является

научно-обоснованной базой для создания новых и совершенствования существующих технологий и материалов.

На основе анализа и обобщения всего комплекса полученных результатов разработаны и опробованы технологические приемы управления структурой и свойствами сварных соединений и их комбинации, выявлен ряд эффектов, позволяющих улучшать свойства сварных соединений труб.

Разработаны и внедрены новые составы сталей различных классов прочности (06ХГ2Б, 06Г2НДБ, 06ХГ2НДБ, 06Г2МНДБ, 05ХГ2НМДБ, 06Г1Б, 05ХГБ), мероприятия по снижению тепловложения при сварке; оптимизированы состав и структура шва при ДСФ, внедрены усовершенствованные технологии высокочастотной сварки для гарантии удаления оксидов в грат, новые схемы термической обработки.

Разработана технология и освоено производство труб с уникальными характеристиками, сложного марочного и размерного сортамента: категории прочности до К80; с температурой эксплуатации $-42...-60$ °С; с толщиной стенки до 41 мм и др. В том числе, освоено производство труб для уникальных проектов трубопроводов: «Турецкий поток», «Северный поток-2» и др.

Освоено производство нефтегазопроводных труб ТВЧ $\varnothing 114-530$ мм для эксплуатации во всех климатических регионах РФ, стойких к CO_2 и H_2S ; обсадных труб группы прочности Дс в хладостойком исполнении, хладостойких (-20 °С) труб ТВЧ диаметром до 530 мм класса прочности до К60 для ПАО «Газпром», ПАО «Новатэк» и ПАО «Транснефть».

Разработки опробованы и внедрены в ТЭСЦ-1, ТЭСЦ-3, ТЭСЦ-4, ТЭСЦ-5 АО «ВМЗ», АО «Трубодеталь», АО «Газпром трубинвест», Альметьевском заводе ОМК, АО «ИТЗ».

Общий объем трубной продукции, произведенной с использованием разработок автора, составил 609 тысяч тонн, фактический экономический эффект составил 12,39 млрд. рублей.

Содержание диссертационной работы представляет собой решение важной научно-технической и народно-хозяйственной проблемы повышения сопротивления разрушению сварных соединений труб для обеспечения надежности эксплуатации магистральных трубопроводов, а также месторождений, скважин и прочего оборудования нефтегазовых отраслей промышленности.

В работе использованы **методология и методы исследования**, применяемые в металловедении, в частности, комплекс современных методов исследования микроструктуры металла с использованием количественной световой, сканирующей (включая ДОРЭ) и просвечивающей электронной микроскопии, локального энергодисперсионного анализа химического состава, дилатометрии, исследования поверхностей разрушения образцов, рентгеноструктур-

ного анализа, а также механических свойств металла, в том числе с записью динамических кривых разрушения.

Основным научным подходом в работе является установление связей между структурой и свойствами сварного соединения, механизмов разрушения и выявление путей и технологических воздействий, позволяющих улучшить структуру и сопротивление разрушению сварных соединений.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Созданная и реализованная система разработки и совершенствования технологий сварки, включающая в себя этапы математического моделирования процессов, имитации их на образцах с использованием современного лабораторного оборудования, опробования технологической концепции в лабораторных условиях, промышленного опробования, оценки результатов (структуры, свойств) и ее применение для совершенствования структуры и свойств сварных соединений.

2. Установленные новые особенности и закономерности формирования микроструктуры и кристаллографической текстуры сварных соединений при высокочастотной сварке, дуговой сварке под флюсом, альтернативных видах сварки и термической обработке.

3. Выявленная общая картина микроструктурных механизмов, определяющих вязкость сварных соединений в сопоставлении с основным металлом исследованных сталей для исследованных видов сварки

4. Выстроенные иерархии микроструктурных механизмов охрупчивания для сварных соединений и основного металла труб.

5. Предложенные, на основании анализа всего комплекса полученных результатов, подходы к управлению структурой сварных соединений, совершенствованию технологии сварки, улучшению свойств различных зон сварных соединений.

6. Положительные результаты опробования и освоения производства трубной продукции с уникальным уровнем свойств и улучшенными характеристиками сварного соединения.

Степень достоверности результатов исследования обеспечивается корректным применением основных положений материаловедения, использованием современных методов исследования микроструктуры и механических свойств стали, проведением экспериментальных исследований на современном сертифицированном оборудовании и использованием для обработки данных статистической обработки результатов и современного лицензионного программного обеспечения, согласованностью результатов лабораторных и промышленных испытаний, большим объемом выполненных экспериментов, воспроизводимостью и непротиворечивостью результатов, а также подтверждается результатами успешной реализации технологических решений в промышленных условиях.

Апробация результатов работы. Материалы и основные положения диссертационной работы доложены и обсуждены на международной конференции International Pipeline Conference (Calgary, Canada, 2008); II-й Международной конференции «Современные требования и металлургические аспекты повышения коррозионной стойкости и других служебных свойств углеродистых и низколегированных сталей (Москва, 2010); XXII, XXIII, XXIV международных научно-практических конференциях Трубы–2016, Трубы–2018, Трубы–2021 (Челябинск, 2016, 2018, 2021); IX-й и XI-й Евразийских научно-практических конференциях «Прочность неоднородных структур» ПРОСТ (Москва, 2018, 2023); международной научной конференции «Сварка и родственные технологии для изготовления оборудования специального и ответственного назначения» (Москва, 2019); VIII международной научно-технической конференции «Газотранспортные системы: настоящее и будущее» GTS–2019 (Москва, 2019); международной конференции «Сварка в России – 2019: Современное состояние и перспективы» (Томск, 2019); 19 и 20-й научно-технических конференциях «Новые перспективные материалы, оборудование и технологии для их получения, (Москва, 2020, 2021); конференции «Бардинские чтения», (Москва, 2021), международной научно–практической конференции «Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование 2022» (Ялта, 2022), V Международной научно-практической конференции «Материаловедение и металлургические технологии» (Сочи, 2022), V Международной научной конференции «Сварка и родственные технологии для изготовления оборудования специального и ответственного назначения» (Москва, 2023).

Личный вклад автора. Научные положения и результаты диссертационной работы основываются на исследованиях, выполненных под руководством или с непосредственным участием автора. Автору принадлежат: постановка и определение общей структуры работы, выбор направлений и формулирование задач исследований, определение методов решения научно-технических и технологических проблем. В работах, выполненных в соавторстве, личный вклад автора состоит в постановке задач исследования, выработке направлений и методов решения проблем, организации проведения экспериментов, участии в получении экспериментальных данных, анализе и обобщении полученных результатов. Автору принадлежат анализ и интерпретация результатов, формулировка научных основ разработки и совершенствования технологий, основных положений и выводов. Опробование и внедрение в производство разработанных технологий и новых видов трубной продукции осуществлялось под руководством и при участии автора.

Соответствие содержания диссертации паспорту специальности, по которой она представлена к защите. Работа соответствует формуле и направлениям исследований 2, 4, 5 специальности 2.6.1. Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов.

Публикации. Основное содержание диссертационной работы отражено в 43 публикациях, из них 29 статей в рецензируемых изданиях из перечня ВАК РФ, в том числе, в журналах, входящих в базу данных RSCI (категории K1) – 23; входящих в международную базу данных Scopus – 13, а также в трех патентах РФ на изобретения.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, 6 глав, общих выводов, списка литературных источников из 403 наименований и приложений, содержит 416 страниц машинописного текста, 247 рисунков, 33 таблицы.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность проблемы, описано состояние вопроса, сформулированы цель и задачи исследования, описана общая схема проведения работы и методический подход (рисунок 1), а также научная новизна и научная и практическая значимость работы.

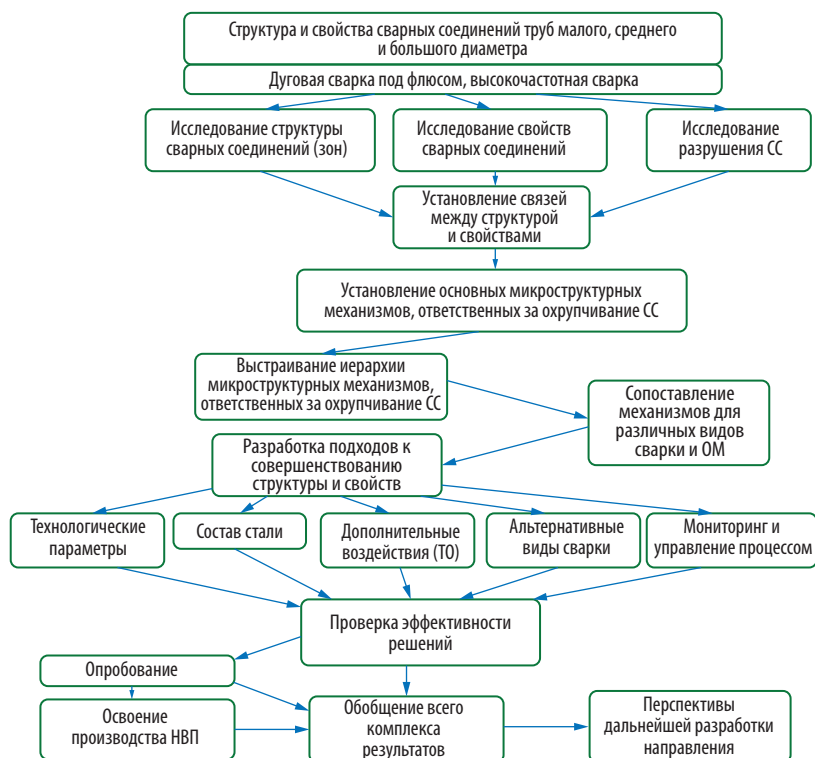


Рисунок 1 – Общая схема проведения работы

В первой главе с позиции металловедения анализируются технологии сварки, применяемые при производстве труб, выявляются их особенности. Далее рассматривается создание и применение системы исследований и разработок для разработки и совершенствования технологий и материалов.

В качестве основных объектов исследования выбраны дуговая сварка под флюсом и высокочастотная сварка, широко применяемые на производстве, и из-за принципиальных отличий механизмов формирования сварного соединения: ДСФ относится к термическому, сварка ТВЧ – к термомеханическому, механический класс сварки при производстве труб не применяется.

Исследовали сварные соединения и основной металл труб малого, среднего и большого диаметра (диам. 60–1420 мм), выполненных высокочастотной сваркой и ДСФ. Основное внимание, кроме равнопрочности сварного соединения и основного металла, уделяли ударной вязкости и хладостойкости различных зон сварных соединений. В сварном соединении, выполненном ДСФ, исследовали центральную часть шва, зону термического влияния вблизи линии сплавления и крупнозернистую ЗТВ внутреннего шва повторно нагретую в межкритический ($\alpha+\gamma$) интервал при воздействии термического цикла сварки наружного шва. В случае сварки ТВЧ исследовали область линии сплавления и зоны, отстоящие от нее на расстояние до 4 мм.

Выбор материала был продиктован следующими соображениями:

- использовать стали, широко применяемые для производства электроварных труб (типа 05ГБ, 05ХГБ, 06ХФБ, 06ХГ2Б, 05ХГ2НМДБ и др.);

- изучить стали различного химического состава классов прочности К52–К90(Х120);

- исследовать стали применяемого в производстве состава и разработанные стали усовершенствованного состава в части кинетики превращения аустенита в ЗТВ, склонности к росту зерна аустенита, состава оксидных фаз, образующихся при сварке ТВЧ, загрязненности НВ и др.;

- для решения частной задачи – исключения формирования дефектов по ликвационным зонам при сварке ТВЧ – исследовать стали с повышенным содержанием углерода (22ГЮ, 30Г и др.).

В работе использовали широкую гамму металловедческих методов исследования микроструктуры материалов, включая количественную металлографию, сканирующую (включая ДОРЭ и фрактографические исследования) и просвечивающую электронную микроскопию, рентгеноструктурный анализ, дилатометрию и др. Механические свойства исследовали с помощью испытаний на ударный изгиб и растяжение, также применяли инструментированные испытания и испытания сварных соединений на растяжение при пониженных температурах.

Основные отличия сварки ТВЧ от ДСФ можно сформулировать следующим образом:

- локальность, термический цикл ($v_{\text{охла}} \sim 10^2$ град/с). Для низкоуглеродистых сталей такой режим охлаждения позволяет сформировать более дисперсную структуру в сравнении с ДСФ, при которой скорость охлаждения ниже оптимальной;

- отсутствие присадочных материалов, т.е. химический состав сварного соединения не отличается от состава основного металла;

- отсутствие флюса и возможность осуществлять процессы в жидкой ванне (раскисление, модифицирование, легирование и др.);

- исходя из изложенного, весь жидкий металл с расплавленных кромок должен быть удален, поскольку не удаленные при осадке оксиды ухудшают вязкость;

- термомеханическое воздействие на металл в процессе сварки ТВЧ, в отличие от только термического воздействия при дуговой сварке под флюсом;

- важнейшее отличие высокочастотной сварки – сварное соединение образуется между поверхностями, находящимися в твердом состоянии;

- после сварки ТВЧ применяется локальная (ЛТО) и объемная (ОТО) термообработка.

В качестве особенностей сварного соединения при ДСФ отмечено:

- существуют как минимум три зоны с неблагоприятной (но различной) структурой: 1) крупнозернистый участок зоны термического влияния (КЗ ЗТВ); 2) КЗ ЗТВ повторно нагретый в промежуточную $\alpha+\gamma$ -область; 3) центр шва с кристаллитами осевой ориентации;

- оптимальные параметры для этих зон, в целом не совпадают. Например, скорость охлаждения для ЗТВ ниже оптимальной (<10 °C/с); кинетика и целевые продукты превращения аустенита в шве и ЗТВ также различаются;

- термическая обработка при производстве труб большого диаметра (ТБД) не применяется, что требует оптимизации структуры в процессе ДСФ.

В работе создана современная научно-обоснованная система разработки и освоения новых технологий и материалов. Она включает в себя стадии:

- математического моделирования процессов;

- имитации теплового и/или деформационного воздействия на металл с использованием современного оборудования и установление связей между технологическими параметрами и структурой;

- лабораторного воспроизведения технологической схемы (процесса) с учетом установленных основных технологических параметров;

- промышленного опробования;

- оценки полученных результатов (структуры, свойств).

Назначение математического моделирования: определить температурные поля и термические циклы в любой точке сварного соединения. Использовали

лицензионное программное обеспечение SYSWELD, ANSYS, собственные программные разработки. Для ДСФ моделирование позволяет дать оценку состава сварного шва по данным о составе основного металла, сварочных материалов и технологии.

Моделирование многодуговой сварки под флюсом осуществляли методом конечных элементов в специализированной системе автоматизированного проектирования (САПР) в двумерной постановке с учетом поверхностной теплоотдачи. Объем расплаваемого электродного металла определяли по известным зависимостям от диаметра и вылета электродной проволоки, величины, рода и полярности сварочного тока. Температурные зависимости теплофизических свойств определяли по химическому составу стали в Thermo–Calc и JMatPro. Для математического описания сварочного нагрева использовали аналитическую модель объемного тепловыделения (источник Голдака). Настройку параметров источников (размеры и положение) осуществляли по форме шва; верификацию – по форме ЗТВ и температуре, регистрируемой при помощи термопары на поверхности «внутреннего» шва при сварке «наружного». На рисунке 2 приведен результат математического моделирования многодуговой сварки пластин толщиной 22 мм для стандартной технологии сварки: поля максимальных температур в сравнении с реальным сварным соединением; термические циклы сварки, рассчитанные в ЗТВ на глубине 7 мм от наружной поверхности, в точках с различной максимальной температурой нагрева. Также представлено сравнение фактического термического цикла на поверхности «внутреннего» шва, зарегистрированного при помощи термопары, с расчётным термическим циклом в данной точке. Поля максимальных температур соответствуют форме шва и ЗТВ, а рассчитанный на поверхности «внутреннего» при сварке «наружного» шва термический цикл с высокой точностью совпадает с фактическим (коэф-

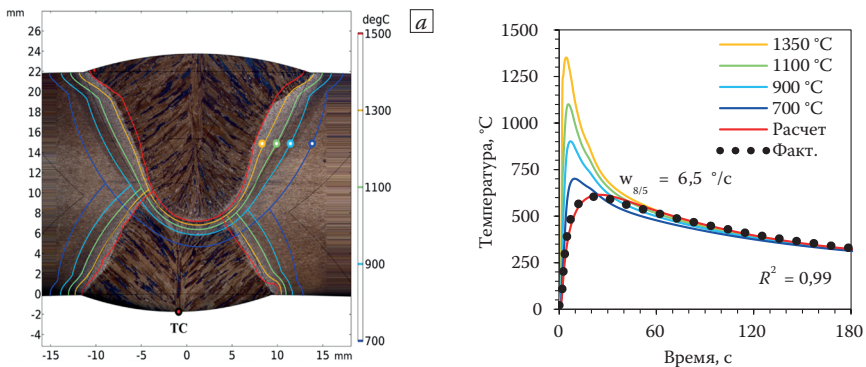


Рисунок 2 – Расчётные поля максимальных температур (а) и термические циклы сварки (б). ТС – место расположения термопары при сварке «наружного» шва; ♦♦♦ – фактическая температура, зафиксированная при помощи термопары

коэффициент детерминации $R^2 = 0,99$). Средняя скорость охлаждения металла в интервале температур фазовых превращений 800–500 °С в ЗТВ «внутреннего» и «наружного» шва для стандартной технологии сварки составляет 8,5 и 6,5 °С/с, соответственно, при нормальных конвективных условиях охлаждения.

При сварке ТВЧ нагрев свариваемых кромок происходит за счёт физических особенностей распространения переменного электрического тока и индуцируемых электромагнитных полей. Из-за поверхностного эффекта и эффекта близости сварочный ток локализуется в тонких приповерхностных слоях, что и приводит к нагреву свариваемых кромок. Задачу моделирования переходного теплового процесса решали методом конечных элементов во временной области в плоской постановке, получая расчетное распределение полей максимальных температур сварного соединения, форму сварного соединения, расчётные термические циклы охлаждения сварного соединения трубы (рисунок 3).

Для труб ТВЧ ответственного назначения применяется локальная термическая обработка сварного соединения. Нагрев при проведении ЛТО производится индукционным способом, поэтому важно выбрать вид термической обработки и ее температурные параметры не только с точки зрения особенностей фазовых превращений в стали, но и особенностей индукционного нагрева сварного соединения трубы. Последнее потребовало создания модели локальной термической обработки сварного шва. В качестве исходных данных используются: число участков нагрева, длина наружного индуктора, сечение и толщина стенки индукционного провода, длина воздушного промежутка между индукторами, размеры трубы, частота и сила тока, зазор между индуктором и трубой, скорость транспортировки трубы, физические свойства материала трубы. Конечно-элементная модель ЛТО сварного соединения при индукционном нагреве построена в ANSYS Mechanical и позволяет определять температурное

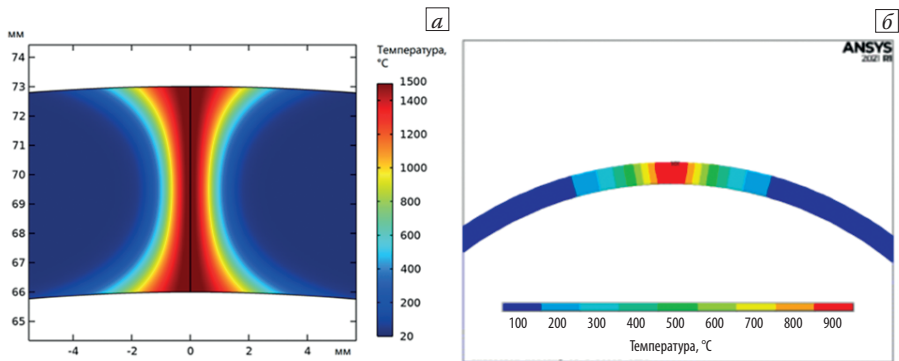


Рисунок 3 – а) исходное распределение полей максимальных температур в сварном ТВЧ соединении обсадной трубы диам. 146×7 мм из стали 30Г в момент схождения и начала охлаждения кромок; б) расчетное температурное поле зоны сварного соединения в конце нагрева при ЛТО трубы диам. 426×12,7 мм

поле по углу и толщине стенки трубы. Применение данной модели в условиях трубозлектросварочных цехов АО «ВМЗ» позволило оптимизировать параметры нагрева при проведении ЛТО труб различного размерного сортамента.

Второй этап: имитация на образцах процессов, происходящих при сварке. Он позволяет установить микроструктуру на любом этапе процесса; построить фазовые и структурные диаграммы; оценить механические свойства, характерные для локальной точки сварного соединения (твердость, вязкость и др.), установить наилучший диапазон тепловложений для сварки данной стали. В качестве оборудования использовали исследовательские комплексы Gleeble 3800 и 3180.

Результаты имитации термических циклов сварки в крупнозернистом участке ЗТВ при ДСФ представляют в виде:

- зависимости ударной вязкости от скорости охлаждения (тепловложения при сварке);
- структурной диаграммы, представляющей собой изменение доли фаз и структурных составляющих в зависимости от скорости охлаждения;
- зависимости твердости металла ЗТВ от скорости охлаждения (позволяет оценить разупрочнение и склонность к образованию холодных трещин).

В работе получил развитие метод имитации термических циклов сварки в ЗТВ в части методического подхода и трактовки результатов:

1. Экспериментально подтверждено соответствие структуры имитированного металла в части матрицы, доли и морфологии МА-составляющей и размера зерна аустенита, что доказывает правомерность применения данной методики.

2. Предложен ряд усовершенствований методики имитации, включающей (для ДСФ): наряду с точным воспроизведением термического цикла сварки для данного сортамента труб и режимов сварки – разделение влияния отдельных параметров термического цикла (ТЦ) на микроструктуру, в том числе:

- варьирование ТЦ в части кривой охлаждения от 800 до 20 °С при фиксированном участке нагрева до 1350 °С и охлаждения до 800 °С позволяет зафиксировать размер зерна аустенита перед превращением и изучить влияние условий (скорости) охлаждения на микроструктуру и свойства;
- варьирование ТЦ в части кривой нагрева до 1350 °С и охлаждения до 800 °С при фиксированном участке охлаждения с 800 до 20 °С позволяет изучить влияние размера зерна аустенита на фазовые превращения и свойства;
- закалка образца от 800 °С позволяет зафиксировать структуру аустенита перед фазовым $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением и подробно исследовать ее.

3. Соединение усовершенствованной методики имитации с современными методами исследования микроструктуры металла (дифракция обратно рассеянных электронов) позволило глубже понять закономерности формирования структуры сварного соединения и связи между структурой и свойствами.

4. Подтверждено, что минимальную вязкость имеет крупнозернистый участок ЗТВ повторно нагретый в $(\alpha+\gamma)$ -область, что обусловлено выделением крупных частиц МА-составляющей цепочкой по границам зерен. При этом расчетами показано, что его объем не превышает 10% от КЗ ЗТВ внутреннего шва, а многочисленными испытаниями показано, что ударная вязкость линии сплавления (ЛС (50/50)) внутреннего шва статистически не отличается от результатов испытания ЛС наружного шва.

5. Показано, что применение образцов типа 11 по ГОСТ 9454 дает минимальную оценку вязкости и позволяет разделить по хладостойкости различные стали и технологии сварки, а применение образцов типа 13 – приблизиться к результатам испытаний сварных соединений по линии сплавления. Результаты, получаемые при имитации термических циклов КЗ ЗТВ (1350–1450 °С) представляют собой минимальную оценку для испытания шва по ЛС, а результаты, описывающие влияние скорости охлаждения (тепловложения при сварке) – максимальную оценку возможного эффекта.

6. Метод имитации усовершенствован и применен к ТВЧ сварке, что позволило имитировать термическое, термомеханическое воздействие и формирование шва. Впервые получен новый инструмент исследования высокочастотной сварки. Показана возможность отдельного исследования влияния различных факторов, включая, микроструктуру, неметаллические включения, кристаллографическую текстуру и др.

Следующий этап разработки – воспроизведение технологии сварки на лабораторном сварочном стенде. Этап позволяет воспроизвести разработанную технологию сварки, сократить объем промышленных экспериментов, ускорить и удешевить процесс отработки технологии, апробацию новых сварочных материалов и технологических решений. Оборудование: лабораторный сварочный стенд (до 6 дуг) с возможностью управления формой сварочного тока.

Результатом сварки на стенде является сварное соединение двух планок, что позволяет провести необходимый объем испытаний, предоставляет возможность сравнения и выбора оптимальной технологии сварки (разделка кромок, режимы сварки, сварочные материалы). Для сварки ТВЧ создание лабораторного стенда несколько сложнее, поэтому эксперименты проводятся в цеховых условиях, при этом разработано техническое задание на такой стенд.

Последующие этапы – оценка результатов, для чего используют современные методы исследования структуры (включая ДОРЭ), свойств, в том числе, инструментированные испытания. В целом, созданная система включает в себя разработанные математические модели ДСФ, сварки ТВЧ, ЛТО, усовершенствованные методики имитации процессов сварки, включая сварку ТВЧ и исследования структуры (включая оценку фаз и структурных составляющих и кристаллографической текстуры) и свойств.

Созданная система широко использована в процессе исследований, в том числе при разработке новых технологических схем, например, с пониженным тепловложением, выборе оптимального состава стали, режимов термической обработки, разработке технологии производства новых видов продукции, что позволило снизить количество промышленных экспериментов и ускорить процесс разработки.

Во второй главе описаны результаты исследования микроструктуры сварных соединений, выполненных различными видами сварки.

Микроструктура сварного соединения труб, сваренных высокочастотной сваркой из низкоуглеродистых сталей ($\leq 0,07\%$ C), вследствие высоких ($\sim 10^2$ °C/c) скоростей охлаждения в зависимости от химического состава стали представляет собой грубую феррито-бейнитную смесь, либо преимущественно бейнит реечной морфологии, а в случае стали с повышенным содержанием углерода ($> 0,2\%$) и марганца – мартенсит. ЛТО в виде нормализации не позволяет исключить формирование мартенсита в ликвационных зонах в связи с высокой скоростью охлаждения ($\sim 5-7$ °C/c), что выше критической скорости закалки для таких участков. Средний размер аустенитного зерна вблизи линии сплавления исследованных сталей составляет ~ 80 мкм при наличии крупной фракции зерен (до 180 мкм).

Получен ряд важных новых результатов, характеризующих микроструктуру сварного соединения.

1. В узкой зоне (100–120 мкм) вблизи АС наблюдается область крупных зерен феррита полигональной и квазиполигональной морфологии (и соответствующая пониженная плотность ВУГ) (рисунок 4 а).

2. В крупнозернистой ферритной области и примыкающей к ней крупнозернистой феррито-бейнитной области, обнаружено увеличение количества зерен α -фазы, у которых кристаллографическая плоскость скола {001} с разбросом 20° ориентирована параллельно поверхности разрушения образцов для испытания на ударный изгиб (рисунки 4 б и 5). В сварном соединении ТВЧ стали 09Г2С без последующей ТО объемная доля таких кристаллографических кластеров составляет 25–27% в сравнении с 12% в основном металле. В СС труб из стали 05ХГБ после ЛТО (закалки и отпуска) объемная доля кластеров {001} составляет 25–30%.

Доля потенциальных фасеток скола в этих областях в 2–3 раза больше, чем на расстоянии 1 мм и далее от АС. Эффективным размером зерна в этом случае будет размер кластера (группы близко ориентированных зерен), а не металлографически выявляемые зерна. Максимальный размер кристаллографических кластеров (потенциальных фасеток скола) в 3–5 раз превышает максимальный размер зерен феррита: 120–320 мкм и 30–78 мкм, соответственно. Вблизи АС повышается и острота кристаллографической текстуры.

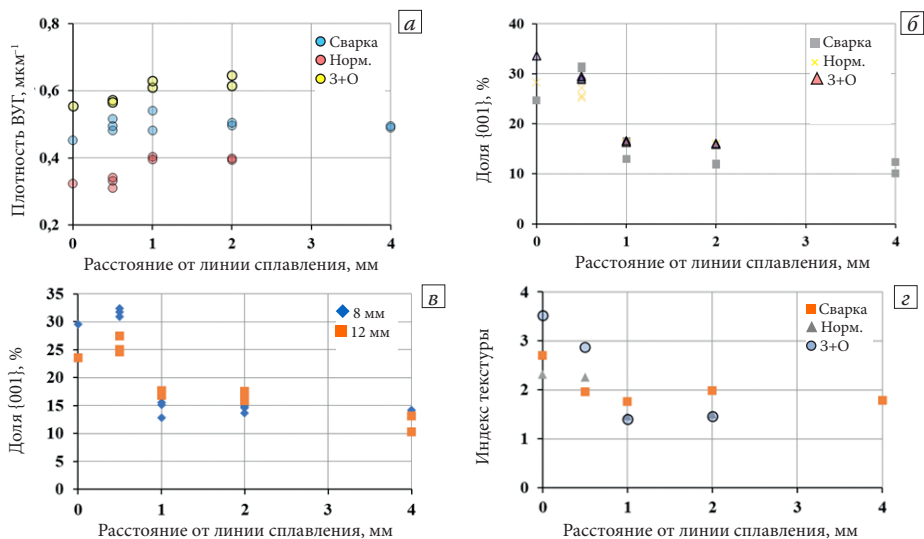


Рисунок 4 – Основные характеристики микроструктуры в зависимости от расстояния от линии сплавления (ДОРЭ). а, б, з – сталь 09Г2С; в – сталь 05ХГБ; а – плотность высокоугловых границ феррита; б, в – доля потенциальных фасеток скола; з – острота кристаллографической текстуры

3. Таким образом, в зоне линии сплавления наблюдается сочетание крупного зерна и неблагоприятной кристаллографической текстуры.

4. В зоне термомеханического влияния шириной 200–300 мкм в микроструктуре возрастает плотность малоугловых границ и снижается плотность ВУГ. Эта зона на границе ЗТВ и ОМ – участок, в котором процессы разупрочнения (рекристаллизации) после деформации прошли не полностью.

5. Установлено влияние ЛТО на микроструктуру сварного соединения (рисунки 4 и 5):

- ЛТО может повышать или снижать плотность ВУГ в зависимости от температуры нагрева и скорости охлаждения (нормализация или закалка);

- нормализация снижает остроту кристаллографической текстуры, объемную долю и размер кристаллографических кластеров {001}, закалка с отпуском – наоборот повышает, что обусловлено изменением механизма $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения от диффузионного к промежуточному;

- после всех видов ЛТО вблизи линии сплавления наблюдается пониженная плотность ВУГ и повышенный индекс кристаллографической текстуры.

6. Совместное воздействие деформации и нагрева в области линии сплавления сварного соединения на глобулярные НВ (продукты раскисления и модифицирования стали, содержащие Al–Si–O–Ca–S–Mg) размерами 2–7 мкм, приводит к изменению их формы на линзовидную (с размером по длинной стороне

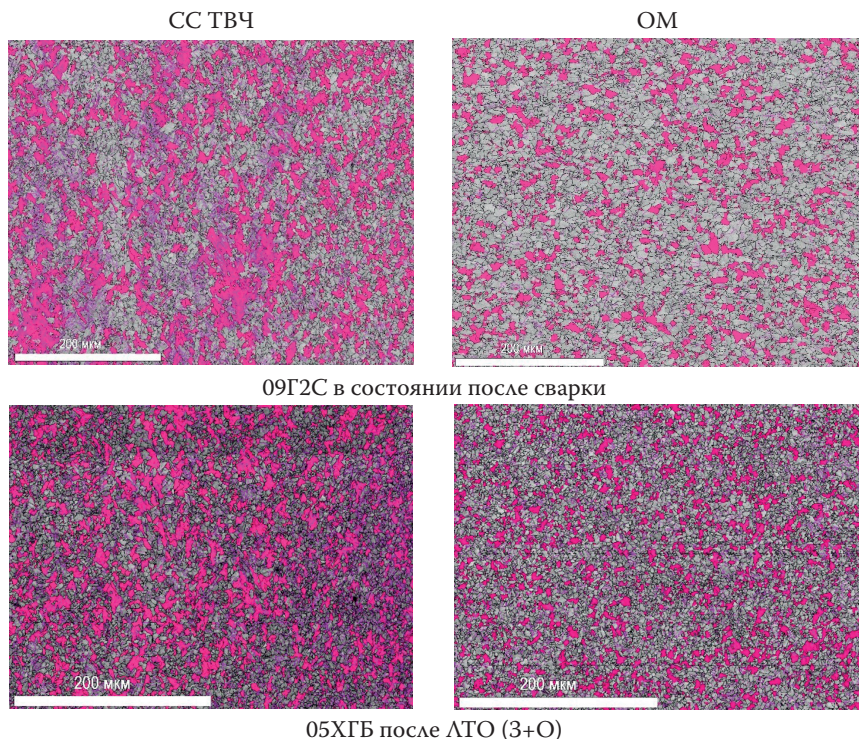


Рисунок 5 – Ориентационные карты потенциальных фасеток скола {001} наложенные на карты качества картин Кикучи Band Slope и карты границ зерен. Высокоугловые границы >15° – черные, 2–15° – фуксия. ДОРЭ

10–30 мкм), при этом их плоскости располагаются в плоскости разрушения образцов для испытания на ударный изгиб.

7. Для сталей с повышенным содержанием углерода (0,2–0,3% С) и марганца термический цикл сварки ТВЧ в отличие от низкоуглеродистой стали неблагоприятен: исследования структуры сварного соединения труб из среднеуглеродистой стали 30Г показали, что после сварки труб в ликвационных зонах могут формироваться твёрдые закалочные структуры. Твёрдость мартенсита в ликвационных зонах достигает 877 единиц $HV_{0,05}$ в отличие от матрицы ЗТВ (не более 280 единиц $HV_{0,05}$), что может приводить к появлению внутренних трещин напряжения.

Для микроструктуры сварных соединений, выполненных автоматической сваркой под флюсом, получен ряд важных результатов:

1. Микроструктура сварного шва характеризуется крупными столбчатой формы зёрнами бывшего аустенита шириной ~100–200 мкм и длиной до нескольких миллиметров. В центре шва располагаются вытянутые в направлении внешней поверхности столбчатые кристаллиты осевой ориентации. От кромок

свариваемой трубной заготовки по направлению к кристаллитам осевой ориентации расположены столбчатые кристаллиты боковой ориентации.

2. Плотность границ зерен аустенита в металле шва существенно ниже, чем в металле ЗТВ: 0,006–0,010 и 0,05 мкм⁻¹, соответственно (рисунок 6).

3. Наиболее благоприятная микроструктура шва – игольчатый феррит (ИФ), что обусловлено повышенной плотностью ВУГ, которая составляет ~1 мкм⁻¹. Степень измельчения зерна при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении в металле шва при формировании ИФ составляет 100–150 раз, а в ЗТВ не превышает 5–12 раз. Высокая степень измельчения при полиморфном $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении и высокая плотность ВУГ α -фазы в металле шва, по сравнению с ЗТВ, обусловлены внутризеренным характером зарождения ИФ.

4. Параметры охлаждения оказывают существенное влияние на структуру шва и ЗТВ. Так, в стали 07ХГ2Б установлены следующие изменения в шве с увеличением скорости охлаждения шва от 1,0 до 11,7 °С/с (рисунок 7 а):

- уменьшается в два раза (с 4000 до 2000 мкм) максимальный размер (длина) бывших аустенитных зерен; средняя ширина зерен уменьшается на ~30%; уменьшается в 12 раз (от 16,7 до 1,4%) суммарная доля и в 5 раз (от 28,7 до 5,9 мкм) средняя ширина кристаллитов зернограничного феррита (ЗГФ);

- уменьшается доля квазиполигонального феррита от 49,6 до 0,8% и возрастает доля игольчатого феррита от 33,7 до 97,8%;

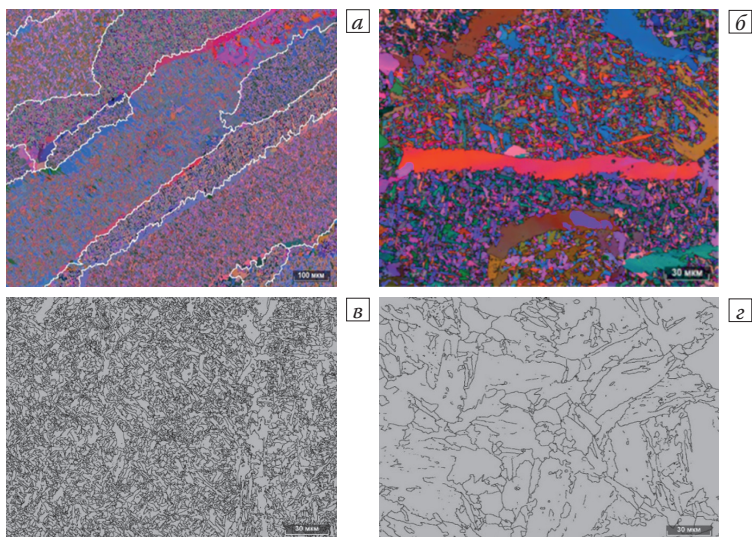


Рисунок 6 – Микроструктура сварного соединения трубы диам.1020×14 мм из стали 05ХГ2НДБ (ДСФ): а–в – сварной шов; г) ЗТВ; а, б – ориентационные карты; а – цветом показана разориентировка кристаллитов α -фазы, белые линии – границы бывших зерен аустенита; б – цветом показана разориентировка кристаллитов, черными линиями – сетка ВУГ; в, г – сетка ВУГ. ДОРЭ

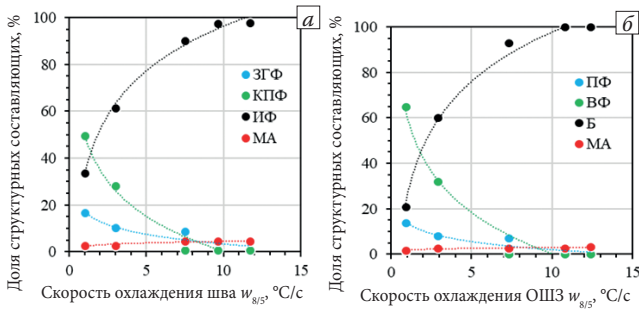


Рисунок 7 – Влияние скорости охлаждения $w_{8/15}$ на долю структурных составляющих: а – в металле шва; б – в зоне термического влияния. Сталь 07ХГ2Б

манштеттовой морфологии. Формирование ЗГФ приводит при малом среднем размере зерна к формированию крупнозернистой фракции (50–300 мкм), что негативно влияет на вязкость.

6. Доля кристаллографических кластеров {001} в плоскости излома составляет 13–14% и мало отличается в различных сечениях шва и в основном металле трубы. Но наиболее крупные кластеры {001} размерами 160 мкм наблюдали только в сечении по центру сварного шва, на участках микроструктуры с крупными зернами ЗГФ. В смежных зернах бывшего аустенита доля потенциальных фасеток скола варьировалась от 0,5 до 23,5% вне зависимости от их пространственной ориентации, что создавало эффект «чередования» областей с благоприятной и неблагоприятной текстурой (рисунок 8).

7. Оптимальный размер оксидов для зарождения ИФ менее 1 мкм, более крупные включения размером 2–5 мкм неблагоприятны, поскольку снижается их плотность и дисперсность формирующегося ИФ.

8. Целевая структура грубозернистой области ЗТВ – речный бейнит, однако в связи с недостаточной скоростью охлаждения и экономным легированием стали в ЗТВ могут формироваться неблагоприятные структурные составляющие: зернограничный феррит, видманштеттов феррит, бейнит гранулярной морфологии.

9. Увеличение скорости охлаждения КЗ ЗТВ сопровождается повышением в микроструктуре плотности ВУГ, что обусловлено замещением гранулярного бейнита речным (в структуре ГБ высокоугловых границ мало и они имеют незавершенную форму, в РБ вклад в плотность ВУГ вносят границы между бейнитными пакетами), а также увеличением

– увеличивает-ся от 2,6 до 4,6% доля МА-составляющей.

5. ЗГФ по границам бывшего аустенитного зерна выделяется в виде: протяженных монокристаллов; крупных зерен полигонального феррита (ПФ); феррита квази-полигональной и вид-

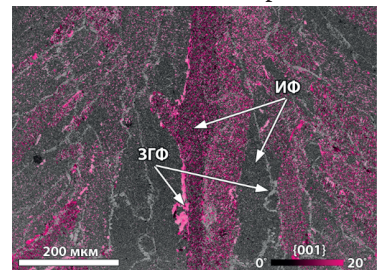


Рисунок 8 – Микроструктура продольного наружного сварного шва. ДОРЭ. Карта качества картин Кикучи + текстурный компонент {001}|| плоскости надреза

вклада границ зерен бывшего аустенита, измельчение которых происходит из-за уменьшения времени нахождения металла выше A_{c3} при нагреве и при охлаждении (рисунки 9 и 10).

10. При исследовании сварных швов подтверждены установленные при исследовании имитированных образцов закономерности, в том числе: уменьшение размера зерна аустенита, доли ЗГФ и видманштеттова феррита, формирование бейнитной структуры, рост доли РБ при повышении скорости охлаждения. В стали 07ХГ2Б (К60) наблюдали следующие изменения в КЗ ЗТВ с увеличением скорости охлаждения от 0,9 до 12,4 °C/c (см. рисунок 7 б):

- снижаются средние и максимальные размеры бывших аустенитных зёрен от 139 до 100 мкм и от 318 до 191 мкм соответственно, стандартное отклонение ≤ 12 мкм;

- при малых скоростях охлаждения (0,9–2,9 °C/c) структура состоит из смеси полигонального (ПФ) и видманштеттова феррита (ВФ) с бейнитом, а при больших скоростях охлаждения (10,8–12,4 °C/c) – полностью из бейнита (80% гранулярной и 20% реечной морфологии);

- возрастает доля МА-составляющей от 1,7 до 3,3%.

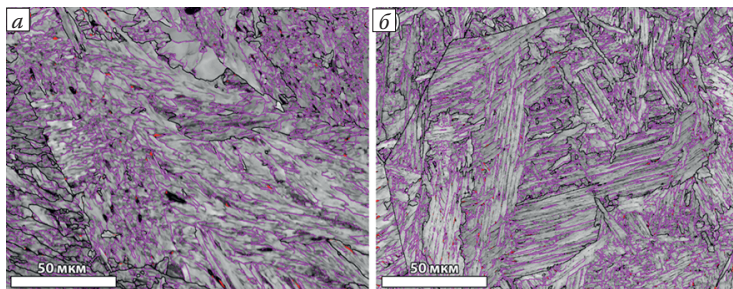


Рисунок 9 – Микроструктура гранулярного (а) и реечного (б) бейнита в имитированной грубозернистой ЗТВ. ДОРЭ. Сталь 05ХГ2Б

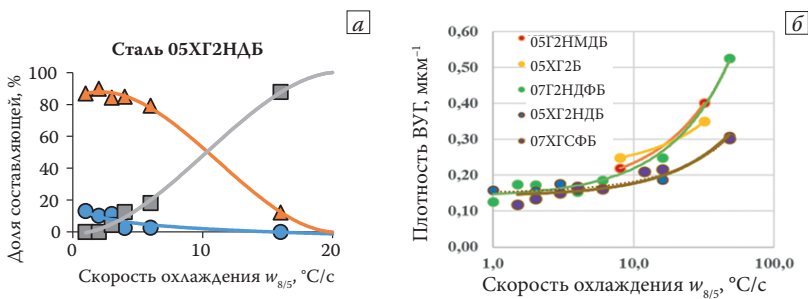


Рисунок 10 – а – диаграмма структурного состояния грубозернистой области ЗТВ: ЗГФ (синий), ГБ (оранжевый), РБ (серый); б – зависимость плотности высокоугловых границ зерен (>15°) от скорости охлаждения грубозернистой области ЗТВ. ДОРЭ

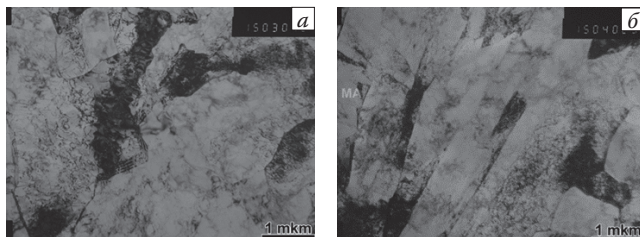


Рисунок 11 – Игольчатый феррит (ПЭМ, светлое поле, $\times 15\,000$): а – сварочная проволока, содержащая Мо; б – сварочная проволока Мо–Ti–В

При исследовании структуры шва с применением просвечивающей электронной микроскопии показано, что использование сварочной проволоки, содержащей Мо–Ti–В, изменяет структуру игольчатого феррита от блочной к собственно игольчатой и повышает ее дисперсность (рисунок 11).

11. Обобщением большого массива экспериментальных данных установлены закономерности формирования микроструктуры низкоуглеродистых трубных сталей класса прочности до К90. Показано, что низкоуглеродистые высокопрочные (до К80) стали не склонны к образованию мартенсита в структуре ЗТВ при автоматической многодуговой сварке под флюсом (так как критическая скорость охлаждения $w_{8/5} \geq 20\text{ }^\circ\text{C/c}$ существенно выше фактической). Твердость ЗТВ зависит от доли мартенсита и содержания в стали углерода. Требование по отсутствию склонности к образованию холодных трещин ($HV < 350$) для сталей с содержанием углерода не более 0,07% выполняется при доле мартенсита не более 25%, что ограничивает максимальную скорость охлаждения $w_{8/5} \leq 40\text{ }^\circ\text{C/c}$ (рисунок 12 а).

При $w_{8/5} = 6\text{--}10\text{ }^\circ\text{C/c}$ в сталях классов прочности К65 и выше, а также класса прочности К60 при правильно подобранном химическом составе в структуре ЗТВ зернограничный феррит отсутствует (рисунок 12 б). В менее прочных и менее легированных сталях (класса прочности К50–К56, с пониженной устойчи-

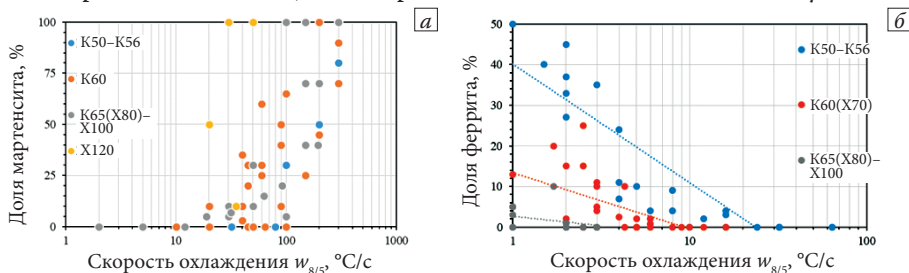


Рисунок 12 – а – зависимость доли мартенсита в имитированной микроструктуре ЗТВ от скорости охлаждения для трубных сталей различного класса прочности (химического состава); б – зависимость доли феррита в имитированной микроструктуре ЗТВ от скорости охлаждения для трубных сталей различного класса прочности (химического состава)

востью аустенита) доля феррита может достигать 10% при $w_{8/5} = 6-10$ °C/c, что неблагоприятно с точки зрения вязкости.

При скорости охлаждения 8–12 °C/c в оптимально легированных сталях класса прочности К60 доля реечного бейнита может достигать 50–60%, а в менее легированных и менее прочных сталях (К50–К56) – лишь 7–13%.

Глава 3 посвящена исследованию связей между микроструктурой, вязкостью и хладостойкостью, а также особенностей разрушения сварных соединений.

Установлено, что на величину ударной вязкости сварного шва, выполненного дуговой сваркой под флюсом, влияет размер и пространственная ориентация столбчатых зерен бывшего аустенита, размер зерен зернограничного феррита, их форма и расположение, их сочетание с неметаллическими включениями, а также размер кристаллографических кластеров {001}, параллельных плоскости излома.

Основная причина пониженных значений ударной вязкости образцов с надрезом по центру сварного шва состоит в существовании крупных зерен зернограничного феррита с эквивалентным диаметром 80–140 мкм, вытянутых вдоль параллельных надрезу границ столбчатых зерен бывшего аустенита осевой ориентации. Сочетание таких зерен и неметаллических включений размером 3–5 мкм и более облегчает образование очаговых фасеток транскристаллитного скола.

При осевой ориентировке столбчатых зерен аустенита фронт магистральной трещины (МТ) проходит по непрерывной цепочке зерен ЗГФ, выстроившихся вдоль параллельных надрезу границ аустенита, что повышает склонность к транскристаллитному сколу. В то же время при боковой ориентации столбчатых зерен бывшего аустенита фронт магистральной трещины пересекает лишь отдельные зерна ЗГФ (рисунок 13).

Доля кристаллографических кластеров {001} в плоскости излома составляет 13–14% и мало отличается в сечении по центру сварного шва, в сечении со смещением от центра, и в сечении стенки трубы. Однако распределение их по размерам существенно различается. Наиболее крупные кластеры {001} размерами 160 мкм наблюдали только в сечении по центру сварного шва, на участках микроструктуры с крупными зернами зернограничного феррита. Это оказывает охрупчивающее влияние на металл сварного шва.

В смежных зернах бывшего аустенита доля потенциальных фасеток скола варь-

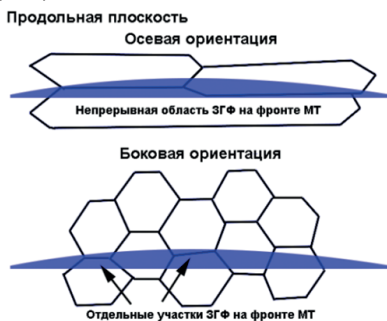


Рисунок 13 – Схематическое представление процесса разрушения кристаллитов осевой и боковой пространственных ориентаций

ривалась в пределах от 0,5 до 23,5%. При разрушении по зернам боковой ориентации более частое чередование участков микроструктуры с благоприятно и неблагоприятно ориентированными плоскостями скола приводит к затруднению распространения разрушения. Это обусловлено тем, что переход магистральной трещины из зерна с большим содержанием в зерно с меньшим содержанием плоскостей скола {001} происходит в образцах с надрезом со смещением надреза чаще, чем в образцах с надрезом по центру шва.

Дополнительным охрупчивающим фактором являются отдельные участки межзеренного разрушения на границах раздела между игольчатым ферритом и зернограничным ферритом. Большее содержание таких участков наблюдали при разрушении образцов с надрезом по центру шва.

В сварном шве преобладает благоприятная для ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению структурная составляющая – игольчатый феррит, с высокой плотностью ВУГ α -фазы. Отрицательное влияние на вязкость металла шва обусловлено наличием в нем крупных вытянутых вдоль границ бывших зёрен аустенита кристаллитов зернограничного феррита с одинаковой и неблагоприятной кристаллографической ориентировкой. Эти участки ЗГФ могут быть дополнительно охрупчены неметаллическими включениями, которые не проявляют себя в качестве источников скола в мелкозернистой матрице как шва, так и основного металла.

Показано, что оксидные включения в сварном шве при ДСФ могут служить как местами внутризеренного зарождения ИФ, так и местами зарождения хрупких трещин путем раскалывания более крупных НВ, что особенно опасно при наличии крупных зерен ЗГФ (в первую очередь видманштеттовой морфологии). Поэтому важно распределение этих частиц по размерам: частицы размером ≥ 3 мкм менее эффективны в части зарождения ИФ, но вредны в части опасности зарождения хрупких трещин. Микротрещины скола возникали на НВ и в игольчатом феррите, но его мелкозернистая микроструктура эффективно тормозила их распространение.

Для КЗ ЗТВ установлены следующие основные взаимосвязи между микроструктурой и ударной вязкостью.

С точки зрения микроструктуры матрицы ударная вязкость и хладостойкость повышаются при исключении зернограничного и видманштеттова феррита и замене гранулярного бейнита речным бейнитом. Основным механизмом повышения вязкости является увеличение плотности высокоугловых границ в результате формирования пакетов РБ и повышения вклада от границ зерен бывшего аустенита (при повышении скорости охлаждения).

Увеличение скорости охлаждения крупнозернистой ЗТВ сопровождается повышением ударной вязкости вследствие повышения плотности ВУГ от 0,5–0,6 до 0,9–1,1 мкм⁻¹. При неизменном размере зерна аустенита тенденция к увели-

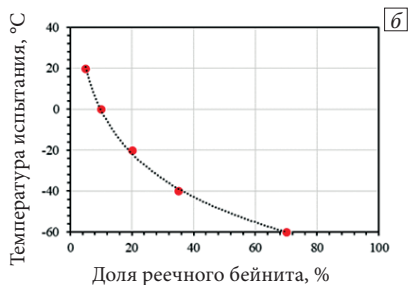
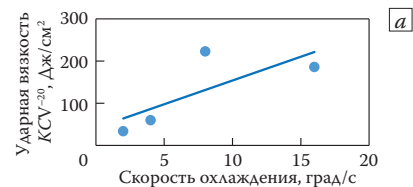


Рисунок 14 – а – влияние скорости охлаждения при постоянном размере зерна аустенита (фиксирован участок нагрева до 1350 °С и охлаждения до 800 °С) на среднее значение ударной вязкости имитированной ЗТВ стали 05ХГ2НДБ; б – влияние доли речного бейнита на хладостойкость стали 05ХГ2НМДБ (пороговое значение $KCV \geq 150$ Дж/см²)

Установлен механизм известного противоречия: в основном металле лучшую хладостойкость обеспечивает структура гранулярного бейнита, а в крупнозернистой ЗТВ – речного бейнита. В случае однородной исходной структуры аустенита появление морфологически более мелкозернистого (с более высокой плотностью ВУГ) речного бейнита повышает ударную вязкость и хладостойкость. При наличии аномально крупных зерен аустенита в них может сформироваться более низкотемпературная форма речного бейнита, но плотность ВУГ оказывается ниже, чем в окружающих областях ГБ. Это приводит к снижению ударной вязкости и хладостойкости стали. В этом случае влияние размера исходного зерна аустенита на плотность ВУГ превалирует над влиянием морфологии бейнита (рисунок 15).

Влияние параметров термического цикла сварки и соответствующего изменения структуры матрицы на ударную вязкость ЗТВ, может быть ограничено в случае воздействия других более сильных охрупчивающих факторов, например, крупных включений нитрида титана, действующих как места зарождения

чению ударной вязкости с ростом скорости охлаждения $w_{8/5}$ сохраняется, что говорит о том, что ударная вязкость определяется именно морфологией бейнита (рисунок 14).

Повышение доли и размера МА-составляющей сопровождается снижением ударной вязкости, при этом, механизм влияния этих частиц на разрушение металла в исследованной области размеров (0,9–2,3 мкм) и объемной доли (0,3–3%) МА-составляющей не установлен. Предположение о способности частиц МА-составляющей провоцировать скол в исследованных сталях (после имитации по однократному циклу) не подтверждено.

В случае нагрева грубозернистой ЗТВ в $\alpha+\gamma$ -область наблюдали существенное снижение вязкости даже в сталях, которые не склонны к ухудшению вязкости под влиянием первого сварочного цикла. Установлено повышение доли, размера МА-составляющей и неблагоприятное их расположение в виде цепочек по границам зерен, что дает основание считать ее причиной снижения ударной вязкости.

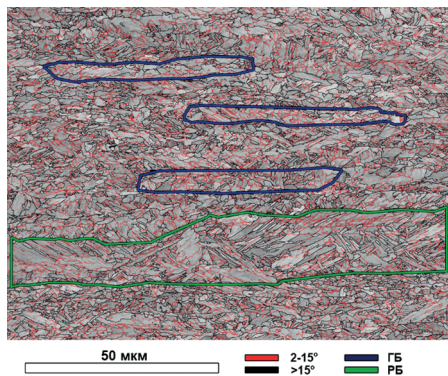


Рисунок 15 – Микроструктура основного металла трубы с различной морфологией и плотностью ВУГ в крупных и мелких зернах бывшего аустенита. ДОРЭ

хрупких трещин в относительно крупнозернистой матрице.

Инициатором хрупкого разрушения может быть крупный бейнитный пакет, ориентированный так, что плоскости скола в нем параллельны или близки поверхности разрушения, в котором находится крупное включение, например, на основе TiN (рисунок 16). Размер очаговых фасеток, который определяется расстоянием между ВУГ (размером бейнитного пакета), с нитридами всегда превышает 150 мкм. Часто в очаге наблюдали несколько фасеток, угол между плоскостями скола которых, мал.

Наименьшим напряжением скола обладают триггеры, в которых частица TiN со всех сторон окружена ферритной матрицей. В случае включений TiN, контактирующих с матрицей лишь частью поверхности, напряжение, необходимое для перехода трещины из включения в феррит повышается, из-за развития её на границе с сульфидами и оксидами по

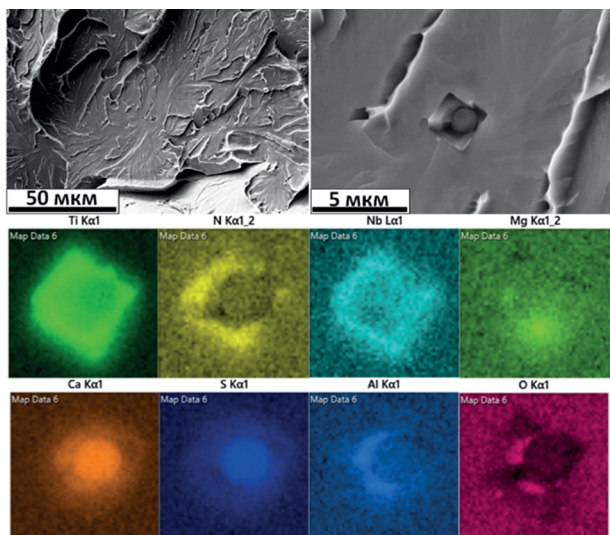


Рисунок 16 – Характерный очаг хрупкого разрушения стали 06Г2МНДБ, содержащий включение нитрида титана, ставшее источником скола, и карты интенсивности сигналов линий характеристического рентгеновского излучения Ti, N, Nb, Mg, Ca, S, Al, O, полученные в области включения. СЭМ

механизму отслоения и затупления вершины. Переход трещины из включения в матрицу не является достаточным условием для возникновения макроскопического хрупкого разрушения, на изломах регистрировали фасетки, окруженные со всех сторон областями вязкого разрушения, в которых произошла остановка трещины. Критическим событием является переход трещины через границу бейнитного пакета, что осуществляется легче при большом его размере.

Данные об охрупчивающем влиянии крупных частиц TiN получены как на имитированных, так и на реальных сварных соединениях труб. Чем больше размер зерна, тем ближе к надрезу может произойти зарождение трещины скола; на расстоянии более 3 мм влияние частиц не проявляется. Охрупчивающее влияние частиц карбонитридов установлено для сталей различных классов прочности, в том числе – K50–K52 с высокой пластичностью и высокопрочной стали класса прочности K90.

При сопоставлении микроструктуры, особенностей разрушения и ударной вязкости сварных соединений, выполненных высокочастотной сваркой установлен ряд закономерностей.

Термический цикл и формирующаяся микроструктура при сварке ТВЧ не являются основным фактором, определяющим хладостойкость сварного соединения из низкоуглеродистой стали, благодаря высокой ($\sim 10^2$ °C/c) скорости охлаждения, несмотря на крупное зерно аустенита. Средний эффективный размер зерна α -фазы составляет 4–5 мкм.

В сварном соединении появление аномально низких значений ударной вязкости при высоких температурах испытания (0...–20 °C) обусловлено действием наиболее сильного охрупчивающего фактора – сварочных оксидов (их скоплений), достигающих размеров 1500×350 мкм.

При температуре испытания –40 °C в сварном соединении ТВЧ в действие вступают все возможные охрупчивающие факторы: крупная очаговая фасетка скола, несколько смежных очаговых фасеток, очаговая фасетка с линзовидным НВ. Снижение ударной вязкости при разрушении фасетки без НВ указывает на совместное влияние кристаллографической текстуры и повышенного размера зерен феррита. Во всех случаях размер фасеток как минимум на порядок превышал средний размер зерна α -фазы.

Изгиб волокон металла оказывает неблагоприятное влияние на вязкость сварного соединения вследствие преимущественного расположения межфазных границ вдоль плоскости разрушения в отличие от основного металла.

Глава 4 посвящена исследованию характера разрушения сварного шва и основного металла трубных сталей, микроструктурных факторов, определяющих рассеяние ударной вязкости, и обобщению полученных результатов.

На основе полученных результатов и установленных закономерностей впервые ранжированы микроструктурные механизмы, определяющие уровень

вязких свойств сварных соединений для двух видов сварки, что позволило выстроить системный подход к оптимизации их структуры и свойств.

Для крупнозернистой зоны термического влияния при дуговой сварке под флюсом:

а) инициатор хрупкого разрушения, обладающий наименьшим напряжением скола, представляет собой крупный бейнитный пакет (>150 мкм), ориентация преимущественных плоскостей скола которого близка к поверхности разрушения и внутри которого находится крупное (более 2 мкм) включение нитрида титана. Неблагоприятным является случай, когда частица TiN со всех сторон окружена ферритной матрицей. Иначе напряжение, необходимое для перехода трещины из включения в феррит повышается из-за отслоения и затупления ее вершины на границе с сульфидами и оксидами;

б) крупная очаговая фасетка с глобулярным включением типа алюмината кальция размером 3–5 мкм и более;

в) крупные очаговые фасетки размером 200–300 мкм или очаг, состоящий из нескольких фасеток с малой разориентацией плоскости скола в которых не было выявлено НВ, в качестве инициатора хрупкой трещины;

г) способность частиц МА-составляющей провоцировать скол в исследованных сталях в изученной области их размеров (до 4 мкм) и объемной доли (до 3 %) в случае однократного нагрева не подтверждена;

д) с точки зрения микроструктуры матрицы вязкость КЗ ЗТВ определяется плотностью высокоугловых границ зерен, которая возрастает в ряду: зернограничный феррит (включая ВФ), гранулярный бейнит, реечный бейнит.

Для шва при автоматической ДСФ:

а) основная причина пониженной ударной вязкости образцов с надрезом по центру сварного шва – наличие фракции крупных зерен ЗГФ с эквивалентным диаметром 80–140 мкм, вытянутых вдоль параллельных надрезу границ столбчатых зерен бывшего аустенита осевой ориентации. Сочетание таких зерен и НВ размером 3–5 мкм и более облегчает образование очаговых фасеток транскристаллитного скола. Наиболее опасными очагами скола являются крупные зерна ЗГФ видманштеттовой морфологии;

б) наиболее крупные кристаллографические кластеры {001} размерами 160 мкм наблюдали по центру сварного шва, на участках с крупными зернами зернограничного феррита, что оказывает охрупчивающее влияние;

в) дополнительный охрупчивающий фактор – отдельные участки межзеренного разрушения, наблюдавшиеся на границах раздела между игольчатым ферритом и зернограничным ферритом;

г) еще один фактор – формирование микроструктуры, содержащей не только ИФ, но и другие продукты превращения аустенита (квазиполигональный феррит – КПФ, ГБ и др.);

е) ширина столбчатых зерен аустенита влияет, определяя возникающие напряжения и пластичность; их граница – более сильный барьер для трещины вследствие большего угла разориентировки в сравнении с α -фазой, а осевая ориентировка повышает вероятность совпадения поверхности границы раздела ИФ/ЗГФ с траекторией распространения магистральной трещины;

д) на поздних стадиях разрушения наблюдали зарождение трещины в ИФ на частицах оксидов, но и остановку в нем, не приводя к критическому снижению вязкости;

е) не наблюдали зарождения хрупких трещин на МА-составляющей.

При высокочастотной сварке выявлены следующие охрупчивающие факторы:

а) инициатором хрупких трещин являлись сварочные оксиды в виде пленок или скоплений включений большого размера ($\sim 10^2$ мкм);

б) несколько крупных фасеток, неблагоприятно ориентированных (плоскости {001}, параллельны ($\pm 20^\circ$) плоскости распространения магистральной трещины), что обусловлено повышением индекса кристаллографической текстуры вблизи линии сплавления (~ 500 мкм), а также формированием более крупного зерна феррита;

в) линзовидные НВ, а также их сочетание с крупнозернистой структурой и неблагоприятной кристаллографической текстурой;

г) повышенный эффективный размер зерна феррита (параметры ЛТО);

д) бейнит в зонах, следующих за обезуглероженной, что повышает текстурный индекс вследствие сдвигового характера превращения;

е) зарождения хрупких трещин на МА-составляющей не наблюдали.

В основном металле трубы аналогично сварному соединению основными причинами преждевременного снижения хладостойкости являются дополнительные инициаторы хрупкого разрушения, в первую очередь, области с малой плотностью ВУГ (например, грубые участки бейнитной структуры) и неметаллические включения:

1) Ухудшение хладостойкости обусловлено совпадением крупного включения (скопления НВ) и крупной фасетки (группы), крупной фасеткой (группой) близко ориентированных фасеток).

2) Разрушение образца может на начальном этапе происходить по вязкому механизму; далее возникает расщепление, например, по крупному скоплению карбидов ниобия, что провоцирует изменение механизма разрушения на хрупкий транскристаллитный скол, при этом вязкость достаточно высока.

3) Имеющиеся в металле эндогенные НВ на фоне мелкозернистой структуры, как инициаторы хрупких трещин себя не проявляют.

Впервые выявлена общая картина микроструктурных механизмов, определяющих вязкость сварных соединений, и сопоставлена с основным металлом исследованных сталей.

Характер сериальной кривой ударной вязкости (плавное снижение или рассеяние) зависит от того, оказывает ли основное влияние микроструктура матрицы, либо проявляется влияние более сильных дополнительных охрупчивающих факторов.

Сварное соединение может отличаться от проката (основного металла):

- дисперсностью микроструктуры и ее однородностью;
- наличием дополнительных охрупчивающих факторов;
- предпочтительной (и неблагоприятной) ориентировкой элементов микроструктуры относительно плоскости разрушения (кристаллографических плоскостей скола, неметаллических включений, волокон, границ зерен аустенита с выделениями ЗГФ).

Сопrotивление хрупкому разрушению определяется не средним размером зерна, а его распределением (фракцией наиболее крупных зерен). Критический размер зерна α -фазы (максимальная фракция), при котором начинает наблюдаться охрупчивающее влияние НВ по имеющимся данным в исследованных сталях находится в интервале 50–80 мкм.

Охрупчивающее влияние НВ (или отсутствие влияния) наблюдается при величине зерна матрицы, превышающем критический размер, а также зависит от размера, формы, ориентировки НВ и характера его связи с матрицей. В случае формирования в прокате неоднородной структуры, в крупнозернистом участке также возможно включение дополнительных охрупчивающих механизмов (НВ) и рассеяние ударной вязкости. Такими участками могут быть: в основном металле трубы – зоны грубого бейнита в пределах крупного (деформированного) зерна аустенита (группы зерен), в шве ТВЧ – тонкий участок ($\sim 10^2$ мкм) вблизи линии сплавления, разрушение которого определяется размером потенциальных фасеток скола, а не «металлографическим» размером зерна α -фазы, в шве и ЗТВ при дуговой сварке – крупные зерна зернограничного феррита (ВФ).

Критичным случаем является совпадение двух и более охрупчивающих факторов, первый из которых – крупнозернистый участок: крупное зерно и НВ, крупное зерно + неблагоприятная кристаллографическая текстура и т.д., при этом резкое снижение ударной вязкости может произойти при температуре испытания на 30–50 °С выше критической температуры хрупкости матрицы.

В пятой главе на основе анализа и обобщения комплекса полученных результатов сформулированы подходы и технологические пути совершенствования структуры и вязкостных свойств сварных соединений, разработаны и опробованы технологические приемы, составы сталей, режимы термической обработки, технологии сварки и способы ее мониторинга.

Разработки основаны на принципах управления микроструктурой сварного соединения на основании выявленных связей между структурой и свойствами и ранжирования охрупчивающих механизмов путем:

- совершенствования состава стали с позиции свариваемости;
- целенаправленным изменением сварочных материалов и технологических параметров сварки;
- обоснованным выбором параметров и последовательности ТО;
- повышением чистоты стали по НВ и примесям.

Опробован ряд технологий, основывающихся на повышении удельной эффективности плавления электродной проволоки без повышения силы тока: за счет формы сварочного тока, вылета и диаметра проволоки и их комбинаций, что позволило снизить тепловложение до 15–22%, повысить скорость охлаждения и ударную вязкость. Изменение формы сварного соединения (наклон линии сплавления) позволило увеличить долю металла шва, (приблизить к 50/50), и увеличить сопротивление хрупкому разрушению.

Применение на двух дугах из пяти сварочной проволоки S2MoTiV взамен S2Mo приводит к росту ударной вязкости по центру сварного шва (сталь класса прочности K60): среднее значение ударной вязкости KCV^{-40} возрастает от 100 до 229 Дж/см²; минимальное – повышается от 50 до 200 Дж/см².

При опробовании альтернативных видов сварки показано, что электроннолучевая сварка (ЭЛС) в сравнении с ДСФ характеризуется более высокой скоростью охлаждения, что приводит к формированию более мелкого зерна аустенита в ЗТВ и большей доле реечного бейнита в сталях 06ХГСФБ (K52) и 07Г2НДФБ (K60). Микроструктура шва – реечный бейнит в отличие от ИФ при ДСФ. Ударная вязкость KCV^{-20} стабильна по центру шва (ЦШ) стали K60 при отсутствии преимуществ в сравнении с ДСФ, в стали 06ХГ2НДМБ (K80) – нестабильна, в стали 06ХГСФБ (K52) – улучшается вязкость по ЛС 50/50 в сравнении с ДСФ.

При гибридной лазерно-дуговой сварке (ГЛДС) размер зерна аустенита в шве и ЗТВ существенно мельче, чем при ДСФ и ЭЛС. Вследствие повышенной скорости охлаждения структура сварного шва в стали 06ХГ2НМДБ (K80) представляет собой нижний бейнит, в ЗТВ полностью реечный бейнит. Гибридный шов характеризуется повышенной твердостью: в стали 06ХГ2НМДБ твердость 340–360 НВ; в стали 07Г2НДФБ (K60) – 310–340 НВ. По ударной вязкости установлено преимущество по ЛС 50/50 в сравнении с ДСФ для всех сталей, по центру шва – результаты нестабильные.

Таким образом, установлены преимущества ЭЛС и ГЛДС в части повышения скорости охлаждения в сравнении с ДСФ (в случае ГЛДС – чрезмерного, что приводит к повышенной твердости и требует ТО) и измельчения зерна аустенита и формирования реечного бейнита, а также – недостатка в

части отсутствия игольчатого феррита в микроструктуре шва и замены его бейнитом.

Термодинамическими расчетами и экспериментально показано, что при низком соотношении содержания Mn/Si в сварном соединении образуются тугоплавкие оксиды, в стали с высоким отношением Mn/Si = 3,4–4 существует интервал концентраций кислорода, при которых образуются легкоплавкие оксиды: родонит $MnSiO_3$ и оливин $(Fe,Mn)_2SiO_4$ (1205–1347 °С), которые легче удаляются в грат. Оптимальное содержание кремния в стали позволяет увеличивать содержание хрома до 1 % без опасности формирования тугоплавких оксидов в сварном соединении. В разработанной стали 05ХГБ оптимизировано содержание Mn, Si, Cr с точки зрения получения качественного сварного соединения, не содержащего включений оксидов.

При помощи скоростной видеосъемки установлена связь нерегулярности движения перемычек при ТВЧ сварке с небольшими углами схождения кромок (УСК = 3–4°) с образованием неметаллических включений в сварном соединении: увеличение временного интервала между перемычками более 8 мс, как правило, сопровождается появлением в сварном соединении НВ. На частоту образования отклонений от стандартного интервала между перемычками влияет величина сварочной мощности.

Повышение угла схождения кромок до 7° устраняет загрязненность СС сварочными оксидными включениями. В этом случае при сварке без образования перемычек из-за повышенного УСК и пониженного эффекта близости разогрев кромок происходит на ограниченной длине.

Разработаны и запатентованы способы управления сваркой ТВЧ на основе определения моментов возникновения сварочных перемычек путем выделения дифференцированного сигнала изменения частоты сварочного генератора, либо видеоизображений области сходимости кромок, на основании чего корректируется нагрев.

Показано, что ЛТО сварных соединений труб из стали 30Г по режиму высокого отпуска (650–700 °С) позволяет сформировать на месте мартенсита ликвационных зон структуру сорбита отпуска. Для исключения мартенсита необходимо предотвратить неполное превращение аустенита по месту ликвации химических элементов в ЗТВ сварного соединения, для чего следует проводить охлаждение металла трубы после сварки до температуры ниже температуры завершения мартенситного превращения в ликвационных зонах (~50 °С).

Оптимальный выбор параметров и последовательности ТО, например – ослабление кристаллографической текстуры (нормализация) + измельчение зерна (двойная закалка с отпуском) обеспечивают хладостойкость СС низкоуглеродистых микрولةгированных сталей до –40...–60 °С.

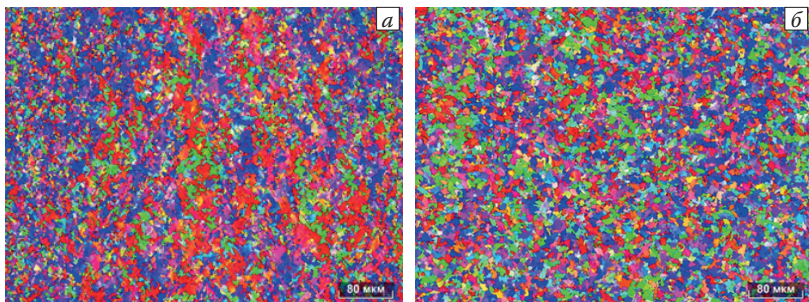


Рисунок 17 – Улучшение микроструктуры сварного соединения за счет совершенствования технологии ТО: а – после сварки; б – после ЛТО и ОТО. Сталь 05ХГБ труба диам. 159×8 мм. ДОРЭ

В части сварки ТВЧ предложен и опробован ряд технологических решений, направленных на полное удаление сварочных оксидов из линии сплавления, уменьшение количества линзовидных включений вблизи АС, ослабление неблагоприятной кристаллографической текстуры, исключение формирования мартенсита по ликвационным участкам, измельчение эффективного зерна.

На рисунке 17 показано улучшение микроструктуры СС ТВЧ за счет правильного выбора схемы ЛТО и ОТО. Видно уменьшение количества неблагоприятно ориентированных кластеров {001} (красный цвет) и их размеров, что позволяет минимизировать отличие ударной вязкости ОМ и СС.

В части автоматической ДСФ разработан и опробован ряд технологических решений, направленных на улучшение литой структуры шва и измельчение размера зерна аустенита, формирование матрицы микроструктуры шва (ЗГФ, ВФ, ИФ), типа структуры матрицы КЗ ЗТВ (ЗГФ, ВФ, ГБ, РБ), МА-составляющей, размер и морфологию частиц на основе (Ti,Nb)(N,C). Опробовано: изменение разделки кромок, состава сварочных материалов, формы шва; влияние УЗ-колебаний на сварочную ванну, охлаждения после сварки; применение ряда приемов по снижению тепловложения; введение частиц оксидов в ОМ; изменение состава стали; использование альтернативных видов сварки, ТО и др.

В процессе опробования получены следующие основные практические результаты, позволяющие улучшать свойства и качество электросварных труб:

- оптимизирован состав известных сталей и разработана новая сталь марки 05ХГБ, в которой при сварке ТВЧ образуются только низкотемпературные оксидные фазы, легко удаляемые в грат;
- разработаны способы управления и мониторинга ТВЧ сварки, основанные на установленных закономерностях процессов сварки и обеспечивающие практически полное удаление сварочных оксидов в грат;
- исключение сварочных окислов и крупных линзовидных НВ устраняет снижение ударной вязкости при температурах испытания, превышающих пере-

ходную температуру матрицы на 20 °С и выше и стабилизирует вязкость при –20...–30 °С;

- ослабление кристаллографической текстуры (нормализация) + измельчение зерна (закалка или двойная закалка с отпуском) обеспечивают хладостойкость сварного соединения ТВЧ низкоуглеродистых сталей до –40...–60 °С, при этом отличие ударной вязкости СС от ОМ не превышает 20–30%;

- при ДСФ достигнуто снижение тепловложения при сварке на (20–22%), обеспечивающее повышение ударной вязкости на 40–60 Дж/см² по ЛС;

- целенаправленный выбор сварочных материалов, включая проволоку, содержащую Мо–Ti–В при оптимальной технологии ДСФ позволили освоить производство труб класса прочности до К70 и хладостойкостью до –50...–60 °С;

- оптимизация параметров ЛТО позволила полностью исключить отбраковку труб, связанную с трещинами по мартенситу в ликвационных участках в сталях с содержанием углерода > 0,20%;

- изменение формы сварного соединения ДСФ (наклон линии сплавления) позволило увеличить долю участия металла шва, (приблизить к 50/50), увеличить сопротивление хрупкому разрушению;

- предложенный комплекс мероприятий позволил повысить чистоту стали по неметаллическим включениям и повысить вязкость СС ТВЧ;

- оптимизация состава стали с целью формирования речного бейнита позволяет повысить вязкость ЗТВ при ДСФ.

Глава 6 посвящена применению полученных результатов и установленных закономерностей в промышленных условиях для совершенствования технологий производства труб, повышения уровня свойств трубной продукции, освоения новых видов продукции.

Разработаны и внедрены новые составы сталей 06ХГ2Б, 06Г2НДБ, 06ХГ2НДБ, 06Г2МНДБ, 05ХГ2НМДБ, 06Г1Б, 05ХГБ классов прочности К52–К70 для ТБД повышенной хладостойкости, внедрены мероприятия по оптимизации состава и структуры шва ДСФ, снижению тепловложения.

В части сварки ТВЧ разработаны новые составы сталей, в том числе сталь марки 05ХГБ с оптимизированным содержанием Mn, Si, Cr для формирования низкотемпературных оксидных фаз. Разработаны составы сталей для хладостойких труб класса прочности К56–К60. Реализован комплекс мероприятий по повышению чистоты стали по НВ на ЛПК. Внедрены технологии высокочастотной сварки, в том числе с большими углами схождения кромок, либо с управлением частотой образования перемычек (менее 8 мс). Увеличена скорость сварки и степень осадки (до 0,7 Н) для удаления оксидов в грат. Оптимизирована температура нагрева при ЛТО, внедрена комбинация нормализации (ЛТО) + 3+О (ОТО) для ослабления кристаллографической текстуры и повышения дисперсности микроструктуры.

Разработана технология и освоено производство труб большого диаметра с уникальными характеристиками и сортаментом: категории прочности до К70; с минимальной температурой эксплуатации $-42\dots-60$ °С; с толщиной стенки до 41 мм и др., в том числе, для уникальных проектов трубопроводов: «Турецкий поток», «Северный поток-2» и др.

Разработаны и утверждены технические условия на трубы большого диаметра повышенной хладостойкости: ТУ 1381-051-05757848-2016; ТУ 24.20.13.130-007-16427522-2018; ТУ 24.20.21-199-05757848-2019; ТУ 24.20.21-229-05757848-2019; ТУ 24.20.21-259-05757848-2020; ТУ 24.20.21-272-05757848-2022. Внесены изменения в технологические инструкции ТИ.20-500.216.157; ТИ.20-500.216.143 на производство труб большого диаметра в ТЭСЦ-4 АО «ВМЗ».

В АО «ВМЗ» освоена технология производства труб диам. 813×39 мм из стали SAWL450SFDU для проекта «Турецкий поток», в результате оптимизации разделки кромок под сварку, сварочных материалов и режимов сварки уменьшен размер ЗТВ, улучшено формирование шва, повышена хладостойкость сварного соединения.

Разработана и внедрена технология сварки труб диам. 1153×30,9–34,6–41,0 мм класса прочности SAWL485FD для подводного трубопровода «Северный поток-2». Оптимизированы: состав стали (07Г2НДБ) для формирования структуры РБ в ЗТВ, скорость сварки, тепловложение, геометрические параметры сварных швов, состав сварочной проволоки (08ГНМ + MoTiB); состав и тип флюса. Это позволило достигнуть при массовом производстве высокой стабильности ударной вязкости сварного соединения труб.

В АО «ВМЗ» освоена технология производства труб для магистральных газопроводов на рабочее давление до 9,8 МПа, в пределах зон активных тектонических разломов (АТР), в районах повышенной сейсмической активности и вечной мерзлоты Ø1420×32,0 и 25,8 мм. Отгружено для строительства газопровода «Сила Сибири» 32 тысячи тонн труб.

Освоено в условиях АО «ВМЗ» производство электросварных труб класса прочности К60 диам. 530–1020 мм с толщиной стенки до 29,8 мм с минимальной температурой эксплуатации -42 °С на рабочее давление 12,9 МПа. Произведены партии труб по требованиям СТО Газпром 2-4.1-713-2013 с обеспечением ударной вязкости $KCV^{-42} > 175$ Дж/см² металла шва и по АС.

В условиях АО «ВМЗ» освоено производство электросварных труб класса прочности К60 диам. 813 мм с толщиной стенки 32,5 и 39,0 мм с минимальной температурой эксплуатации -40 °С для магистральных газопроводов с рабочим давлением до 22,15 МПа в соответствии с требованиями СТО Газпром 2-4.1-713-2013 (категория Е). Трубы предназначены для подачи газа от КС «Славянская» до газопровода «Северный поток-2». В условиях промышленного произ-

водства стабильно обеспечена ударная вязкость металла шва и линии сплавления $KCV^{-40} > 67$ Дж/см².

Освоено в условиях АО «ВМЗ» производство труб диам. 720×14,5 мм класса прочности К60 с температурой эксплуатации – 51°С ($KCV^{-51} > 77$ Дж/см²); 2,9 тысячи тонн труб отгружено для газового месторождения Семаковское.

Освоено производство труб диам. 530 мм класса прочности К54 с температурой эксплуатации –60°С (г. Норильск и г. Дудинка).

В АО «Трубодеталь» отработана технология изготовления отводов гнутых ТВЧ, выбран оптимальный состав стали типа 07ХГ2НДБ, определены сварочные материалы, и технологические параметры гибки труб на индукционно-гибочной машине для достижения комплекса механических свойств требуемого ТУ 1469–030–04834179–2010 ПАО «Транснефть».

Разработаны и утверждены технические условия на трубы малого и среднего диаметра повышенной хладостойкости: ТУ24.20.13–200–05757848–2018; ТУ24.20.32–188–05757848–2019; ТУ24.20.32–212–05757848–2019; ТУ24.20.13–214–05757848–2019; ТУ24.20.13–222–05757848–2019; ТУ24.20.13–263–05757848–2020 для нефтегазовых компаний. Внесены изменения в технологические инструкции по производству и термической обработке труб малого и среднего диаметра: ТИ.20–500.074.7; ТИ.20–500.074.2; ТИ.20–500.089.1; ТИ.20–500.089.10.

Освоено производство хладостойких (–20°С) труб диам. до 530 мм класса прочности до К60 для ПАО «Газпром», ПАО «Новатэк» и ПАО «Транснефть».

Разработана и освоена в условиях АО «ВМЗ» технология производства обсадных труб ТВЧ диам. 426 мм группы прочности Дс в хладостойком исполнении и муфт к ним для ПАО «Газпром» и ПАО «Новатэк» для нефтяных и газовых скважин, в том числе для холодных (до –50°С) районов. По результатам испытаний в ПАО «Газпром» впервые получено разрешение на применение электросварных хладостойких труб взамен бесшовных.

Освоено в условиях АО «ВМЗ» производство труб диам. 114–530 мм с толщиной стенки 5–12 мм из стали 05ХГБ с требованиями по стойкости против углекислотной и сероводородной коррозии для промышленных трубопроводов. Оптимизированный химический состав обеспечил высокое качество сварного соединения стали, легированной 0,5–1,0 % хрома; обеспечена ударная вязкость сварного соединения на поперечных образцах до температуры –30°С.

Освоено производство электросварных труб ТВЧ из стали 13ХФА и из стали 20ЮЧ с повышенной эксплуатационной надежностью с толщиной стенки до 12,0 мм.

На Альметьевском трубном заводе ОМК усовершенствована технология сварки нефтегазопроводных труб диаметром до 219 мм в части частоты генератора, скорости и степени осадки, что позволило повысить качество сварных соединений и минимизировать количество несоответствующей продукции.

Разработки опробованы и внедрены в ТЭСЦ-1, ТЭСЦ-3, ТЭСЦ-4, ТЭСЦ-5 АО «ВМЗ», АО «Трубодеталь», АО «Газпром трубинвест», Альметьевском заводе ОМК, АО «Ижорский трубный завод».

Общий объем трубной продукции, произведенной с использованием разработок автора, составил 609 тысяч тонн, фактический экономический эффект составил 12,39 млрд. рублей.

Таким образом, полученные результаты и установленные закономерности позволили усовершенствовать действующие технологии и создать новые, освоить новые виды продукции, создать общий металлургический подход к совершенствованию и разработке технологий и материалов.

По результатам проведенных исследований предложен ряд перспективных направлений исследований и разработок в области сварки труб, в том числе: трехпроходная сварка ДСФ с уменьшенным тепловложением, ЭЛС материалов, выполненных с применением оксидных технологий (содержащих дисперсные оксиды), сварка ТВЧ в среде защитных газов и с применением лазерного луча для исключения окисления кромок, ГЛДС с применением порошковой проволоки, содержащей частицы оксидов, способствующих зарождению ИФ, разработка технологии сварки труб из биметаллического проката и нержавеющей стали.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Проведены систематические исследования структуры основного металла и сварных соединений стальных труб диам. 60–1420 мм, произведенных с использованием различных видов сварки, установлены основные связи между их структурой и свойствами, определены и ранжированы микроструктурные механизмы, определяющие сопротивление разрушению основного металла и сварных соединений при исследованных видах сварки. С применением разработанной системы исследований и разработок установлены пути совершенствования структуры и свойств сварных соединений, предложены, опробованы и внедрены новые и усовершенствованные технологии и стали, освоено массовое производство новых видов трубной продукции с уникальным сочетанием эксплуатационных свойств.

2. Получен ряд новых результатов в части микроструктуры сварных соединений, особенностей ее формирования, влияния на характер разрушения и вязкость сварных соединений, в том числе:

– Увеличение скорости охлаждения грубозернистой области ЗТВ при сварке сопровождается повышением в микроструктуре плотности высокоугловых границ, что обусловлено замещением гранулярного бейнита речным и увеличением вклада границ зерен бывшего аустенита.

– В случае однородной исходной структуры аустенита формирование речного бейнита приводит к повышению ударной вязкости и хладостойкости; при наличии крупных зерен аустенита, формирующийся в них речный бейнит имеет меньшую плотность высокоугловых границ, чем в окружающих областях гранулярного бейнита, что приводит к снижению вязкости и хладостойкости стали.

– Влияние параметров термического цикла сварки и соответствующего изменения микроструктуры на ударную вязкость ЗТВ сталей, может быть ограничено в случае воздействия более сильных охрупчивающих факторов, например, неметаллических включений, действующих как места зарождения хрупких трещин.

– Показано, что оксидные включения в сварном шве при ДСФ служат как местами внутризеренного зарождения ИФ, обеспечивая благоприятную структуру матрицы с высокой плотностью ВУГ, так и местами возможного зарождения хрупких трещин путем раскалывания более крупных НВ, что особенно опасно при наличии крупных зерен ЗГФ и ВФ.

– Показано, что группы смежных зерен феррита (кристаллографические кластеры), у которых плоскости $\{001\}$ близки к потенциальной поверхности разрушения ($\pm 20^\circ$), способствуют образованию транскристаллитного скола. В сварном соединении ТВЧ снижение ударной вязкости и хладостойкости связано с увеличенной в 2–3 раза долей кластеров $\{001\}$ по линии сплавления в сравнении с основным металлом, при этом размер наиболее крупной фракции кластеров примерно в 5 раз превышает размер наиболее крупных зерен α -фазы.

– При дуговой сварке наибольшее негативное влияние на хладостойкость оказывают крупные кластеры $\{001\}$ размером до 160 мкм, расположенные по центру сварного шва на участках зернограничного феррита.

3. Получил развитие метод имитации термических циклов сварки в ЗТВ в части методического подхода и трактовки результатов. Показано, что наряду с точным воспроизведением термического цикла сварки, метод с использованием испытательного комплекса Gleeble, позволяет разделить влияние отдельных параметров термического цикла на микроструктуру и установить ряд важных закономерностей, в том числе изучать влияние размера зерна аустенита, стабилизировать его, либо зафиксировать перед $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. Экспериментально подтверждено соответствие структуры имитированного металла в части матрицы, доли и морфологии МА-составляющей и размера зерна аустенита, что подтвердило правомочность применения данной методики.

Метод имитации усовершенствован и применен к ТВЧ сварке, что позволило имитировать термическое, термомеханическое воздействие и формирование шва.

4. Создана и реализована на практике современная научно-обоснованная система разработки и освоения новых технологий и материалов, включающая

в себя стадии математического моделирования процессов; имитации теплового и/или деформационного воздействия на металл с использованием современного оборудования; лабораторного воспроизведения технологической концепции, процесса или его элементов; опытно-промышленные испытания (промышленное опробование); оценку результатов с помощью современных методов исследований и испытаний.

Ряд методических подходов предложен впервые. Преимущества системы заключаются в достижении оптимальной с точки зрения заданных свойств, микроструктуры металла и получения к моменту промышленного опробования основных элементов и критических параметров технологии.

5. Впервые на основании систематических исследований ранжированы микроструктурные механизмы, определяющие уровень вязкостных свойств сварных соединений для исследованных типов сварки, что позволило выстроить системный подход к оптимизации их структуры и свойств.

В том числе установлены наиболее опасные инициаторы хрупкого разрушения:

- по центру дугового сварного шва: наличие фракции крупных зерен зернограничного феррита размером 80–140 мкм, вытянутых вдоль параллельных надрезу границ столбчатых зерен бывшего аустенита осевой ориентации и их совпадение с неметаллическими включениями;

- в ЗТВ дугового шва – частица $TiN (Ti,Nb)(C,N)$ большого размера, контактирующая со всех сторон с матрицей и находящаяся в крупном бейнитном пакете (>150 мкм), ориентация плоскостей скола которого близка к поверхности разрушения;

- в шве ТВЧ: сварочные оксиды в виде пленок или скоплений большого размера ($\sim 10^2$ мкм); несколько крупных фасеток, в которых плоскости скола $\{001\}$ неблагоприятно ориентированы по отношению к плоскости магистральной трещины; линзовидные (деформированные в цикле сварки) НВ, попавшие в область линии сплавления из основного металла.

В прокате (основном металле трубы) аналогично сварному соединению основными причинами снижения хладостойкости являются дополнительные инициаторы хрупкого разрушения, в первую очередь, области с малой плотностью ВУГ (например, грубые участки бейнитной структуры) и неметаллические включения.

Уменьшение ударной вязкости обусловлено: совпадением крупного включения (скопления НВ) и крупной фасетки (группы), крупной фасеткой (группой) близко ориентированных фасеток).

Имеющиеся в основном металле мелкие эндогенные НВ на фоне мелкозернистой структуры, как инициаторы хрупких трещин себя не проявляют.

6. Впервые выявлена общая картина микроструктурных механизмов, определяющих вязкость сварных соединений и основного металла исследованных

сталей. Установлено, что характер температурной зависимости ударной вязкости (плавное снижение или рассеяние вплоть до нулевых значений) зависит от влияния матрицы микроструктуры, либо действия сильных дополнительных охрупчивающих факторов, в том числе – неметаллических включений и областей структурной неоднородности с пониженной плотностью ВУГ, критичным случаем является их совпадение. Охрупчивающее влияние НВ проявляется при величине зерна матрицы превышающем критический размер (50–80 мкм), а также зависит от размера, формы, ориентировки НВ и характера его связи с матрицей.

7. Анализ и обобщение всего комплекса полученных результатов позволили сформулировать концепцию управления микроструктурой сварного соединения на основании выявленных связей между структурой и свойствами и ранжирования охрупчивающих механизмов. Основными элементами ее являются:

- совершенствование химического состава стали с позиции свариваемости (для дуговой сварки под флюсом – повышение устойчивости аустенита в ЗТВ; для сварки ТВЧ – исключение формирования тугоплавких оксидов);

- целенаправленное изменение сварочных материалов (структура сварного шва ДСФ) и технологических параметров сварки (для ДСФ – снижение тепловложения, для ТВЧ – устранение сварочных окислов);

- термическая обработка (ослабление кристаллографической текстуры при нормализации и последующее повышение дисперсности структуры путем закалки с высоким отпусканием для сварного соединения ТВЧ и устранение эффекта структурной наследственности металла для шва ДСФ);

- чистота стали (уменьшение загрязненности стали НВ).

В части высокочастотной сварки предложен и опробован ряд технологических решений, направленных на: полное удаление сварочных оксидов из линии сплавления, уменьшение количества линзовидных включений вблизи ЛС путем повышения чистоты металла по НВ, ослабление неблагоприятной кристаллографической текстуры, исключение формирования мартенсита по ликвационным участкам, измельчение эффективного зерна. В части автоматической дуговой сварки под флюсом разработаны и опробованы технологические решения, направленные на улучшение литой структуры шва и измельчение размера зерна аустенита, формирование матрицы микроструктуры шва (ЗГФ, ВФ, ИФ), типа структуры матрицы крупнозернистой ЗТВ (ЗГФ, ВФ, ГБ, РБ), МА-составляющей, размера и морфологии частиц на основе (Ti,Nb)(N,C).

Оптимизация состава стали и технологии обеспечивают хладостойкость труб ТВЧ из низкоуглеродистых микролегированных сталей до $-40...-60$ °С. При этом отличие ударной вязкости от ОМ не превышает 20–30%. Целенаправленный выбор сварочных материалов при оптимальной технологии ДСФ позволил освоить производство труб с прочностью до 790 Н/мм² и хладостойкостью до $-50...-60$ °С.

8. В области дуговой сварки под флюсом разработаны и внедрены новые составы сталей различных классов прочности, оптимизированы состав и структура шва (изменение морфологии игольчатого феррита от блочной до собственно игольчатой (реечной) с одновременным повышением дисперсности ИФ), мероприятия по снижению тепловложения при сварке (повышению скорости охлаждения).

В части труб малого и среднего диаметра с использованием сварки ТВЧ разработаны новые составы сталей, в том числе сталь марки 05ХГБ с оптимизированным содержанием Mn, Si, Cr для формирования низкотемпературных оксидных фаз; составы сталей для хладостойких труб класса прочности К56–К60; реализован комплекс мероприятий по повышению чистоты стали по НВ на ЛПК. Внедрены усовершенствованные технологии высокочастотной сварки для гарантии удаления жидкого металла и окислов в грат; новые схемы термической обработки.

Разработана технология и освоено производство труб с уникальными характеристиками и сортаментом: класса прочности до К80; с минимальной температурой эксплуатации $-42...-60^{\circ}\text{C}$; с толщиной стенки до 41 мм и др. В том числе освоено производство труб для уникальных проектов трубопроводов: «Турецкий поток», «Северный поток-2» и др.

Освоено производство нефтегазопроводных труб ТВЧ диам. 114–530 мм для эксплуатации во всех климатических регионах РФ, стойких к CO_2 и H_2S , обсадных труб группы прочности Дс в хладостойком исполнении, хладостойких (-20°C) труб диам. до 530 мм класса прочности до К60 для ПАО «Газпром», ПАО «Новатэк» и ПАО «Транснефть».

Разработки опробованы и внедрены в ТЭСЦ–1, ТЭСЦ–3, ТЭСЦ–4, ТЭСЦ–5 АО «ВМЗ», АО «Трубодеталь», АО «Газпром трубинвест», Альметьевском заводе ОМК, АО «ИТЗ».

Общий объем трубной продукции, произведенной в АО «ВМЗ» с использованием разработок автора, составил 609 тыс. т, фактический экономический эффект составил 12,39 млрд руб.

Перспективы дальнейшей разработки темы исследования. Установленные в работе закономерности формирования структуры, микроструктурные механизмы, определяющие сопротивление разрушению сварных соединений, предложенные подходы, включая созданную систему исследований и разработок, рекомендуется использовать при разработке и совершенствовании технологий сварки и термомеханической обработки сталей для электросварных труб. Сформулированы перспективные направления работ в области технологий сварки труб малого, среднего и большого диаметра.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ ДИССЕРТАЦИИ ОТРАЖЕНО В СЛЕДУЮЩИХ ПУБЛИКАЦИЯХ:

Публикации в журналах из Перечня ВАК РФ:

В журналах, входящих в базу данных RSCI (категория K1):

1. Степанов П.П., Зикеев В.Н., Эфрон Л.И., Франтов И.И., Морозов Ю.Д. Улучшение свариваемости стали для толстостенных газопроводных труб большого диаметра путем оптимизации химического состава // *Металлург.* 2010. № 11. С. 62–67. (0,75 п.л./0,33 п.л.).
2. Филиппов Г.А., Ливанова О.В., Белкин А.А., Степанов П.П. Влияние эксплуатационных факторов и концентраторов напряжений на механизм разрушения труб магистральных нефтепроводов // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* 2010. № 4. С. 54–59. (0,74 п.л./0,25 п.л.).
3. Рингинен Д.А., Частухин А.В., Хадеев Г.Е., Эфрон Л.И., Степанов П.П. Изучение свариваемости стали класса прочности X100 // *Металлург.* 2013. № 12. С. 68–74. (0,75 п.л./0,22 п.л.).
4. Ткачук М.А., Багмет О.А., Степанов П.П. Разработка режимов локальной термической обработки сварного шва труб среднего диаметра, сваренных токами высокой частоты // *Сталь.* 2016. № 3. С. 54–59. (0,76 п.л./0,35 п.л.).
5. Ткачук М.А., Багмет О.А., Степанов П.П. Определение оптимальных температур нагрева при локальной нормализации сварного шва труб из низколегированных марок сталей // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов.* 2016. Т. 82, № 7. С. 26–29. (0,5 п.л./0,18 п.л.).
6. Великоднев В.Я., Степанов П.П., Настич С.Ю., Эфрон Л.И., Шабалов И.П., Быстров Э.А. Влияние структурного состояния металла зоны сплавления сварного шва труб большого диаметра на характер разрушения и результаты испытаний на трещиностойкость (CTOD) // *Металлург.* 2019. № 10. С. 51–63. (1,62 п.л./0,64 п.л.).
7. Ефимов И.В., Степанов П.П., Сорокин А.Е. Исследование процесса высокочастотной сварки труб с применением скоростной съёмки // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* 2020. № 1 С. 12–20. (1,12 п.л./0,56 п.л.).
8. Шабалов И.П., Степанов П.П., Чегуров С.А., Великоднев В.Я., Настич С.Ю., Каленский В.С. Особенности характера разрушения и структуры металла зоны сплавления сварных швов труб магистральных газопроводов при испытаниях на определение величины CTOD // *Вести газовой науки.* 2020. № 2 (44). С. 117–131. (2 п.л./0,75 п.л.).
9. Кархин В.А., Жарков С.В., Степанов П.П. Влияние формы переменного сварочного тока на эффективность плавления электродной проволоки при многодуговой сварке под флюсом // *Сварка и Диагностика.* 2020. № 3. С. 21–24. (0,5 п.л./0,20 п.л.).

10. Воркачев К.Г., **Степанов П.П.**, Эфрон Л.И., Кантор М.М., Частухин А.В., Жарков С.В. Влияние микроструктуры на вязкость сварного соединения высокопрочных низколегированных сталей при имитации грубозернистой области зоны термического влияния // *Металлург.* 2020. № 9. С.90–97. (1 п.л./ 0,32 п.л.).

11. Судьин В.В., **Степанов П.П.**, Боженков В.А., Кантор М.М., Эфрон Л.И., Жарков С.В., Частухин А.В., Рингинен Д.А. Микроструктурные особенности низколегированных трубных сталей, определяющие ударную вязкость околошовной зоны сварных соединений // *Металлург.* 2021. № 5. С. 24–35. (1,5 п.л./0,47 п.л.).

12. Эфрон Л.И., **Степанов П.П.**, Воркачев К.Г., Кантор М.М., Боженков В.А., Сметанин К.С. К вопросу о влиянии морфологии бейнита на ударную вязкость низкоуглеродистых сталей // *Сталь.* 2021. № 9. С. 45–50. (0,75 п.л./0, 30 п.л.).

13. Судьин В.В., **Степанов П.П.**, Кантор М.М., Эфрон Л.И., Воркачев К.Г., Жарков С.В. Сопоставление влияния микроструктурных факторов на ударную вязкость околошовной зоны сварных труб класса прочности К60 // *Сталь.* 2022. № 1. С. 44–50. (0,88 п.л. /0,31 п.л.).

14. Эфрон Л.И., **Степанов П.П.**, Судьин В.В., Багмет О.А., Сметанин К.С., Жарков С.В. Влияние микродобавок титана на структуру и свойства околошовной зоны при сварке трубных сталей // *Проблемы черной металлургии и материаловедения.* 2022. № 1. С. 45–55. (1,37 п.л./0,57 п.л.).

15. Багмет О.А., **Степанов П.П.**, Жарков С.В., Эфрон Л.И., Частухин А.В. Особенности формирования структуры сварного соединения, выполненного автоматической сваркой под флюсом // *Проблемы черной металлургии и материаловедения,* № 2, 2022. С.52–65. (1,75 п.л./0,65 п.л.).

16. Казаков А.А., Мурысев В.А., Рыбальченко И.В., **Степанов П.П.** Неметаллические включения и качество соединений труб, полученных сваркой токами высокой частоты // *Черные металлы.* 2022. № 6. С. 60–69. (1,25 п.л./0,3 п.л.).

17. Эфрон Л.И., **Степанов П.П.**, Жарков С.В., Частухин А.В. Исследование свариваемости низкоуглеродистых трубных сталей методом имитации термических циклов сварки // *Металлург.* 2022. № 8. С. 37–46. (1,25 п.л./0,52 п.л.).

18. Жарков С.В., **Степанов П.П.**, Багмет О.А., Эфрон Л.И. Влияние условий охлаждения на микроструктуру и ударную вязкость сварных соединений, выполненных автоматической многодуговой сваркой под флюсом // *Черные металлы.* 2022. № 7. С. 35–41. (0,88 п.л./0,42 п.л.)

19. Жарков С.В., **Степанов П.П.**, Частухин А.В., Багмет О.А., Эфрон Л.И., Закономерности (исследование) влияния микроструктуры на ударную вязкость сварных соединений труб большого диаметра // *Металлург.* 2022. № 9. С. 13–22. (1,25 п.л./0,55 п.л.).

20. **Степанов П.П.** Исследование ударной вязкости трубных сталей после имитации термических циклов сварки и сварных соединений труб большого диаметра // *Сталь.* 2022. № 10. С. 42–49. (1,0 п.л.).

21. **Степанов П.П.** Формирование структуры и свойств сварных соединений стальных труб, выполненных высокочастотной сваркой // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2022. № 4. С. 3–17. (1,81 п.л.).

22. Ефимов И.В., **Степанов П.П.**, Сорокин А.Е., Багмет О.А., Краснов А.В., Эфрон Л.И. Влияние технологических параметров сварки давлением с оплавлением после нагрева токами высокой частоты на микроструктуру и хладостойкость сварного соединения стальных труб малого и среднего диаметра // Металлург. 2023. № 2. С.76–85. (1,25 п.л./0,56 п.л.).

23. Кантор М.М., Воркачев К.Г., **Степанов П.П.**, Жарков С.В., Эфрон Л.И., Боженков В.А. Ударная вязкость и микроструктура сварного шва низколегированной стали, полученного автоматической сваркой под флюсом // Металлург. 2023. № 6. С. 5–15. (1,37 п.л./0,46 п.л.).

В журналах категории К2:

24. Великоднев В.Я., **Степанов П.П.**, Чегуров С.А., Настич С.Ю., Каленский В.С., Шабалов И.П., Эфрон Л.И. Испытания металла в зоне сплавления сварного соединения труб большого диаметра на трещиностойкость с определением показателя критического раскрытия в вершине трещины (СТОД) // Газовая Промышленность. 2019 № 12. С. 126–134. (1,12 п.л./0,37 п.л.).

25. Жарков С.В., **Степанов П.П.**, Кархин В.А. Лабораторная оценка свариваемости высокопрочных трубных сталей // Тяжёлое машиностроение. 11–12/2019. С. 23–26. (0,5 п.л./0,23 п.л.).

26. **Степанов П.П.**, Рингинен Д.А., Частухин А.В., Жарков С.В., Эфрон Л.И., Мунтин А.В. Инновационная система освоения новых технологий и материалов АО «Выксунский металлургический завод» для уникальных проектов газо- и нефтепроводов // Газовая промышленность. 2021. № 8. С. 92–104. (1,62 п.л./0,84 п.л.).

27. Аксютин О.Е., Никулин А.В., Лебедев М.С., **Степанов П.П.**, Парунов А.Б. Объединенная металлургическая компания и «Турецкий Поток»: инновации, достижения, инженерия. Часть 2. Создание промышленной технологии производства труб. Обеспечение высочайшего уровня качества труб, поставляемых для проекта // Газовая промышленность. 2021. № 10. С.20–31. (1,5 п.л./0,44 п.л.).

28. Кудашов Д.В., **Степанов П.П.**, Волкова Е.А., Эфрон Л.И., Жарков С.В., Сметанин К.С., Баранова О.А. Исследование свариваемости сталей различных композиций легирования, предназначенных для изготовления труб большого диаметра, транспортирующих сероводородсодержащий газ. Черная металлургия // Бюл. НТИЭИ. 2022. Т. 78, № 1. С. 66–75. (1,25 п.л./0,47 п.л.).

29. Багмет О.А., **Степанов П.П.**, Хлыбов О.С., Эфрон Л.И., Жарков С.В. Особенности формирования микроструктуры в сварных соединениях труб при высокочастотной сварке и последующей локальной термической обработке. Черная металлургия // Бюл. НТИЭИ. 2022. Т. 78, № 2. С. 135–149. (1,88 п.л./0,70 п.л.).

Публикации в изданиях, входящих в наукометрические базы Web of Science и Scopus. Кроме того, 11 публикаций в переводных версиях журналов «Металлург» и «Сталь»:

30. Schwinn V., Bauer J., Parunov A., **Stepanov P.** SAW L 485 for 48" offshore application in thickness up to 41 mm // Proceedings of the International Pipeline Conference, IPC2008–64520 September 29 – October 3, 2008, Calgary, Alberta, Canada. P. 377–384. (1 п.л./0,30 п.л.).

31. Khvan A.V., Dinsdale A.T., Cheverikin V.V., Kudashov D.V., **Stepanov P.P.**, Watson A. & Kondratiev A. Oxide formation during electric resistance welding of low carbon steels // J. Materials Science and Technology. 2016. Vol. 32, Is. 6. P. 556–567. (1,5 п.л./0,35 п.л.).

Публикации в иных печатных изданиях:

32. Кудашов Д.В., Семернин Г.В., **Степанов П.П.**, Эфрон Л.И., Мокеров С.К. Современная высокотехнологичная сталь 05ХГБ, предназначенная для изготовления электросварных нефтегазопроводных труб повышенной эксплуатационной надежности // Инженерная практика. 2015. № 10. С. 20–26. (0,88 п.л./0,36 п.л.).

33. Качук М.А., Багмет О.А., **Степанов П.П.** Разработка режимов локальной термической обработки сварного соединения труб, произведенных способом высокочастотной сварки, В кн. Развитие технологий производства стали, проката и труб на Выксунской производственной площадке / Сб. тр. под общей ред. А.М. Барыкова. М. : Metallurgizdat, 2016. С. 315–339. (3,1 п.л./1,3 п.л.).

34. **Степанов П.П.** Оптимизация структуры и свойств сварного соединения толстостенных газопроводных труб класса прочности X70 для подводных трубопроводов В кн. Развитие технологий производства стали, проката и труб на Выксунской производственной площадке / Сб. тр. под общей ред. А.М. Барыкова. М. : Metallurgizdat, 2016. С. 405–416. (1,38 п.л.).

35. **Степанов П.П.**, Бубнов М.А., Жарков С.В., Холодов Д.В., Туркин А.Н., Борцов А.Н., Трусилин Е.Е. Перспективные исследования и разработки в области совершенствования сварки труб большого диаметра, повышения качества и эксплуатационных свойств сварных соединений и расширения сортамента продукции В кн. Развитие технологий производства стали, проката и труб на Выксунской производственной площадке / Сб. тр. под общей ред. А.М. Барыкова. М. : Metallurgizdat, 2016. С. 438–456. (2,3 п.л./1,1 п.л.).

36. Жарков С.В., **Степанов П.П.**, Кархин В.А. Исследование влияния химического состава трубной стали класса прочности К60 на хладостойкость сварного соединения. В книге: Сварка в РОССИИ – 2019: современное состояние и перспективы. Тезисы докладов Международной конференции, посвященной 100-летию со дня рождения Б.Е. Патона. Институт физики прочности и материаловедения СО РАН. 2019. С. 113–115. (0,38 п.л./0,14 п.л.).

37. Недзвецкий М.Ю., Арабей А.Б., Ментюков К.Ю., Сахаров М.С., Сметлов А.И., **Степанов П.П.**, Рингинен Д.А., Гизатуллин А.Б., Шандер С.В. Освоение производства труб большого диаметра класса прочности К80 (Х100) в России. Научн.-техн. сб. Вести газовой науки. 2020. № 2 (44). С.22–28. (0,87 п.л./0,21 п.л.).

38. **Степанов П.П.**, Жарков С.В., Частухин А.В. Подходы к управлению структурой и свойствами сварного соединения труб большого диаметра. Неделя металлов в Москве. 10–13 ноября 2020 г. Сб. трудов конф. М. : АО АКХ «ВНИИметмаш», 2021. С. 96–105. (1,25 п.л./0,82 п.л.).

39. **Степанов П.П.** Управление структурой и свойствами сварных соединений труб при различных технологиях сварки. Материаловедение, формообразующие технологии и оборудование 2022 (ICMSSTE 2022): материалы международной научно-практической конференции (16–19 мая 2022 г.). Симферополь : Издательский дом КФУ, 2022. С. 165–177. ISBN 978–5–6047625–2–3. (1,62 п.л.).

40. **Степанов П.П.** Управление процессом сварки токами высокой частоты, структурой и свойствами сварного соединения труб и освоение новых видов продукции в АО «ВМЗ». Неделя металлов в Москве. 11–13 ноября 2021 г. Сб. трудов конф. М. : АО АКХ «ВНИИметмаш», 2022. С. 365–380. (2 п.л.).

Патенты:

41. Патент РФ № 2632496. Способ электродуговой многоэлектродной сварки под слоем флюса продольных стыков толстостенных труб большого диаметра / Бубнов М.А., Аксенов И.А., Малышев А.Е., **Степанов П.П.** и др. Опубликовано: 05.10.2017. Бюл. № 28.

42. Патент РФ № 2722957. Способ управления процессом высокочастотной сварки труб и устройство для его осуществления / **Степанов П.П.**, Сорокин А.Е., Ефимов И.В., Пейганович И.В., Краснов А.В., Михеев И.В. Опубликовано: 05.06.2020. Бюл. № 16.

43. Патент РФ № 2750921 «Способ управления процессом высокочастотной сварки» / **Степанов П.П.**, Сорокин А.Е., Ефимов И.В., Пейганович И.В., Краснов А.В. Опубликовано: 06.07.2021. Бюл. № 19.

Подписано в печать 25.12.2023. Формат 60×84 1/16
Бумага офсетная. Усл. печ. л. 2,0. Тираж 100 экз. Заказ № 11
Отпечатано в ООО «Металлургиздат»
105005, Москва, ул. Радио, д. 23/9, стр. 2