

Акционерное общество «Выксунский металлургический завод» (АО «ВМЗ»),
Федеральное государственное унитарное предприятие «Центральный научно-
исследовательский институт черной металлургии имени И.П. Бардина»
(ФГУП «ЦНИИчермет им. И.П. Бардина»)

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

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени доктора технических наук

Москва – 2023

ОГЛАВЛЕНИЕ

	Стр.
ВВЕДЕНИЕ.....	5
1. СОЗДАНИЕ НАУЧНО-ОБОСНОВАННОЙ СИСТЕМЫ РАЗРАБОТКИ И ОСВОЕНИЯ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ	22
1.1. Особенности процессов, происходящих при дуговой сварке под флюсом и высокочастотной сварке	22
1.2. Создание и применение системы исследований и разработок	29
Заключение по главе 1	58
2. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ СВАРКИ СТАЛЬНЫХ ТРУБ	59
2.1. Формирование структуры шва, выполненного автоматической сваркой под флюсом	59
2.2. Формирование структуры зоны термического влияния при автоматической сварке под флюсом.....	88
2.3. Формирование структуры сварного соединения при высокочастотной сварке	115
Заключение по главе 2	156
3. УСТАНОВЛЕНИЕ ОСНОВНЫХ СВЯЗЕЙ МЕЖДУ МИКРОСТРУКТУРОЙ И ВЯЗКОСТЬЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ	161
3.1. Особенности разрушения сварных швов ДСФ и факторы, оказывающие влияние на ударную вязкость.....	167
3.2. Влияние параметров структуры на ударную вязкость зоны термического влияния сварного соединения, выполненного дуговой сваркой	176
3.3. Факторы, оказывающие влияние на трещиностойкость сварных соединений	213
3.4. Влияние морфологии бейнита на ударную вязкость низкоуглеродистых сталей	220
3.5. Особенности разрушения сварных соединений, выполненных высокочастотной сваркой	226
3.6. Установление связей между микроструктурой и вязкостью сварных соединений, выполненных высокочастотной сваркой	234
Заключение по главе 3	245
4. ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА УДАРНЫЙ ИЗГИБ СВАРНОГО ШВА И ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ	

	ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ И МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ РАССЕЙНИЕ ЗНАЧЕНИЙ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ	252
4.1.	Ранжирование микроструктурных факторов, определяющих уровень вязких свойств сварных соединений	252
4.2.	Общие закономерности разрушения сварных соединений и основного металла Заключение по главе 4	257 284
5.	ИСПОЛЬЗОВАНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ И УСТАНОВЛЕННЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ СТРУКТУРЫ И СВОЙСТВ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ	286
5.1.	Исследования и разработки в области дуговой сварки под флюсом	286
5.1.1.	Изыскание путей снижения тепловложения при сварке	286
5.1.2.	Исследование возможности использования внешних воздействий в процессе и после завершения сварки	296
5.1.3.	Исследование возможностей применения альтернативных видов сварки	298
5.1.4.	Исследование процессов, происходящих при термической обработке сварных соединений	308
5.1.5.	Особенности влияния химического состава на структуру и свойства сварных соединений	314
5.2.	Исследование и опробование возможностей улучшения структуры и свойств сварного соединения, выполненного высокочастотной сваркой, управления технологией сварки	318
5.2.1.	Влияние технологических параметров и типа сварки на ударную вязкость сварного соединения	318
5.2.2.	Влияние химического состава стали	322
5.2.3.	Влияние термической обработки на структуру и свойства сварного соединения	326
5.2.4.	Влияние термической обработки сварного соединения	332
5.2.5.	Повышение чистоты металла, предназначенного для производства труб с помощью высокочастотной сварки	341
	Заключение по главе 5	343
6.	ПРИМЕНЕНИЕ РАЗРАБОТОК В ПРОИЗВОДСТВЕ, ОСВОЕНИЕ НОВЫХ ВИДОВ ПРОДУКЦИИ.....	347
6.1.	Разработка и внедрение технологий и составов сталей	347

6.2.	Освоение новых видов трубной продукции с повышенным уровнем вязкости и хладостойкости	351
	Заключение по главе 6	364
	ОБЩИЕ ВЫВОДЫ	366
	СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ	371
	СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ	373
	ПРИЛОЖЕНИЯ	403

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования и степень ее разработанности. Одним из наиболее важных требований, предъявляемых к свойствам электросварных труб, является повышенное сопротивление хрупкому разрушению при температурах эксплуатации. При этом свойства сварного соединения обеспечить существенно сложнее, чем основного металла, 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 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 установлением основных закономерностей формирования структуры, 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 и последующей термической обработки.

Существенный вклад в разработку данной проблемы внесли: Шоршоров М.Х., Лившиц Л.С., Патон Б.Е. с сотрудниками, Кархин В.А., Ефименко Л.А., Франтов И.И., Гривняк И., Bhadeshia H., Subramanian S, Easterling K., Kou S. и др. Общие вопросы металлургии и металловедения сварки и свариваемости сталей описаны в известных отечественных и зарубежных монографиях [1-6]. Однако, в них не рассматриваются систематически вопросы связи структуры и свойств сварных соединений современных трубных сталей, вопросы металловедения высокочастотной сварки кратко затрагиваются только в работе [7].

Вопросам исследования структуры и свойств сварных соединений сталей, выполненных дуговой сваркой, посвящен ряд современных статей и обзоров, однако в них признается методическая сложность идентификации структурных составляющих и установления связей между структурой и свойствами, при этом часть результатов - противоречивы. Значительная часть исследований проводилась на имитированном металле, а не на металле реальных сварных

соединений. Большинство работ посвящено влиянию отдельных элементов микроструктуры, например, МА-составляющей, игольчатого феррита [8-14].

Также нет ясности в вопросах микроструктурных механизмов разрушения сварных соединений, выполненных рассматриваемыми способами сварки (ДСФ и ТВЧ) и основных охрупчивающих факторов, снижающих их ударную вязкость.

В литературе мало публикаций, посвященных структуре и свойствам сварных соединений труб, выполненных высокочастотной сваркой. По большей части публикации посвящены формированию включений окислов в линии сплавления, параметров сварки (частота тока, усилие при осадке, угол схождения кромок), особенностям испытания сварного соединения на ударный изгиб и влиянию термической обработки. Отдельные исследования микроструктуры сварных соединений не носят систематического характера и не дают ответа на вопросы о влиянии отдельных элементов микроструктуры на вязкость сварного соединения [15-21].

Все перечисленное затрудняет выявление всех факторов, определяющих вязкость и, соответственно поиск путей целенаправленного управления структурой сварных соединений для повышения их ударной вязкости и хладостойкости.

При сварке исходная дисперсная микроструктура проката подвергается воздействию нагрева и существенно изменяется. В числе наиболее чувствительных к изменениям микроструктуры характеристик металла – ударная вязкость и хладостойкость [22, 23]. Они особенно важны для электросварных труб большого диаметра (ТБД), предназначенных для сооружения магистральных трубопроводов в экстремальных климатических условиях – например, в районах Крайнего Севера и Сибири.

При производстве ТБД применяется автоматическая многодуговая сварка под флюсом. Благодаря высокой производительности и стабильному качеству сварных соединений, этот вид сварки до настоящего времени остаётся единственным эффективным способом промышленного производства труб большого диаметра. Но в условиях постоянно возрастающих требований к электросварным трубам, тенденции к увеличению толщины свариваемого металла и применению высокопрочных трубных сталей, вопрос достижения стабильно высоких механических свойств в сварном соединении становится сложной практической задачей. Применительно к ТБД, где технология производства предусматривает двухстороннюю сварку (внутреннего и наружного шва), к наиболее «проблемным» участкам сварного соединения обычно относят грубозернистый участок зоны термического влияния (участок перегрева ЗТВ) и участок перегрева, испытывающий повторный нагрев в область межкритических ($\alpha+\gamma$ область) температур [2] вследствие наложения термического цикла от шва, свариваемого вторым.

С повышением комплекса свойств стали возрастает восприимчивость сформированной в ходе термомеханической прокатки микроструктуры к тепловому воздействию сварки; с увеличением толщины стенки трубы возрастает погонная энергия сварки, а вместе с тем ширина ЗТВ, при этом снижается скорость охлаждения, что также сказывается на склонности сварного соединения к хрупкому разрушению [22, 24, 25]. Всё это приводит к необходимости совершенствования технологий, разработки и применения новых видов и способов сварки, направленных на снижение теплового воздействия на микроструктуру основного металла в зоне термического влияния. Для многодуговой сварки варианты управления условиями охлаждения, микроструктурой и, соответственно, свойствами ЗТВ – ограничены. В основном это снижение погонной энергии сварки и начальной температуры металла для обеспечения оптимальной скорости охлаждения металла в интервале температур фазовых превращений, совершенствование химического состава стали. О благоприятном влиянии повышенной скорости охлаждения сварного соединения написано в многочисленных работах [26-28]. Однако технологические способы снижения тепловложения в промышленных условиях недостаточно проработаны. Также при изменении погонной энергии сварки изменяются условия раскисления, модифицирования и кристаллизации сварочной ванны, что далеко не всегда положительно сказывается на свойствах металла шва с точки зрения обеспечения высокой вязкости и хладостойкости. Исходя из этого важным является поиск практических способов снижения тепловложения, при этом целесообразно изучить и другие подходы, включая альтернативные виды сварки и внешние воздействия на процесс сварки и сварное соединение.

С точки зрения высокочастотной сварки важно установить весь комплекс факторов (кроме широко известного из литературы и практики неблагоприятного влияния оксидных включений), определяющих хладостойкость сварного соединения и способы целенаправленного воздействия на них.

Поэтому важнейшими задачами являются установление практических возможностей улучшения структуры и свойств сварных соединений путем совершенствования действующих технологий, создания новых, применения различных технологических воздействий, установление их возможностей и ограничений и последующее их применение на производстве.

Таким образом, состояние вопроса на момент постановки данной 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, но эти данные не получили обобщения, нет четкой 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 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 (СС), 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 зернограничного 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_{c3} .

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 (НВ) 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 зернограничного 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.

Установлены наиболее опасные инициаторы хрупкого разрушения:

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

- в ЗТВ дугового шва: частицы TiN ; $(Ti,Nb(CN))$ 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 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 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 окислов 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 $-42\dots-60^{\circ}\text{C}$; 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 $\text{Ø}114-530$ 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 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 использована **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, рентгеноструктурного 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.

На защиту выносятся:

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 и апробация результатов. Достоверность и обоснованность результатов работы обеспечены 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.

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 3 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.

Общая схема проведения работы представлена на рис.1. Она включает в себя систематические исследования микроструктуры сварных соединений, выполненных различными видами сварки, исследование особенностей разрушения сварных соединений, установление основных связей между структурой и свойствами (в первую очередь – ударной вязкостью и хладостойкостью), установление основных факторов, ответственных за охрупчивание сварных соединений, разработку подходов к совершенствованию структуры и свойств сварных соединений. Далее работа включает в себя опробование и установление эффективности предложенных воздействий, освоение новых видов продукции и усовершенствованных технологий, обобщение всего комплекса полученных результатов, формулирование перспективных направлений исследований и разработок.

Исследовали сварные соединения и основной металл труб малого, среднего и большого диаметра ($\varnothing 60-1420$ мм), выполненных высокочастотной сваркой и автоматической дуговой сваркой под флюсом. Основное внимание кроме равнопрочности (сварного соединения и основного металла) уделяли ударной вязкости и хладостойкости сварных соединений (их различных зон). В сварном соединении, выполненном дуговой сваркой под флюсом исследовали центральную часть шва, зону термического влияния вблизи линии сплавления и крупнозернистую ЗТВ внутреннего шва повторно нагретую в межкритический ($\alpha+\gamma$) интервал вследствие влияния термического цикла сварки наружного шва. В случае высокочастотной сварки исследованию подвергали область линии сплавления в сравнении с зонами, отстоящими от нее на различное расстояние (до 4 мм).

В качестве материала в основном использовали низкоуглеродистые (0,04-0,09% C) микролегированные стали применяемые для производства электросварных труб. Исследовали стали промышленного производства: для труб большого диаметра использовали стали, выплавленные в кислородном конвертере и разлитые на МНЛЗ, для труб малого и среднего диаметра – произведенные на литейно-прокатном комплексе (выплавка в дуговой печи, разливка на тонкослябовой МНЛЗ). Для отдельных экспериментов использовали стали, выплавленные в лабораторной вакуумной индукционной печи.

Выбор материала был продиктован следующими соображениями:

- использовать стали, широко применяемые для производства электросварных труб;
- изучить стали различного химического состава всего используемого диапазона классов прочности (K52(X60)-K90(X120));

- в работе исследовали как стали используемого в производстве химического состава, так и разработанные в ходе настоящей работы 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 исследовали стали с повышенным содержанием углерода (22ГЮ, 30Г и др.).

Химический состав используемых материалов приведен в таблице П1 (приложение).

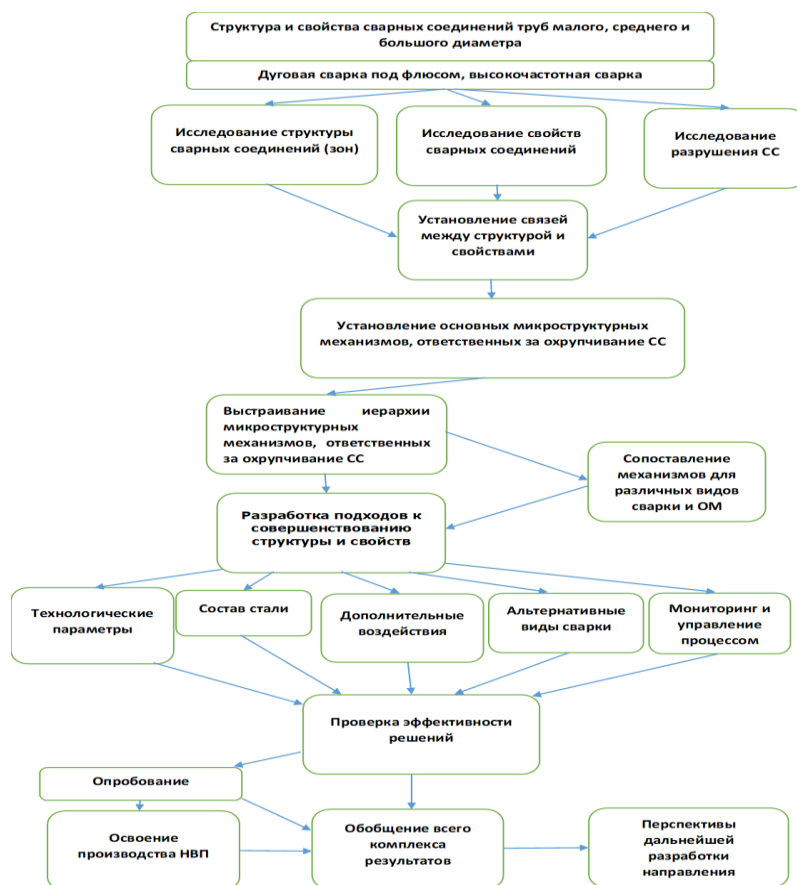


Рисунок 1 - Общая схема проведения работы

В работе использовали широкую гамму металлургических методов исследования микроструктуры материалов, включая количественную металлографию, сканирующую (включая

методы дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) и фрактографические исследования) и просвечивающую электронную микроскопию, рентгеноструктурный анализ, дилатометрию.

Для проведения термодинамических расчетов использовали программное обеспечение Thermo-Calc v 3.0.1 и MTData, использовали базы данных TCFE7 и TCOX4 и MTOX.

Микроструктуру исследовали при помощи металлографического микроскопа Axio Observer.D1m, оснащенного анализатором изображения Thixomet и микроскопа Leica DM18. Изучение микроструктуры проводили после травления шлифов в 4 % спиртовом растворе HNO₃ или (для выявления МА-составляющей) в реактиве Ле Пера (последовательное травление в 4 % спиртовом растворе пикриновой кислоты и 1% водном растворе Na₂S₂O₅). Замеры твердости по методу Виккерса сварного шва проведены при помощи автоматизированного микротвердомера QNESS 10A+.

Построение диаграмм превращения аустенита производили на автоматическом дилатометре DIL 805 A/D с использованием образцов Ø4×10 мм, отобранных от основного металла трубы. Режимы нагрева и охлаждения образцов воспроизводили расчетные сварочные циклы. Для моделирования режимов нагрева и охлаждения при локальной термической обработке (ЛТО) использовали цилиндрические образцы Ø4×10 мм, отобранные от сварного соединения труб, сваренных ТВЧ таким образом, чтобы линия сплавления находилась в середине образца и была параллельна его оси.

Изучение тонкой структуры проводили при помощи просвечивающей (ПЭМ) и сканирующей электронной микроскопии (СЭМ). Фольги, утоненные до 40÷50 мкм методом электролитической полировки, исследовали с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM200CX при ускоряющем напряжении 120 кВ. Для изучения микроструктуры сталей применяли растровые электронные микроскопы «Ultra-55» и CrossBeam 1540 EsB (Carl Zeiss), оборудованные системой дифракции отраженных электронов (ДОРЭ).

Изучение изломов после испытаний на ударный изгиб выполнено посредством применения стереомикроскопа Meiji Techno и растровых электронных микроскопов Ultra-55 и CrossBeam 1540 EsB. Определение очагов зарождения хрупкого разрушения проводили путем анализа направления распространения разрушения по виду речного узора на фасетках. Для установления состава неметаллических включений использовали приставку для рентгеноспектрального микроанализа Inca X-Act (Oxford Instruments) с программным обеспечением Aztec (Oxford Instruments).

Анализ кристаллографической текстуры осуществляли посредством построения обратных полюсных фигур дифрактометрическим методом на основе данных зафиксированных рентгеновским дифрактометром Ultima IV с использованием рентгеновской трубки с медным анодом.

При исследовании микроструктуры с использованием метода ДОРЭ ускоряющее напряжение составляло 20 кВ в режиме «высокого тока», апертура 60 мкм, рабочее расстояние - 15 мм, наклоном образца - 70° . Съемку производили по квадратному растру с шагом 100...200 нм, бинингом 4×4 и коррекцией дрейфа. Обработку ориентационных данных осуществляли в программном пакете HKL Channel 5. Для получения достоверной статистической информации о микроструктуре, изучению подвергались минимум по 3 области, суммарной площадью не менее $0,5 \text{ мм}^2$, содержащих не менее 2000 зерен феррита, с каждого металлографического шлифа. На последнем этапе подготовки шлифов для снятия поверхностного дефектного слоя применяли суспензию коллоидного кремния 0,05 мкм. При ДОРЭ-анализе за высокоугловые границы принимали границы с разориентировкой $>15^\circ$, малоугловыми считали границы $2...15^\circ$. Для усиления ориентационного контраста на микрофотографиях, проводили изучение микроструктуры в режиме фокусированного ионного пучка ФИП (FIB). Изображения поверхности металлографических шлифов получали во вторичных электронах, возбужденных ионами Ga с ускоряющим напряжением в 30 кэВ и током в 50 пА.

Карты качества изображений Band Slope (Image Quality) применяли для определения дефектности микроструктуры и визуализации морфологии составляющих микроструктуры. Качество изображений BS – параметр, которым в количественной форме характеризуют качество дифракционной картины в каждой точке раstra. На картах IQ участки с минимальными значениями параметра качества представляются черными, а участки с максимальными значениями – белыми. Чем больше искажена кристаллическая решетка составляющих микроструктуры, тем они темнее на картах IQ. Оценку напряженности микроструктуры проводили на картах средних кернеловских разориентаций СКР (КАМ). Отображение локальных разориентаций от 0° до 2° осуществлялось с кернелом 7×7 . Карты в представлении обратной полюсной фигуры ОПФ (IPF) использовали для визуализации морфологии и ориентации зерен. Распознавание кристаллографических ориентировок на картах ДОРЭ (индексация) проводилась с точностью $>96\%$. Лучшую визуализацию достигали интерполяцией непроиндексированных точек. Фильтр Кувахары 7×7 применяли с целью устранения ориентационных шумов.

Разделение зернограничного/полигонального феррита и бейнита осуществляли на основе анализа карт локальных разориентаций (средних кернеловских разориентаций СКР). Полигональный феррит в отличие от бейнита проявляет наименьшие значения СКР $< 1.2^\circ$, в бейните этот параметр $1.2^\circ - 1.6^\circ$.

Разделение речного и гранулярного бейнита осуществляли на основе сопоставления карт качества картин Кикучи и карт границ зерен (ВУГ). В ограниченных высокоугловыми границами пакетах речного бейнита наблюдалась речная субструктура. Внутри областей гранулярного бейнита наблюдалась ячеистая (полигональная) субструктура и отдельные участки

незавершенных высокоугловых границ. Доли составляющих микроструктуры определяли по соотношению площадей, занимаемых составляющими на картах ДОРЭ.

Размер зерен остаточного аустенита рассчитывали, как средневзвешенный по площади диаметр окружности, имеющей такую же площадь. Распределение размеров и объемной доли зерен остаточного аустенита определяли путём анализа расположения на ориентационной карте областей с ГЦК решеткой. Распределение размеров и объемной доли частиц МА-составляющей определяли путём анализа карт качества картин Кикучи. Выделение участков МА-составляющей осуществляли с использованием алгоритма нейронной сети, обученной на выборке ориентационных карт.

Программа ARPGE на основании анализа ориентационных карт образцов с бейнитной структурой позволяет проводить в автоматическом режиме реконструкцию исходного аустенитного зерна и определять ориентировку каждого зерна в трехмерном пространстве углов Эйлера. В основе лежит интерпретация ориентационных соотношений кристаллической решетки γ - и α -фаз в процессе мартенситного или бейнитного превращений (соотношения Курдюмова-Закса и Нишиямы-Вассермана).

Для оценки кристаллографической текстуры применяли функцию распределения ориентировок (ФРО), представляемую в виде распределения в трехмерном пространстве углов Эйлера ориентационной плотности. ФРО строили с использованием программного обеспечения «Channel 5 Oxford Instruments» на основании данных ДОРЭ-карт. Анализ кристаллографической текстуры осуществляли по двумерным сечениям ФРО при угле $\varphi_2=45^\circ$. За кристаллографические кластеры $\{001\}$ принимались области микроструктуры, плоскости скола которых были разориентированы в пределах 20° по отношению к плоскости надреза образца для испытания на ударный изгиб. Строили ориентационные карты кристаллографических кластеров $\{001\}$, распределения их размеров, определяли объемную долю.

Механические свойства труб определяли по стандартным методикам: на статическое растяжение на пятикратных образцах по ГОСТ 1497; на ударную вязкость на образцах типа 1, 3, 11, 13 по ГОСТ 9454 на маятниковом копре Zwick PSW750 с энергией удара 350 Дж при температурах испытания от $+20$ до -100 °С. При каждой температуре и скорости охлаждения испытывали от 5 до 50 образцов; в ряде случаев испытания проводили с записью динамических кривых разрушения.

Испытания на ударный изгиб сварных соединений, выполненных ДСФ по центру шва проводили по ГОСТ 6996; по линии сплавления – в соответствии со стандартом DNV-OS-F101 (доля металла ЗТВ и шва по 50%). Для испытаний на ударный изгиб из областей основного

металла и сварного шва труб ТВЧ вырезали поперечные ударные образцы типа 11, 13 по ГОСТ 9454 по линии сплавления и на расстоянии 1-3 мм от линии сплавления.

На основе анализа значений ударной вязкости и долей вязкой составляющей определяли температуру вязко-хрупкого перехода и температуру пониженной хладостойкости. Температура вязко-хрупкого перехода – температура, выше которой разрушение происходит по вязкому механизму. Критерием определения температуры вязко-хрупкого перехода является присутствие в выборке значений ударной вязкости, испытанных при одной и той же температуре значений доли вязкой составляющей, не превышающих 85%. За температуру пониженной хладостойкости принимали температуру, при которой в выборке значений ударной вязкости появлялись значения $< 52 \text{ Дж/см}^2$.

Использованный в настоящей работе подход к оценке влияния микроструктуры грубозернистого участка ЗТВ на вязкость основывается на методе лабораторной имитации, в ходе которой образцы нагревают и охлаждают в соответствии с заданными сварочными термическими циклами. Поперечные образцы для испытаний размерами $10 \times 10 \times 110$ мм и $5 \times 10 \times 110$ мм изготавливали из промышленного проката, предназначенного для производства труб. Исследования проводили на установке Gleeble 3180. Нагрев и охлаждение образцов в вакуумной камере Gleeble происходит за счет тепла, выделяющегося при пропускании тока, и охлаждаемых токопроводящих захватов. Контроль температуры осуществляли в непрерывном автоматическом режиме при помощи термопары, приваренной к центру рабочей зоны образца. Таким образом удалось в точности воспроизвести сварочный термический цикл и обеспечить воспроизводимость условий испытаний. Термические циклы рассчитывали с помощью модели на глубине 8 мм от поверхности в точке с максимальной температурой нагрева $1350 \text{ }^\circ\text{C}$, соответствующей грубозернистому участку ЗТВ. Для исследования реакции стали на тепловое воздействие из образцов, прошедших термические циклы, изготавливали образцы, концентратор которых находился строго по центру рабочей зоны в плоскости расположения термопары и проводили испытания на ударный изгиб.

Проведенные экспериментальные работы и анализ позволили систематизировать факторы, оказывающие влияние на качество и свойства сварного соединения, выполненного автоматической многодуговой сваркой под флюсом (ДСФ), связанные со свариваемым материалом, технологией сварки, сварочными материалами и внешними воздействиями (табл. 1). Аналогичная работа проведена и части сварки ТВЧ и систематизированы факторы, обусловленные исходным прокатом, формовкой, сваркой и последующей термической обработкой (табл.2).

Таблица 1. Анализ факторов, оказывающих влияние на структуру и свойства сварного соединения, выполненного дуговой сваркой под флюсом

Фактор	Характеристика	Чем управляем
Свариваемый материал	Базовый состав стали	Кинетика фазовых превращений
	Микролегирование	Рост зерна, дисперсионное упрочнение
	Неметаллические включения	Механизм зарождения разрушения
	Специально сформированные НВ	Рост зерна аустенита, внутризеренное зарождение α -фазы
	Исходная микроструктура (ТМО)	Структура ЗТВ, механизм зарождения разрушения
Технология сварки	Разделка кромок	Погонная энергия сварки, соотношение ОМ и МШ
	Сварочная проволока	Погонная энергия сварки, соотношение ОМ и МШ, химический состав шва
	Флюс	Процессы раскисления и дегазации жидкой ванны, специально сформированные НВ
	Погонная энергия сварки (ток, напряжение, скорость сварки)	Форма и размеры шва и ЗТВ, состав шва, рост зерна аустенита, фазовые превращения, процессы в жидкой ванне, цикл повторного нагрева внутреннего шва
Внешние воздействия в процессе сварки	Начальные и граничные условия сварки (температура, охлаждение и др.)	Рост зерна аустенита, фазовые превращения
	Холодная/горячая присадка	Соотношение ОМ и МШ, скорость охлаждения и фазовые превращения, состав шва
	Ультразвуковые колебания	Кристаллизация жидкой ванны, форма и структура шва
Внешние воздействия после сварки	Термическая обработка	Структура шва и ЗТВ

Таблица 2. Влияние факторов, оказывающих влияние на качество и структуру сварного соединения, выполненного высокочастотной сваркой

Фактор	Параметры/характеристики	Чем управляем
Рулонный прокат	Состав стали	Структура сварного соединения Склонность к ликвации Чистота по неметаллическим включениям (НВ) Предотвращение формирования тугоплавких окислов
	Качество поверхности/кромки, геометрические параметры	Качество сварки
	Полная ширина/продольный роспуск	Ликвационная неоднородность
Формовка	Схема/профиль формовки	Качество сварного соединения, геометрические параметры трубы, свойства ОМ, остаточные напряжения
Сварка	Мощность, скорость сварки, угол схождения кромок, осадка	Тип сварки (I, II, III), оксидные включения по линии сплавления, непровары, угол изгиба волокон, текстура
Термическая обработка	Локальная ТО сварного соединения	Напряжения, распределение твердости, микроструктура, текстура и эффективное зерно, соотношение свойств ОМ и СС, сопротивление разрушению
	Объемная ТО тела трубы/комбинация ЛТО и ОТО	

Результаты проведенных работ и установленные факторы явились базой для систематических исследований по выявлению микроструктурных особенностей, определяющих ударную вязкость и хладостойкость сварных соединений, оптимизации микроструктуры и свойств обоих исследуемых типов сварных соединений труб.

1. СОЗДАНИЕ НАУЧНО-ОБОСНОВАННОЙ СИСТЕМЫ РАЗРАБОТКИ И ОСВОЕНИЯ НОВЫХ ТЕХНОЛОГИЙ

1.1. Особенности процессов, происходящих при дуговой сварке под флюсом и высокочастотной сварке

В соответствии с ГОСТ 2601 «Сварка металлов. Термины и определения основных понятий» сварка - это получение неразъемных соединений посредством установления межатомных связей между соединяемыми частями при их нагревании и (или) пластическом деформировании.

Стандарт выделяет большое количество видов сварки, классифицируя их по различным признакам, в том числе: ручная сварка, механизированная сварка, автоматическая сварка, сварка плавлением, дуговая сварка, дуговая сварка под флюсом, многодуговая сварка, электронно-лучевая сварка, лазерная сварка, стыковая сварка оплавлением, высокочастотная сварка, сварка взрывом и т.д.

В том числе виды сварки классифицируются по принципу:

- термический класс: все виды электродуговой, электрошлаковая, плазменная, электроннолучевая, лазерная и др.,
- термомеханический: кузнечная, контактная, сварка трением,
- механический класс: сварка взрывом, ультразвуковая, холодная.

В качестве основных объектов исследования выбраны дуговая сварка под флюсом и высокочастотная сварка, как массово применяемые на производстве и вследствие принципиальных отличий механизма формирования сварного соединения (СС). Дуговая сварка относится к термическому, ТВЧ – к термомеханическому, механический класс сварки при производстве труб не применяется.

Н.Н. Бенардос русский инженер, является изобретателем электрической дуговой сварки (1881 г.) и ряда других видов сварки. В 1888 г. русский инженер Н. Г. Славянов впервые в мире применил на практике дуговую сварку металлическим (плавящимся) электродом под слоем флюса. Промышленный способ автоматической сварки под флюсом был разработан в Институте электросварки Е. О. Патеном. Коллективом этого института была создана технология сварки под флюсом, разработаны составы флюсов, созданы сварочные автоматы [29,30].

При автоматической дуговой сварке под флюсом электрическая дуга горит под слоем флюса между концом сварочной проволоки и свариваемым металлом. Механизация движения электрода позволяет автоматизировать процесс сварки. Автоматическая сварка под слоем флюса производится электродной проволокой, которая подается в зону горения дуги специальным

механизмом, называемым сварочной головкой автомата. Ток поступает к проволоке через мундштук из меди или его сплавов. Сварочный ток, переменный или постоянный, прямой или обратной полярности подводится к электродной проволоке, а другим контактом к свариваемому изделию (рис.1.1).

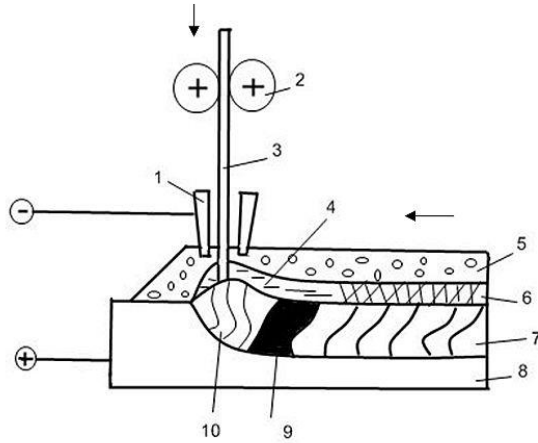


Рисунок 1.1 - Схема автоматической дуговой сварки под флюсом. 1 – токопровод, 2 – механизм перемещения проволоки, 3 – проволока, 4 – жидкий шлак, 5 – флюс, 6 – шлаковая корка, 7 – сварной шов, 8 – основной металл заготовки, 9 – жидкий металл, 10 – электрическая дуга.

К зоне дуги подается флюс, который создает шлаковую защиту. Дуга возбуждается между свариваемым изделием и электродной проволокой и горит под слоем расплавленного флюса в пространстве, образованном парами и газами, выделяемыми в столбе дуги. Металл сварочной проволоки расплавляется дугой и переносится каплями в сварочную ванну.

Расплавленный флюс, окружающий газовую полость, защищает дугу и расплавленный металл от вредного воздействия окружающей среды и осуществляет металлургическую обработку металла в сварочной ванне.

При гашении электрической дуги расплавленный флюс, остывая, образует шлаковую корку, которая отделяется от поверхности шва. Флюс засыпается перед дугой из бункера, количество флюса, идущего в шлаковую корку, равно массе расплавленной сварочной проволоки. Расплавленные электродный и основной металл перемешиваются в сварочной ванне, кристаллизуясь, они образуют сварной шов.

Основные характеристики режимов, сварки:

- показатели электрического тока (род, сила, полярность);
- электрическое напряжение;
- диаметр и состав электродной проволоки;
- скорость сварки.

- характеристики флюса и др.

Металл сварного шва: это та часть сварного соединения, которая нагревается выше линии солидуса. Технологический процесс сварки можно упрощенно разделить на три стадии: плавления, кристаллизации и охлаждения (фазовых превращений).

В период плавления плавятся свариваемая сталь и присадочный материал. Как только присадочный материал расплавится, в металле сварного шва начинаются металлургические процессы. Кроме раскисления и модифицирования, происходит легирование и удаление вредных примесей и газов, формирование неметаллических включений.

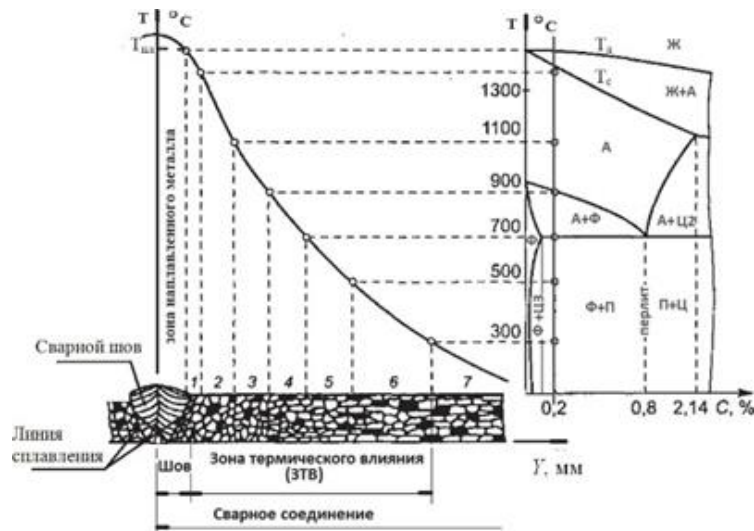


Рисунок 1.2 - Схема строения сварного соединения и основные его зоны.

Схема строения сварного соединения и основные его зоны представлены на рис.1.2; в сварном соединении кроме собственно шва выделяют 7 участков.

Участок 1 зона сплавления - он представляет собой очень узкую область основного металла, нагретого до частичного оплавления зерен.

Участок 2 перегрева, нагретый при сварке до температур 1100–1470 °С; металл отличается крупнозернистой структурой.

Участок 3 характеризуется полной перекристаллизацией в результате нагрева выше критической точки A_{c3} в среднем до 900–1100 °С.

Участок 4 неполной перекристаллизации – область сварного соединения, нагреваемая в среднем до 700–900 °С, т.е. в межкритический интервал температур A_{c1} – A_{c3} .

Участок высокого отпуска 5 – область сварного соединения, нагреваемая до 500–700 °С, в случае, если сталь перед сваркой испытала холодную деформацию, то на этом участке развиваются процессы рекристаллизации, вследствие чего участок 5 называют участком рекристаллизации.

Участок 6 – зона низкого отпуска, область сварного соединения, нагреваемая до 300 – 500 °С В этой зоне могут протекать процессы старения из-за выпадения карбидов железа и нитридов.

Участок 7 – основной металл, который не претерпевал изменений в процессе сварки.

Считается, что идея применения токов высокой частоты (ТВЧ) для сварки металлов была впервые предложена в 1946 году А.В. Улитковским с сотрудниками. Далее в 50-е годы прошлого века проводились интенсивные исследования по созданию технологии и оборудования высокочастотной сварки труб. Была создана промышленная технология высокочастотной сварки, при которой изделие перед сварочным узлом формируется в виде заготовки с V-образной щелью между свариваемыми кромками. К кромкам подводится (индуктором или контактами) ток высокой частоты, таким образом, чтобы он проходил от одной кромки к другой к месту их схождения (рис. 1.3). Вследствие поверхностного эффекта и эффекта близости, который по мере сближения кромок усиливается, достигается высокая концентрация тока в месте схождения кромок, при этом кромки нагреваются, обжимаются и свариваются [7].

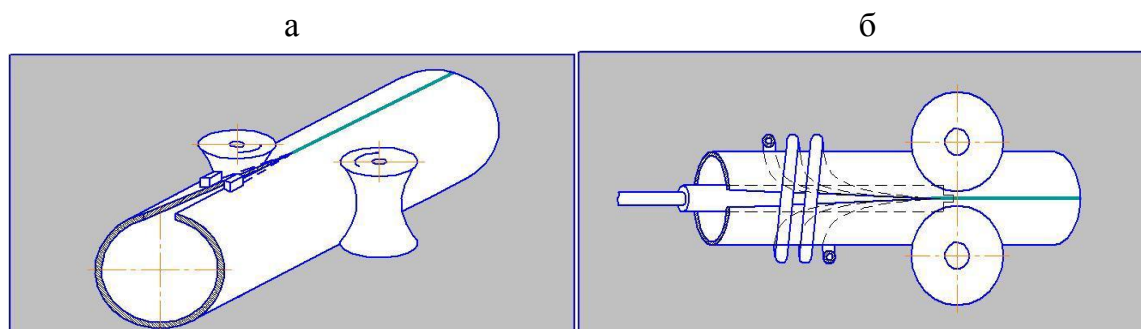


Рисунок 1.3 – Общая схема высокочастотной сварки труб. Способы подвода электрического тока к кромкам заготовки: а- контактный, б- индукционный.

Наиболее широко распространен процесс сварки давлением с оплавлением. Он осуществляется при нагреве и местном расплавлении свариваемых поверхностей. При этом сварное соединение образуется между поверхностями, находящимися в твердом состоянии, поскольку при правильном выборе технологических параметров сварки весь тонкий расплавленный слой металла с кромок, содержащий оксиды и другие включения, выдавливаются из сварного шва к наружной и внутренней поверхностям по мере прохождения кромок между сварочными валками. Далее еще в горячем состоянии полученный грат удаляется механическим способом.

Свариваемые элементы имеют одинаковые геометрические размеры и материал и расположены симметрично относительно вертикальной плоскости, что обеспечивает идентичность нагрева. Особенность высокочастотного метода нагрева состоит в выделении

тепловой энергии в массе нагреваемого металла и возможности значительной концентрации электромагнитной энергии токов высокой частоты в поверхностных слоях нагреваемого металла вследствие поверхностного («скин») эффекта при сближении соединяемых кромок. Плотность тока равномерна по сечению, а глубина прогрева регулируется частотой тока, расстоянием между свариваемыми элементами (эффект близости) и временем нагрева [7].

Характерным для данного вида сварки является ярко выраженная локальность нагрева в сочетании с высокими скоростями сварки (десятки метров в минуту, для сравнения при автоматической сварке под флюсом скорость сварки обычно не превышает 2 м/мин). Ширина зоны термического влияния как правило колеблется в интервале 1-4 мм, температурные градиенты в зоне шва достигают 1000 °С/мм, что обуславливает мощный тепловой поток от нагретых участков к холодным и, следовательно, высокие скорости охлаждения шва и околошовной зоны. Средняя скорость охлаждения в интервале фазовых превращений для слоя, нагретого на глубину 1 мм составляет 1500 °С/с, на 3 мм – 170°С/с, т.е. выше критической скорости закалки для многих сталей [7].

С металлургической точки зрения высокочастотная сварка (сварка ТВЧ) характеризуется чрезвычайно быстрым нагревом и охлаждением в сочетании с давлением. Эти специфические тепловые циклы в сочетании с деформацией приводят к сложным изменениям микроструктуры.

Основные технологические параметры ТВЧ сварки: скорость сварки, мощность сварки, частота тока, угол схождения кромок, величина осадки. Скорость нагрева при сварке достигает $15 \cdot 10^4$ °С/с; величина осадки – 1,5 – 8 мм; скорость осадки $5 \div 20$ мм/с.

Известно, что процессы, происходящие при высокочастотной сварке шва труб можно разделить на три типа [20, 21, 32]. Общий характер их протекания изображен на рис. 1.4. I тип сварки имеет место при недостаточном нагреве свариваемых кромок, в результате чего в шве появляются так называемые непровары. При оптимальной сварке на режиме, обеспечивающем II тип процесса, в начале узкого зазора, образующегося за точкой геометрического схождения кромок, возникают перемычки, через которые проходит часть сварочного тока. Разогретые сварочным током перемычки быстро продвигаются электромагнитными силами через узкий зазор, выполняя его предварительную очистку перед осадкой от сварочных окислов. При III типе сварочного процесса возникают замкнутые полости, в которые затем возвращается раннее выдавленный на кромки расплавленный металл вместе с образовавшимися при нагреве окислами.

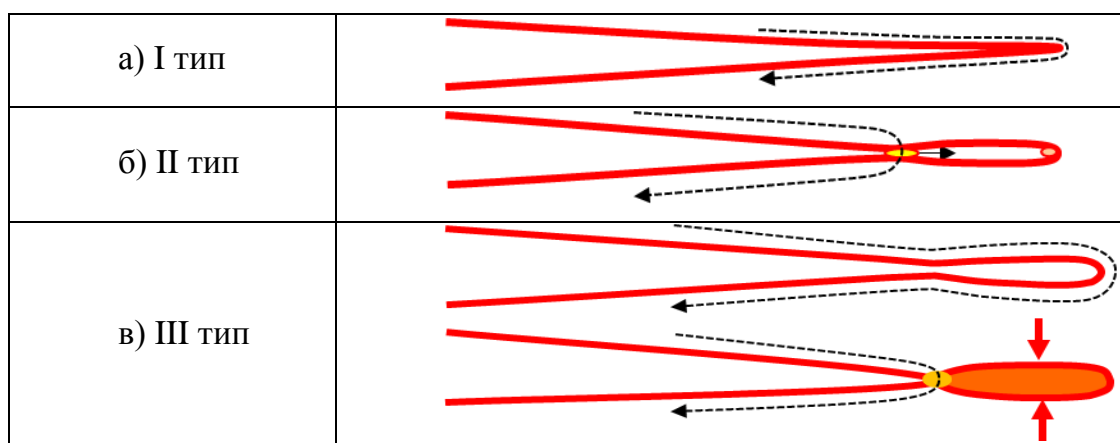


Рисунок 1.4 - Характер протекания процессов при различных типах сварки. Сплошная линия - граница нагретого, но не расплавленного металла, штриховая линия - путь тока на кромках.

Таким образом, очистка металла от окислов в процессе сварки ТВЧ может проходить два раза: при движении перемычек по узкому сварочному зазору и при выдавливании металла в грат при осадке.

При осуществлении процесса сварки по первому типу типичный дефект – «непровары», которые представляют окисную пленку, оставшуюся на поверхности кромок при отсутствии «выдавливания» жидкого металла из зоны сварки. При процессе третьего типа, когда недостаточное количество жидкого металла выбрасывается из зоны сварки или происходит возврат расплавленного грата обратно в зазор, типичный дефект - относительно крупные периодически встречающиеся скопления неметаллических включений. Оптимальным считается процесс второго типа.

Для получения качественного сварного соединения необходимо, чтобы весь оплавленный металл, имеющийся в месте схождения свариваемых элементов, был удален при осадке. В процессе осадки кромок происходит выдавливание жидкого металла, искажение течения металла и перемещение вверх неметаллических включений по течению металла. Образование неметаллических включений в сварном соединении интенсифицируется по мере уменьшения величины осадки. При очень малой осадке может получиться как «непровар», так и неметаллические включения. Недостаточная осадка может привести к тому, что в сварном соединении могут остаться окисные включения сварочного происхождения, существенно ухудшающие вязкость, чрезмерная осадка приводит к искривлению волокон и также снижает вязкость и пластичность [7, 20, 31]. С точки зрения загрязненности неметаллическими включениями, увеличение осадки улучшает ситуацию, однако, увеличение угла искривления волокон – снижает вязкость, повышение скорости сварки снижает количество дефектов.

Каждой скорости сварки соответствует наиболее благоприятный диапазон сварочной мощности, обеспечивающий минимальное количество дефектов шва. Согласно данным работы [33] наименьшая сварочная мощность, реализующая режим сварки по 2-му типу, пропорциональна произведению скорости сварки и угла схождения (V). Тогда как сварочная мощность, необходимая для создания одинаковой температуры, находится в приближенной пропорциональности квадратному корню скорости сварки.

Так-как произведение скорости сварки и угла схождения соответствует скорости сближения кромок, она равна скорости осадки, высокая скорость осадки рассматривается как эффективный фактор удаления включений.

Заметное подавление дефектов шва наблюдается в том случае, когда приложена правильная осадка, произведение скорости сварки на угол схождения превышает определенную величину и сварная мощность обеспечивает 2-й тип процесса сварки.

При производстве труб ответственного назначения после сварки ТВЧ применяется локальная (ЛТО) и объемная (ОТО) термообработка, что позволяет управлять микроструктурой сварного соединения.

Процесс высокочастотной сварки (сварки токами высокой частоты (ТВЧ) является одним из наиболее распространенных методов производства высококачественных сварных труб с продольным швом, применяемым для нефтегазопроводных, обсадных и насосно-компрессорных труб. В сравнении с бесшовными трубами аналогичного сортамента ТВЧ труба имеет преимущества с точки зрения стоимости, а также времени выполнения заказов, допусков по размерам и качества поверхности по сравнению с бесшовными трубами. Локальная термическая обработки шва и (при необходимости) объемная термообработка всего тела трубы способствуют структурной однородности металла труб. Качество труб контролируется автоматическим УЗ-контролем и гидроиспытаниями всех труб.

АО «ВМЗ» производит трубы ответственного назначения диаметром от 60 до 1420 мм в трубоэлектросварочных цехах №№ 1, 3, 4 и 5. При их производстве применяются два основных вида сварки: токами высокой частоты (ТВЧ \varnothing 60-530 мм) и многодуговая автоматическая под слоем флюса (\varnothing 508-1420 мм). Эти виды сварки существенно отличаются: механизмом, локальностью, скоростью и др., поэтому и подходы к управлению ими отличаются.

В качестве особенностей дуговой сварки под флюсом следует отметить:

- скорость охлаждения после сварки ниже оптимальной (<10 °C/c), что может привести к формированию неблагоприятной микроструктуры, например зернограницного феррита;

- кинетика превращения аустенита отличается в шве и ЗТВ из-за разницы в условиях охлаждения и химическом составе (легирование шва);

- существует как минимум 3 зоны с неблагоприятной (но различной) микроструктурой: центр шва (ЦШ), крупнозернистый участок зоны термического влияния (ЗТВ), крупнозернистый участок зоны термического влияния нагретый в межкритическую $\alpha+\gamma$ область вследствие влияния термического цикла шва, выполненного вторым (при двухпроходной сварке).

Основные особенности и отличия сварки труб токами высокой частоты от электродуговых способов сварки:

-отсутствие жидкой сварочной ванны и возможности управлять процессами раскисления, кристаллизации, формообразования, поскольку весь жидкий металл должен быть удален в грат при осадке. Сварное соединение труб фактически состоит из плоскости сплавления и различных участков ЗТВ;

-отсутствие влияния сварочных материалов (электродной проволоки, флюса) и, как следствие, возможности управлять химическим составом и структурой сварного соединения для достижения равнопрочности с основным металлом и повышенной вязкости;

-отсутствие защитной среды (формирование сварного соединения происходит на воздухе) приводит к высокотемпературному окислению металла кромок и образованию оксидных неметаллических включений (НВ). Оставшиеся НВ в зоне сплавления при неоптимальной технологии сварки могут оказывать отрицательное влияние на сопротивление хрупкому разрушению;

-локальность зоны нагрева, скоротечность процессов нагрева и охлаждения (скорость охлаждения $\sim 10^2$ °C/c). Это с одной стороны приводит к формированию более благоприятной микроструктуры в низкоуглеродистой стали, а с другой – формированию напряженной бейнитной и/или мартенситной структуры с высокой твердостью при сварке сталей с содержанием углерода $\geq 0,20\%$, что делает необходимым проведение локальной (ЛТО) и объемной (ОТО) термической обработки, направленной на исправления микроструктуры ЗТВ с целью улучшения свойств сварного соединения;

-термомеханическое воздействие (при высоких температурах) на металл свариваемых кромок, вызывающее течение металла в районе формирования сварного соединения и изменяющее морфологию НВ, микроструктурную направленность, кристаллографическую текстуру матрицы и др.;

-сварное соединение ТВЧ формируется в твердом состоянии.

1.2. Создание и применение системы исследований и разработок

Следует отметить, что основной недостаток применения в промышленных условиях в качестве средства поиска оптимального режима сварки – это невозможность учета особенностей стали, недостаток или отсутствие информации о процессах изменения микроструктуры

материала. Продукт (в данном случае – труба), разработанный и освоенный подобным образом, будет иметь слабые конкурентные преимущества.

В настоящей работе создана современная научно-обоснованная система исследований, разработок и освоения новых технологий и материалов. Система включает в себя следующие основные стадии:

- математического моделирования процессов (сварки);
- имитации термического и деформационного воздействия на металл на образцах с использованием современного оборудования;
- лабораторного воспроизведения технологии (процесса);
- промышленного опробования;
- оценки полученных результатов (структуры и свойств полученного материала).

Первый этап в описываемой системе исследований и разработок – математическое моделирование, его задача - рассчитать температурные поля и термические циклы нагрева и охлаждения в произвольной точке сварного соединения. При этом используются лицензированные программные продукты SYSWELD, ANSYS, а также собственные разработки. Для автоматической дуговой сварки под флюсом моделирование также позволяет дать оценку состава шва по данным о химическом составе свариваемого металла, сварочных материалов и технологии сварки, а также твёрдости зон с учетом термических циклов.

Моделирование многодуговой сварки под флюсом осуществляли методом конечных элементов в системе автоматизированного проектирования (САПР) в двумерной постановке с учётом поверхностной теплоотдачи и изменчивости теплофизических свойств материала.

Номинальная длина трубы – 12 м; расчётное время теплонасыщения – 10 секунд. Это позволяет уже на удалении $\geq 0,35$ м от торца трубы считать процесс сварки стационарным, а температурные поля установившимися.

Для упрощения конечно-элементной модели (КЭМ) в качестве объекта моделирования рассматривали стыковое соединение двух плоских пластин одинаковой ширины (равной половине длины окружности трубы) и толщины (равной толщине стенки трубы). Начальная температура пластин перед сваркой принята равной 25 °С, условия охлаждения – конвективные, в спокойной воздушной среде при температуре 25 °С; коэффициент поверхностной теплоотдачи с внутренней и внешней поверхностей – 20 Вт/(м²· °С). Построение сетки КЭМ осуществляли встроенными инструментами САПР с использованием плоских 3-х и 4-х узловых элементов (рис. 1.5). Разделка кромок пластин соответствует разделке кромок трубы, а выходящие за пределы исходной геометрии пластин элементы сетки соответствуют электродному металлу. Заполняющие разделку и формирующие на поверхности пластин валик элементы активируются слоями по мере заполнения разделки электродным металлом. Высота трапеции высчитывается

геометрически, исходя из объёма расплавляемого электродного металла в единицу времени, делённого на скорость сварки. Объем расплавляемого электродного металла высчитывается по известным зависимостям от диаметра и вылета электродной проволоки, а также от величины, рода и полярности сварочного тока.

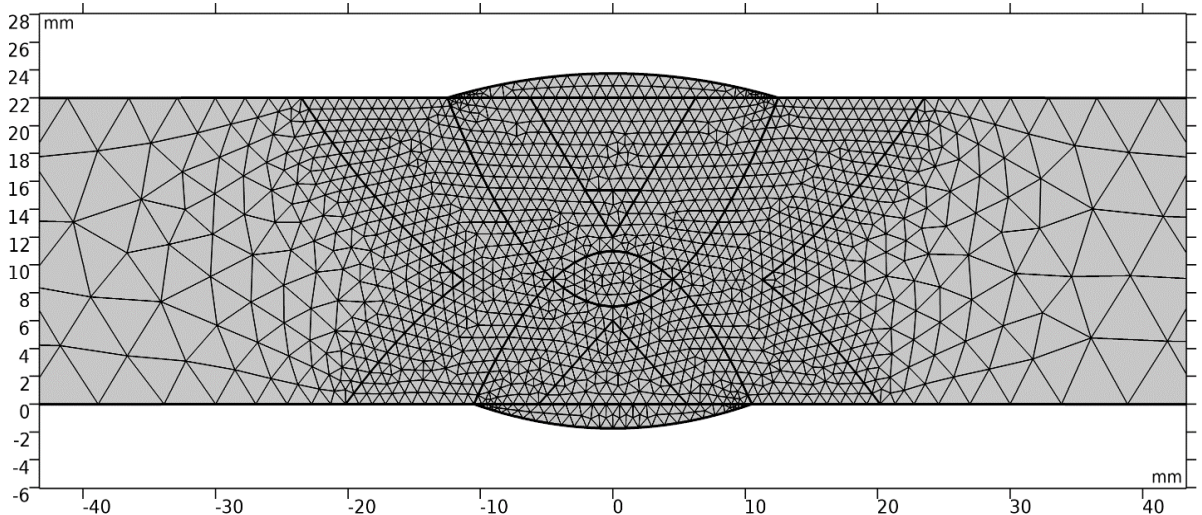


Рисунок 1.5 – Сетка КЭМ сварного соединения пластин толщиной 22 мм.

Наиболее сложными и ответственными, с точки зрения достижения высокой точности расчёта, этапами решения тепловой задачи являются: определение теплофизических свойств для свариваемого материала; а также выбор типа и подбор параметров эквивалентных источников теплоты. Температурные зависимости теплофизических свойств определяли по химическому составу стали в специализированном САПР (*Thermo-Calc* и *JMatPro*), предназначенном для моделирования свойств многокомпонентных сталей и сплавов (рис. 1.6). В качестве допущения приняли, что химический состав и теплофизические свойства электродного металла не отличаются от основного металла; легирования (раскисления) металла шва компонентами флюса не происходит.

Для математического описания процесса сварочного нагрева использовали модель объёмного тепловыделения (так называемый источник Голдака) [34, 35], особенностью которого является независимое распределение удельной тепловой мощности q_3 во фронтальной (индекс f) и хвостовой (индекс r) частях эллипсоида (рис. 1.7). Тепловыделение от такого источника происходит во всем теле, но мощность убывает экспоненциально во все стороны относительно его центра (точки O). Поэтому при решении задачи теплопроводности требуется ограничить его действие по глубине и ширине указав область действия.

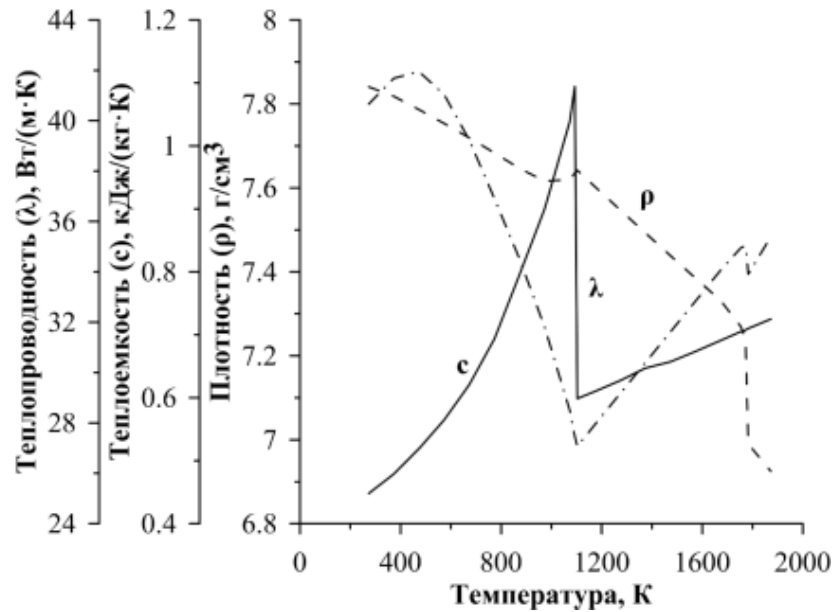


Рисунок 1.6 – Теплофизические свойства низкоуглеродистой малолегированной стали.

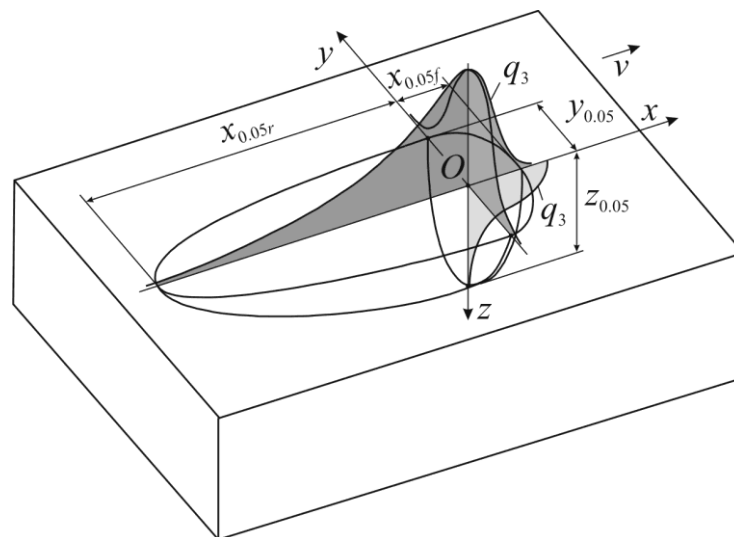


Рисунок 1.7 – Модель объёмного тепловыделения (источник Голдака).

Количество таких источников и расстановка в свариваемом теле может быть произвольной и, в общем случае, определяется технологией сварки (количеством дуг в многодуговом тандеме). При этом момент начала действия источника определяется его положением в многодуговом тандеме (расстоянием и скоростью сварки), а положение по глубине – заполнением разделки. Решение температурной задачи для многодуговой сварки сводится к нахождению параметров источников для каждой дуги.

Настройку параметров источников (размеров и положения) осуществляли по форме сварного шва; верификацию проводили по форме ЗТВ и температурному циклу, регистрируемому с помощью термопары на поверхности «внутреннего» шва в процессе сварки «наружного».

Реальные термические циклы точек, находящихся в ЗТВ сварного соединения, определяли с помощью термопар, которые вводятся в исследуемые зоны термического влияния. Ввиду невозможности изготовления отверстий в теле трубы, исследования проводили при сварке пластин, которые представляли собой сваренные между собой технологическим швом планки с односторонней разделкой, имитирующей разделку наружного шва трубы. С обратной стороны разделки, под прямым углом к поверхности, на различных расстояниях от оси шва и глубины были высверлены отверстия под термопары диаметром 2 мм. В эксперименте использовали хромель-алюмелевые термопары в трубчатой металлической оболочке диаметром 1,6 мм. Термические циклы записывались на многоканальный регистратор с частотой дискретизации 4 Гц. Сварку пластин осуществляли в точном соответствии с номинальными режимами и материалами для наружного шва (рис. 1.8).



Рисунок 1.8 – Процесс сварки пластины с установленными термопарами.

По макрошлифам сварного соединения можно однозначно сказать, что отверстия попали в зону термического влияния сварного соединения (рис. 1.9).

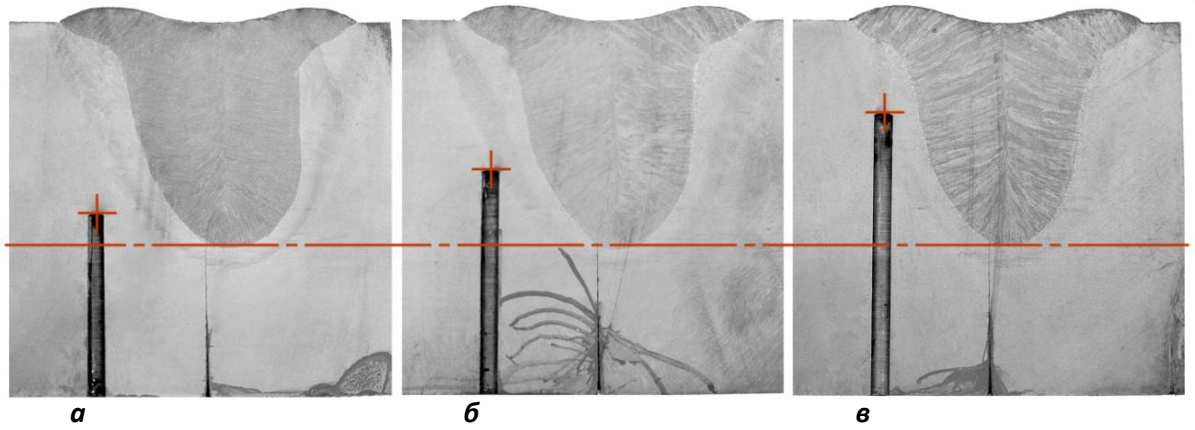


Рисунок 1.9 – Макрошлифы сварного соединения, вырезанные перпендикулярно оси шва в плоскостях расположения отверстий.

На рис. 1.10 представлены расчетные и экспериментальные термические циклы в точках соответствующих контакту термопар с металлом.

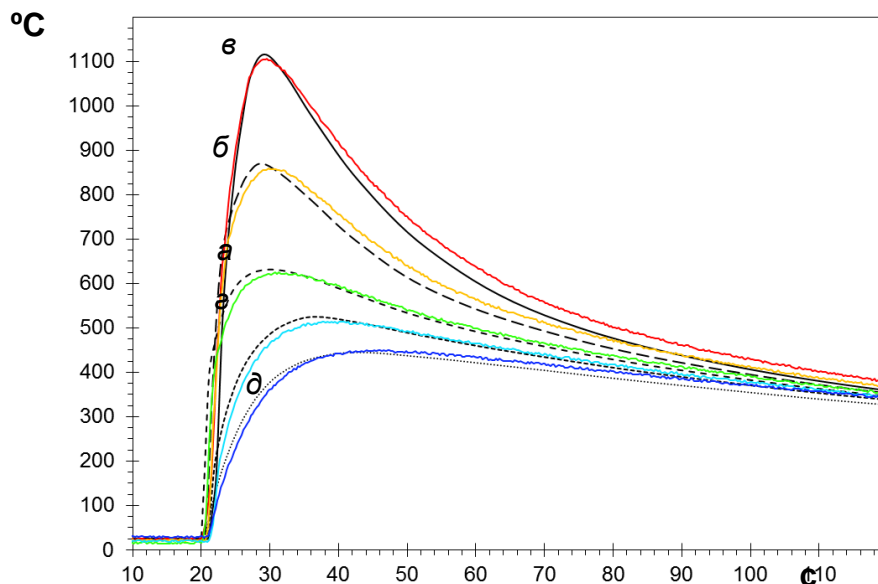


Рисунок 1.10 – Расчетные и экспериментальные термические циклы в различных точках сварного соединения (буквы на графике соответствуют отверстиям на рис. 1.9).

Полученную модель применяли для количественной оценки термического воздействия сварки на основной металл и условий кристаллизации сварочной ванны. Расчёт термических циклов сварки в ЗТВ осуществляли на глубине 8 мм от поверхности на различном расстоянии от линии сплавления. В качестве характеристического параметра технологии сварки рассматривали скорость охлаждения металла в интервале температур 800–500 °C ($w_{8/5}$) и время его пребывания выше температуры 1100 °C.

В среде моделирования Visual-Weld был проведен расчет тепловых полей для процесса многодуговой сварки. Расчетные термические циклы показали хорошую корреляцию с

реальными термическими циклами. Максимальные температуры расчетных и экспериментальных ТЦ хорошо совпадают как по абсолютным значениям, так и моментам времени их наступления, при этом относительные отклонения ТЦ на интервале охлаждения вплоть до температуры 500 °С не превышают значения в 5%.

На рис. 1.11 приведены результаты математического моделирования многоугловой сварки пластин толщиной 22 мм на сварочном стенде (для стандартной технологии сварки): расчетные поля максимальных температур в сравнении с реальным сварным соединением; термические циклы сварки, рассчитанные в ЗТВ на глубине 8 мм от наружной поверхности, в точках с различной максимальной температурой нагрева. Также приведено сопоставление фактического термического цикла на поверхности «внутреннего» шва, зафиксированного при помощи термопары в процессе сварки «наружного» шва, с рассчитанным по модели 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 (коэффициент детерминации $R^2 = 0,99$; средняя ошибка на ветви охлаждения не более 5 °С). 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.

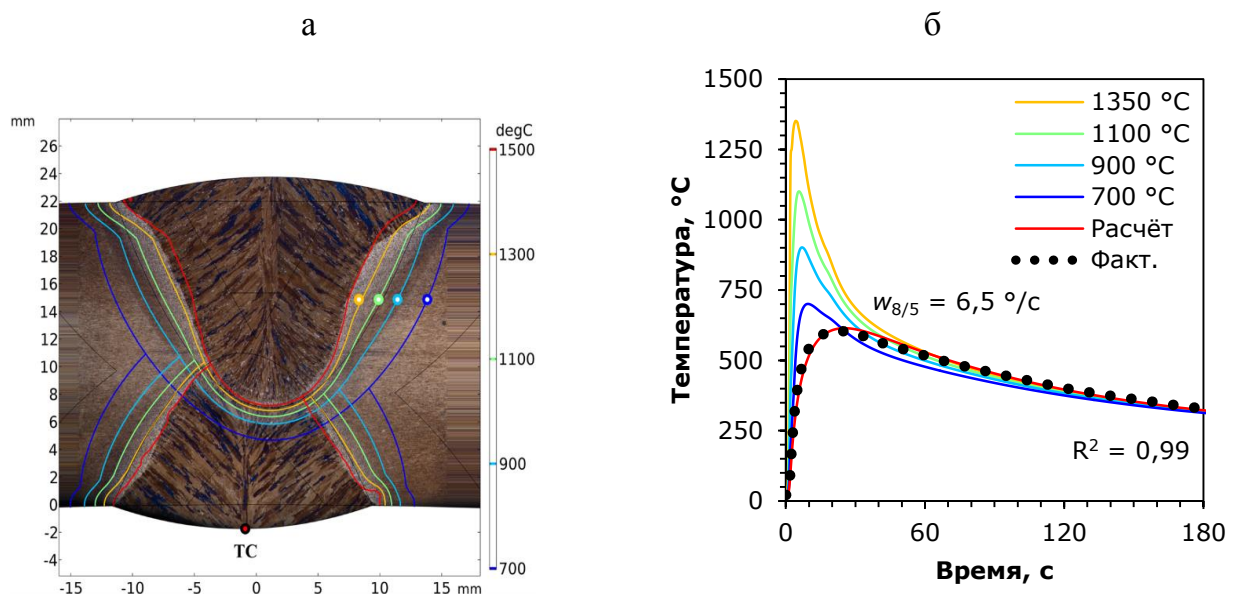


Рисунок 1.11 – Расчётные поля максимальных температур (а) и термические циклы сварки (б). ТС – место расположения термопары при сварке «наружного» шва; ••• – фактическая температура, зафиксированная при помощи термопары.

На рис. 1.12 представлены расчетные поля максимальных температур в сечении сварного соединения, видно, что расчетные участки ЗТВ, форма и размеры швов повторяют реальное сварное соединение.

Данный инструмент позволяет сократить объем дорогостоящих экспериментов, и сэкономить материальные и временные ресурсы на этапе разработки технологии сварки. С его помощью проводится моделирование процессов сварки и новых технических решений.

Математическое моделирование процесса сварки труб токами высокой частоты – сложная задача. 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 (рис.1.13а). Полученное расчетное распределение полей максимальных температур, показывает, что принятый подход позволил достаточно точно описать форму сварного соединения.

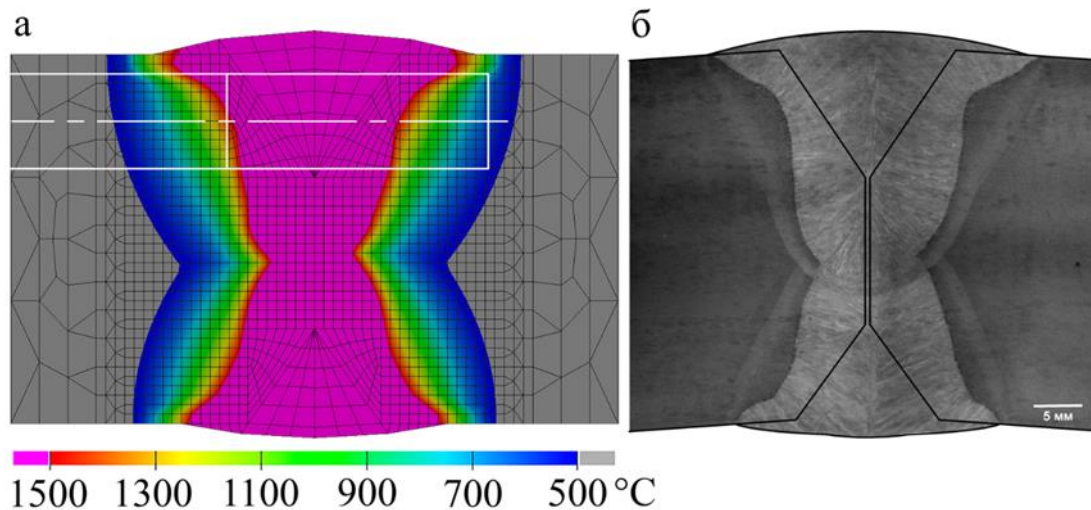


Рисунок 1.12 - Расчётные поля максимальных температур в сечении сварного соединения с нанесённой разметкой стандартного образца KCV (а) и макрошлиф сварного соединения трубы с толщиной стенки 39 мм (б).

На рис. 1.14 приведены расчётные термические циклы охлаждения сварного соединения трубы $\varnothing 146 \times 7$ мм.

Для труб ТВЧ ответственного назначения (с требованиями по ударной вязкости) применяется локальная термическая обработка (ЛТО) сварного соединения. Нагрев при проведении ЛТО осуществляется индукционным способом, поэтому важным является определить вид термической обработки и ее температурные параметры не только с точки зрения фазовых превращений в стали данного химического состава, но и особенностей индукционного нагрева. Последнее соображение потребовало создание модели локальной термической обработки сварного шва. В качестве исходных данных использовали: число участков нагрева, длину наружного индуктора, сечение и толщину стенки медного индукционного провода, длину промежутка между индукторами, размеры трубы, частоту и силу тока, зазор между индуктором и трубой, скорость транспортировки трубы, физические свойства стали, из которой изготовлена труба. Конечно-элементную модель ЛТО сварного соединения при индукционном нагреве строили в ANSYS Mechanical, она дает возможность рассчитывать температурное поле по углу и толщине стенки трубы (рис.1.13б). Применение модели в условиях трубоэлектросварочных цехов АО «ВМЗ» позволило оптимизировать параметры нагрева при проведении локальной термической обработки труб всего производимого размерного и марочного сортамента.

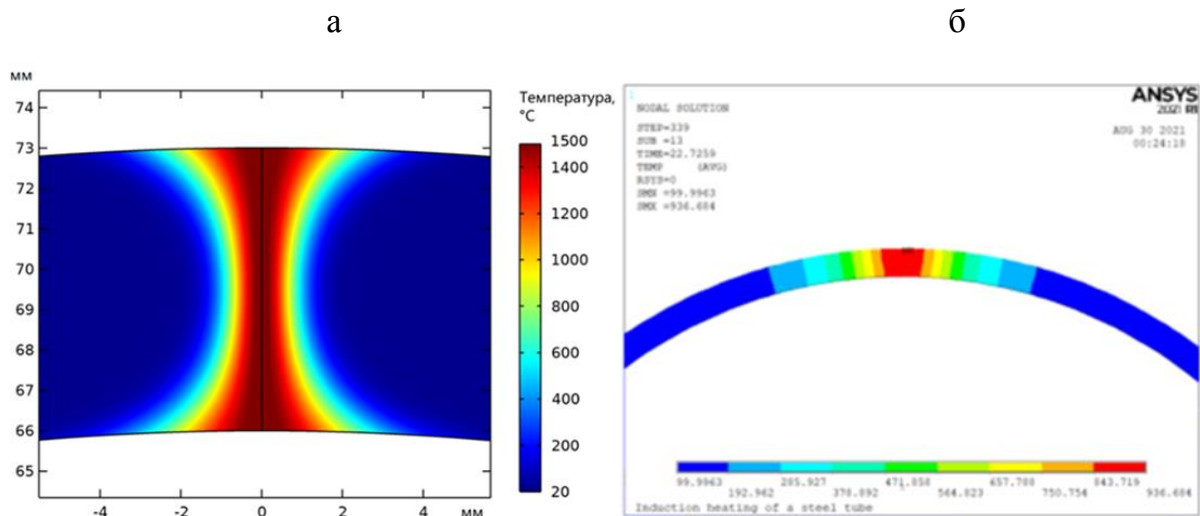


Рисунок 1.13 - а) исходное распределение полей максимальных температур в сварном ТВЧ соединении трубы $\varnothing 146 \times 7$ мм из стали 30Г в момент схождения и начала охлаждения кромок; б) расчетное температурное поле зоны сварного соединения в конце нагрева при ЛТО трубы $\varnothing 426 \times 12,7$ мм.

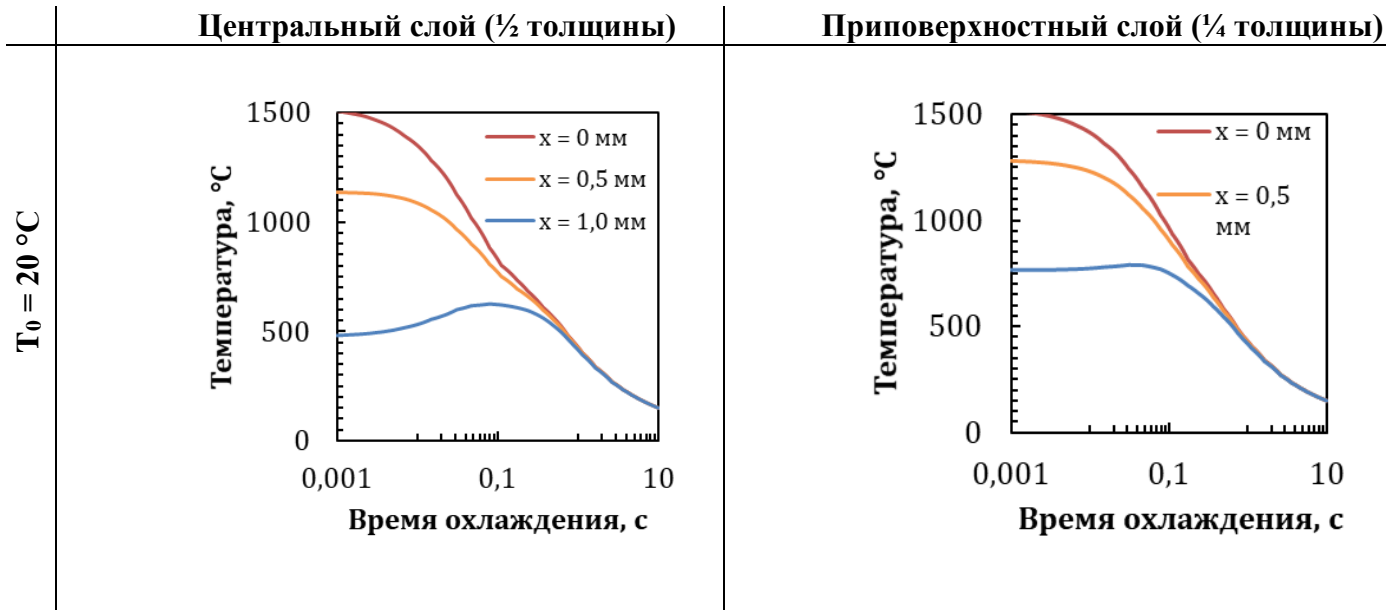


Рисунок 1.14 - Расчётные термические циклы охлаждения сварного соединения, x – расстояние от оси шва.

Второй после математического моделирования этап исследований и разработок - имитация на образцах термических и деформационных процессов, происходящих при сварке. Под имитацией процессов понимается применение современного автоматизированного лабораторного оборудования, которое позволяет осуществлять процессы нагрева, деформации и охлаждения на образцах металла. Это дает возможность с значительной степенью точности воспроизводить технологические схемы производства продукции с одновременным контролем и записью всех заданных параметров и тщательно изучать структуру металла. При этом процесс проектирования технологических режимов происходит осознанно. При испытаниях реального сварного соединения на ударный изгиб (по линии сплавления) надрез образца пересекает разные участки ЗТВ в различных пропорциях. С увеличением толщины стенки применяемых труб возрастает и погонная энергия сварки, а вместе с тем ширина различных участков зоны термического влияния, что, безусловно, отрицательно влияет на склонность сварного соединения к хрупкому разрушению. Это требует проведения работ по созданию и применению новых видов и технологий сварки, обеспечивающих снижение теплового воздействия на микроструктуру основного металла в ЗТВ. Однако, внедрение новых технологий сварки (в том числе с пониженными тепловложениями), без чётких представлений о свариваемости современных трубных сталей, несёт в себе риски недостижения требуемых свойств (в первую очередь – вязкости и хладостойкости).

Для систематических исследований свариваемости стали и получения независимой характеристики отдельных участков ЗТВ был разработан и широко используется метод имитации микроструктуры крупнозернистого участка ЗТВ путём воздействия на основной металл термического цикла сварки [1, 25, 36, 37]. Метод позволяет дать предварительное заключение о

свариваемости (оценить микроструктуру, разупрочнение, склонность к образованию холодных трещин, ударную вязкость зоны термического влияния) по результатам исследования металла, подвергнутого воздействию термического цикла сварки. Изменение термических циклов сварки (в первую очередь - скорости охлаждения) в данном случае обусловлено вариацией погонной энергии и/или способа сварки.

Имитацию термических циклов, как это уже упоминалось, проводили с помощью исследовательского комплекса Gleeble 3180 (рис. 1.15).



Рисунок 1.15 – Испытательный комплекс Gleeble 3180 (слева). Нагрев образца в вакуумной камере Gleeble 3180 (справа).

При имитации термических циклов в околошовной зоне при сварке используют два методических подхода:

1) Имитированную микроструктуру ЗТВ получают путем индукционного нагрева заготовок под образцы для испытания на ударный изгиб до максимальной температуры цикла, после чего их охлаждают в различных средах со скоростями (от 0,1 до 300 °C/c) [37].

2) Для имитации термических циклов сварки применяют установку Gleeble 3180. Контроль температуры в этом случае осуществляется в непрерывном автоматическом режиме при помощи термопары, приваренной к центру рабочей зоны образца. Установка Gleeble 3180 позволяет точно воспроизвести заданный сварочный термический цикл и обеспечить воспроизводимость имитационных испытаний [38]

При экспериментах чаще применяют образцы для испытаний на ударный изгиб сечением 5×10 мм [25,39], реже 10×10 мм [38]. При традиционной методике с индукционным нагревом образца и охлаждением в различных средах [25, 39] используют ударные образцы сечением 5×10 мм для снижения градиента температуры по сечению; использование установки Gleeble позволяет использовать оба типа образцов, воспроизводя термический цикл в зоне надреза.

В аспекте исследования свариваемости стали методом имитации термических циклов, как правило, речь идёт о наихудшем с точки зрения структуры и свойств – крупнозернистом участке ЗТВ. Однако нагрев и охлаждение может производиться по термическим циклам любого участка

ЗТВ сварного соединения, в том числе участков, испытывающих двойной термический цикл при двухпроходной сварке. В последнем случае, как это уже отмечалось, особый интерес с точки зрения вязкости представляет крупнозернистый участок ЗТВ, испытавший повторный нагрев в область межкритических температур (750–800 °С).

В качестве стандартной схемы исследования термического воздействия на микроструктуру стали рассматривали случай однопроходной сварки продольного сварного соединения трубы при фиксированной толщине металла для участка ЗТВ с максимальной температурой цикла 1350 °С. В качестве основного параметра термического цикла использовали $w_{8/5}$ - скорость охлаждения в интервале температур 800-500 °С. Изменение скорости охлаждения $w_{8/5}$ для изучения воздействия различных видов и режимов сварки на микроструктуру и свойства осуществляли в соответствии с изменением погонной энергии (рис. 1.16).

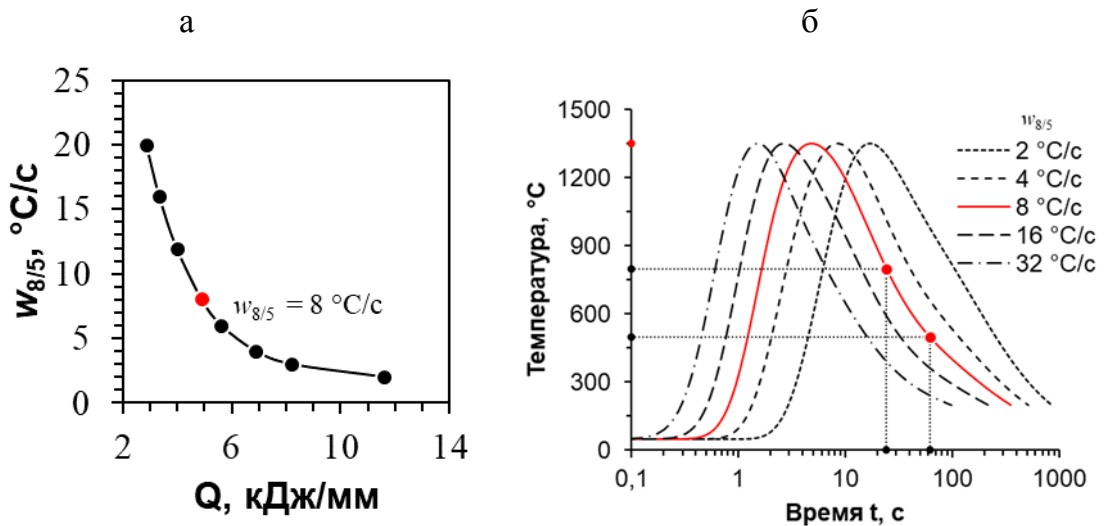


Рисунок 1.16 – График зависимости скорости охлаждения металла в ЗТВ сварного соединения в точке с максимальной температурой нагрева 1350 °С от погонной энергии (а). Расчётные термический циклы (б).

Из образцов, испытанных по заданным термическим циклам, изготавливали образцы Шарпи (рис. 1.17) и проводили испытания на ударный изгиб, надрез наносили строго по центру рабочей зоны в плоскости расположения термопары.

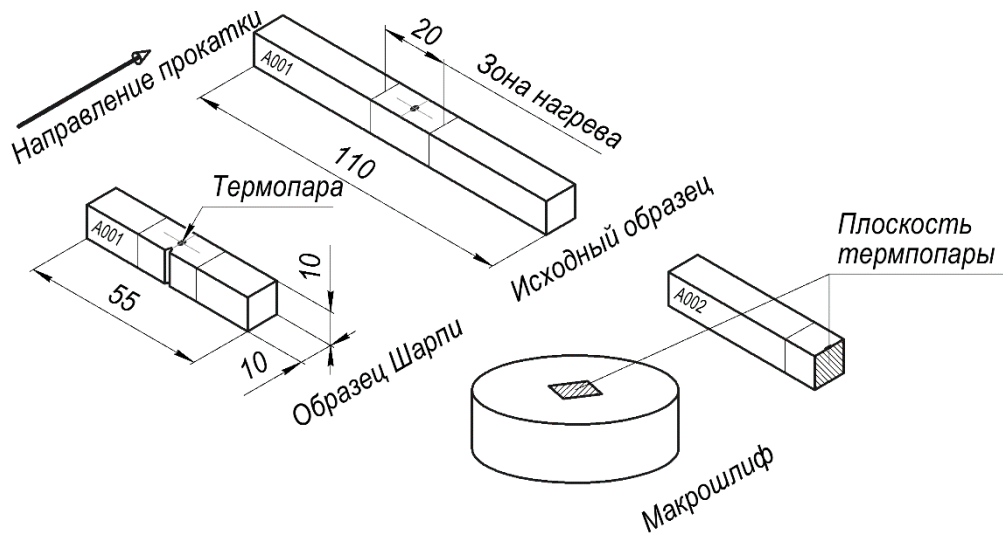


Рисунок 1.17 – Методика подготовки образцов на примере образца тип 11 по ГОСТ 9454.

Этап имитации позволяет воспроизвести микроструктуру на любом этапе процесса; построить фазовые и структурные диаграммы; оценить механические свойства, характерные для локальной точки сварного соединения (твёрдость, ударная вязкость и др.), определить наилучший диапазон тепловложений для сварки стали данного химического состава.

Результаты имитации термических циклов сварки в крупнозернистом участке ЗТВ при дуговой сварке представляют собой:

- зависимости ударной вязкости от скорости охлаждения (тепловложения при сварке);
- структурные диаграммы, показывающие изменение доли фаз и структурных составляющих в зависимости от скорости охлаждения металла ЗТВ;
- диаграммы превращения аустенита при непрерывном охлаждении (ТКД) металла крупнозернистой ЗТВ. Заметим, что кинетика превращения аустенита в ЗТВ при сварке существенно отличается от кинетики при термической и термомеханической обработке вследствие отличных термических циклов и исходного состояния аустенита перед превращением;
- зависимости твердости металла ЗТВ от скорости охлаждения (позволяют оценить разупрочнение и склонность к образованию холодных трещин).

Важным результатом исследования свариваемости стали методом имитации термических циклов является полученная зависимость ударной вязкости крупнозернистого участка ЗТВ от скорости охлаждения (погонной энергии сварки). Известно, что эта зависимость представляет собой кривую с максимумом в определённом интервале скоростей охлаждения (рис. 1.18). Различия кривых по абсолютной величине и положению пика обусловлены особенностями легирования материала, устойчивостью аустенита и формирующейся в процессе охлаждения микроструктурой ЗТВ. При малых скоростях охлаждения (менее $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ в интервале $800\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$)

низкую вязкость связывают с формированием ферритной структуры (зернограничный феррит, в том числе видманштеттов); при высоких скоростях охлаждения (более 100 °C/c) – с формированием мартенсита [40]; а промежуточную область скоростей охлаждения с максимальной вязкостью – с формированием бейнитной структуры [36, 37, 39]. В наших исследованиях [38, 41] показано, что величина ударной вязкости определяется соотношением типов бейнита в микроструктуре. Бейнит речной морфологии обеспечивает большую плотность высокоугловых границ (меньший размер эффективного зерна) и ударную вязкость в сравнении с бейнитом гранулярной морфологии.

На рис. 1.19 и 1.20 приведены результаты имитации термических циклов сварки стали типа 05ХГ2НФМДБ (для труб категории прочности X100) [42]. Видно, что после сварочного цикла сталь обладает высокой устойчивостью аустенита к ферритному и перлитному превращениям, что объясняется формированием при нагреве до 1350°C перед началом охлаждения крупного зерна аустенита и с наличием в химическом составе стали повышенного количества марганца, никеля, хрома и молибдена.

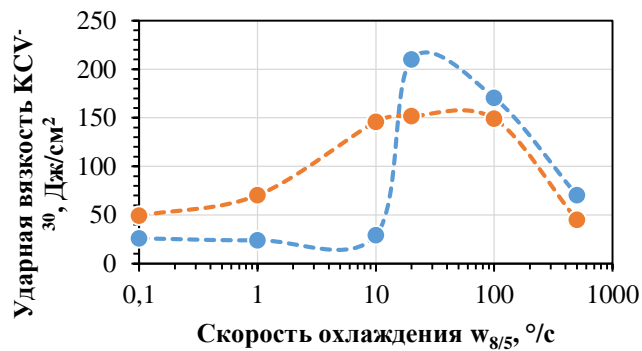


Рисунок 1.18 – Зависимость ударной вязкости образцов с имитированной структурой крупнозернистого участка ЗТВ от скорости охлаждения для двух сталей типа 05Г2Б с различным содержанием Cr, Cu, Mo.

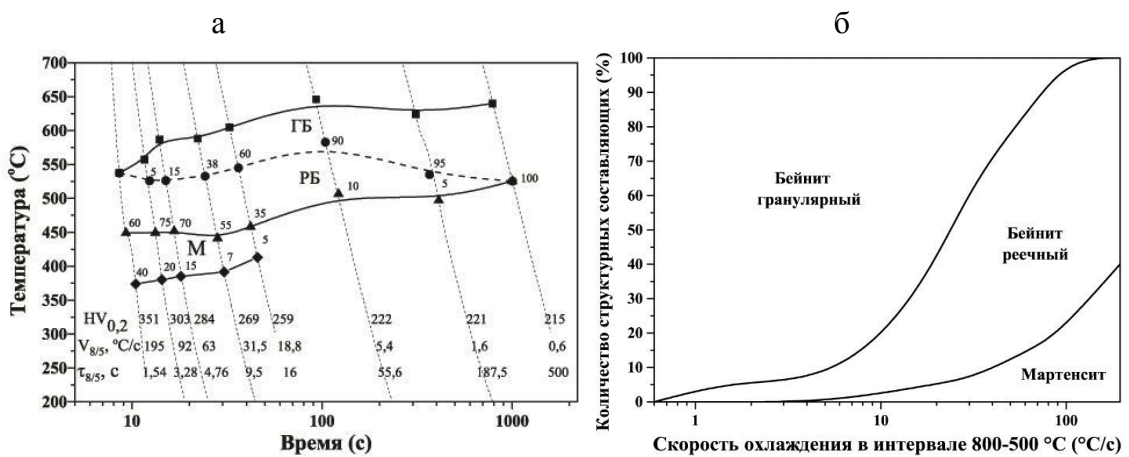


Рисунок 1.19 – а) термокинетическая диаграмма фазовых превращений стали 05ХГ2НФМДБ в ЗТВ; б) структурная диаграмма исследуемой стали.

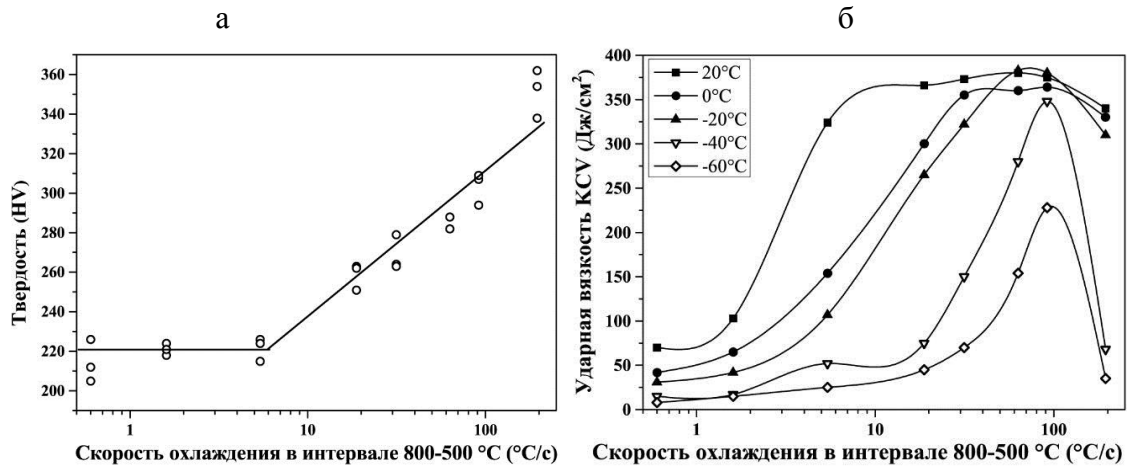


Рисунок 1.20 – а) влияние скорости охлаждения на твердость в ЗТВ стали 05ХГ2НФМДБ; б) зависимости ударной вязкости металла ЗТВ от скорости охлаждения при различных температурах испытания.

На термокинетической диаграмме хорошо видно снижение температур начала и окончания бейнитного превращения при увеличении скорости охлаждения. В бейнитной области пунктирной линией показано начало образования бейнита реечной морфологии (РБ) (рис. 1.19а). Повышение скорости охлаждения приводит к уменьшению количества гранулярного бейнита (ГБ) и увеличению доли реечного бейнита в структуре стали; при скорости охлаждения 19 °C/c и более наблюдается формирование в структуре мартенсита. Мартенситное превращение происходит в интервале 450-380 °C. Таким образом, появление мартенсита в структуре ЗТВ вполне реально при сварке технологических и стыковых швов (рис.1.19б).

С увеличением скорости охлаждения более 5 °C/c наблюдается существенное повышение твердости (рис.1.20а), что связано с ростом объемной доли реечного бейнита и мартенсита. Критический уровень твердости (350 ед. по Виккерсу) ниже которой гарантируется отсутствие образования холодных трещин [2, 4] достигается лишь при скорости $w_{8/5}=195$ °C/c.

На рис. 1.20б приведены зависимости ударной вязкости металла ЗТВ от скорости охлаждения $w_{8/5}$ после сварочного нагрева, которые позволяют определять допустимые скорости охлаждения (диапазон тепловложений при сварке). Видно, что рост значений ударной вязкости при всех температурах испытания продолжается до $w_{8/5}=92$ °C/c, после чего следует их снижение. Следует отметить, что пик по вязким свойствам наблюдается при структуре преимущественно реечного бейнита и почти полного отсутствия гранулярного бейнита. При этом в микроструктуре образца, показавшего наиболее высокий уровень ударной вязкости, наблюдается некоторая доля мартенсита, который считается фазой снижающей ударную вязкость. Неблагоприятное влияние мартенсита наблюдается только в образцах, охлажденных со скоростью 195 °C/c, в структуре которых наблюдается 40 % мартенсита и существенно возрастает уровень твердости. Снижение

ударной вязкости ЗТВ также может быть обусловлено увеличением в структуре доли МА-составляющей от 0,8 до 6,3 % при повышении скорости охлаждения от 63 до 195 °С/с, одновременно максимальный размер участков МА увеличивается от 20 до 40 мкм, они располагаются в виде прослоек по границам бейнитных реек. Уровень хладостойкости металла зоны термического влияния ($KCV^{-20} \geq 87$ Дж/см²) в соответствии с требованиями ПАО «Газпром» обеспечивается при скорости охлаждения $w_{8/5}$ более 5,4 °С/с.

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 и металла реальных сварных соединений в части матрицы, доли и морфологии МА-составляющей и размера зерна аустенита, что доказывает правомерность применения данной методики.

Основным условием применения метода имитации термических циклов сварки является соответствие имитированной микроструктуры с микроструктурой ЗТВ реального сварного соединения. С этой целью проведён сравнительный анализ микроструктуры участка перегрева ЗТВ контрольных сварных соединений (КСС) и микроструктуры, сформированной в образцах после обработки по расчётным сварочным циклам ($T_{max} = 1350$ °С), соответствующим той или иной технологии сварки. Для эксперимента использовали пластины размером 2000×200×22 мм, отобранные от промышленного листового проката из стали типа 07ХГ2Б (класс прочности К60). При сварке изменяли погонную энергию от номинальной 47 кДж/см до пониженной на 20% и повышенной на 40%, также изменяли начальную температуру пластин от 25 до 245°С. В результате скорость охлаждения в ЗТВ изменялась от 0,9 до 10,8 °С/с, а в шве от 1,0 до 9,6 °С/с (КСС1 – КСС4, соответственно).

Результаты (рис. 1.21, табл. 1.1) свидетельствуют о высокой степени соответствия микроструктуры имитированных образцов с микроструктурой участка перегрева ЗТВ исследованных сварных соединений в части дисперсности и соотношения фаз и структурных составляющих. В подвергнутых сварочным термическим циклам образцах сформировалась подобная участку перегрева ЗТВ грубозернистая структура верхнего бейнита (ВБ) реечной и гранулярной морфологии, а также небольшого количества зернограничного феррита.

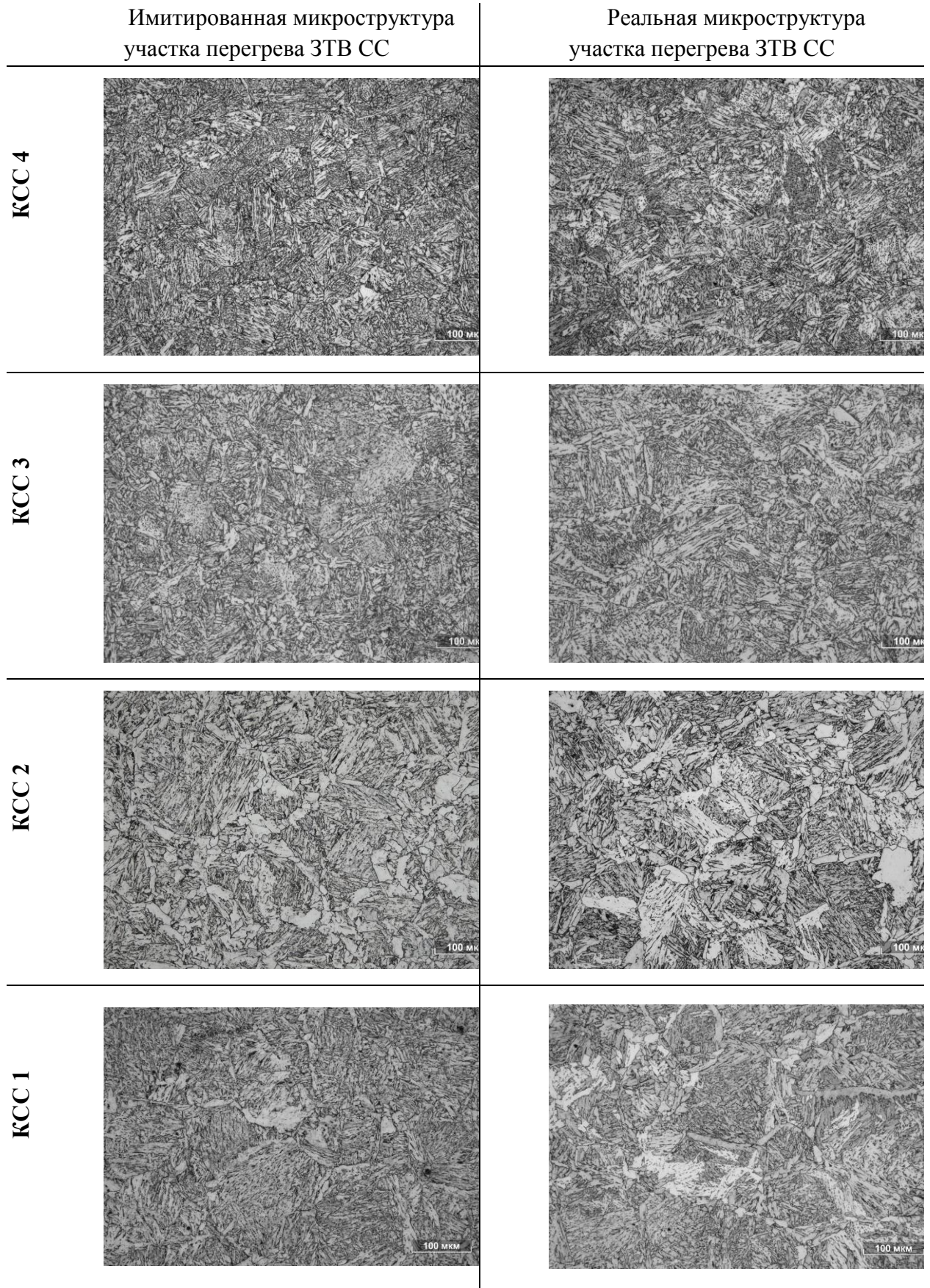


Рисунок 1.21 – Микроструктура участка перегрева ЗТВ сварных соединений на расстоянии 1,5 мм от линии сплавления и на глубине 7 мм от наружной поверхности (справа). Микроструктура образцов после воздействия ТЦ сварки с максимальной температурой нагрева 1350 °С (слева).

Таблица 1.1 – Количественный анализ имитированной и реальной микроструктуры участка перегрева ЗТВ сварных соединений («наружный» шов).

Параметры микроструктуры		Имитированная микроструктура				Реальная микроструктура			
		КСС1	КСС2	КСС3	КСС4	КСС1	КСС2	КСС3	КСС4
D_{γ} , мкм	ср.	95	104	125	130	102	115	128	139
	макс.	185	193	298	310	194	198	316	318
ПФ, %		0	3	7	11	0	7	8	14
ВФ, %		0	4	27	62	0	0	32	65
РБ, %		29	26	23	15	22	25	23	12
ГБ, %		71	67	43	12	78	68	37	9
Б, %		100	93	66	27	100	93	60	21
МА в Б, %		-	1,81	-	-	2,8	2,7	2,6	1,7

D_{γ} - размер зерна аустенита; ПФ – полигональный феррит; ВФ – видманштеттов феррит; РБ и ГБ – верхний бейнит реечной и гранулярной морфологии; Б – бейнит (РБ+ГБ); МА в Б – доля мартенсит-аустенитной составляющей в бейните.

Проведённый комплекс исследований сварных соединений и имитированного металла участка перегрева ЗТВ показал, что со снижением скорости охлаждения $w_{8/5}$ уменьшается доля РБ и возрастает доля ГБ, при этом наблюдается формирование зернограничного феррита (ЗГФ). Таким образом для всех исследуемых режимов сварки наблюдается практически полное совпадение между имитированной и реальной микроструктурой участка перегрева ЗТВ в части формируемой матрицы, доли и морфологии МА-составляющей и размера зерна аустенита. Это дает основание использовать результаты имитационных испытаний для последующей интерпретации структуры и свойств сварного соединения.

2. Предложен ряд усовершенствований методики имитации, включающей (для ДСФ):

- наряду с точным воспроизведением термического цикла сварки в ЗТВ для данного размера труб и режима сварки - выделить влияние отдельных параметров термического цикла на микроструктуру (рис.1.22), в том числе:

- варьирование термических циклов при фиксированном участке нагрева от 20 до 1350 °С и охлаждения от 1350 до 800 °С в части кривой охлаждения в интервале температур 800...20 °С позволяет изучить влияние скорости охлаждения на микроструктуру и свойства при фиксированном размере аустенитного зерна перед превращением и;

- варьирование участка ТЦ в части кривой нагрева от 20 до 1350 °С и охлаждения от 1350 до 800 °С при фиксированном участке охлаждения с 800 до 20 °С позволяет изучить влияние размеров аустенитного зерна на фазовые превращения и свойства;

- закалка образца от 800°C позволяет исследовать структуру бывшего аустенита, зафиксировав ее перед фазовым превращением.

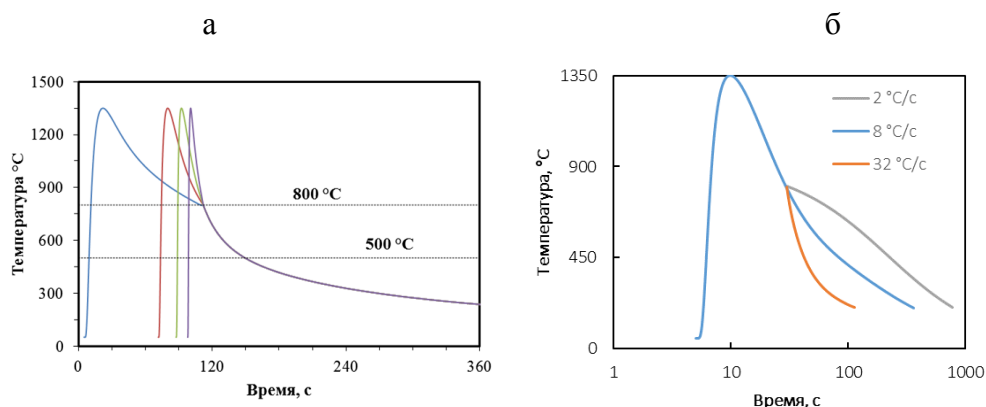


Рисунок 1.22 - варианты имитации термических циклов сварки в ЗТВ и исследования влияния параметров цикла: а) варьирование параметров кривой нагрева; б) варьирование параметров кривой охлаждения.

Снижение погонной энергии сварки способствует повышению скорости охлаждения металла в ЗТВ и, как следствие, повышению дисперсности структуры и ударной вязкости. Важно изучить микроструктуру и свойства именно крупнозернистого участка ЗТВ. Ввиду технических ограничений и негативного влияния высоких температур на испытательное оборудование в экспериментах по оценке влияния скорости охлаждения на ударную вязкость в большинстве случаев проводятся до максимальной температуры нагрева 1350 °С. Однако, нагрев металла в ЗТВ реального сварного соединения происходит вплоть до температуры плавления (1500 °С).

На рис. 1.23 приведены результаты имитационных испытаний стали SAWL450FD которые демонстрируют, что с увеличением максимальной температуры, ударная вязкость металла снижается вплоть до очень низких значений. Полученный результат в некоторой степени объясняет тот факт, что изменение скорости охлаждения в большей степени проявляется на свойствах имитированных образцов, чем на свойствах реального сварного соединения; а также наличие низких значений ударной вязкости в результатах испытаний КСС на ударный изгиб по ЛС_{50/50}. В ЗТВ сварного соединения, вне зависимости от скорости охлаждения, всегда присутствуют участки с температурой нагрева вплоть до температуры плавления.

По полученным результатам следует сделать следующие комментарии:

- методически возможно проводить эксперименты по имитации термических циклов с максимальной температурой цикла 1450°C;

- при таких параметрах цикла меньше восприимчивость стали к изменению скорости охлаждения и, соответственно ценность полученных результатов;

- показано, что испытание образцов после имитации ТЦС с максимальной температурой цикла 1350°C уже является весьма «жестким» в сравнении с испытанием реального сварного соединения, кроме того область, нагретая до температур 1450°C и выше весьма мала и сопоставима с размером аустенитного зерна.

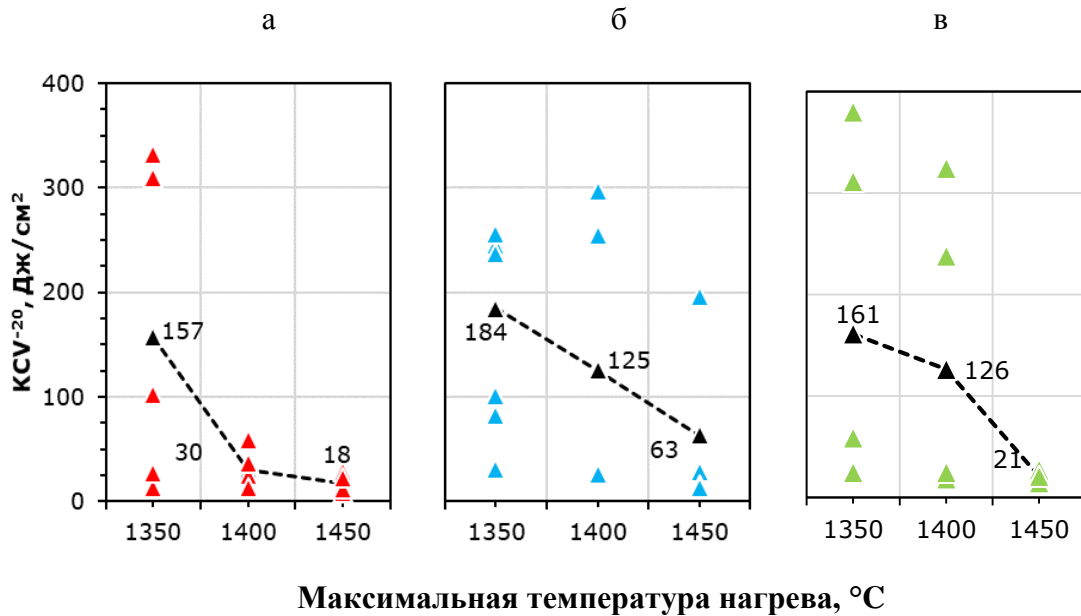


Рисунок 1.23 – Влияние максимальной температуры нагрева на восприимчивость свойств металла (ударной вязкости) к изменению скорости охлаждения (сталь SAWL 450 FD): а) 4°C/c; б) 8 °C/c; в) 16 °C/c

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

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

На рис. 1.24 приведены результаты механических испытаний образцов, обработанных по расчётным термическим циклам, соответствующим стандартной технологии сварки, для двух случаев: 1) воздействие одинарного термического цикла сварки с различной максимальной температурой нагрева T_1^{max} в диапазоне от 650 до 1350 °C; 2) воздействие двойного термического

цикла сварки, при котором максимальная температура первичного нагрева T_1^{max} фиксирована и составляет 1350 °С, а повторного нагрева T_2^{max} изменяется в диапазоне от 650 до 1350 °С.

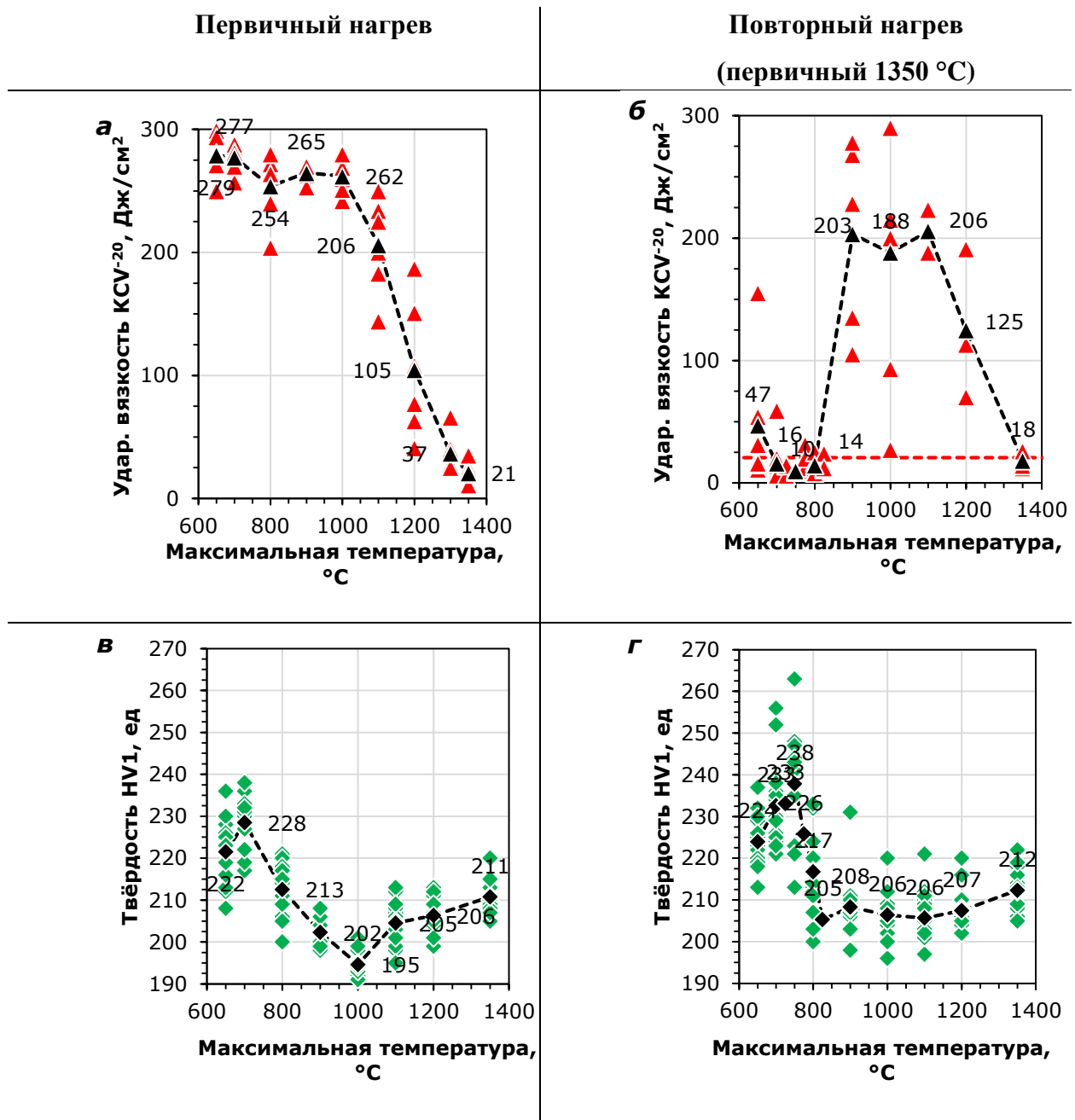


Рисунок 1.24 – Влияние первичного (а, в) и повторного (б, г) нагрева на ударную вязкость (а, б) и твёрдость (в, г) основного металла (сталь 07ХГ2Б).

По результатам испытаний видно, что при одинарном воздействии термического цикла сварки ударная вязкость имитированных образцов с увеличением температуры нагрева резко снижается после нагрева до температуры выше 1000°С, минимальные значения зафиксированы при максимальной температуре цикла $T_1^{max} = 1350$ °С. Снижение твёрдости металла при нагреве до 1000 °С связано с измельчением микроструктуры и снятием внутренних напряжений); увеличение твёрдости при нагреве свыше 1000 °С – с ростом размера аустенитного зерна,

повышением устойчивости аустенита и формированием бейнитной структуры. При повторном нагреве образцов до $T_2^{max} = 800$ °С ударная вязкость не проявляет никаких изменений и находится на минимальном уровне, соответствующем уровню первичного нагрева при $T_1^{max} = 1350$ °С. Далее, в диапазоне от 900 до 1100 °С, происходит резкий рост ударной вязкости до значений близких к свойствам металла до термообработки; в диапазоне от 1100 до 1350 °С – постепенное падение до минимального уровня, аналогичное первичному нагреву. Очевидно, что рост средних значений ударной вязкости при повторном нагреве в диапазоне температур от 900 до 1100 °С обусловлен измельчением крупнозернистой структуры, сформированной при первичном нагреве до 1350 °С. При этом можно предположить, что повторный нагрев в межкритический интервал температур 750–800 °С никак не влияет на структуру и свойствам металла. Однако, поведение твёрдости (резкий рост) указывает на то, что при повторном нагреве в межкритический интервал температур всё же происходят какие-то структурные изменения, которые не отражаются на ударной вязкости в силу чрезмерно низких значений уже после первичного нагрева.

Для оценки восприимчивости крупнозернистой структуры ЗТВ к повторному нагреву в межкритический интервал температур ($\alpha+\gamma$) был проведен эксперимент на стали 05ХГ2НДФБ, менее чувствительной к первичному нагреву (имеющей лучшую свариваемость) (рис. 1.25). Ударная вязкость KCV⁻²⁰ данной стали при нагреве до 1350°С снижается слабо. Эксперимент показал, что повторный нагрев выше 700, но ниже 900 °С резко снижает ударную вязкость крупнозернистой структуры, сформированной после первичного нагрева $T_1^{max} = 1350$ °С.

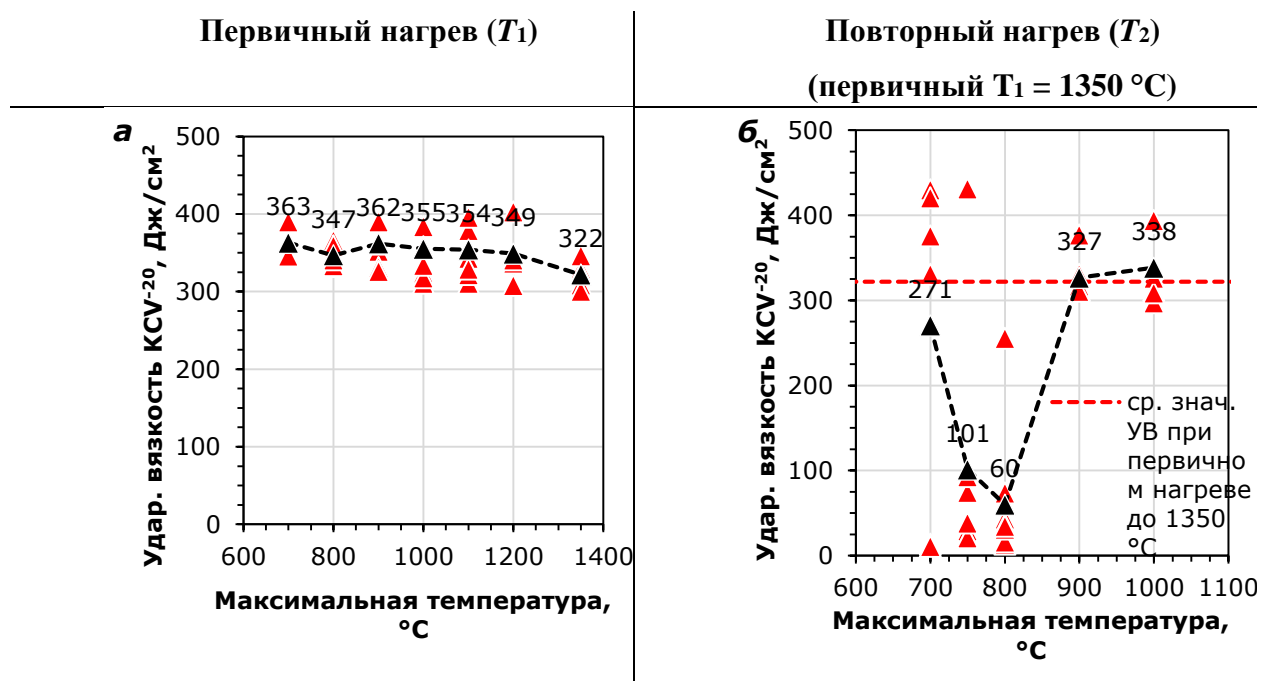


Рисунок 1.25 – Влияние первичного (а) и повторного нагрева (б) на ударную вязкость основного металла (сталь 05ХГ2НДФБ).

5. Показано, что применение ударных образцов типа 11 по ГОСТ 9454 сечением 10×10 мм позволяет дать минимальную оценку ударной вязкости и методически позволяет разделить по хладостойкости различные стали и технологии сварки, а применение образцов типа 13 сечением 5×10 мм – дает возможность приблизиться к результатам испытаний сварных соединений по линии сплавления. Результаты, получаемые при имитации термических циклов крупнозернистой ЗТВ ($1350-1450^\circ\text{C}$) представляют собой минимальную оценку для испытания шва по ЛС, а результаты, описывающие влияние скорости охлаждения (тепловложения при сварке) – максимальную оценку возможного эффекта.

В ходе экспериментов установлено, что немаловажное влияние на результаты испытаний образцов с имитированной структурой ЗТВ на ударный изгиб оказывает тип используемых образцов. На рисунке 1.26 показаны зависимости ударной вязкости KCV^{-20} от скорости охлаждения $w_{8/5}$ для образцов сечением 10×10 и 5×10 мм (тип 11 и 13, соответственно по ГОСТ 9454). Для стали с низким уровнем хладостойкости (06Г2НДМБ) переход от образцов типа 11 к образцам типа 13 позволил избежать низких значений ударной вязкости; а для стали с высоким уровнем хладостойкости (05ХГ2Б) – такой переход уменьшил рассеяние значений ударной вязкости и позволил полностью перейти в интервал стабильно высоких ее значений.

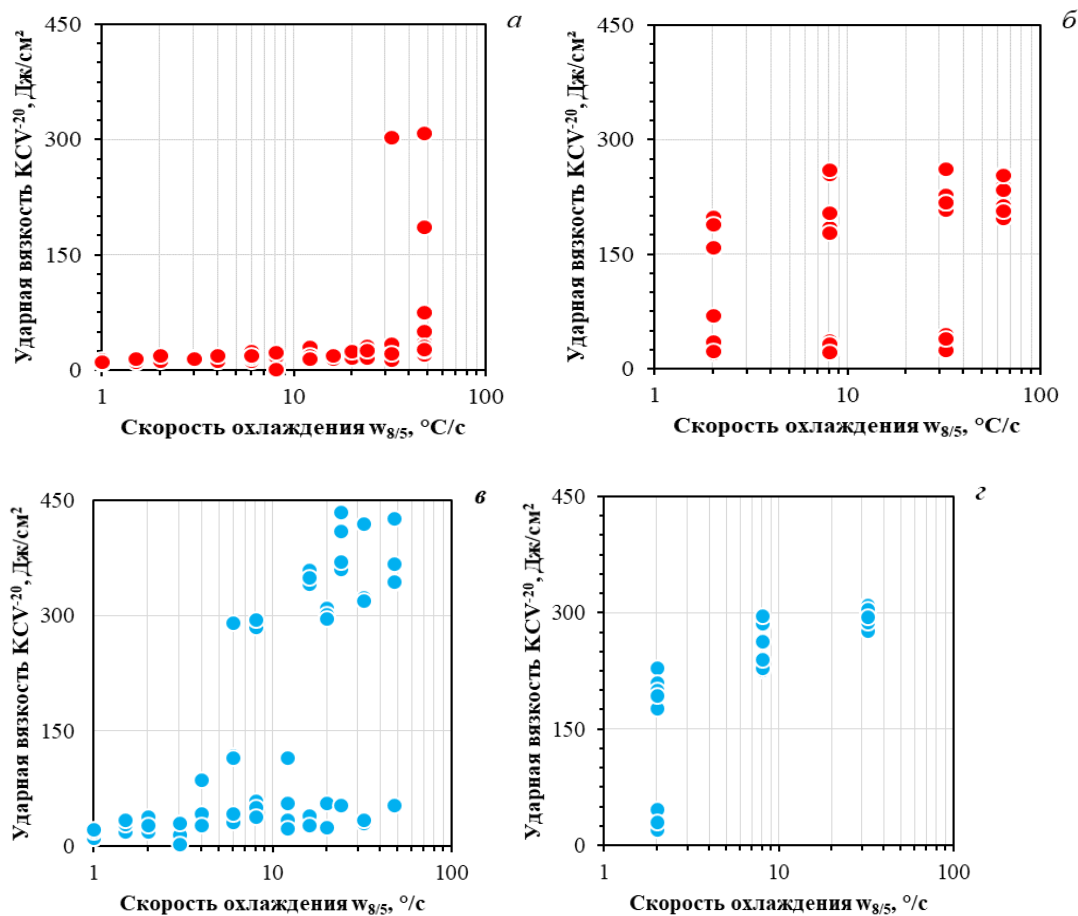


Рисунок 1.26 – Зависимость ударной вязкости имитированной структуры ЗТВ от скорости охлаждения $w_{8/5}$. Сталь: *a*, *б* – 06Г2НДМБ; *в*, *г* – 05ХГ2Б. Тип образцов: *a*, *в* – тип 11; *б*, *г* – тип 13.

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.

С точки зрения сварки ТВЧ предложена уникальная методика, позволяющая экспериментально с помощью установки Gleeble оценивать влияние отдельных особенностей структуры/элементов технологии. Методика позволяет сопоставлять структуру и свойства:

- 1) основного металла (ОМ) и ОМ после имитации термического цикла сварки вблизи линии сплавления;
- 2) ОМ после имитации ТЦ с изгибом волокон (имитация осадки, но без формирования сварного соединения);
- 3) ОМ после имитации ТЦ и осадки +ЛТО;
- 4) имитировать сварное соединение двух образцов в защитной атмосфере;
- 5) различных вариантов и режимов ЛТО и их сочетаний.

При скорости сварки 40 ± 10 м/мин и расположении токоподводящих контактов на расстоянии 300 ± 100 мм от точки схождения кромок время на нагрев составляет от 0,24 до 0,80 секунд. За это время генерируемая токами высокой частоты тепловая энергия накапливается в кромках, распределяется и не успевает рассеяться. При этом происходит частичное расплавление кромок.

Момент начала охлаждения сварного соединения, по имеющимся представлениям, совпадает с моментом схождения кромок, когда основная часть расплавленного металла кромок вытесняется в виде грата на наружную и внутреннюю поверхности трубы и происходит шунтирование кромок (через точку схождения прекращает течь ток). Таким образом фиксируемая на микрошлифе форма шва и ЗТВ отражает поле максимальных температур в момент начала охлаждения. В нагреваемом ТВЧ изделии плотность тока распределена по сечению неравномерно: она максимальна в поверхностных слоях и минимальна на оси; при этом увеличение плотности тока от центра к поверхности происходит по экспоненциальному закону. Именно этим обусловлена характерная для сварки ТВЧ форма шва и ЗТВ в виде песочных часов (рис. 1.27). В первом приближении для описания теплового поля достаточно привязаться к двум параметрам – к линии сплавления и видимой области ЗТВ.

Определение условий термомеханической обработки металла, имитирующей сварку токами высокой частоты, производили путем сравнительного анализа структуры и твердости ЗТВ реального сварного соединения и образца после имитации. В связи с необходимостью

формирования в образце в ходе имитации сварочного процесса характерной структурной направленности и ориентации кристаллографической текстуры был разработана новая методика испытаний, включающая деформацию образца, которая впоследствии также позволяет оценить его вязкостные свойства (рис. 1.28).

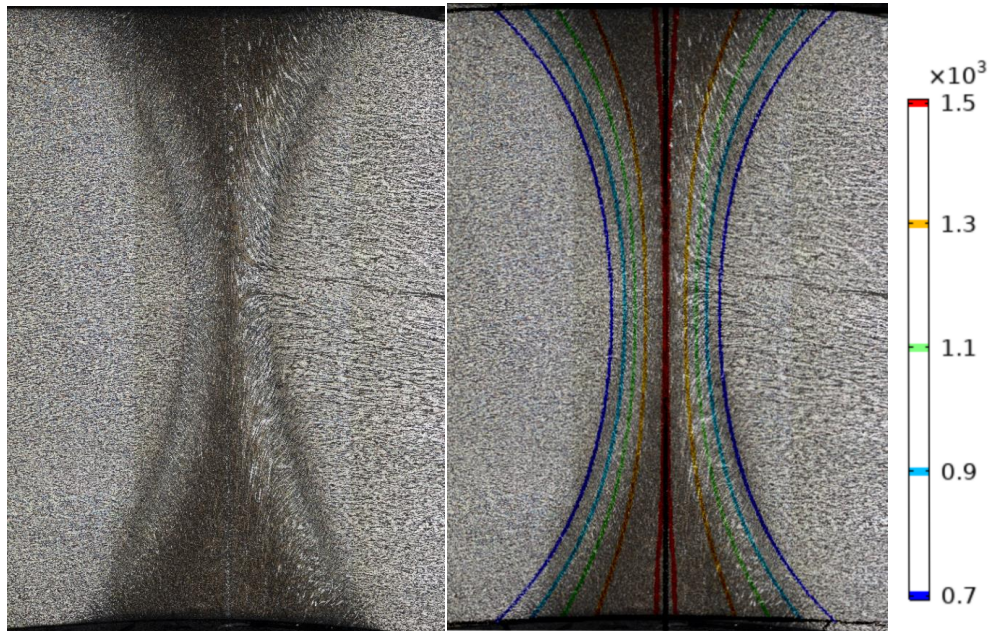


Рисунок 1.27 - Форма сварного ТВЧ соединения трубы из стали 22ГЮ $\varnothing 89 \times 6,4$ мм (слева) и изотермы максимальных температур (справа).

Анализ структурного состояния в реальных сварных соединениях проводили на расстоянии $\frac{1}{4}$ толщины от наружной поверхности трубы по линии сплавления и ЗТВ на расстоянии 0,2 и 0,5 мм от линии сплавления.

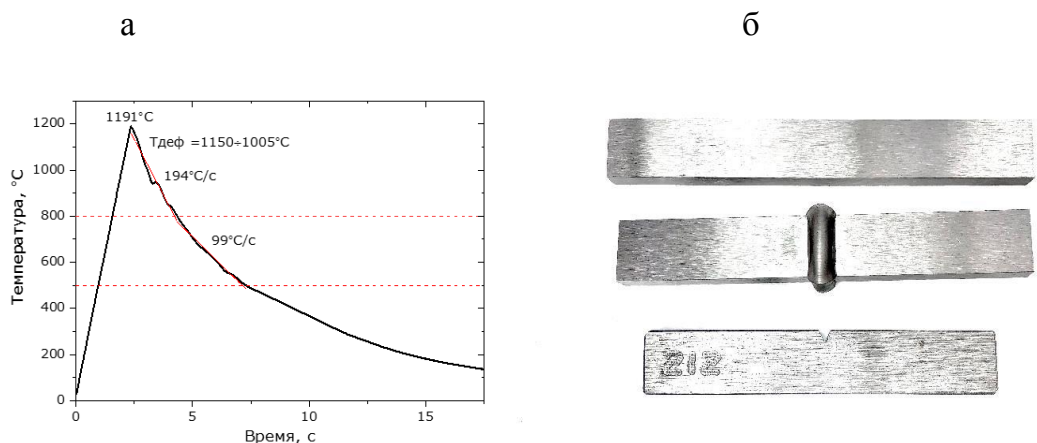
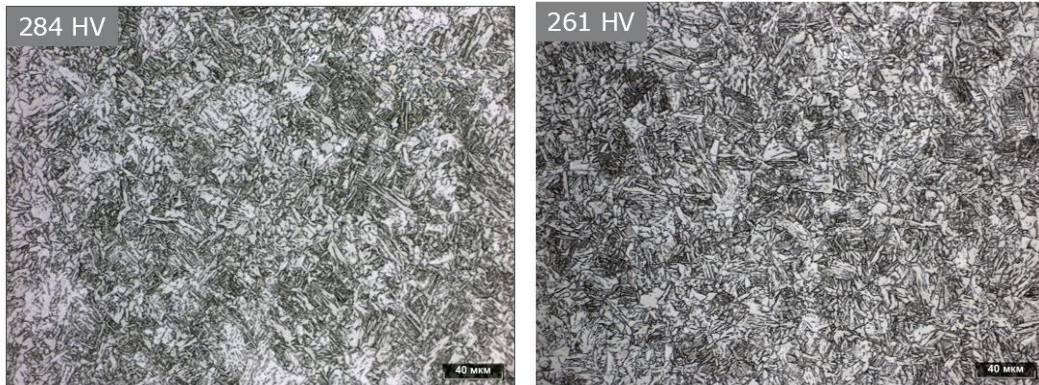


Рис. 1.28. Расчетный термомеханический цикл (а) и образцы для имитации сварки ТВЧ в комплексе Gleeble 3180 (б): сверху - исходный; в середине - после имитации ТЦ сварки ТВЧ с деформацией; внизу- после изготовления из него образца на ударный изгиб.

В результате проведенных исследований в образце после имитации удалось добиться как микроструктуры соответствующей зоне термического влияния реального сварного соединения, так и характерной для сварного соединения структурной направленности (рис.1.29, 1.30).

Структура ЗТВ реального СС ТВЧ Структура образца после имитации в Gleeble 3180

сталь 09Г2С:



сталь 05ХГБ:

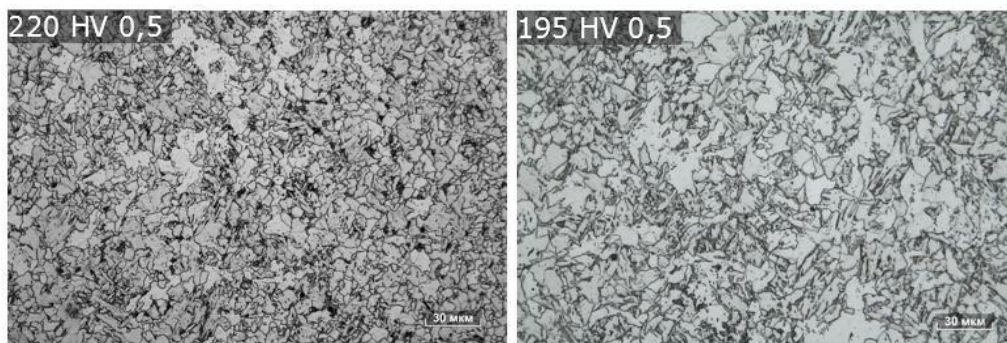


Рис. 1.29. Сравнение структур реального сварного соединения и образца после имитации.

В целом это позволяет изучить отдельно изменение структуры при термическом цикле, влияние изгиба волокон, неметаллических включений, обезуглероживания и т.д.

Следующий шаг – имитация сварного соединения (рис. 1.31), а не только термомеханического состояния, что также удалось осуществить на установке Gleeble 3180.

Следующий этап разработки - воспроизведение технологии сварки на лабораторном сварочном стенде. К этому моменту с учетом результатов предыдущих этапов для опробования имеются основные элементы технологии сварки (параметры технологии). Данный этап позволяет воспроизвести предложенную технологию сварки, сократить объем экспериментов в промышленных условиях, ускорить и снизить затраты на процесс разработки технологии, опробование новых сварочных материалов и технологических решений.

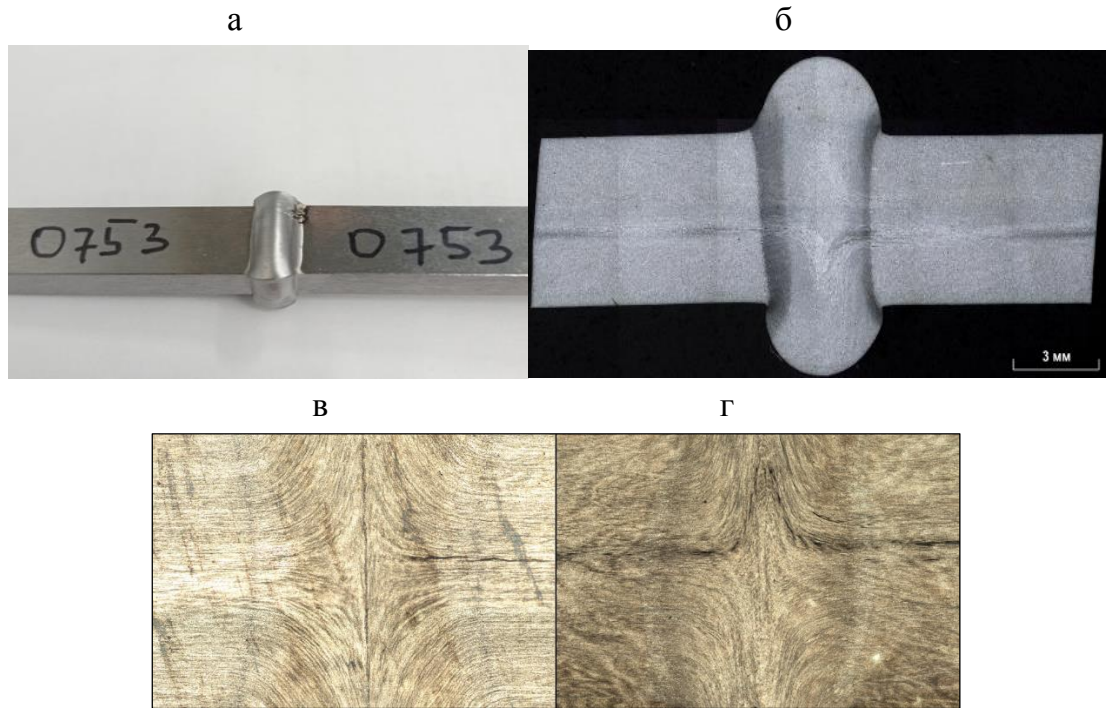


Рисунок 1.30 - Общий вид образца после испытания (а), макрошлиф образца после имитации обжатия кромок (б), изгиб волокон в реальном сварном соединении (в) и в имитированном образце (г).

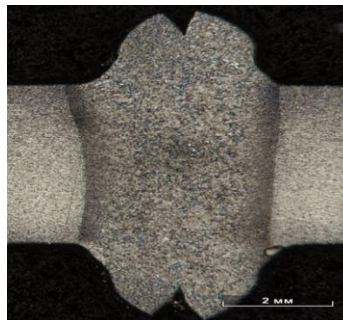


Рисунок 1.31 - Макрошлиф имитированного сварного соединения двух образцов.

Используемое для воспроизведения технологии сварки оборудование: лабораторный сварочный стенд (рис. 1.32а), в состав которого входит: стационарная колонна с многодуговой сварочной головкой, инверторные источники питания Power Wave AC/DC 1000 SD; тележка; пульт с цифровой системой управления Z5. В результате опытной сварки на стенде мы получаем сварное соединение двух планок (рис.1.32б) (сварка проводится по аналогии с трубой большого диаметра: технологический шов, «внутренний» шов, «наружный» шов), что позволяет провести необходимый объем испытаний, оценить форму сварного соединения, предоставляет возможность сопоставления и выбора оптимальной технологии сварки (разделка кромок, режимы сварки, сварочные материалы).

С методической точки зрения было важным сопоставить условия охлаждения планок и труб. Для этого провели расчёт термических циклов сварки для пластин шириной 200 и 2000 мм,

который показал, что ширина не оказывает значимого влияния на процесс охлаждения сварного соединения. Для пластин шириной 200 мм процесс охлаждения сварного соединения замедляется (ветви расходятся), когда максимальная температура металла в околошовной зоне уже не превышает 150 °С.

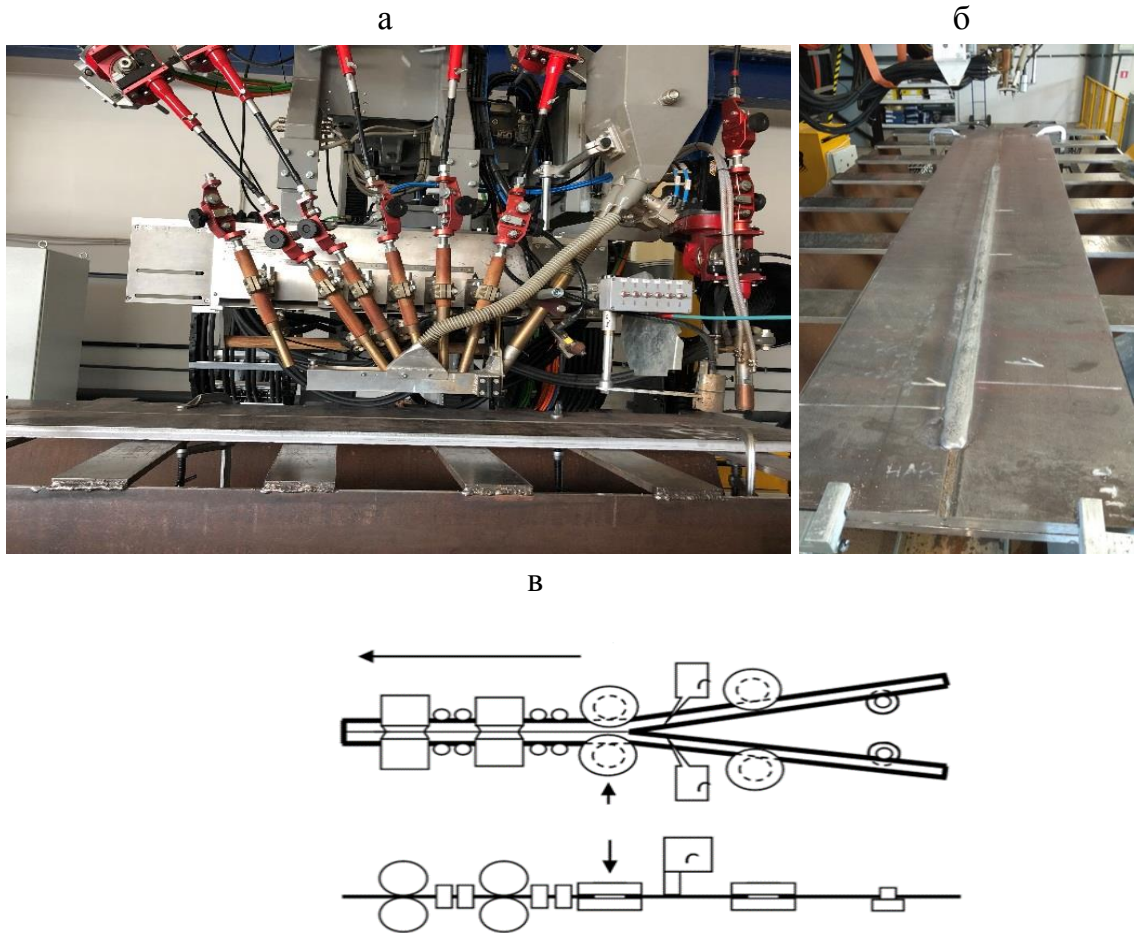


Рисунок 1.32 – Вид лабораторного сварочного станда ИТЦ АО «ВМЗ» (а); сваренных пластин (б); общая схема лабораторного станда для исследования высокочастотной сварки (в).

Воспроизведение технологии сварки на стенде:

- позволяет оценить форму и механические свойства сварного соединения;
- дает возможность проведения многочисленных экспериментов и выбора оптимальной технологии сварки (разделка, режимы сварки, сварочные материалы);
- позволяет разгрузить производственную линию в цехе от экспериментов.

К преимуществам применения описываемой системы исследований и разработок следует отнести:

- исключен метод проб и ошибок на этапе опытно-промышленных испытаний;
- возможность учета индивидуальных особенностей стали;

- возможность эффективно и в минимальные сроки оценить свариваемость стали в широком диапазоне тепловложений и, при необходимости, скорректировать композицию легирования до запуска производства;

- разрабатывать новые и оптимизировать существующие технологии сварки. Проводить эксперименты и, при необходимости, оперативно вносить корректировки в технологическую документацию;

- определить возможные пределы изменения технологических параметров и влияние сварочных материалов на механические свойства сварного соединения;

- обеспечить стабильное качество сварного соединения с уникальным комплексом механических свойств (вязкость, прочность, хладостойкость, коррозионная стойкость и др.) на основе установленных связей между структурой и свойствами.

Таким образом, к моменту промышленного опробования использование разработанной системы позволяет получить следующие результаты:

- характер протекания фазовых превращений в ЗТВ и формирующуюся микроструктуру;
- ударную вязкость ЗТВ в зависимости от тепловложения (скорости охлаждения);
- результаты опробования сварки на стенде и рекомендуемую технологию и сварочные материалы.

Для сварки ТВЧ создание лабораторного стенда несколько сложнее, чем для дуговой сварки, поэтому эксперименты проводили в цеховых условиях, полученный опыт позволил разработать техническое задание на такой стенд. Планируется его создание. Общая схема стенда приведена на рис. 1.32в. В состав оборудования стенда должны входить: формовочная, сжимающая, сварочная части, генератор сварочного тока, устройства управления работой стенда. Формовочная часть должна представлять из себя роликовые проводки способные направлять и формовать полосы шириной около 30 мм. Сжатие полос должно производиться сварочными валками, конструкция которых должна позволять производить наблюдение за процессом сварки. Сварка должна производиться с помощью контактного подвода тока от сварочного генератора. Мощность сварочного генератора должна быть достаточной для сварки полос толщиной до 16.0 мм на скорости до 20 м/мин.

Последующие этапы – оценка результатов, для чего используют современные методы исследования структуры, включая дифракцию обратно-рассеянных электронов (ДОРЭ) и свойств, включая инструментированные испытания, а также промышленное опробование технологии, основные элементы которой уже определены. Усовершенствован ряд методов и подходов к оценке микроструктуры и свойств сварных соединений.

Без использования предложенной системы к моменту промышленного опробования можно применять только имеющийся опыт (не всегда достаточный) и данные публикаций

(практически всегда не полные). Проведенные в рамках системы исследования позволили снизить количество промышленных экспериментов и ускорить процесс разработки технологии сварки. С последовательным применением созданной системы разработаны и усовершенствованы технологии сварки, в том числе с пониженным тепловложением, для новых материалов и др.

Заключение по главе 1

Создана научно-обоснованная система разработки и совершенствования технологий и составов стали, включающая следующие основные этапы: математическое моделирование процессов, имитацию процессов на образцах, лабораторное воспроизведение технологии с учетом установленных критических параметров, промышленного опробования, оценки полученных результатов (структуры, свойств).

1. Метод имитации микроструктуры ЗТВ путём воздействия на основной металл расчетного термического цикла сварки с помощью исследовательского комплекса Gleeble является эффективным способом оценки свариваемости стали. Метод позволяет оценить реакцию стали на термическое воздействие для различных способов и режимов сварки, в частности определить формирующуюся в термическом цикле сварки микроструктуру, оценить механические характеристики металла ЗТВ (твёрдость, вязкость, трещиностойкость). Наряду с точным воспроизведением термического цикла сварки для данного сортамента труб и режимов сварки, метод имитации позволяет выделить и отдельно исследовать влияние отдельных параметров термического цикла на микроструктуру и установить ряд важных закономерностей.

2. Созданы модели, позволяющие оценивать поля максимальных температур, термические циклы сварки, форму сварного соединения для исследуемых видов сварки.

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

4. Предложен ряд усовершенствований методики имитации, позволяющих разделить влияние отдельных параметров термического цикла на микроструктуру ЗТВ ДСФ и впервые создана методика имитации основных параметров ТВЧ сварки, позволяющая отдельно оценить влияние термических и термомеханических циклов, а также воспроизвести сам процесс сварки.

5. Созданная система широко использована в процессе исследований, в том числе при разработке новых технологических схем, например, с пониженным тепловложением, выборе оптимального состава стали, разработке технологии производства новых видов трубной продукции.

2. ИССЛЕДОВАНИЕ ПРОЦЕССОВ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ПРИ РАЗЛИЧНЫХ ВИДАХ СВАРКИ СТАЛЬНЫХ ТРУБ

2.1. Формирование структуры шва, выполненного автоматической сваркой под флюсом

Кристаллизация сварного шва низкоуглеродистых низколегированных сталей включает эпитаксиальный рост кристаллов δ -феррита от зерен основного металла на границе сплавления. Зерна δ -феррита имеют анизотропную столбчатую структуру с осью в направлении максимального теплоотвода. Сегрегация примесей формируется вдоль его границ. При дальнейшем охлаждении аустенит зарождается на границах δ -феррита и вырастают столбчатые зерна, которые по морфологии похожи на исходные зерна дельта феррита (рис.2.1). Поскольку зарождение γ -фазы происходит на границах зерен δ -фазы, зерна аустенита теоретически имеют меньшую толщину, чем исходные зерна δ -феррита [43]. Поскольку тепловые потоки в температурном интервале $\delta \rightarrow \gamma$ превращения могут отличаться от тех, которые были при кристаллизации (в том, числе из-за смещения источника тепла), аустенитные зерна могут отклоняться от направления роста исходных зерен δ -феррита [44].

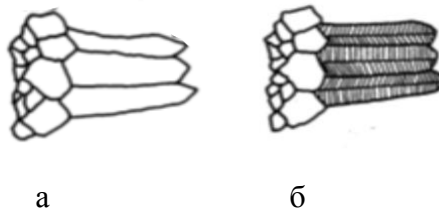


Рисунок 2.1 - Схематичное представление роста кристаллов δ -феррита при кристаллизации (а) и формирования аустенита на границах кристаллов δ -феррита при дальнейшем охлаждении (б) [43].

В случае затвердевания через δ -феррит, во время последующего $\delta \rightarrow \gamma$ превращения зерна аустенита пересекают δ/δ границы зерен, оставляя крупные включения внутри зерен, где они могут причинить меньше вреда и, возможно, также могут быть полезны для стимулирования зарождения игольчатого феррита. Также скорость диффузии элементов замещения на порядки больше в феррите, чем в аустените, так что любая сегрегация с меньшей вероятностью сохранится, когда жидкость превращается в феррит.

Поскольку размер зерна аустенита велик: ширина порядка 100 мкм, длина порядка нескольких мм, очень важен характер зарождения α -фазы: на границах, или внутри зерен, что в свою очередь определяет размер эффективного зерна и свойства металла шва. Хотя столбчатые зерна аустенита очень длинные, эволюция многих аспектов микроструктуры внутри отдельного

аустенитного зерна зависит от среднего сечения зерна, которое больше зависит от ширины/толщины зерна [43, 45].

Провели цикл экспериментальных исследований на лабораторном сварочном стенде с варьированием параметров сварки. Для сварки использовали пластины, изготовленные из промышленного листового проката из стали 07ХГ2Б размером 2200×200×22 мм. Сварку пластин осуществляли в три этапа: 1) сварка сборочного шва (в среде защитного газа); 2) сварка «внутреннего» шва 3) сварка «наружного» шва. Сварку сборочного и внутреннего швов в рамках данного эксперимента осуществляли по одной технологии для всех контрольных сварных соединений (КСС). Сварку наружного шва (НШ) осуществляли пятью дугами с варьированием тепловложений, разделки кромок и начальных температурных условий для обеспечения различной скорости охлаждения металла шва и ЗТВ (табл. 2.1).

Таблица 2.1 - Технологические и тепловые особенности сварки наружных швов КСС.

Параметры сварки	Обозначение КСС				
	Ст.	11	12	21	22
Начальная температура пластин, °С	20	20	5	245	20
Погонная энергия сварки	ном.	-20% от ном.		+40% к ном.	
Угол разделки кромок	Стандартный (70°)			Увеличенный (90°)	
Расчётные параметры теплового воздействия сварки на ОМ в ОШЗ (крупнозернистый)					
Время пребывания ЗТВ t_p при	8,8	6,6	6,1	20,2	14,5
Скорость охлаждения ЗТВ $w_{8/5}$, °/с	7,3	10,8	12,4	0,9	2,9
Расчётные параметры кристаллизации и охлаждения металла шва					
Время пребывания МШ $t_{ж}$ при	10,7	8,4	7,6	16,4	15,9
Время пребывания МШ $t_{к}$ при	6,5	6,0	5,8	12,9	9,7
Скорость охлаждения МШ $w_{8/5}$, °/с	7,5	9,6	11,7	1,0	3,0

При сварке стандартного КСС (КСС Ст.) использовали тепловложения и углы разделки кромок, полностью соответствующие технологии сварки наружных швов труб большого диаметра с толщиной стенки 22 мм. Сварку «наружного» шва с пониженными на 20% (относительно стандартного КСС) тепловложениями (КСС 11 и 12) осуществляли также в стандартную разделку. При этом снижение тепловложений и необходимый для заполнения стандартной разделки объём электродного металла обеспечивали за счёт снижения сварочных токов и увеличения вылета сварочной проволоки для трёх из пяти электродов многодугового тандема. Пластины при сварке КСС №12 перед сваркой охлаждали до 5 °С. Сварку с повышенной на 40% погонной энергией относительно стандартного КСС (КСС 21 и 22) осуществляли в широкую разделку. Необходимый для заполнения широкой разделки объём электродного металла обеспечивали за счёт повышения сварочных токов для трёх из пяти электродов. Вылеты проволоки в этом случае не изменяли. Пластины перед сваркой КСС №21 подогревали до 245 °С. Вследствие зависимости химического состава шва от режимов сварки и формы разделки кромок

комбинация сварочных материалов была выбрана таким образом, чтобы обеспечить неизменность химического состава шва и, тем самым, снизить его влияние на процесс структурообразования (при этом для всех вариантов сварки использовали сварочную проволоку максимально близкую по химическому составу к основному металлу).

Для количественной оценки теплового воздействия сварки на основной металл и условий кристаллизации сварочной ванны использовали расчеты по математическим моделям.

Результаты проведенных экспериментов приведены на рис. 2.2 – 2.4.

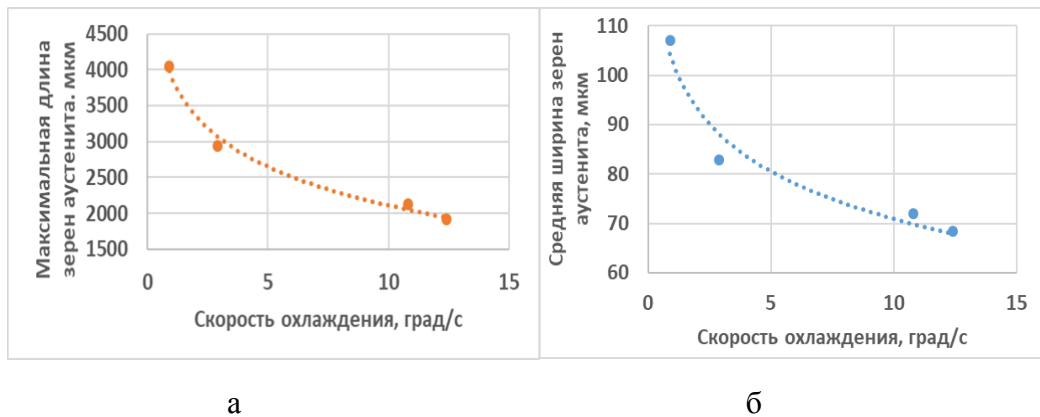


Рисунок 2.2 – влияние скорости охлаждения на размеры зерен аустенита металла шва: а) максимальная длина зерен; б) средняя ширина зерен.

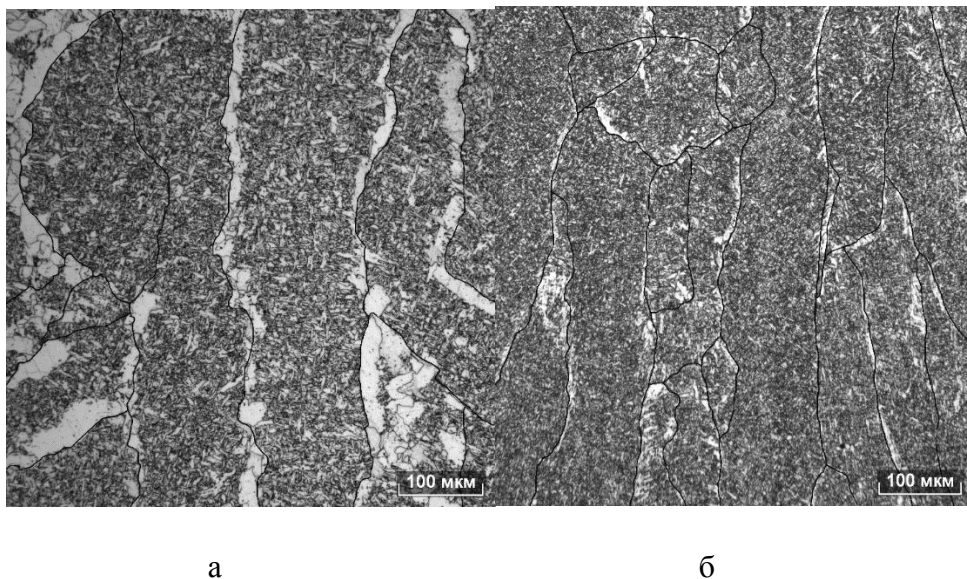


Рисунок 2.3 – микроструктура шва с выделенными границами бывших зерен аустенита: а) скорость охлаждения $0,9 \text{ } ^\circ\text{C/s}$; б) скорость охлаждения $12,4 \text{ } ^\circ\text{C/s}$.

Показано, что изменение скорости охлаждения после сварки более чем на порядок (от $0,9$ до $12,4 \text{ } ^\circ\text{C/s}$) привело к уменьшению максимальной длины зерен аустенита по центру шва примерно в два раза (от 4000 до 2000 мкм), а ширины зерен примерно на $1/3$ (от 107 до 68 мкм). Последнее более важно, поскольку определяет параметры бейнитной микроструктуры [46].

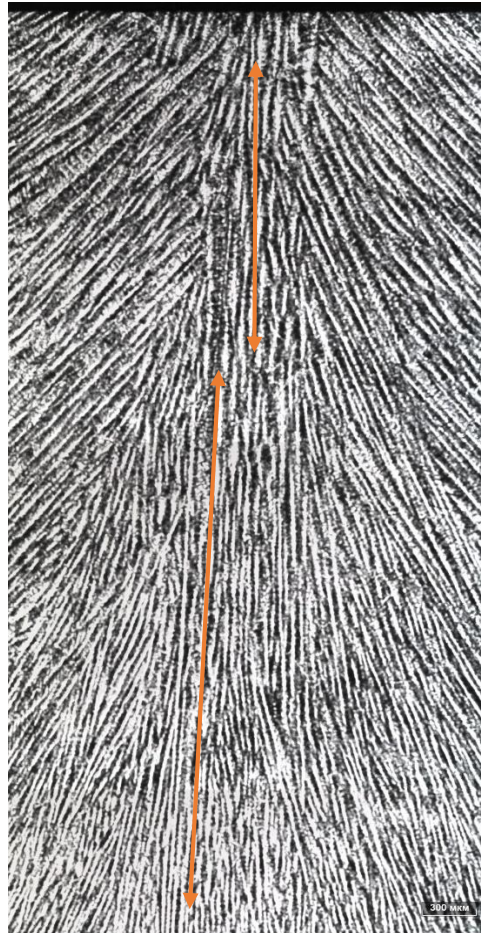


Рисунок 2.4 - Микроструктура, сформировавшаяся по центру шва образца после травления в горячем растворе пикриновой кислоты. Стрелками указаны отдельные зерна аустенита.

В результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в металле сварных швов после охлаждения могут сформироваться [47-51]:

- аллотриоморфный феррит, зародившийся на предшествующих границах зерен аустенита;
- видманшеттов феррит (в зарубежной литературе встречается также термин «ferrite side plates»);
- игольчатый феррит, гетерогенно зародившийся на неметаллических включениях внутри зерен бывшего аустенита;
- вторичные структурные составляющие (в зарубежной литературе часто называются «microphases»), содержащие небольшие участки мартенсита, остаточного аустенита (MA-составляющая) и вырожденного перлита.
- в ряде случаев в структуре шва могут присутствовать бейнит, мартенсит и перлит.

Есть представление, что аллотриоморфный феррит негативно влияет на ударную вязкость металла сварного шва [43], поскольку обладает низким сопротивлением распространению хрупкой трещины. Альтернативой этому является формирование в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения

исключительно продуктов сдвигового превращения (игольчатый феррит, бейнит, видманштеттов феррит), в этом случае границы аустенитных зерен являются препятствием для роста кристаллов, что в свою очередь создает возможность для сегрегации примесей и их охрупчивания. Выделение аллотриоморфного феррита, который образуется по диффузионному механизму, приводит к исчезновению границ бывших аустенитных зерен и самих мест возможной сегрегации примесей.

Для видманштеттова феррита характерна ориентированная крупноигольчатая микроструктура, формирование которой обычно связывают с грубым исходным зерном аустенита и повышенными скоростями охлаждения. В монографии [52] сказано, что $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение при формировании видманштеттова феррита является сдвиговым, о чем свидетельствует образование характерного микрорельефа, рост кристаллов в пределах одного аустенитного зерна и повышенная плотность дислокаций. Невысокая скорость роста кристаллов видманштеттова феррита позволяет предполагать, что она определяется скоростью отвода углерода от растущего кристалла, т.е. рост контролируется диффузией углерода в аустените.

Вероятно, зародыши бейнита и видманштеттова феррита одинаковы [53] они могут превращаться в бейнит, если возможен бездиффузионный рост при температуре, когда происходит зарождение, или в видманштеттов феррит в противоположном случае. Т.е. основное отличие механизма превращения заключается в отсутствии диффузии углерода в процессе роста кристаллов бейнита.

В работе [54] делается заключение о следующих основных факторах, оказывающих влияние на формирование структуры ИФ: размер зерна аустенита, скорость охлаждения, состав стали, неметаллические включения.

В работе [55] экспериментально показано, что микроструктура ИФ при крупном исходном зерне аустенита обеспечила лучшую ударную вязкость, чем бейнитная микроструктура при мелком исходном зерне аустенита.

В сварных швах игольчатый феррит характеризуется хаотичным, взаимосвязанным расположением мелких зерен феррита [53, 56]. Ферритные пластины зарождаются внутризеренно на неметаллических включениях или частицах карбонитридных фаз, обычно несколько зерен феррита зарождаются на одной частице. Название игольчатый феррит подразумевает, что зерна имеют морфологию в форме иглы; однако истинная форма зерен представляет собой тонкие линзовидные пластины, которые имеют соотношение сторон приблизительно (1-2)/10 при случайном просмотре в двух измерениях [56].

Игольчатый феррит лучше всего идентифицируется по переплетенной сети зерен феррита, образовавшихся в результате многократного столкновения зерен или пластин, образовавшихся на включениях [57], что приводит к высокой степени разориентации границ зерен [58-60].

Также возможно, что игольчатый феррит зарождается и на первичных игольчатых пластинах, растущих от включений [61].

По температурному интервалу и механизму превращения ИФ в литературе часто классифицируется как бейнит (или даже видманштеттов феррит), отличающийся тем, что зарождается внутризеренно [57,58, 62-65].

Неметаллические частицы, такие как оксиды, сульфиды или нитриды, обычно наблюдаются в качестве центров внутризеренного зарождения игольчатого феррита [54, 66-68].

В литературе обычно обсуждается несколько механизмов, связывающих неметаллические частицы с образованием игольчатого феррита:

- 1) несоответствия параметров кристаллической решетки между частицей и ферритом [54, 55, 59, 61, 66, 69];
- 2) термические деформации, возникающие вблизи границы раздела аустенит/частица [55, 66,68-70];
- 3) локальные изменения состава, в частности обеднение марганцем или углеродом частиц [55, 59, 65-69].

Установлено, что в металле шва, содержащем включения, переход от бейнита к игольчатому ферриту может быть стимулирован формированием некоторого количества аллотриоморфного феррита на поверхности границ зерен аустенита [71].

Включения образуются в результате реакции кислорода в жидком металле сварного шва с сильными раскислителями. Элементы флюса, предназначенного для защиты металла сварного шва от окружающей среды, также могут быть захвачены на границе раздела δ -феррит/жидкость.

Среди недостатков структуры игольчатого феррита обычно отмечают только один: ограниченную прочность такой микроструктуры, которую можно повысить за счет присутствия низкоуглеродистого мартенсита [72].

При обсуждении влияния легирующих элементов выделяют эффект повышенного содержания в стали элементов, повышающих устойчивость аустенита [52, 53], в этом случае структура шва может представлять собой бейнит, а не игольчатый феррит, в значительной мере это связывают с уменьшением количества зернограничного феррита. Последнее приводит к зарождению бейнита на границах столбчатых зерен аустенита, несмотря на присутствие оксидных частиц. И, соответственно в металле шва, содержащем включения, переход от бейнита к игольчатому ферриту может быть стимулирован формированием некоторого количества аллотриоморфного феррита на поверхности границ зерен аустенита [71]. Зернограничный феррит должен быть инертным в части превращения при более низких температурах в видманштеттов феррит или бейнит.

Установлена связь между размером и распределением оксидных частиц и дисперсностью микроструктуры сварного шва. Металл «наружного» шва КСС2 в сравнении с КСС1 имеет меньшую дисперсность игольчатого феррита. Вероятная причина – меньшее количество центров зарождения и кристаллизации в виде оксидных включений (рис. 2.5, 2.6).

При непрерывном охлаждении аустенита и при наличии условий для образования бейнита или феррита оставшийся аустенит становится стабильным за счет обогащения углерода, вызванного формированием α -фазы, это обогащение завершается примерно при 400-350 °С, а остаточное содержание углерода в аустените достигает 0,5% и выше, охлаждение происходит достаточно быстро аустенит не распадается на феррит и карбиды, а частично превращается в мартенсит, эта структурная составляющая называется МА(мартенсит-аустенит) [73]. Основные результаты в части МА-составляющей посвящены зоне термического влияния.

Микроструктура металла шва трубы $\varnothing 1020 \times 14$ мм из стали типа 05ХГ2НДБ состоит из матрицы игольчатого феррита (ИФ) и крупных кристаллов зернограничного феррита (ЗФ) (рис. 2.7-2.10). ИФ представляет собой дисперсную смесь ферритных кристаллов игольчатой морфологии и вторичных дисперсных структурных составляющих. ЗФ по границам бывших аустенитных зерен выделяется в различном морфологическом виде: протяжённых вытянутых зерен; крупных равноосных зёрен полигонального феррита (ПФ); феррита квазиполигональной морфологии и видманштеттова феррита (рис. 2.10). Микроструктура ЗТВ состоит преимущественно из бейнита и небольшого количества полигонального и квазиполигонального феррита. В шве, в отличие от ЗТВ, наблюдается значительное количество глобулярных оксидных включений (рис. 2.9 г), объёмная доля которых составляет около 0,26%, а средний размер составляет 0,3 мкм. Методом микрорентгеноспектрального анализа определено, что в состав этих включений входят, помимо кислорода, титан, алюминий и марганец.

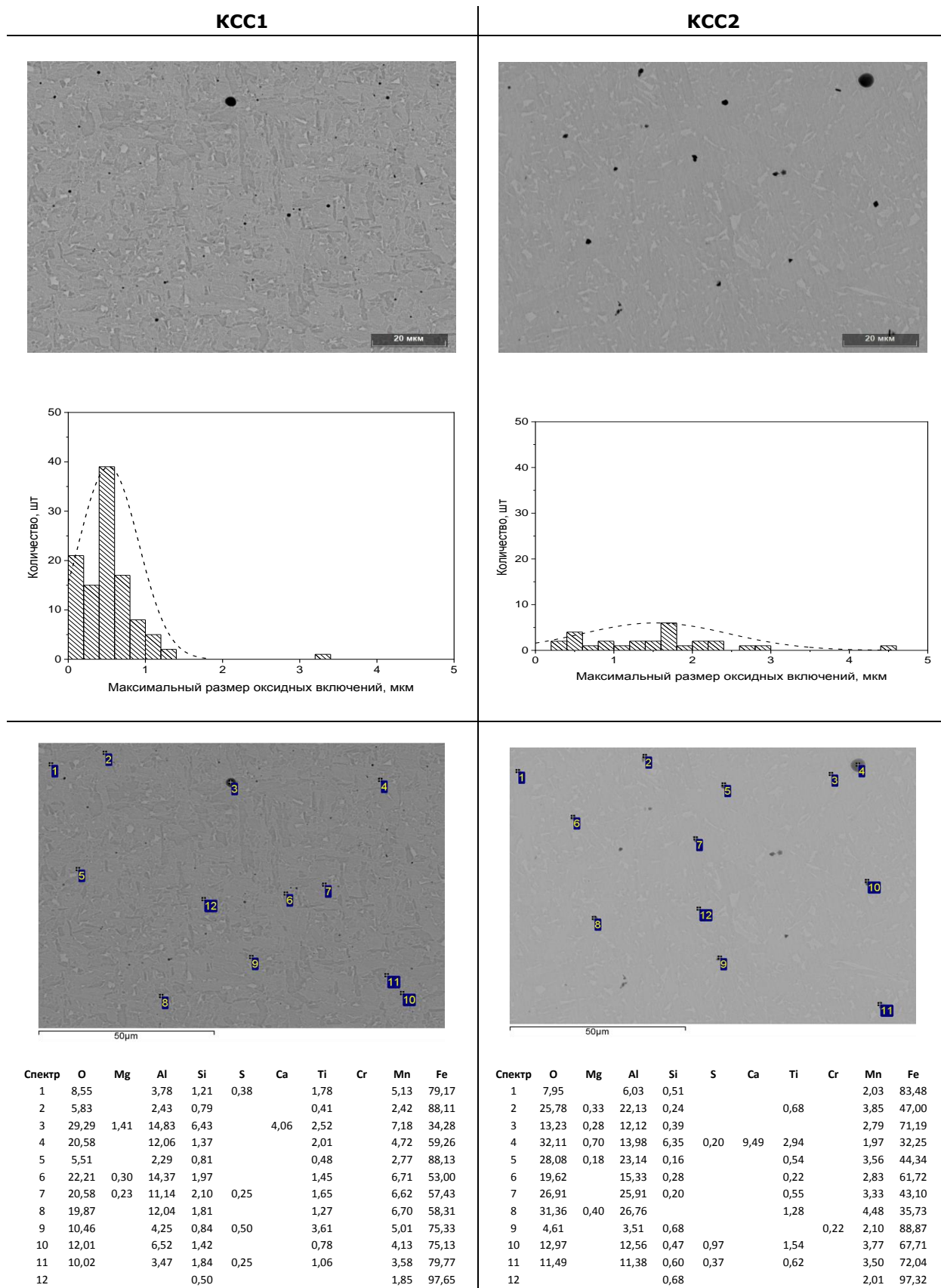


Рисунок 2.5 – Количество, распределение и химический состав оксидных включений в металле «наружного» шва исследуемых контрольных сварных соединений KCC 1 и KCC 2.

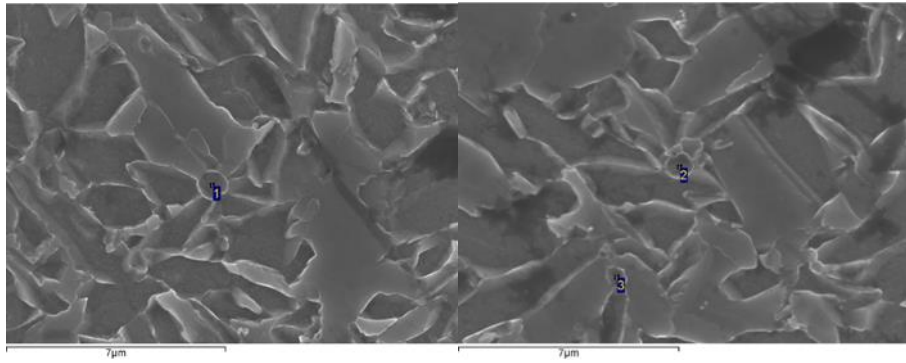
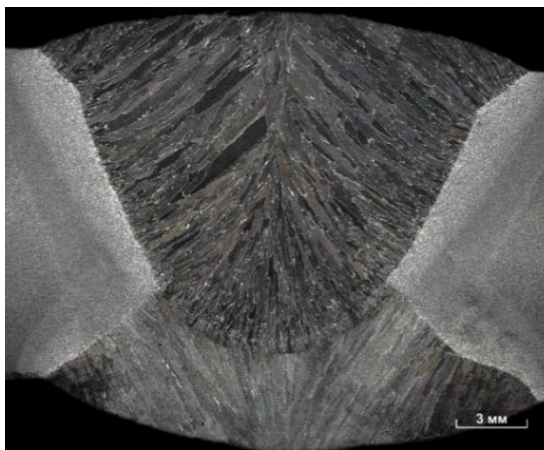
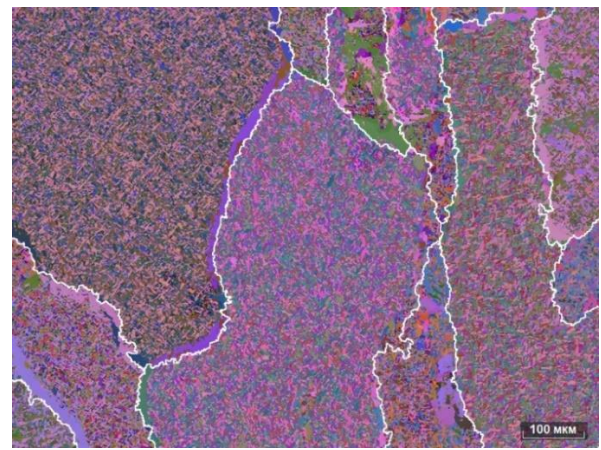


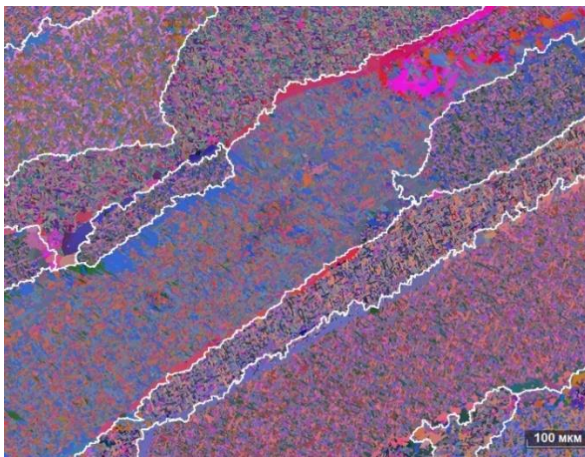
Рисунок 2.6 - Зарождение игольчатого феррита на оксидных включениях (1 и 2). СЭМ.



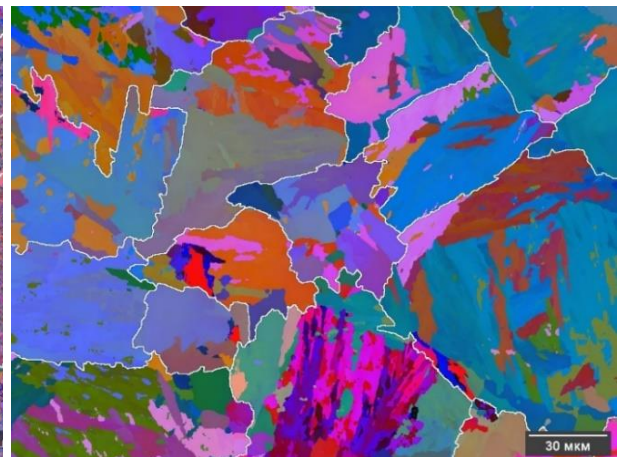
а



б



в



г

Рисунок 2.7 – Макроструктура (а) и ориентационные ДОРЭ-карты (цветом показана разориентировка кристаллитов α -фазы, белые линии – границы бывших аустенитных зёрен): б – центр шва; в – шов; г – ЗТВ.

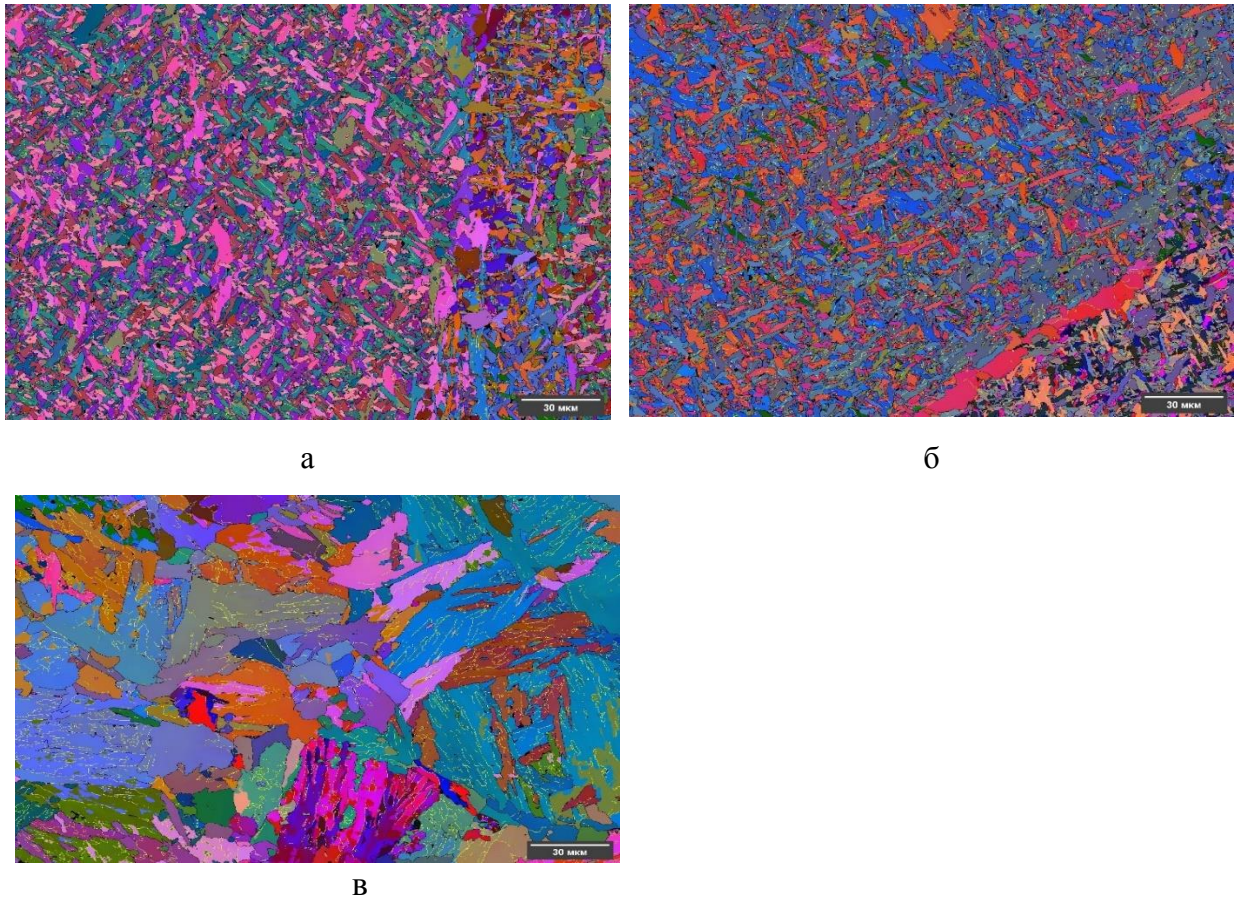


Рисунок 2.8 – Ориентационные ДОРЭ-карты (цветом показана разориентировка кристаллитов α -фазы (чёрные линии – ВУГ; жёлтые линии – МУГ): *a* – центр шва; *б* – шов; *в* – ЗТВ.

Результаты количественных структурных исследований (табл. 2.2) показали следующее [74].

1. Плотность границ зерен бывшего аустенита в металле сварного шва заметно ниже, чем в металле зоны термического влияния: $0,0075-0,0108$ и $0,0511 \text{ мкм}^{-1}$, соответственно.
2. Плотность высокоугловых границ α -фазы в ЗТВ примерно в 4 раза ниже, чем в шве.
3. Степень измельчения зерна ($\rho_{\alpha/\rho_{\gamma}}$) при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении, представляющая собой отношение плотности границ бывших аустенитных зерен и плотности высокоугловых границ формирующейся α -фазы, составила (табл. 2.2):
 - для участков ИФ металла шва: в 116-159 раз;
 - в зоне термического влияния: в 6 раз.

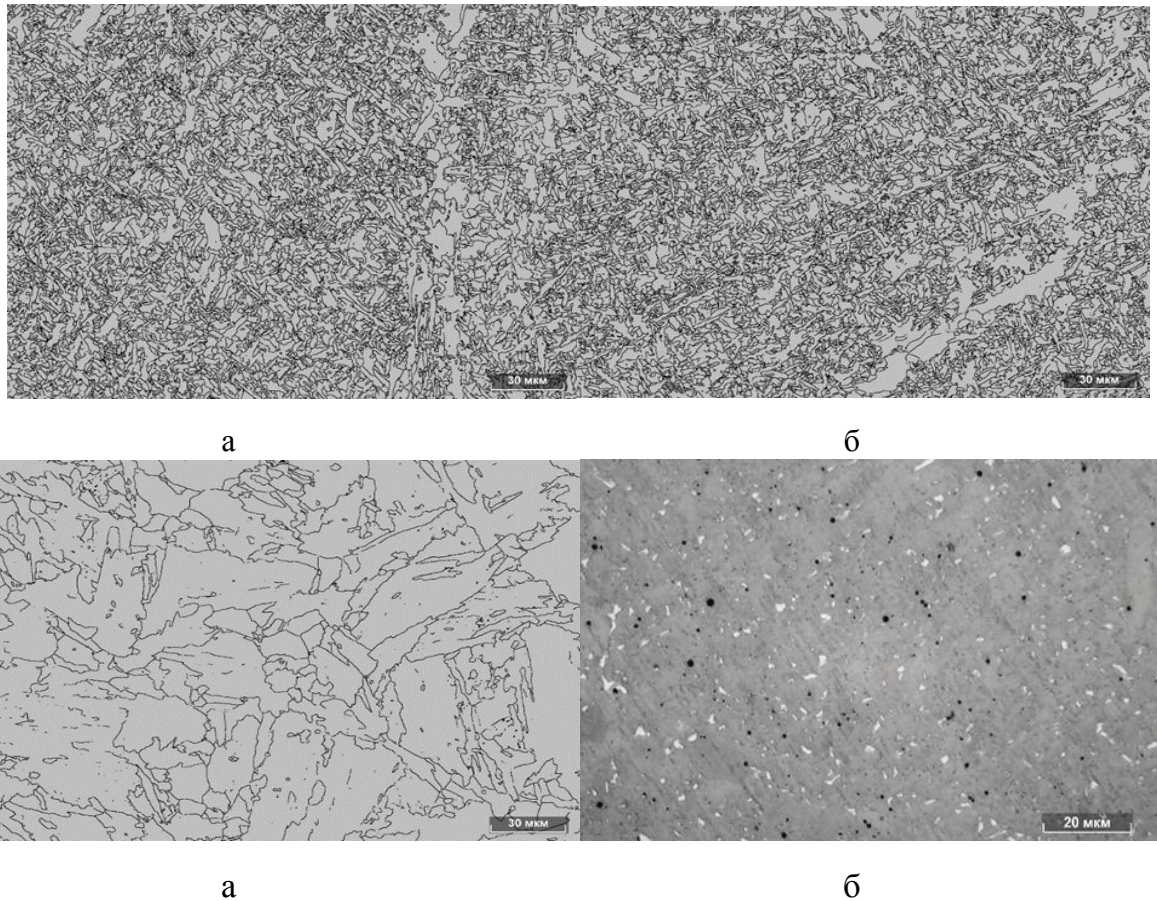


Рисунок 2.9 – Сетка ВУГ на ДОРЭ-картах сварного соединения и ЗТВ: а - центр шва; б – шов; в – ЗТВ; г - МА-составляющая и оксидные включения в наружном шве исследуемых образцов (оптическая микроскопия).

Таблица 2.2. Результаты количественных оценок параметров микроструктуры металла шва и ЗТВ

Место замера	Плотность границ зерен (ВУГ), мкм^{-1}		$\rho_{\alpha}/\rho_{\gamma}$	Плотность границ зерен (ВУГ) игольчатого феррита ($\rho_{\alpha\text{-ИФ}}$), мкм^{-1}	$\rho_{\alpha\text{-ИФ}}/\rho_{\gamma}$
	α -фазы (ρ_{α})	γ -фазы (ρ_{γ})			
Центр шва	1,171	0,0075	156	1,193	159
Шов	1,170	0,0108	108	1,251	116
ЗТВ	0,287	0,0511	6	-	-

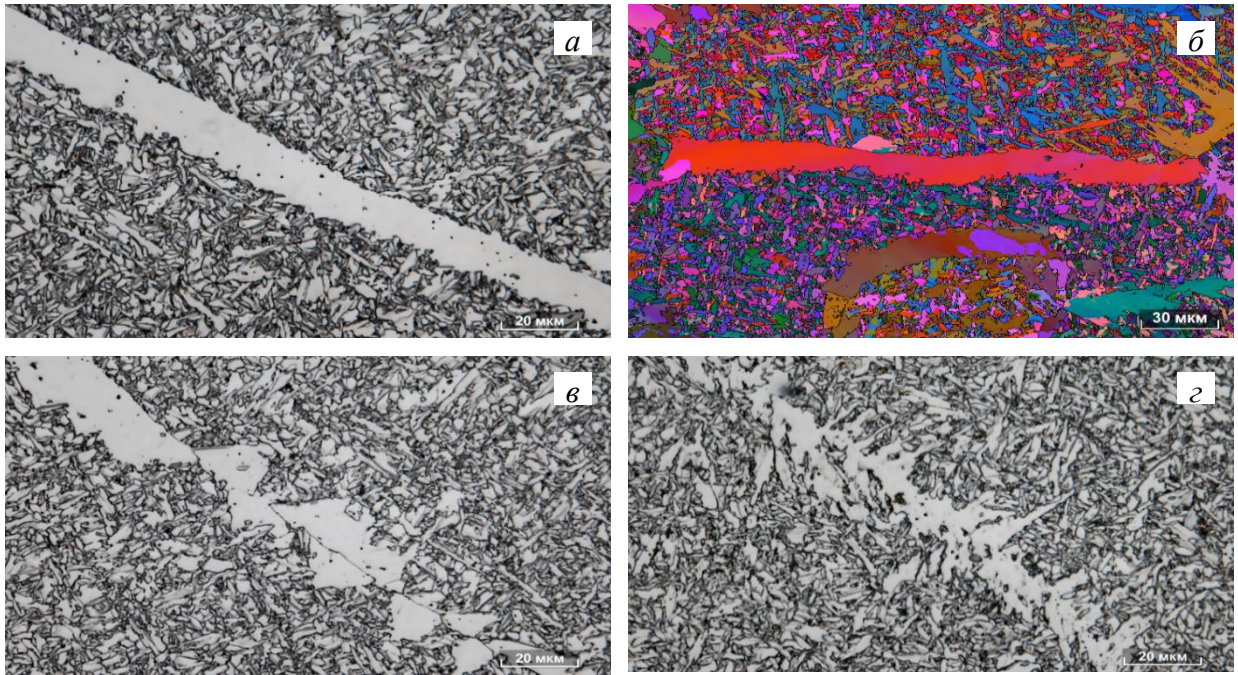


Рисунок 2.10 – Различные морфологические типы ЗФ в металле сварного шва (а-г); ориентационная ДОРЭ-карта (б), на которой для α -фазы цветом показана разориентировка кристаллитов и чёрными линиями – сетка ВУГ.

Таким образом, установлено, что степень измельчения зерна при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении \sim в 25 раз больше при формировании игольчатого феррита, чем, в случае образования бейнита или феррита различной морфологии.

Такая высокая степень измельчения структуры при формировании ИФ связана с внутризеренным характером его зарождения на оксидных включениях (рис. 2.6), ростом в различных направлениях и образованием из-за этого микроструктуры, состоящей из мелких пересекающихся между собой игл(реек) (рис. 2.8-2.10), которые формируют повышенную плотность высокоугловых границ. В отличие от ИФ бейнит зарождается от границ зерен исходного аустенита в виде пакетов, состоящих их параллельных реек, которые разделены малоугловыми границами (МУГ) [56].

Как известно [54, 64, 70], формированию игольчатого феррита способствует:

- 1) крупный размер зерна исходного аустенита и соответствующее уменьшение мест зарождения α -фазы на его границах;
- 2) наличие в металле частиц, способных быть местами зарождения ИФ;
- 3) наличие зернограничного феррита, блокирующего границы аустенитных зерен для предотвращения зарождения на них бейнита;
- 4) оптимальный интервал скоростей охлаждения.

Результаты количественных металлографических исследований металла контрольных сварных соединений показали, что при увеличении скорости охлаждения в исследованных пределах микроструктура сварного шва и ЗТВ существенно изменяется (рис. 2.11, 2.12).

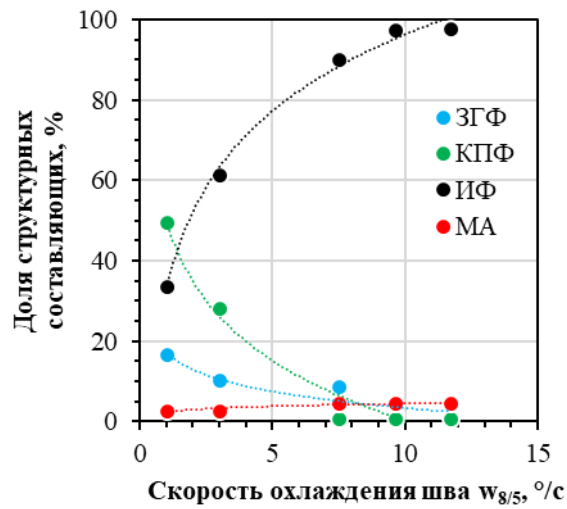


Рисунок 2.11 – Влияние скорости охлаждения $w_{8/5}$ на долю структурных составляющих в металле шва. Сталь 07ХГ2Б.

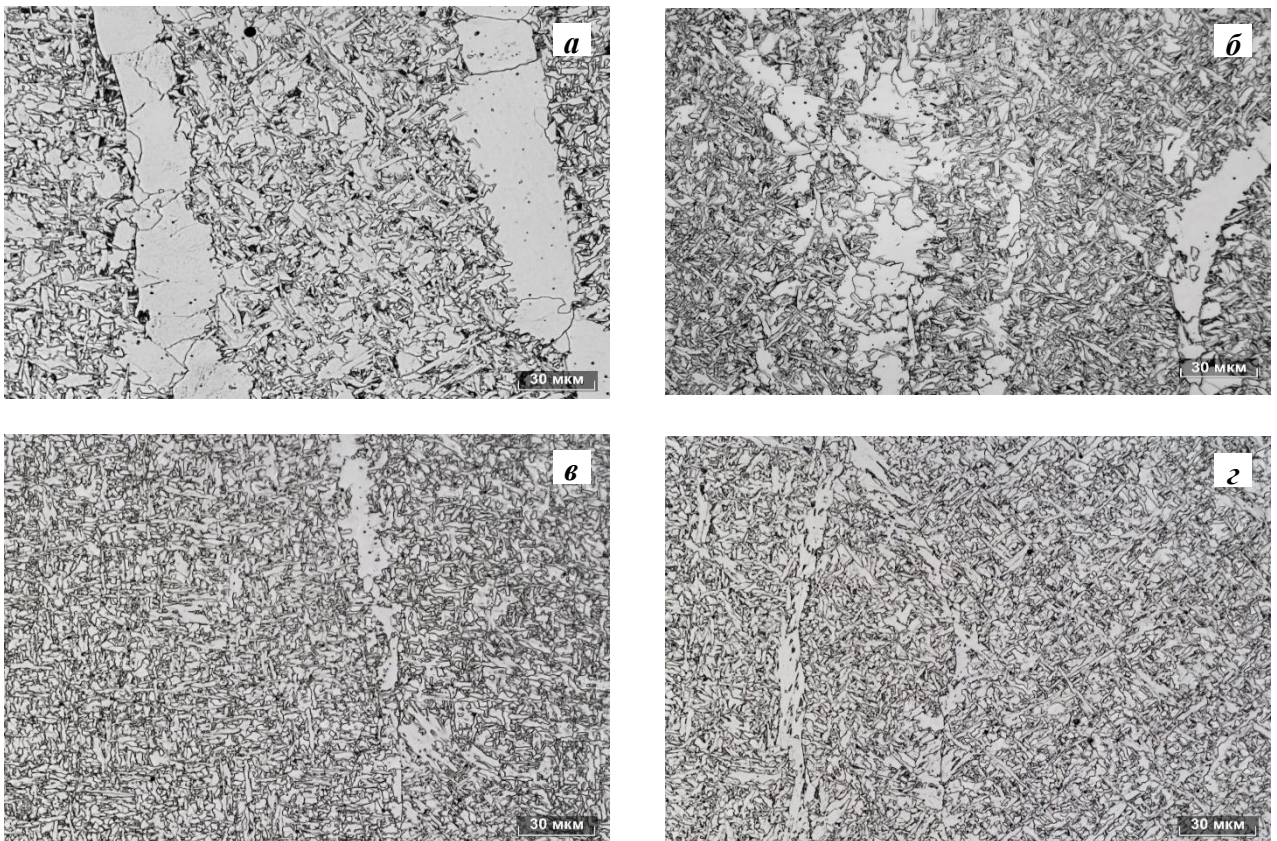


Рисунок 2.12 – Микроструктура металла наружного шва: а – КСС №21 ($w_{8/5} = 1,0$ °C/c); б – КСС Ст. (стандартная технология, $w_{8/5} = 7,5$ °C/c); в – КСС №11 (сварка с пониженными тепловложениями, $w_{8/5} = 9,6$ °C/c); г – КСС №12 ($w_{8/5} = 11,7$ °C/c).

Микроструктурные изменения в металле сварного шва с увеличением скорости охлаждения от 1,0 до 11,7 °С/с (уменьшением погонной энергии сварки) состоят в следующем:

- снижается примерно в 12 раз (от 16,7 до 1,4%) суммарная доля и в 5 раз (от 28,7 до 5,9 мкм) средняя ширина кристаллов зернограничного феррита (ЗГФ), расположенных по границам бывших аустенитных зёрен;

- в микроструктуре уменьшается от 49,6 до 0,8% доля квазиполигонального феррита и, соответственно от 33,7% до 97,8% возрастает доля игольчатого феррита (т. е. при высоких скоростях охлаждения структура сварного шва практически полностью состоит из игольчатого феррита за исключением тонких кристаллитов ЗГФ);

- от 2,6 до 4,6% увеличивается доля мартенсит-аустенитной (МА) составляющей в структуре игольчатого феррита (ИФ) и бейнита (Б).

В высокопрочных низкоуглеродистых сталях формируется сложная микроструктура, состоящая из матрицы, которая представляет собой феррит полигональной, квазиполигональной или бейнитной морфологии, или их сочетание, и вторичных высокоуглеродистых фаз и структурных составляющих – перлита, высокоуглеродистого бейнита, цементитных прослоек [75]. Подавление процессов диффузии приводит к тому, что в металле формируются неравновесные вторичные фазы или структуры (остаточный аустенит, высокоуглеродистый мартенсит (обычно двойникованный) или М/А-составляющая), не содержащие карбиды.

В работе [76] изучено распределение углерода и легирующих элементов в мартенситно-аустенитной составляющей в межкритически нагретой крупнозернистой околосшовной зоне высокопрочной трубной стали с помощью атомно-зондовой томографии. Заметное обогащение С (0,49 мас. %) и Мп (2,32 мас. %) наблюдали в МА - составляющей, вызывающее образование речного мартенсита и ухудшающее ударную вязкость. Сегрегация элементов в межфазной области между участками МА-составляющей и матрицей также может способствовать зарождению хрупких трещин и снижению вязкости.

Показано [77], что доля МА-составляющей связана с температурой начала превращения. Наибольшую долю МА-составляющей может содержать структура гранулярного бейнита (до 12% в экспериментах авторов). Феррит или более низкотемпературные продукты промежуточного превращения содержат меньшую долю МА-составляющей. Частицы могут располагаться как внутри аустенитных зерен, так и на границах бывших аустенитных зерен. Частицы МА-составляющей, расположенные внутри предшествующих зерен аустенита, имеют преимущественно равноосную форму, тогда как частицы вдоль границ зерен в основном удлиненны с соотношением сторон ~3. Частицы МА-составляющей на границах зерен бывшего аустенита особенно заметны в гранулированном бейните, где доля этих частиц составляет примерно 3 %.

При изучении внутренней структуры МА-составляющей часто наблюдали двойниковый мартенсит [78-81], что связывают с высоким содержанием углерода, а следствием этого является повышенная твердость.

Объемная доля МА-частиц увеличивается при повышении содержания углерода, кремния и молибдена. Увеличение содержания марганца от 1,6 до 1,8 мас.% в сочетании с умеренным добавлением меди и никеля не оказывали существенного эффекта. Плотность дислокаций повышается вокруг М/А-составляющих по сравнению с окружающей матрицей. Причина такого поведения заключается в том, что МА-компоненты формируются из аустенитных островков. При охлаждении островки аустенита частично превращаются в мартенсит. Мартенсит имеет более низкую плотность упаковки, чем аустенит, и высокую твердость. Кроме того, коэффициенты теплового расширения объемно-центрированной кубической матрицы и гранецентрированных кубических аустенитных островков различаются [82].

Исследовали контрольные сварные соединения (КСС) планок толщиной 20 мм из стали 06ХГ2НМДБ, сваренных по стандартной технологии (КСС-1) и по технологии с пониженным тепловложением (с использованием проволоки диаметром 3 мм и повышенного вылета) (КСС-5). Микроструктурный анализ показал, что металл шва состоит из дисперсного игольчатого феррита и небольшого количества зернограничного феррита (рис. 2.13 а, б). На участке сплавления сварного шва с основным металлом наблюдается структура верхнего бейнита (рис. 2.13 в, г).

Участки МА-составляющей присутствуют по всей площади исследуемых шлифов в том числе в металле сварного шва и в ЗТВ. В корневой зоне скопления МА - составляющей выделяются преимущественно по границам бывших аустенитных зёрен (рис. 2.14 а, б). По мере удаления от участка пересечения швов к поверхности количество участков МА заметно сокращается, они становятся более дисперсными и располагаются в основном внутри зерна. Размер зёрен бывшего аустенита в металле грубозенистой ЗТВ (непосредственно примыкающей к границе сплавления наружных и внутренних швов) составляет 75-135 мкм; отмечаются также отдельные более крупные аустенитные зерна размером до 280 мкм, выявляемые, преимущественно, в зоне сплавления наружных швов (в их вершине).

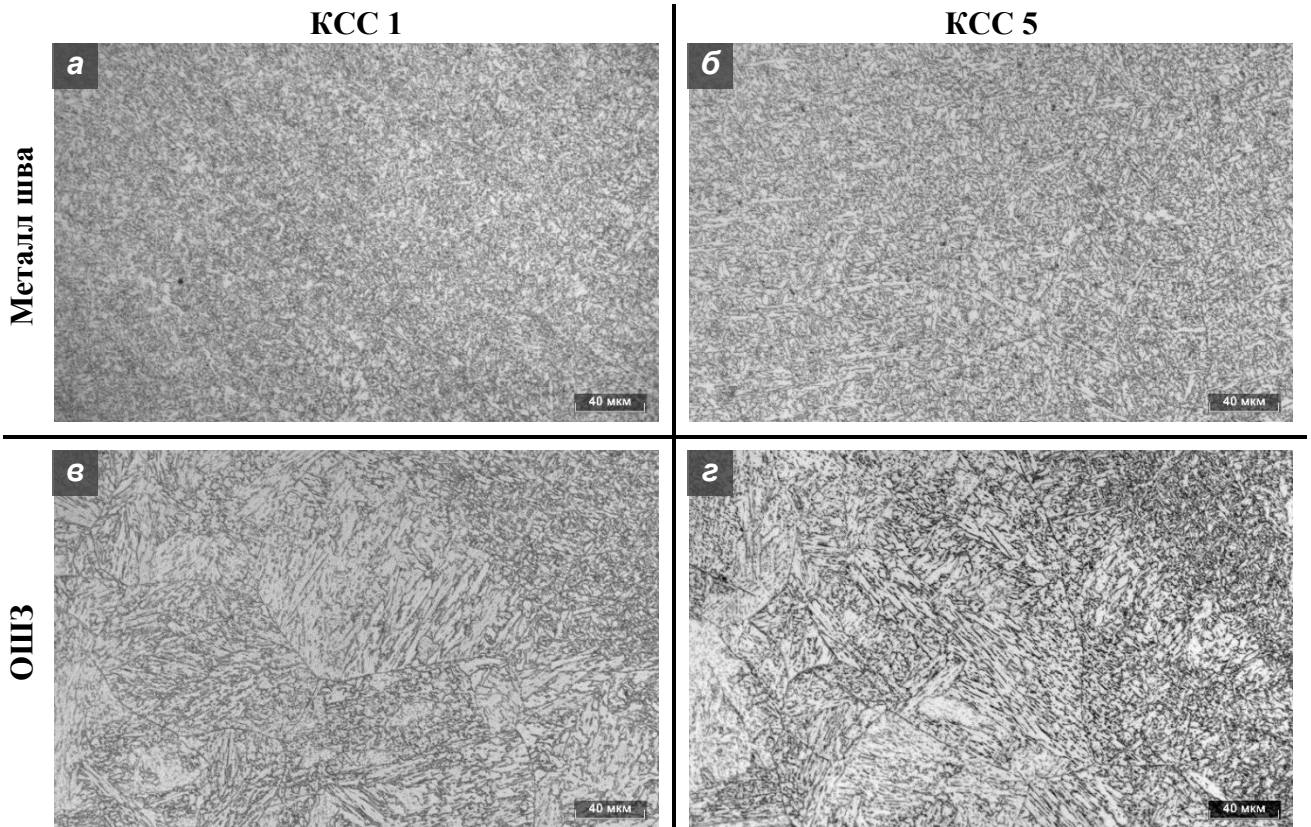


Рисунок 2.13 – Микроструктура: в металле сварного шва (а, б); в зоне сплавления сварного шва с основным металлом (в, г).

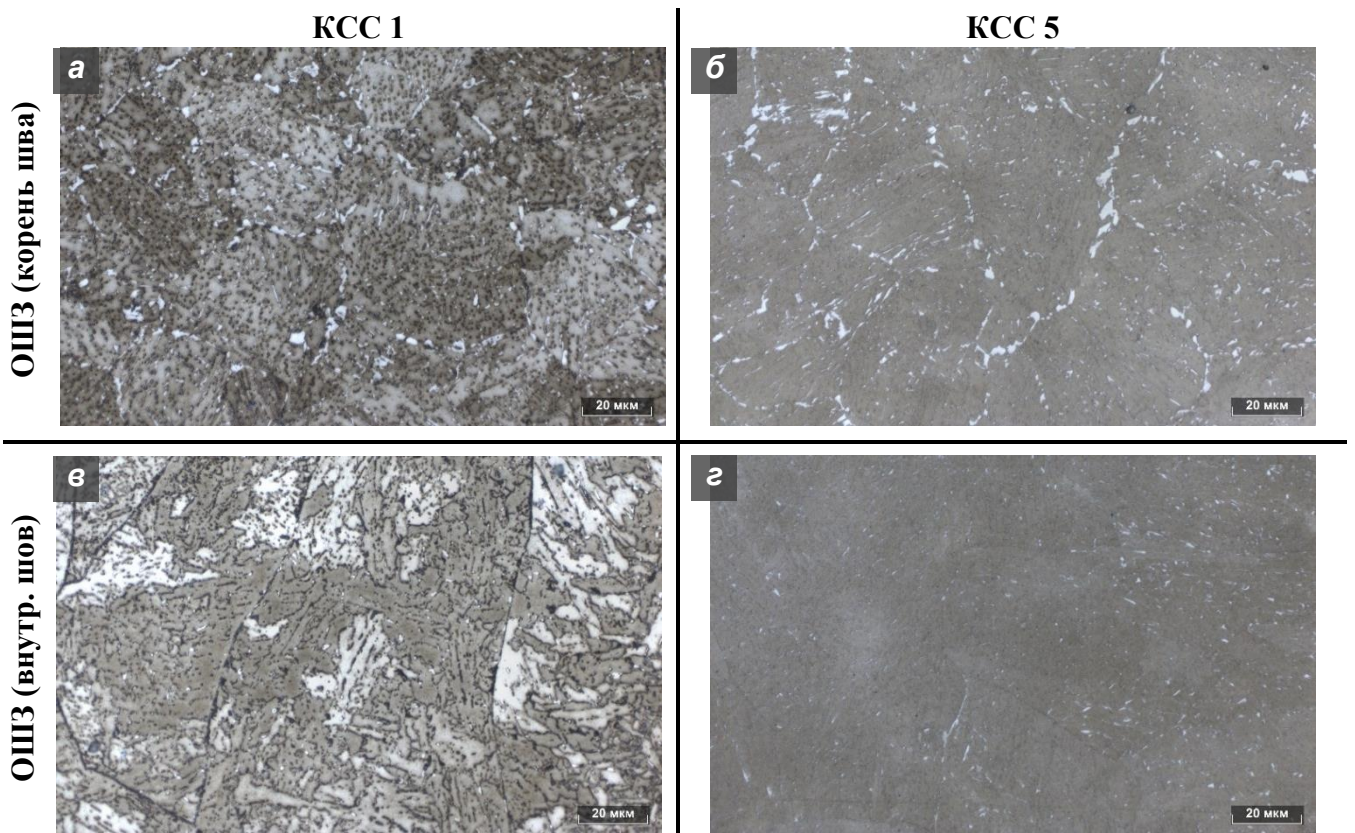


Рисунок 2.14 – Микроструктура ЗТВ после травления в реактиве Ле Пера: корень сварного соединения (а, б); четверть толщины со стороны внутреннего шва (в, г).

Микроструктурные исследования КСС1 и КСС2 (КСС2 характеризуется повышенным содержанием марганца за счет более легированной Mn сварочной проволоки) из стали 07ХГ2Б (табл. 2.3, рис. 2.15) показали, что металл «наружного» шва КСС 2 в сравнении с КСС 1 имеет следующие отличия:

- 1) Меньшую долю зернограничного феррита. Марганец повышает устойчивость аустенита к ферритному превращению.
- 2) Большую долю и размеры МА-составляющей, а также различную морфологию (островки и иглы).

Таблица 2.3 – Количественная оценка структурных составляющих в «наружном» шве исследуемых КСС.

КСС	Объёмная доля, %		
	ЗГФ и ПФ	ИФ	МА в Б
1	12	88	3,6
2	2	98	7,8

ЗГФ и ПФ – зернограничный и полигональный феррит; ИФ – игольчатый феррит; МА в Б – доля мартенсит-аустенитной составляющей в бейните.

В процессе многодуговой двухпроходной автоматической сварки под флюсом происходит образование сложной литой микроструктуры шва [51]. От кромок свариваемого металла в направлении максимального градиента температур растут столбчатые кристаллиты боковой ориентации. По центру сварного шва формируются столбчатые кристаллиты осевой ориентации. Задачей настоящего исследования было изучить особенности микроструктуры сварного шва, которые могут оказывать влияние на ударную вязкость, включая особенности кристаллографической текстуры (в связи с анизотропной структурой шва: кристаллизацией сварного шва с преимущественным кристаллографическим направлением $\{001\}$) с использованием подхода, учитывающего зерна феррита, имеющие кристаллографические плоскости скола $\{001\}$, расположенные параллельно поверхности разрушения (потенциальные фасетки скола, которые мы называем «кристаллографическими кластерами» $\{001\}$ [83, 84]). Условием распространения хрупкой трещины от одного зерна к другому является малая разориентация плоскостей скола $\{001\}$ в соседних зернах. В связи с этим в настоящей работе за кристаллографические кластеры $\{001\}$ принимали участки микроструктуры, плоскости скола которых были разориентированы в пределах 20° по отношению к плоскости, параллельной плоскости надреза образца (плоскости разрушения).

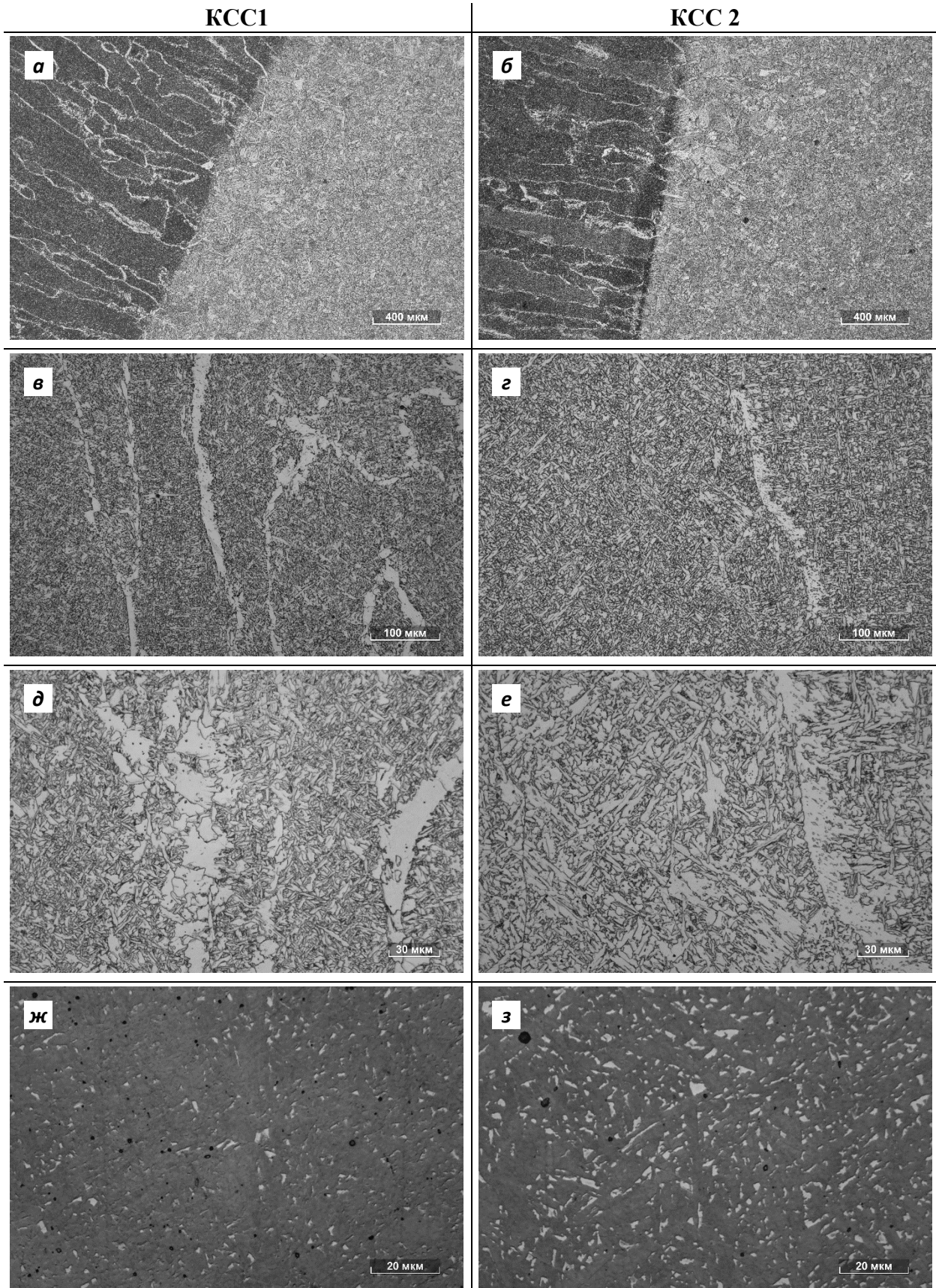


Рисунок 2.15 – Микроструктура «наружных» швов КСС: травление в азотной кислоте (а – е); травление в реактиве Ле Пера (ж, з).

Объектом исследования служило сварное соединение пластин из стали 07ХГ2Б размерами 2200×200×22 мм, выполненное автоматической многодуговой сваркой под флюсом (КСС 22, см. табл. 2.1).

Исследование микроструктуры проводили методами оптической и растровой электронной микроскопии в режиме дифракции отраженных электронов (ДОРЕ (EBSD)). Металлографические шлифы для изучения процессов разрушения изготавливали из перпендикулярных изломам поперечных сечений испытанных на ударный изгиб образцов. Для исследования микроструктуры вырезали образцы из наружного сварного шва в поперечной и продольной плоскостях. Металлографические шлифы подготавливали по стандартным методикам. Для выявления макро и микроструктуры сварного соединения использовали 2% раствор HNO_3 в этиловом спирте.

На рис. 2.16 приведена макроструктура наружного сварного шва в поперечном и в двух продольных сечениях (1-1) и (2-2). В поперечном сечении сварного шва наблюдали характерную «древовидную» литую структуру (рис. 2.16 а). В центре шва располагаются вытянутые в направлении наружной поверхности шва столбчатые кристаллиты осевой ориентации. От кромок свариваемой трубной заготовки по направлению к кристаллитам осевой ориентации видны столбчатые кристаллиты боковой ориентации. Угол между кристаллитами осевой и боковой ориентации находится в пределах 50-60°.

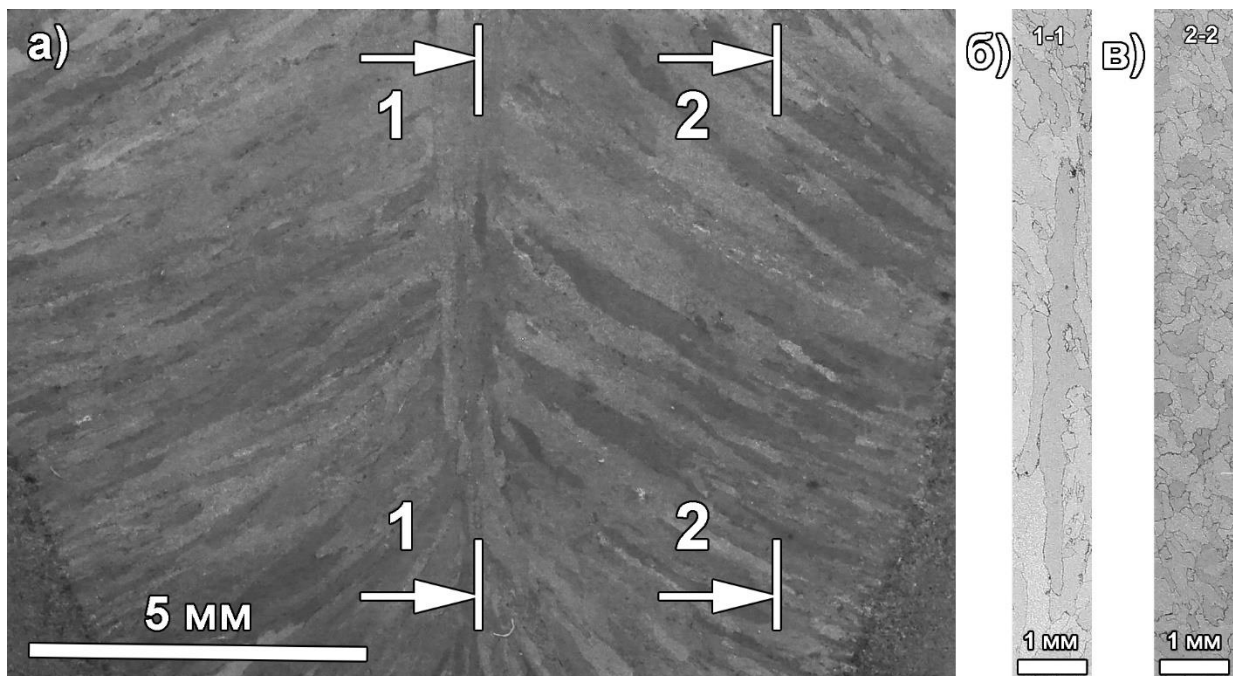


Рисунок 2.16 – Макроструктура продольного наружного сварного шва. Травление 2% спиртовым раствором HNO_3 . ОМ.: (а) поперечное сечение; (б) продольное сечение по центру СШ (1-1); (в) продольное сечение со смещением 3 мм от оси СШ (2-2).

На рис. 2.16 б,в приведены макрофотографии структуры в продольных сечениях по центру сварного шва и со смещением от центра шва на 3 мм. В продольном и поперечном сечениях сварного шва столбчатые кристаллиты осевой ориентации имеют значительно вытянутую форму (рис. 2.16а, б). Плотность границ зерен бывшего аустенита в продольном сечении по центру шва составила $0,005 \text{ мкм}^{-1}$, а в продольном сечении в случае смещения от центра шва - $0,011 \text{ мкм}^{-1}$. Размер столбчатых кристаллитов аустенита осевой ориентации в продольном направлении достигал 6000 мкм. С точки зрения разрушения в такой микроструктуре характерным размером в продольном сечении является ширина столбчатых кристаллитов, которая составляет $238 \pm 15 \text{ мкм}$ (табл.2.4). В смещенном на 3 мм продольном сечении столбчатые кристаллиты боковой ориентации имеют полигональную форму (рис. 2.16в), их характерный размер составлял $198 \pm 7 \text{ мкм}$.

Таблица 2.4. Характеристики микроструктуры сварного шва

Место	Бывший аустенит		Действительная структура				
			Игольчатый феррит		Зернограничный феррит		
	Характерный размер (ширина), мкм	Плотность границ γ -зерен, мкм^{-1}	Средневзв. по площади экв. диаметр, мкм	Макс. Экв. диаметр, мкм	Средневзв. по площади экв. диаметр, мкм	Макс. экв. диаметр, мкм	Объемная доля, %
Ц	238,4	0,005	10,2	46,8	51,7	137,7	14,0
С	198,2	0,011	9,4	58,8	33,7	79,5	16,7

На рис. 2.17 показаны ДОРЭ карты и гистограммы распределения размеров зерен α -фазы в микроструктуре для продольных сечений сварного шва.

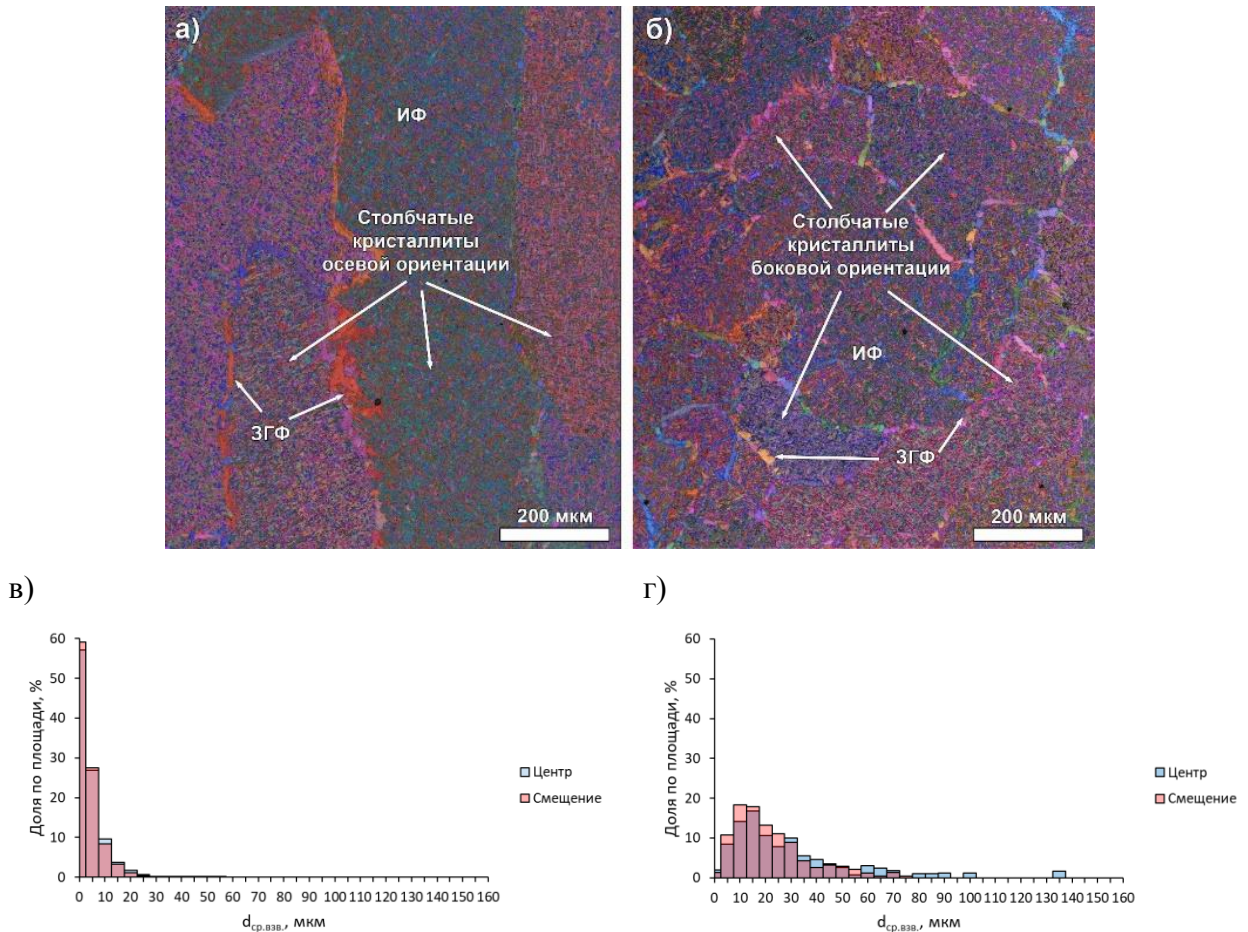


Рисунок 2.17 – Микроструктура продольного наружного сварного шва. Шаг 0,6 мкм. Карта качества Кикучи картин Band Slope с наложением карт Эйлеровых координат. Продольное сечение СШ. ДОРЭ: (а) сечение (1-1) по центру; (б) сечение (2-2) со смещением 3 мм от оси СШ; (в) распределение размеров зерен игольчатого феррита; (г) распределение размеров зерен зернограничного феррита.

Микроструктура сварного шва состоит из игольчатого (ИФ) и зернограничного (ЗГФ) феррита. Плотность высокоугловых границ ($>15^\circ$) зерен микроструктуры слабо изменялась в продольной плоскости с удалением от осевой линии сварного шва.

В связи с тем, что и игольчатый и зернограничный феррит имеют кубическую ОЦК решетку, их разделение на ориентационных картах проводили на основе анализа всей совокупности дополнительных характеристик: расположения зерен относительно границ столбчатых кристаллитов, размера, формы, а также по искажениям кристаллической решетки и локальным разориентациям.

Игольчатый феррит сформировался внутризеренно в пределах столбчатых кристаллитов, зарождаясь на неметаллических включениях (рис. 2.18). Наблюдали равномерное распределение оксидных включений в микроструктуре вне зависимости от структурной составляющей и вне

зависимости от их расположения по отношению к столбчатым кристаллитам. Области игольчатого феррита проявляют повышенную концентрацию локальных разориентаций $1-1,6^\circ$ (зеленый и желтый цвета на картах средних кернеловских разориентаций) (рис. 2.19 б). В продольных сечениях по центру и со смещением средневзвешенный эквивалентный диаметр зерен игольчатого феррита отличался незначительно: 10,2 мкм и 9,4 мкм соответственно. Максимальные эквивалентные диаметры зерен ИФ составляли 46,8 мкм и 58,8 мкм. Кристаллиты игольчатого феррита имеют вытянутую форму со средним соотношением сторон 2,2 к 1. Вне зависимости от металлографического сечения переплетающиеся различно направленные иглы ИФ обеспечили повышенную плотность высокоугловых границ. По границам столбчатых кристаллитов аустенита при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении выделяется доэвтектоидный зернограничный (доэвтектоидный) феррит. Зерна зернограничного феррита более светлые на картах Band slope (рис. 2.19 а), и на картах средних кернеловских разориентаций содержат меньшее количество локальных разориентаций $1-1,6^\circ$ (рис. 2.19 б). Объемная доля зернограничного феррита слабо варьируется в зависимости от исследованного сечения: в продольном сечении объемная доля ЗГФ составляет 14,0 %, по центру шва и 16,7 % в сечении, смещенном на 3 мм. Средневзвешенный по площади эквивалентный диаметр зерен зернограничного феррита по центру шва и в смещенном сечении в продольном направлении составлял 51,7 мкм и 33,7 мкм, а максимальный - 137,7 мкм и 79,5 мкм, соответственно.

По границам одного и того же столбчатого кристаллита могло происходить формирование различных морфологических форм феррита; равноосного полигонального феррита (ЗГФ П1), вытянутых вдоль границ бывшего аустенита зерен полигонального феррита (ЗГФ П2), крупных зерен квазиполигонального феррита с разветвленной зигзагообразной формой границ (ЗГФ КПФ) и видманшеттова феррита (ЗГФ +ВФ), рис. 2.18.

В продольном сечении по центру СШ в отличие от микроструктуры смещенного на 3 мм сечения, в распределении размеров зерен присутствует фракция крупных зерен зернограничного феррита с эквивалентным диаметром 60-135 мкм. Зерна такого размера характерны для квазиполигонального зернограничного феррита (ЗГФ КПФ) и квазиполигонального зернограничного феррита с видманшеттовыми иглами (ЗГФ КПФ + ВФ) (рис. 2.19). Для обоих морфологических типов ферритной составляющей характерны незавершенные высокоугловые границы, разветвленная морфология границ зерен, и наличие субзеренной структуры (МУГ). Соотношение сторон для таких зерен достигало 8 : 1. Видманшеттов феррит формируется при больших степенях переохлаждения, о чем свидетельствует большая доля сдвиговой составляющей; субструктура в нем имеет речно-полигональный характер.

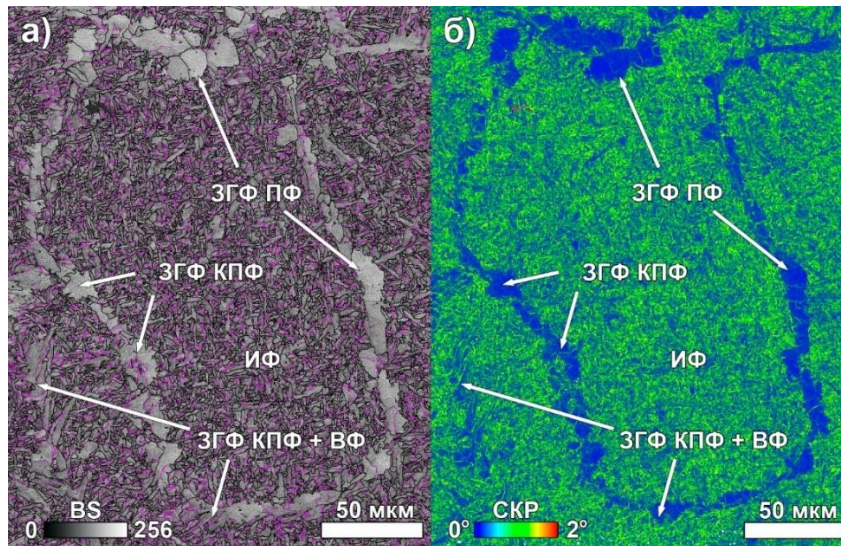


Рисунок 2.18 - Различные морфологии зернограницного феррита очерчивающие одно зерно бывшего аустенита. Карта качества картин Кикучи Band Slope. Продольное сечение со смещением на 3 мм по отношению к оси СШ. EBSD.

Кристаллизация сварного шва происходит с преимущественным кристаллографическим направлением $[001]$, что предполагает формирование текстуры и ее влияние на процессы разрушения. Количественная характеристика участков микроструктуры, в которых плоскости скола α -фазы $\{001\}$ ориентированы в пределах 20° по отношению к плоскости надреза образца (продольной плоскости) позволяет оценить склонность материала к транскристаллитному разрушению сколом [83, 84]. На рис. 2.19 приведены ориентационные карты кристаллографических кластеров $\{001\}$ и распределения их по размерам для структурных составляющих металла шва для двух продольных сечений.

Содержание кристаллографических кластеров $\{001\}$ варьируется в зависимости от кристаллографической ориентации столбчатых кристаллитов и слабо зависит от их пространственной ориентации (рис. 2.19 а-в). Наблюдали «чередование» столбчатых кристаллитов с большим и меньшим содержанием кристаллографических кластеров $\{001\}$ (потенциальных фасеток скола). Объемная доля кристаллографических кластеров $\{001\}$ в сечении по центру шва составляла 13,7 %, в сечении со смещением - 14,8%, что незначительно отличалось от их содержания 10-14% в основном металле. В смежных столбчатых кристаллитах бывшего аустенита содержание кристаллографических кластеров $\{001\}$ варьировалось в диапазоне от 0,5% до 23,5%. Содержание кристаллографических кластеров $\{001\}$ коррелировало с долей структурных составляющих в микроструктуре.

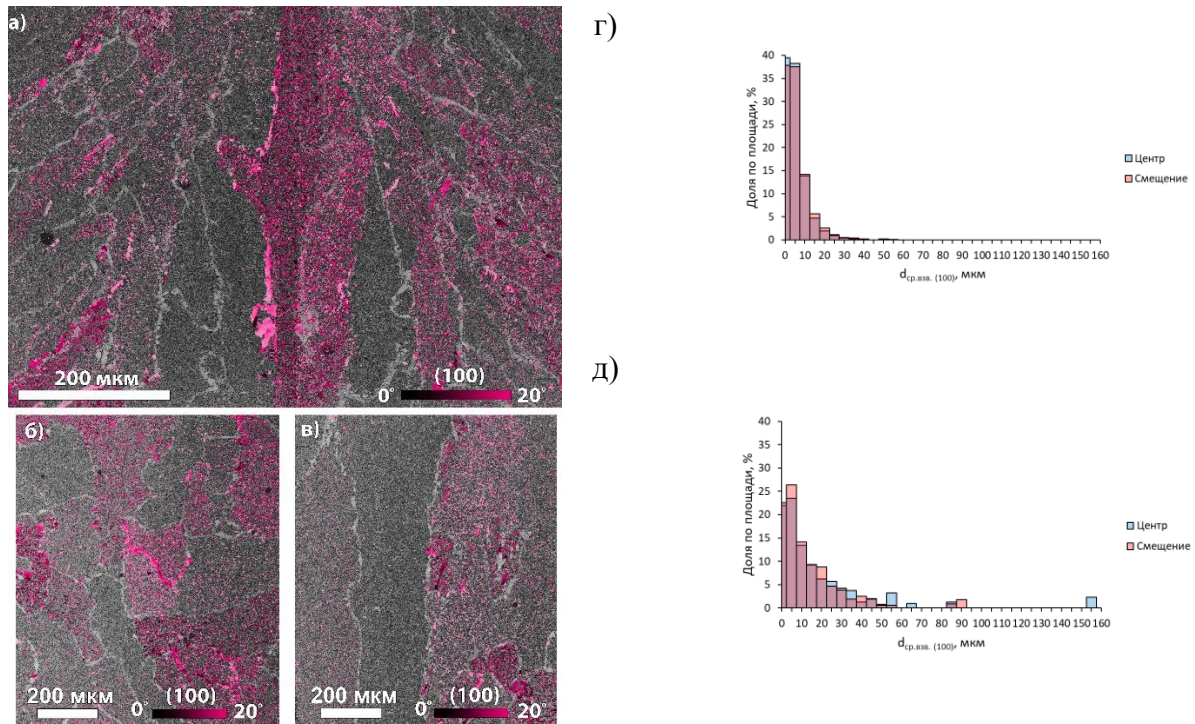


Рисунок 2.19 – Кластеры плоскостей скола $\{001\}$: а) поперечное сечение; б) продольное сечение по центру; в) продольное сечение со смещением 3 мм от оси СШ; г) распределение размеров кластеров $\{001\}$ игольчатого феррита в продольном сечении; д) распределение размеров кластеров $\{001\}$ зернограничного феррита в продольном сечении. ДОРЭ.

Распределение кристаллографических кластеров $\{001\}$ по размерам для участков игольчатого феррита и зернограничного феррита приведено на рис. 2.19 (г, д). Средний приведенный по площади эквивалентный диаметр кристаллографических кластеров $\{001\}$ в игольчатом феррите составил 11,6 мкм в сечении по центру шва; в сечении со смещением - 12,6 мкм, максимальный эквивалентный диаметр составил 55 мкм. Средний приведенный по площади эквивалентный диаметр кристаллографических кластеров $\{001\}$ в участках зернограничного феррита был существенно больше, чем ИФ и составил 56 мкм и 34,5 мкм, соответственно, по центру шва и в сечении со смещением. По центру сварного шва для зернограничного феррита наблюдали кластеры с приведенным по площади эквивалентным диаметром до 155 мкм. Такие кластеры соответствовали участкам микроструктуры с крупными зёрнами квазиполигонального зернограничного феррита квазиполигонального типа и квазиполигонального зернограничного феррита с видманштеттовыми пластинами. В микроструктуре смещенного на 3 мм по отношению к оси сварного шва сечения максимальный приведенный по площади эквивалентный диаметр кристаллографических кластеров $\{001\}$ составлял 90 мкм, что коррелировало с размером наиболее крупных зёрен (табл. 2.4).

При кристаллизации сварного шва формирование столбчатых кристаллитов δ -феррита происходит преимущественно в кристаллографическом направлении $[001]$. Для столбчатых кристаллитов боковой пространственной ориентации подложкой при кристаллизации служат кромки свариваемого металла, а для столбчатых кристаллитов осевой ориентации – металл внутреннего шва (рис. 2.16).

Принимаем, что ориентация твердой подложки из зерен δ -феррита при таком нагреве практически случайная. Развернутые относительно друг друга столбчатые кристаллиты δ -феррита в процессе охлаждения превращаются в зерна аустенита. Полиморфное $\delta \rightarrow \gamma$ превращение происходит на границе раздела смежных кристаллов δ -феррита, в результате чего зерна аустенита практически полностью наследуют форму материнской фазы. [85, 86]. Зернограничный феррит проявляет ориентационное соотношение с бывшим аустенитом. Помимо ориентационного соотношения с аустенитом, игольчатый феррит проявляет ориентационное соотношение с оксидными включениями, на которых он зарождается [87]. Такой характер $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения приводит к тому, что в смежных разориентированных друг относительно друга зернах бывшего аустенита наблюдается формирование ограниченного количества кристаллографических ориентировок зерен α -фазы, а соответственно и содержание неблагоприятно ориентированных по отношению к плоскости надреза плоскостей скола $\{001\}$ (рис. 2.19). «Чередование» участков ферритной микроструктуры с благоприятно и неблагоприятно ориентированными плоскостями скола $\{001\}$ приводит к затруднению распространения хрупкого разрушения. Пониженная в два раза плотность границ зерен бывшего аустенита и больший характерный размер в продольных сечениях сварного шва (ширина - для кристаллитов осевой ориентации и толщина - для зерен боковой ориентации) (табл.2.4), приводят к тому, что в центре шва переход магистральной хрупкой трещины из кристаллита бывшего аустенита с большим содержанием в зерно с меньшим содержанием плоскостей скола $\{001\}$ происходит реже, чем в участках, смещенных от центра.

Размер зерен и доля игольчатого феррита слабо зависят от пространственной ориентации кристаллитов бывшего аустенита, в которых они сформировались (табл. 2.4). Дисперсность микроструктуры игольчатого феррита прежде всего определяется количеством центров их зарождения внутри кристаллитов аустенита, а также скоростью охлаждения в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения [8, 88].

Известно, что формирование непрерывной сетки зернограничного феррита само по себе снижает ударную вязкость сварного шва [89, 90]. В продольном сечении шва со смещением от его центра на 3 мм наблюдали несколько большее (на 2,7 %) содержание зернограничного феррита. В свою очередь, анизотропная форма зерен исходного аустенита приводит к образованию более крупных зерен зернограничного феррита вдоль вытянутых границ

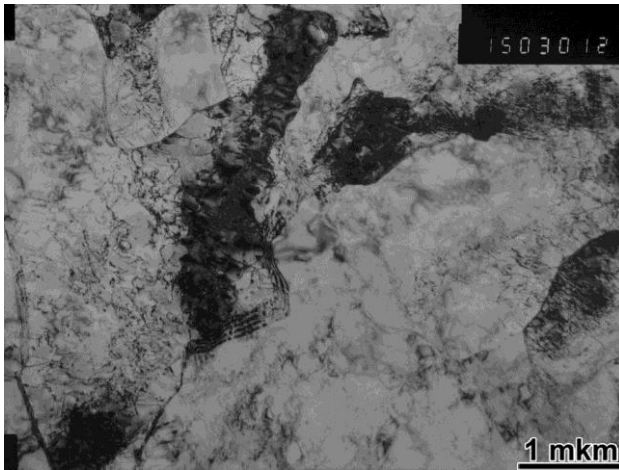
столбчатых кристаллитов. Средневзвешенный и максимальный размеры зерен зернограничного феррита существенно больше в продольном сечении по центру шва (51,7 мкм против 33,7 и 137,7 мкм против 79,5 мкм), чем на расстоянии 3 мм от центра. Это, вероятно, обусловлено большей доступной для роста зернограничного феррита поверхностью бывшего аустенита в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Наиболее крупные зерна зернограничного феррита относятся к морфологическим типам: квазиполигональный феррит и квазиполигональный феррит с видманштеттовыми пластинами [74,91] (рис. 2.18). В отличие от игольчатого феррита, в котором за счет формирования мелкозернистой взаимно пересекающейся микроструктуры происходит торможение хрупких трещин, в таких зернах ЗГФ свободный пробег микротрещин скола максимален.

Большинство включений в микроструктуре имели сферическую форму и диаметр 0,3-0,6 мкм, однако встречались также отдельные включения 2-5 мкм в диаметре. Более крупные включения проявляли сложное строение. В процессе кристаллизации на частицах шлака системы $\text{MnO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-MgO}$ нарастали оболочки из CaS-TiO_2 .

Провели исследование тонкой структуры металла сварного шва на просвечивающем электронном микроскопе JEM200CX с ускоряющим напряжением 120 кВ. Образцы в виде тонких фольг изготавливали по стандартным методикам электрополировки с использованием электролита на основе ортофосфорной кислоты и хромового ангидрида. Материалом исследования служили сварные соединения пластин толщиной 22 мм из стали 07ХГ2Б. Сварка пластин осуществлялась по стандартным режимам, применяемым в промышленных условиях ТЭСЦ №4 (линия 1420). Погонная энергия сварки наружного шва составляла – 4,7 кДж/см. Целью исследования было установить влияние сварочной проволоки (S2MoTiB) в сравнении с проволокой, легированной только молибденом.

Сравнительные исследования характерных особенностей тонкой структуры металла сварных швов, изготовленных с использованием сварочной проволоки различного химического состава: содержащей молибден – маркировка образца - С3, в сравнении с проволокой содержащей Мо-Ti-B – маркировка образца С4 показало следующее.

Матричной структурной составляющей металла обоих исследуемых сварных швов является игольчатый феррит (ИФ) различной морфологии. Плотность дислокаций в ИФ от умеренной до высокой. Для шва С3 характерна блочная морфология игольчатого феррита с относительно равноосной формой блоков, в то время как для металла шва С4 (проволока Мо-Ti-B) преобладает речная морфология феррита, в целом более дисперсная, с большей плотностью дислокаций (рис.2.20, 2.21).

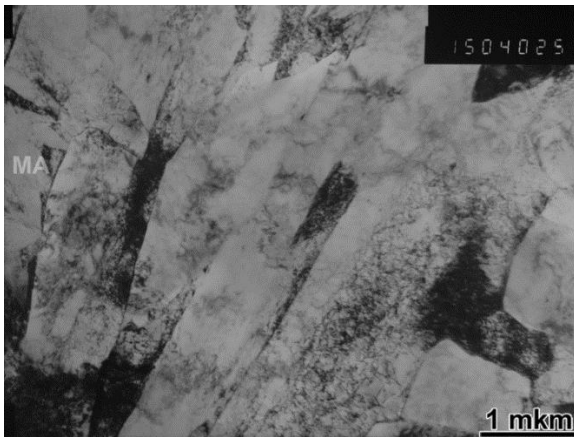


а

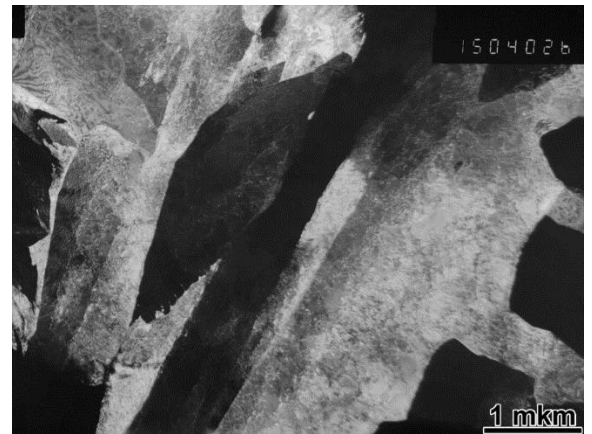


б

Рисунок 2.20 – Матрица феррита (мелкие и крупные блоки), $\times 15\,000$. ПЭМ, (образец С3): а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе феррита.



а



б

Рисунок 2.21– Речное строение игольчатого феррита с участком МА-составляющей, ПЭМ, $\times 15\,000$ (образец С4): а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе феррита.

В матрице феррита обоих образцов наблюдаются участки аустенита с размером 2-3 мкм (рис.2.22). Хотя количество остаточного аустенита приблизительно одинаково, но для шва С4 эти участки более дисперсные (их больше) и расположены вдоль ферритных рек.

В матрице феррита присутствуют островки МА-составляющей различной формы от приблизительно равноосной до вытянутой, характеризующейся высокой плотностью дислокаций. Мартенсит в островках МА двойникованный, высокоуглеродистый, аустенит располагается преимущественно по периферии МА-составляющей. Количество островков МА-составляющей в образце металла шва С4 больше, чем в образце С3.

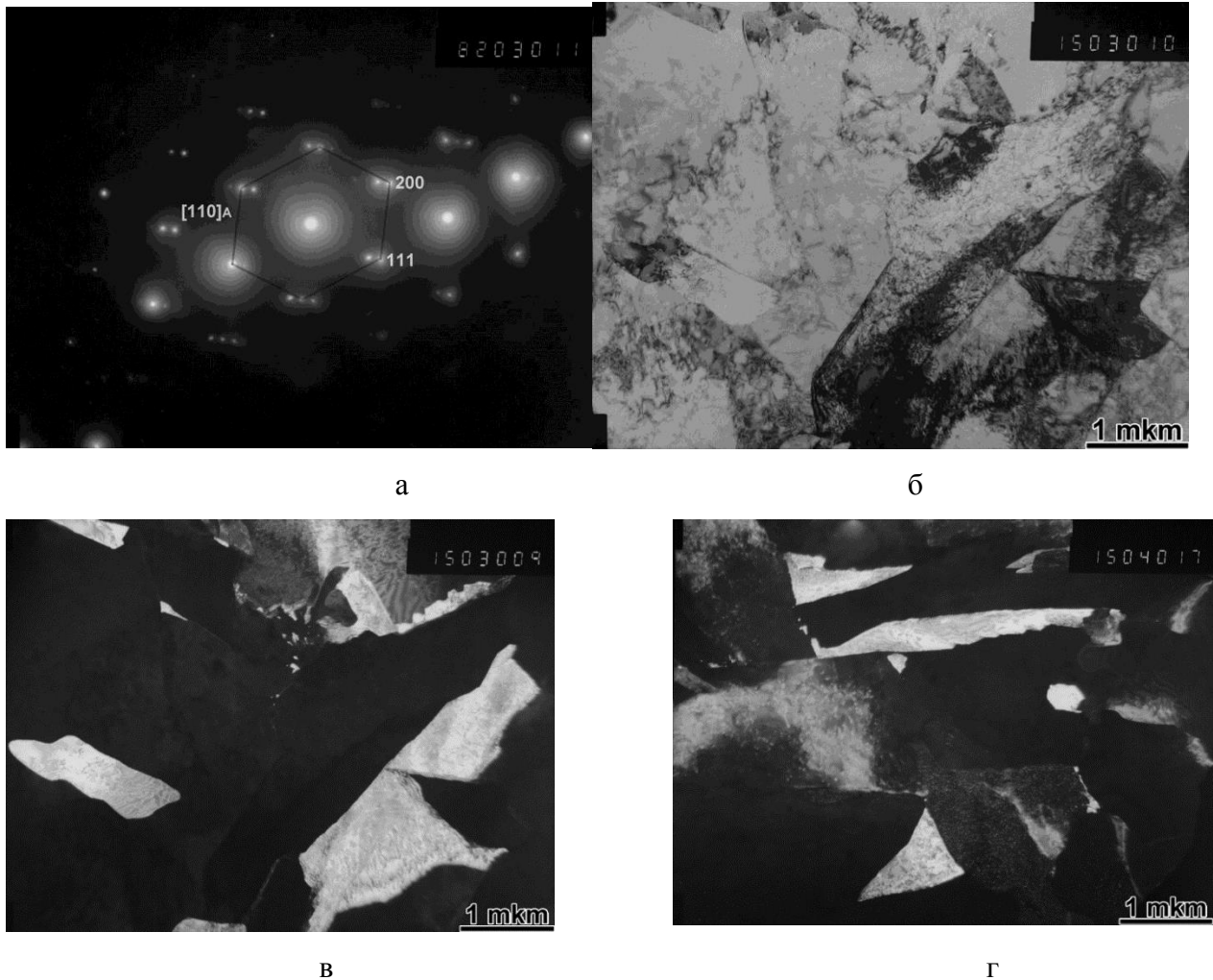


Рисунок 2.22 –Участки аустенита в матрице феррита, $\times 15\ 000$. ПЭМ, а-в (образец С3), г (образец С4): а – дифракционная картина; б – светлое поле; в, г – темное поле в рефлексе аустенита.

В образцах металла обоих швов обнаружены также частицы (по-видимому, оксиды титана) округлой формы, размером от 0,5 до 1,5 мкм, являющиеся местом зарождения и веерного роста игольчатого феррита. Размер этих частиц для металла шва С4 несколько меньше: 0,5-0,8 мкм (рис.2.23).

Цементит присутствует в металле обоих швов в виде вырожденного перлита (рис. 2.24) приблизительно в одинаковом количестве. Цементитные выделения в составе таких областей имеют разнообразную форму (равноосную с неровными контурами или вытянутую) и иногда концентрируются по границам ферритных зерен.

Карбонитридные наноразмерные частицы, образовавшиеся в аустените наблюдаются в образцах металла швов в небольшом количестве. Форма частиц округлая или слабовытянутая; размер их в образце С3 составляет 4-10 нм, в образце С4 несколько крупнее 5-15 нм. Наночастиц, образовавшихся в феррите, не наблюдали.

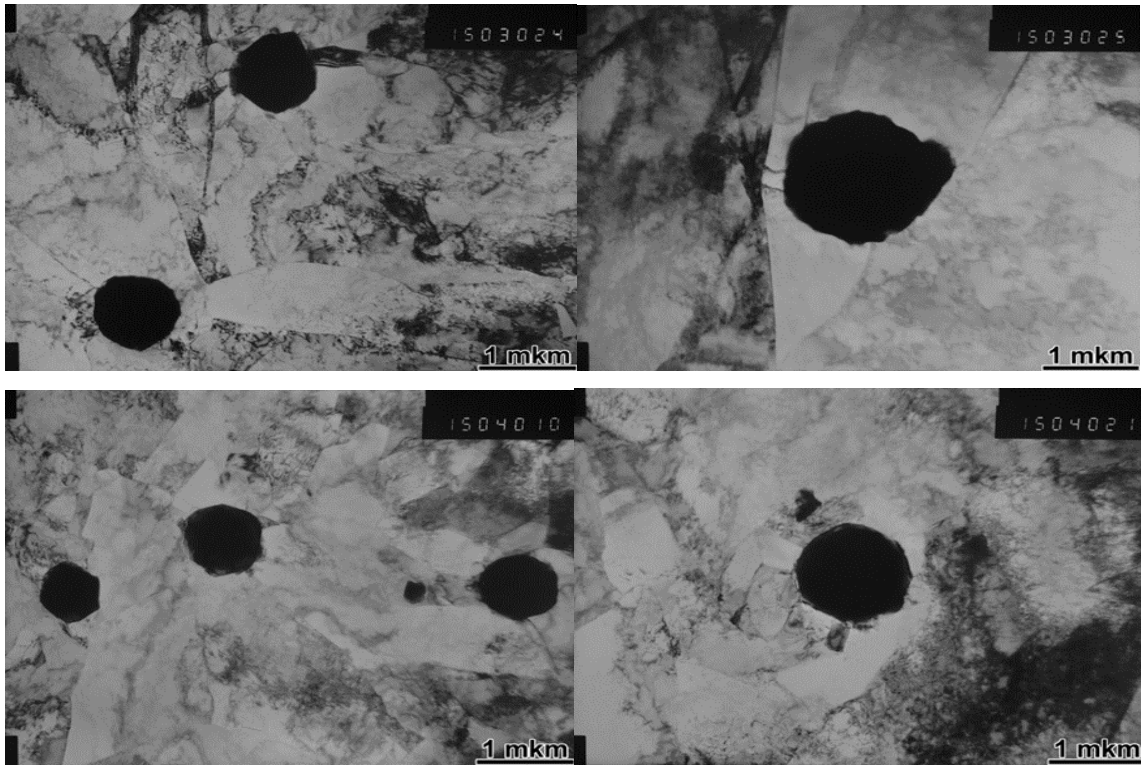


Рисунок 2.23 – Частицы оксидов округлой формы в матрице игольчатого феррита, ПЭМ, светлое поле, $\times 15\ 000$, а, б - образец С3, в, г - образец С4.

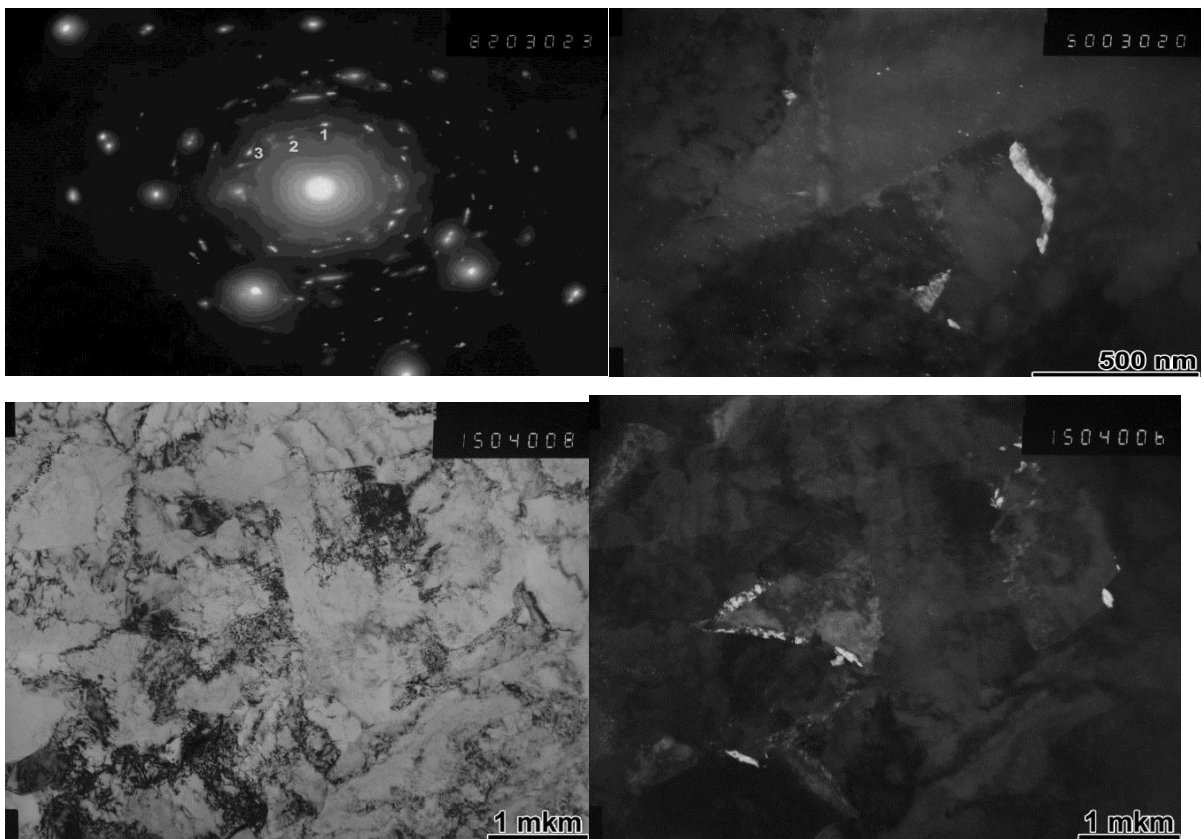


Рисунок 2.24 – Выделения цементита в ферритной матрице, ПЭМ, $\times 50\ 000$ (образец С3): а – дифракционная картина, б – темное поле в рефлексе цементита $\times 50\ 000$; (Образец С4); в – светлое поле; г – темное поле в рефлексе цементита $\times 15\ 000$.

2.2. Установление особенностей формирования микроструктуры в зоне термического влияния при автоматической сварке под флюсом трубных сталей

Зона термического влияния, как это уже упоминалось, включает в себя ряд участков, нагреваемых до различных температур и имеющих различную структуру. Существует два участка, представляющие особый интерес, а именно крупнозернистый участок ЗТВ (CGHAZ) рядом с зоной плавления [92-95] и межкритически нагретый (в $\alpha+\gamma$ область) крупнозернистый участок ЗТВ (ICCGHAZ), который образуется при двух- или многопроходной сварке [12, 14, 96-98]. Первый из них характеризуется крупным зерном аустенита и соответственно грубыми продуктами его превращения, второй – дополнительным формированием участков МА-составляющей преимущественно по границам зерен.

Температура свариваемого металла, непосредственно примыкающего к зоне сплавления, приближается к температуре плавления стали, и это приводит к формированию грубозернистой области зоны термического влияния (ГЗ ЗТВ). При испытаниях на ударный изгиб металл этой области показывает пониженную ударную вязкость по сравнению с другими участками ЗТВ, нагретыми до более низких температур [2,3]. Однако, одним из наиболее важных требований к свойствам стальных труб является обеспечение повышенного сопротивления хрупкому разрушению при отрицательных температурах в любой зоне сварного соединения [99,100].

При стандартных испытаниях на ударный изгиб образцов с надрезом по линии сплавления затрагиваются сразу несколько областей ЗТВ, что часто приводит к нестабильности значений ударной вязкости. Для четкой, однозначной характеристики ударной вязкости именно грубозернистой ЗТВ целесообразным представляется проведение более “жестких” испытаний металла после имитации термических циклов сварки. Оценка свариваемости металла методом имитации термических циклов позволяет сопоставлять области ЗТВ для различных видов сварки плавлением (электрошлаковой, автоматической под флюсом, полуавтоматической, ручной дуговой и др.) в зависимости от погонной энергии посредством изучения зависимости микроструктуры и свойств металла от параметров сварочного нагрева (в первую очередь – скорости охлаждения после термического цикла с максимальной температурой 1350 °С [41]).

Некоторые авторы связывают пониженную вязкость различных областей ЗТВ связывают с формированием твердой (500-800 HV) и хрупкой мартенсит-аустенитной (М-А) составляющей [101]. Существует ряд работ, свидетельствующих о преимущественном влиянии типа ферритных составляющих в микроструктуре при имитации грубозернистой области ЗТВ [41, 102-104]. В частности, в работе [41] при имитации грубозернистой области ЗТВ сталей 17Г1С-У и 05Г2МНДБ посредством применения метода оптической микроскопии было установлено, что с увеличением скорости охлаждения (от 3 до 90 °С/с) микроструктура изменялась от ферритно-

перлитной/ферритной к полностью бейнитной. Отмечалось, что формирование однородной микроструктуры низкоуглеродистого бейнита может приводить к повышению вязкости.

Низкая гибкость (с точки зрения тепловложений) технологического процесса автоматической многодуговой сварки под флюсом ограничивает практически реализуемый интервал скоростей охлаждения металла вблизи линии сплавления. В большинстве случаев скорость охлаждения металла в грубозернистой области ЗТВ сварного соединения трубы в интервале температур 800-500 °С не превышает 8 °С/с.

В зависимости от кинетики превращения стали данного химического состава в практически значимом интервале скоростей охлаждения, в соответствии с [105-107] в структуре грубозернистой области ЗТВ могут сформироваться различные виды ферритных составляющих. При этом недостаточная точность определения характеристик микроструктуры традиционными металлографическими методами делает целесообразным применение методики дифракции обратно рассеянных электронов (ДОРЭ). В работах [108-110] показана связь вязкости и механизма разрушения низколегированных сталей с кристаллографическими особенностями различных ферритных составляющих.

В настоящем разделе работе обсуждаются результаты исследования закономерностей формирования ферритных составляющих микроструктуры методом ДОРЭ и их влияние на хладостойкость и твердость при имитации околосшовной зоны при сварке в зависимости от параметров термических циклов высокопрочных низколегированных сталей вблизи линии сплавления.

Изучение особенностей микроструктуры грубозернистого участка ЗТВ проводили на трёх низкоуглеродистых низколегированных сталях (табл.2.5), которые широко применяются для производства электросварных труб большого диаметра.

Таблица 2.5. Химический состав исследованных сталей, массовая доля %.

Сталь	C	Si	Mn	Al	Cr+Ni+Cu	Ti	N	V	Nb
07Г2НДФБ	0,067	0,22	1,66	0,040	0,36	0,022	0,0045	0,026	0,059
05ХГ2НДБ	0,050	0,24	1,63	0,030	0,55	0,018	0,0030	0,002	0,057
07ХГСФБ	0,066	0,62	0,64	0,023	0,67	0,016	0,0080	0,079	0,035

В качестве термического воздействия на микроструктуру рассматривали термический цикл однопроводной сварки продольного соединения трубы при фиксированной толщине металла – 29,8 мм. Термические циклы рассчитывали на глубине 8 мм от поверхности в точке с максимальной температурой цикла 1350 °С, что соответствует грубозернистому участку ЗТВ.

Для исследования микроструктуры сталей применяли микроскоп CrossBeam 1540 EsB (Carl Zeiss), оборудованный системой дифракции отраженных электронов (ДОРЭ), состоящей из камеры Nordlys S и программного обеспечения Aztec 3.1. При ДОРЭ анализе за высокоугловые границы принимали границы с разориентациями $>15^\circ$, малоугловыми считали границы $2-15^\circ$ [111].

При имитации термических циклов микроструктура исследованных сталей в зависимости от скорости охлаждения содержала следующие фазы и структурные составляющие: доэвтектоидный или зернограничный феррит (ЗГФ), гранулярный бейнит (ГБ), реечный бейнит (РБ), отдельные области видманштеттова феррита (ВФ) а также участки остаточного аустенита и МА (мартенсит – аустенит)- составляющей (рис.2.25-2.27).

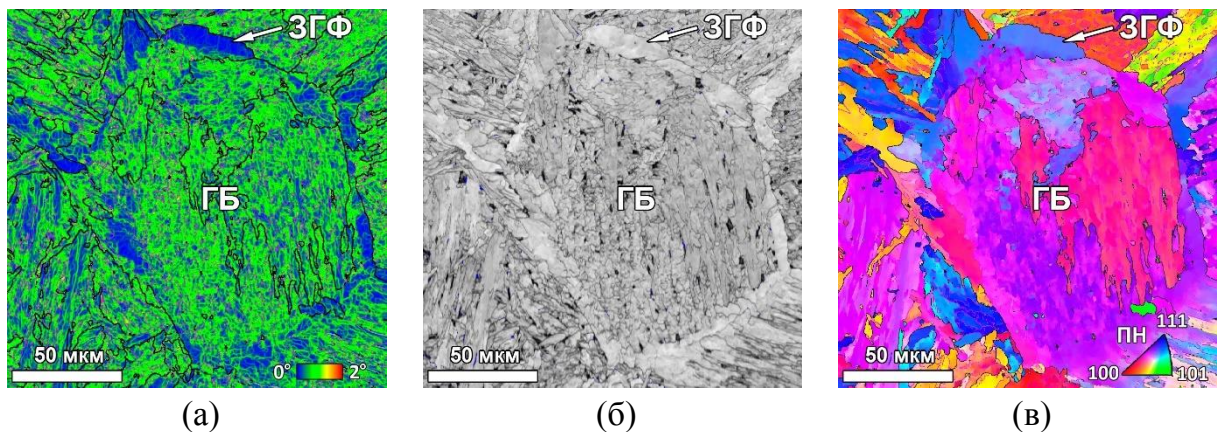


Рисунок 2.25 – Гранулярный бейнит и зернограничный феррит. Сталь 05ХГ2НДБ. Скорость охлаждения $w_{8/5} = 1^\circ\text{C}/\text{с}$: (а) карта кернеловских средних разориентаций (КСР); (б) карта качества; (в) карты ОПФ. Высокоугловые границы $>15^\circ$ (черный), малоугловые границы $2-15^\circ$ (розовый). ДОРЭ.

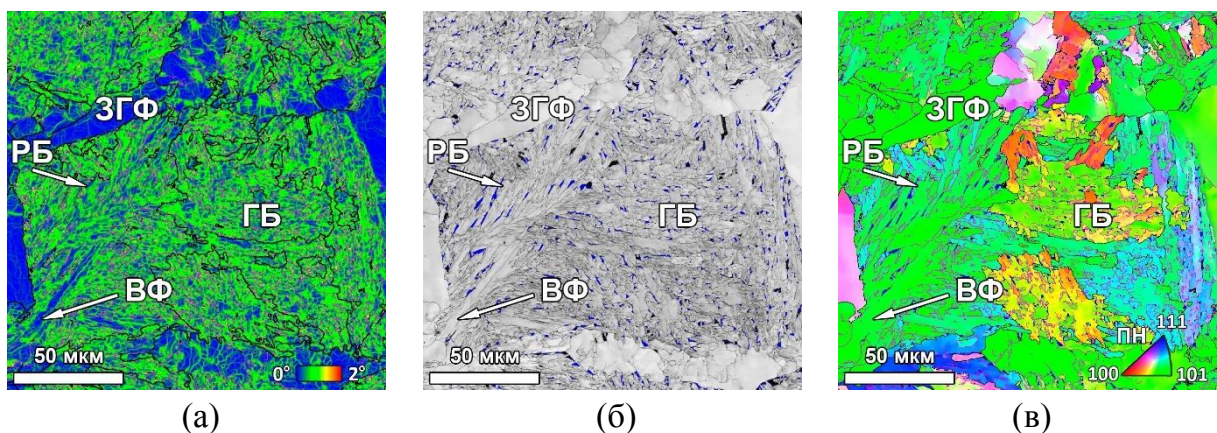


Рисунок 2.26 – Микроструктура гранулярного и реечного бейнита: (а) карта кернеловских средних разориентаций (КСР); (б) карта качества; (в) карты ОПФ. Высокоугловые границы $>15^\circ$ (черный), малоугловые границы $2-15^\circ$ (розовый). Сталь 07ХГСФБ. Скорость охлаждения $w_{8/5} = 6^\circ\text{C}/\text{с}$. ДОРЭ.

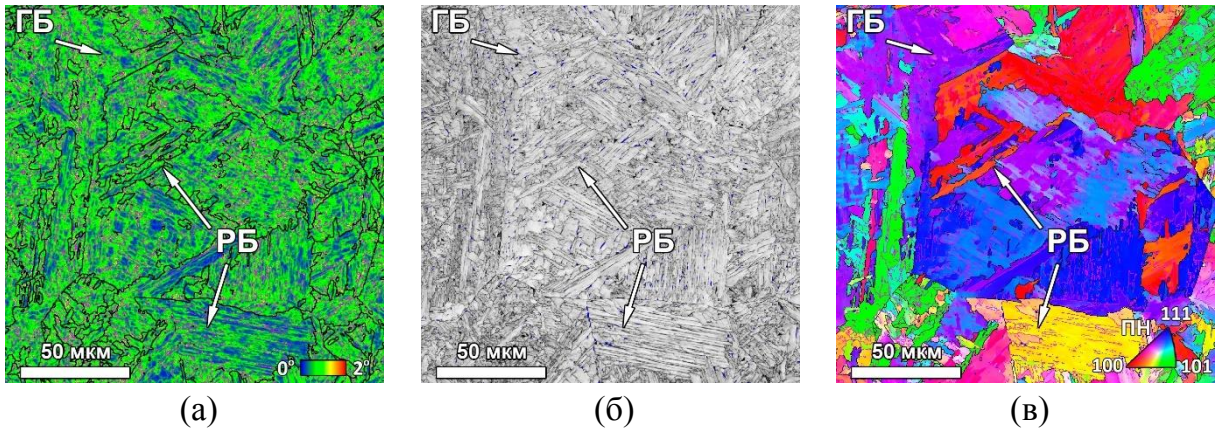


Рисунок 2.27 – Речный бейнит. Сталь 07Г2НДФБ. Скорость охлаждения $w_{8/5} = 16 \text{ }^\circ\text{C/s}$: (а) карта кернеловских средних разориентаций (КСР); (б) карта качества; (в) карты ОПФ + границы зерен. Высокоугловые границы $>15^\circ$ (черный), малоугловые границы $2\text{-}15^\circ$ (розовый). ДОРЭ.

Важной особенностью зернограницного феррита (ЗГФ) является то, что его зерна образуются по диффузионному механизму $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения по границам зерен бывшего аустенита. ЗГФ отчетливо выявляется на картах кернеловских средних разориентаций (КСР) по областям, проявляющим локальные разориентации ниже $0,4^\circ$ (области синего цвета) (рис. 2.25 а, 2.26 а). Пониженное значение параметра КСР свидетельствует о более совершенном строении зерен ЗГФ. На картах качества ДОРЭ картин BS зерна ЗГФ по той же причине выглядят как наиболее светлые области (рис. 2.25б, 2.26б). Параметр качества ДОРЭ картин BS характеризует уширение полос Кикучи в каждой точке растра. В более дефектных областях микроструктуры происходит уширение Кикучи полос, поэтому параметр BS проявляет сниженные значения. На картах ОПФ, отображающих разориентацию каждой точки растра по отношению к поперечному направлению образца (рис. 2.25 в, 2.26 в), зерна ЗГФ проявляют практически постоянную ориентацию (один цвет), как результат плавной миграции межфазной γ/α границы.

Бейнитные составляющие микроструктуры образуются при больших по сравнению с ЗГФ скоростях $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения по промежуточному сдвигово-диффузионному механизму. Как зерна ГБ, так и зерна РБ на картах КСР (желтые и зеленые области) проявляют повышенную концентрацию локальных разориентаций $1\text{-}1,6^\circ$ (рис. 2.25а, 2.26а, 2.27а). Но $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение с образованием ГБ происходит при более высоких температурах, чем в случае образования РБ [111]. Это дает различия в кристаллографических особенностях микроструктуры и субструктуры. Зерна ГБ имеют сложную разветвленную форму (рис. 2.25б, рис. 2.26б). Во многих случаях зерна ГБ по размерам сопоставимы с размерами зерен бывшего аустенита. Внутри областей ГБ часто высокоугловые границы представляются незавершенными (рис. 2.28а). Еще одним признаком ГБ

является формирование грубых неравноосных областей МА и А - составляющих. ГБ состоит из набора субзерен, часто разделенных нерегулярными границами (рис. 2.25в, рис. 2.28а). Иногда такие области содержат различно ориентированные пластины бейнитного феррита.

РБ формируется при более низких температурах превращения в сравнении с ГБ. Большой вклад сдвиговой составляющей отражается в том, что такие зерна проявляют речную (пакетную) форму, а субграницы образуют параллельные ряды рек, рис. 2.27б, 2.28б). Оттеснение углерода из тела рек приводит к образованию более вытянутых тонких прослоек из МА - составляющей (либо – аустенита) между рейками и грубых полигональных участков МА - составляющей и аустенита между отдельными пакетами и по границам зерен бывшего аустенита (рис. 2.28 б). В структуре имитированных образцов наблюдали МА-составляющую в количестве 1,5-5%; вопрос влияния доли, размера и формы МА - составляющей на ударную вязкость и хладостойкость ЗТВ исследуемых сталей рассмотрен в главе 3.

Границы между бейнитными пакетами являются высокоугловыми, в то время как внутри бейнитных пакетов разориентации между рейками лежат в пределах 2-5°, т.е. представляют собой малоугловые границы (рис. 2.27в, 2.28б).

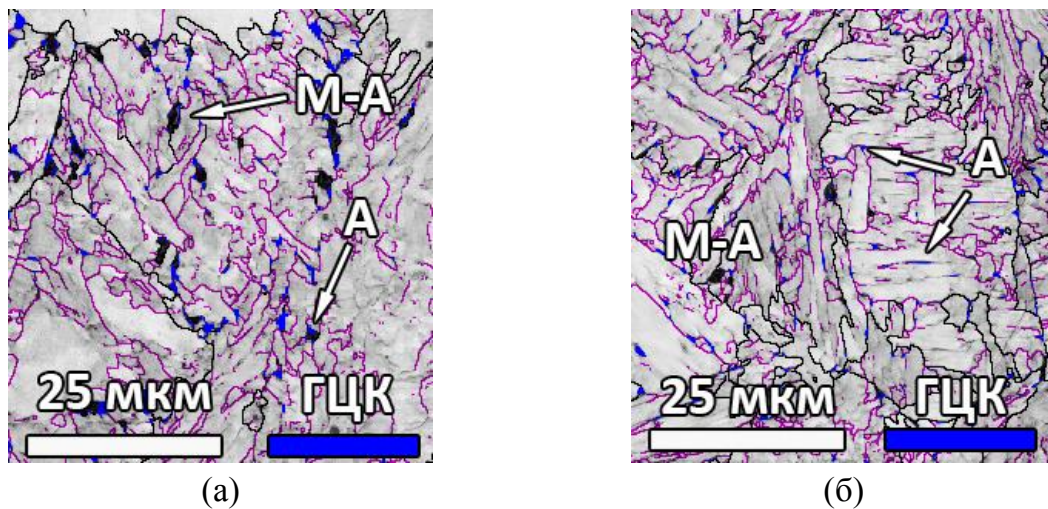


Рисунок 2.28 – Бейнит в микроструктуре имитированной ЗТВ. Сталь 07ХГСФБ. Карта качества BS: (а) ГБ, $w_{8/5} = 1,5$ °C/с, (б) РБ, $w_{8/5} = 6$ °C/с. Высокоугловые границы >15° (черный), малоугловые границы 2-15° (розовый). ДОРЭ.

Диаграммы структурного состояния (зависимость доли структурных составляющих от скорости охлаждения) металла имитированной грубозернистой области ЗТВ исследованных сталей представлены на рис. 2.29.

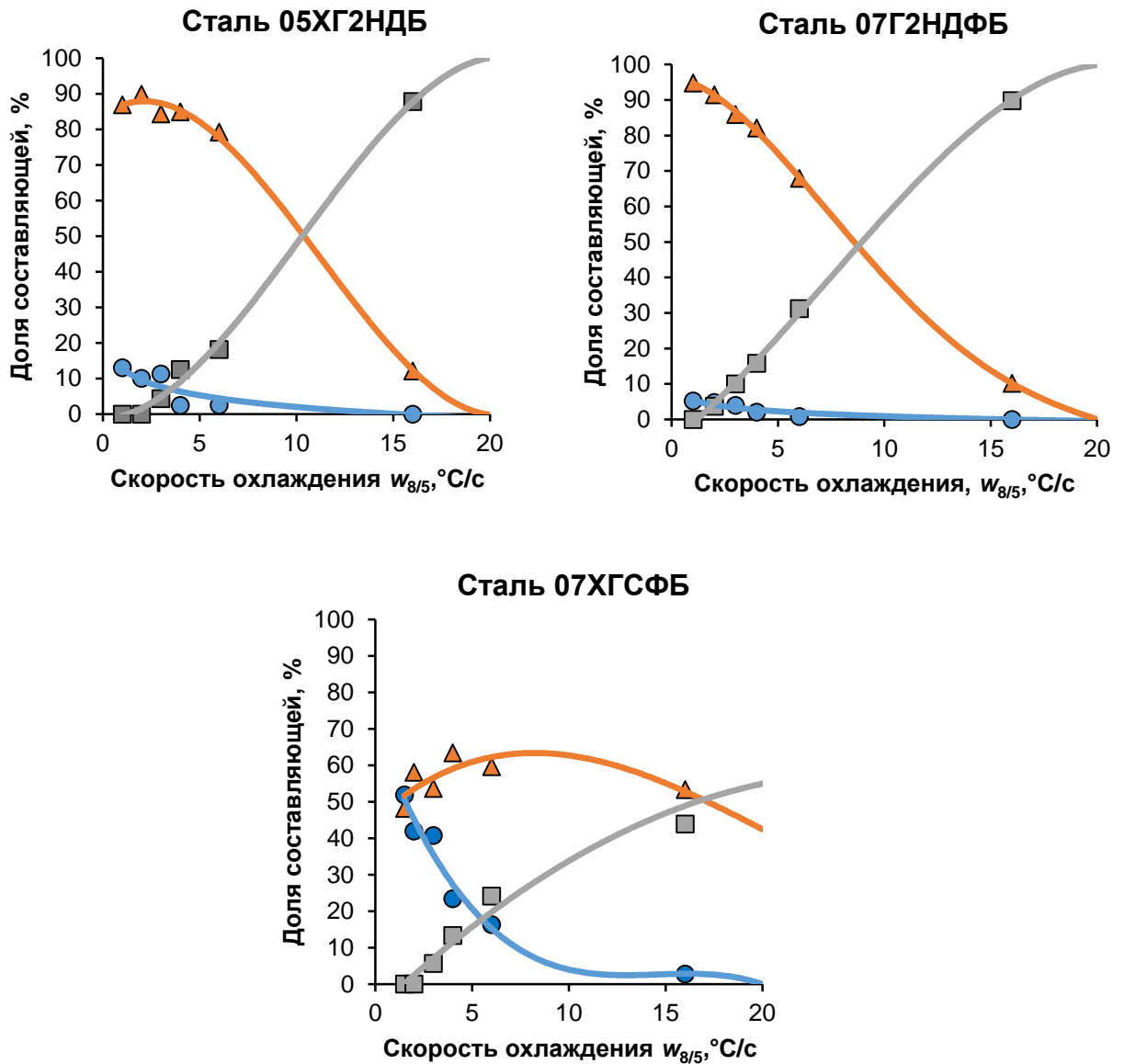


Рисунок 2.29 – Диаграммы структурного состояния грубозернистой области ЗТВ. ДООЭ.

● – ЗГФ (синий), ▲ – ГБ (оранжевый), ■ – РБ (серый).

Из полученных результатов видно, что $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в грубозернистой области ЗТВ всех исследованных сталей в интервале скоростей охлаждения $w_{8/5} = 1-6$ °C/c начинается с формирования зерен ЗГФ по границам аустенитных зерен. С увеличением скорости охлаждения наблюдается уменьшение доли ЗГФ в микроструктуре. Для сталей 05ХГ2НДБ и 07Г2НДФБ отдельные зерна ЗГФ сохраняются до $w_{8/5} = 6$ °C/c. Наименьшую устойчивость аустенита и наибольшую долю ЗГФ показала сталь 07ХГСФБ, в ней отдельные зерна ЗГФ сохраняются вплоть до скорости охлаждения $w_{8/5} = 16$ °C/c. При этом с увеличением скорости охлаждения на отдельных участках зерен ЗГФ наблюдали формирование игл видманштеттова феррита (рис. 2.26 б). Начиная со скоростей охлаждения $w_{8/5} = 3$ °C/c для сталей 05ХГ2НДБ и 07ХГСФБ, а для стали 07Г2НДФБ начиная с $w_{8/5} = 2$ °C/c позиции зерен ЗГФ постепенно начинают

замещаться пакетами РБ. С повышением скорости охлаждения доля РБ в микроструктуре возрастает для всех исследованных сталей. Этот процесс сопровождается изменением внутреннего строения бейнитных пакетов: в плоскости металлографического шлифа могут оказаться как сечения пакетов РБ с параллельными рейками, так и участки с другим расположением параллельно направленных реек (рис. 2.27 (б, в), рис. 2.28б). По поводу природы этого явления в литературе существуют различные мнения [109, 112].

Описанные выше изменения соотношения структурных составляющих также сопровождаются повышением плотности высокоугловых границ (ВУГ), определяющих сопротивление материала зарождению и распространению хрупкого разрушения [113] (рис. 2.30).

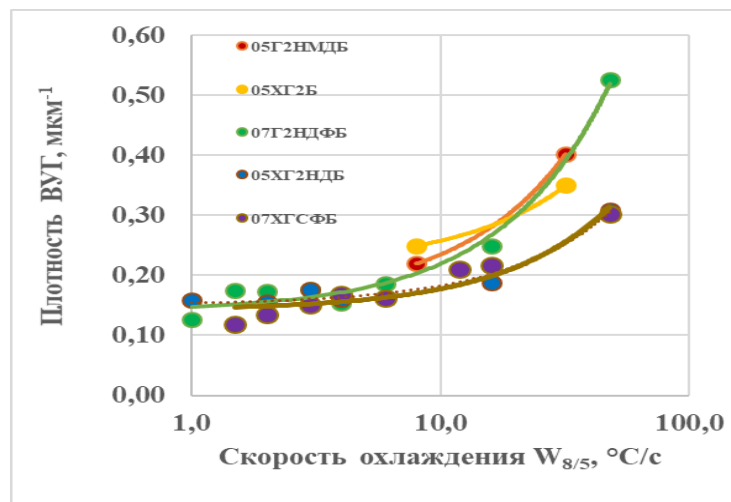


Рисунок 2.30 – Зависимость плотности высокоугловых границ зерен ($>15^\circ$) от скорости охлаждения грубозернистой области ЗТВ. ДОРЭ.

Одной из причин наблюдаемого повышения плотности высокоугловых границ является увеличение вклада границ зерен бывшего аустенита (рис. 2.31). Измельчение зерен бывшего аустенита происходит из-за уменьшения времени нахождения металла выше температуры A_{c3} как при нагреве, так и при охлаждении [1, 102]; при сварке такое изменение сварочного цикла обусловлено снижением ее погонной энергии. С повышением скорости охлаждения (имитирующей снижение погонной энергии сварки) в грубозернистой области ЗТВ, увеличение плотности высокоугловых границ также в существенной мере обусловлено изменением соотношения ферритных составляющих микроструктуры: снижением доли гранулярного бейнита и повышением доли реечного бейнита. В микроструктуре ГБ высокоугловых границ мало, и они обычно имеют незавершенную форму (рис.2.25, 2,26), в РБ вклад в плотность высокоугловых границ вносят границы между пакетами бейнитных реек (рис.2.27).

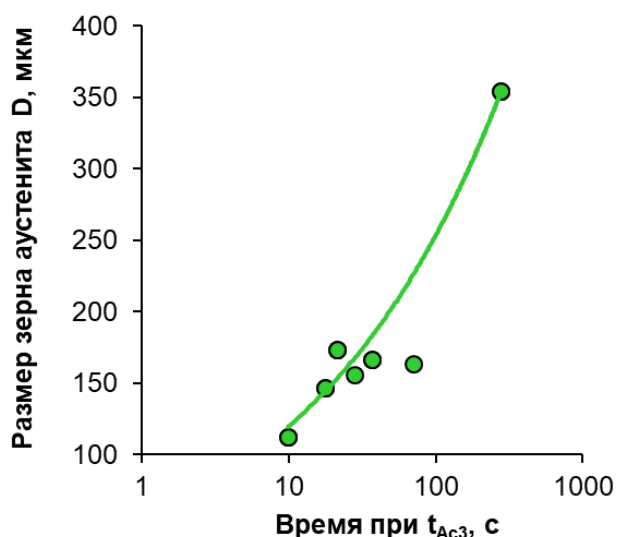


Рисунок 2.31 – Влияние времени нахождения при $T > T_{Ac3}$ на размер зерна бывшего аустенита. Сталь 05ХГ2НДБ.

Ударная вязкость – характеристика весьма чувствительная к параметрам микроструктуры стали. Применительно производству труб большого диаметра, при котором технология предусматривает двухпроходную сварку продольных швов, к проблемным с точки зрения ударной вязкости участкам сварного соединения относятся зона сплавления и крупнозернистый участок ЗТВ, а также этот участок (КЗ ЗТВ) подвергнутый повторному нагреву в область межкритических температур ($\alpha+\gamma$) [2, 3]. При испытаниях реальных сварных соединений на ударный изгиб надрез образца пересекает разные участки сварного соединения в различных пропорциях. С увеличением толщины стенки трубы требуется большая погонная энергия сварки, а вместе с этим ухудшается микроструктура и возрастает ширина этих и других участков зоны термического влияния, что, безусловно, отрицательно влияет на склонность сварного соединения к хрупкому разрушению. Это требует разработки и применения новых видов и способов сварки, направленных на снижение термического влияния на микроструктуру основного металла в зоне термического влияния. Но создание и применение новых способов сварки (в том числе и с пониженными тепловложениями), без чётких представлений о свариваемости высокопрочных трубных сталей и механизмах протекающих в металле явлений, несёт в себе риски получения неудовлетворительных свойств различных участков сварного соединения (в первую очередь – вязкости).

Обобщением большого массива результатов экспериментальных исследований установили основные закономерности формирования микроструктуры низкоуглеродистых трубных сталей класса прочности до К100 в ЗТВ. Исследовали низкоуглеродистые трубные стали, которые применяются для производства электросварных труб большого диаметра, с

широким интервалом содержания углерода (от 0,02 до 0,10%), легирующих и микролегирующих элементов. Для анализа использовали результаты собственных исследований свариваемости сталей и ряда опубликованных работ [22, 25, 37-39, 41,42 114-122] (всего более 35 плавок трубных сталей). В процессе анализа рассматривали микроструктуру и свойства крупнозернистого участка ЗТВ с максимальной температурой нагрева 1350 °С при различных скоростях послесварочного охлаждения.

Фазовые превращения в ЗТВ после нагрева до 1350 °С исследовали дилатометрическим методом с построением диаграмм распада аустенита при непрерывном охлаждении (ТКД) [39, 41, 42]. Для определения оптимальных скоростей охлаждения и закономерностей изменения соотношения фаз и структурных составляющих по экспериментальным данным строили структурные диаграммы в виде зависимостей доли структурных составляющих от скорости охлаждения $w_{8/5}$ [41].

На рис. 2.32 приведены зависимости доли мартенсита в микроструктуре широкой гаммы сталей от скорости охлаждения в интервале 800–500 °С. Доля мартенсита в структуре металла крупнозернистого участка ЗТВ зависит от скорости охлаждения (которая определяется погонной энергии сварки) и содержания легирующих элементов в стали. Полученные результаты (рис. 2.32) свидетельствуют о том, что для низкоуглеродистых трубных сталей (до класса прочности К80 включительно) мартенсит в структуре ЗТВ отсутствует до скоростей охлаждения ≤ 20 °С/с. Это дает основание говорить о том, что в низкоуглеродистых трубных сталях, при использовании стандартной технологии автоматической многодуговой сварки под флюсом, мартенсит в ЗТВ не образуется. В свою очередь применение альтернативных способов сварки, например, лазерной или гибридной лазерно-дуговой сварки, где скорость охлаждения $w_{8/5}$ в ЗТВ может достигать 100 °С/с, может приводить к образованию мартенсита. Уровень твёрдости металла ЗТВ при повышенных скоростях охлаждения, зависит от доли формирующегося мартенсита и содержания углерода в стали (рис.2.33). Для минимизации рисков образования холодных трещин при сварке существует общепринятый критерий уровня твердости – $HV < 350$ ед, который гарантирует их отсутствие. Исходя из имеющихся данных, для сталей с содержанием углерода не более 0,07% данное требование выполняется при доле мартенсита в микроструктуре $\leq 25\%$, что в свою очередь ограничивает максимальную скорость охлаждения $w_{8/5}$ на уровне не более 40 °С/с.

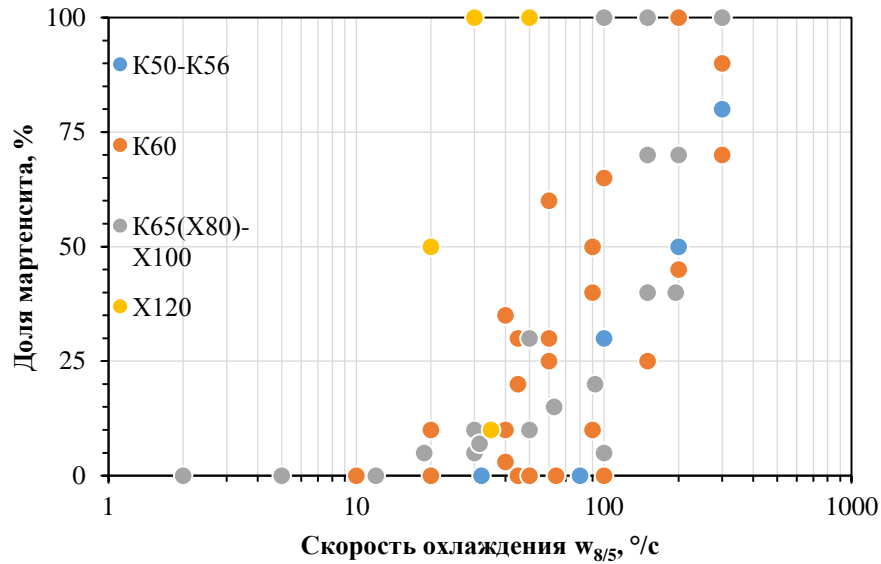


Рисунок 2.32 – Зависимость доли мартенсита в имитированной микроструктуре крупнозернистого участка ЗТВ от скорости охлаждения для трубных сталей различного класса прочности (химического состава).

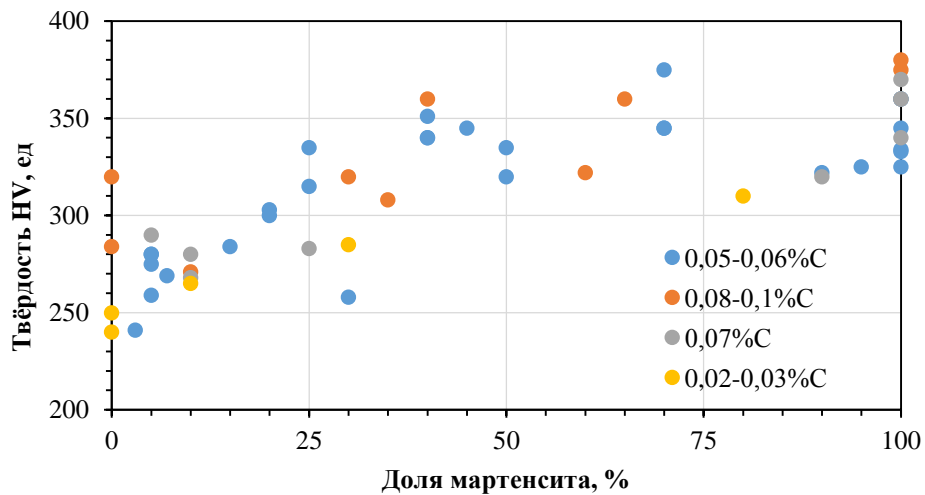


Рисунок 2.33 – Зависимость твёрдости имитированной микроструктуры крупнозернистого участка ЗТВ от доли мартенсита при различном содержании углерода в стали.

Анализируя аналогичным образом полученные данные по ферритной составляющей микроструктуры КЗ ЗТВ (рис. 2.34), можно сделать заключение, что при стандартной технологии многодуговой сварки под флюсом продольных швов ТБД, для которой скорость охлаждения $w_{8/5}$ лежит в интервале от 6 до 10 °C/c:

- в сталях классов прочности К65 и выше феррит в структуре ЗТВ отсутствует;
- для сталей класса прочности К60 при правильно выбранном химическом составе феррита в структуре также практически нет;

- значительная доля феррита в структуре ЗТВ наблюдается в сталях более низких классов прочности К50-К56 с пониженной устойчивостью аустенита, в том числе в сталях с низким содержанием марганца, применяемых, например, для изготовления труб, транспортирующих сероводородсодержащий газ (особенно это проявляется при низких скоростях охлаждения (1-2 °С/с), однако, с повышением скорости охлаждения она снижается и при 6-10 °С/с не превышает 10%.

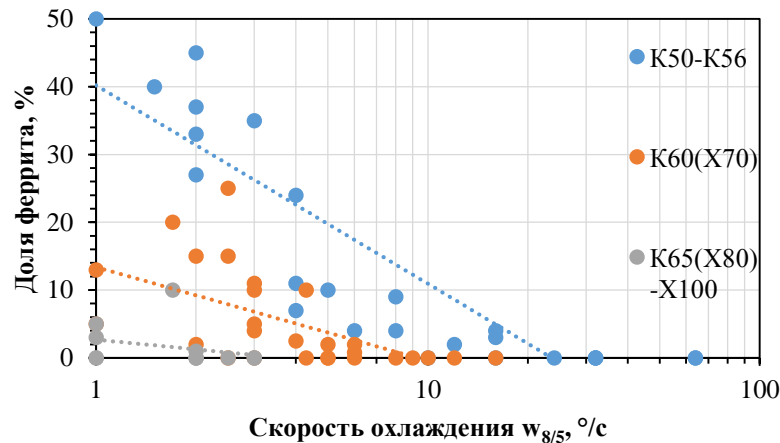


Рисунок 2.34 – Зависимость доли феррита в имитированной микроструктуре крупнозернистого участка ЗТВ от скорости охлаждения для трубных сталей различного класса прочности (химического состава).

Феррит, образующийся в имитированной микроструктуре ЗТВ имеет грубую морфологию с неблагоприятным распределением по границам бывших аустенитных зерен (рис.2.35). С увеличением скорости охлаждения на отдельных участках зёрен зернограничного феррита (ЗГФ) наблюдали образование игл видманштеттова феррита. Пониженную ударную вязкость такого металла связывают в первую очередь с локализацией феррита по границам зёрен [36, 123, 124], а иглы видманштеттова феррита рассматривают в качестве дополнительного охрупчивающего фактора [38]. В работе [102] предположили, что отрицательное влияние зернограничного феррита на ударную вязкость обусловлено низкой его прочностью, а также формированием в микроструктуре при образовании феррита большей доли мартенсит-аустенитной (МА) составляющей.

Преимуществом высокопрочных легированных трубных сталей является то, что однородная бейнитная структура при термическом воздействии сварки формируется в широком интервале скоростей охлаждения $w_{8/5}$: от 3–5 до 50–100 °С/с – для сталей класса прочности К60; от 1 до 20–80 °С/с – для сталей класса прочности К65; от 1 до 15–20 °С/с – для сталей класса прочности К80. Это обусловлено в значительной мере повышением устойчивости

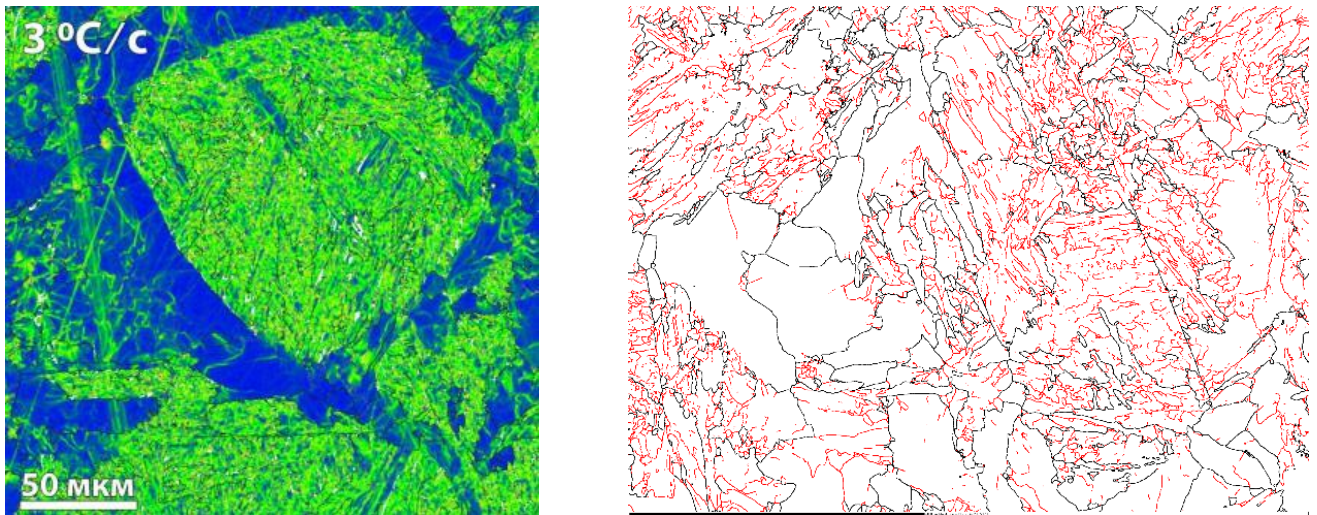


Рисунок 2.35 – Микроструктура имитированной ЗТВ сталей 09ГСФ (а) и 08ГБФ-У при небольших скоростях охлаждения. ДОРЭ.

крупнозернистого аустенита ЗТВ в сравнении с его устойчивостью при ТМО или термообработке. В менее прочных и, соответственно, менее легированных сталях классов прочности К50–К56 бейнитная структура формируется только при скоростях охлаждения $w_{8/5}$ более 20 °C/с. Построение структурной диаграммы позволяет продемонстрировать области скоростей охлаждения, в которых формируется та или иная микроструктура [37, 41, 125]. При этом более информативна диаграмма, на которой охлаждения указана не только общая доля бейнита в микроструктуре, но и её морфологические признаки (рис.2.29), т.е. выделен гранулярный и реечный бейнит. Формирующийся в имитированной микроструктуре ЗТВ исследованных сталей бейнит можно классифицировать как верхний бейнит с гранулярной или реечной морфологией. Повышение вязкости крупнозернистого участка ЗТВ связывают не только с формированием структуры промежуточного типа (бейнита), но и с изменением её морфологии – переходом от гранулярного к реечному типу бейнита с повышением скорости охлаждения. Микроструктура бейнита гранулярной (а, в) и реечной морфологии (б, г) в имитированной ЗТВ стали 05ХГ2НДБ приведена на рис. 2.36

На рис. 2.37 приведена зависимость доли реечного бейнита в структуре, имитированной ЗТВ от скорости охлаждения для сталей с невысоким уровнем легирования. Видно, что при скорости охлаждения 8–12 °C/с для более легированных сталей (05ХГ2НДБ, 07Г2НДФБ класса прочности К60) доля реечного бейнита может достигать 50–60%, в то время как для наименее легированных сталей классов прочности К50–К52 – доля РБ может составлять всего 7–13%.

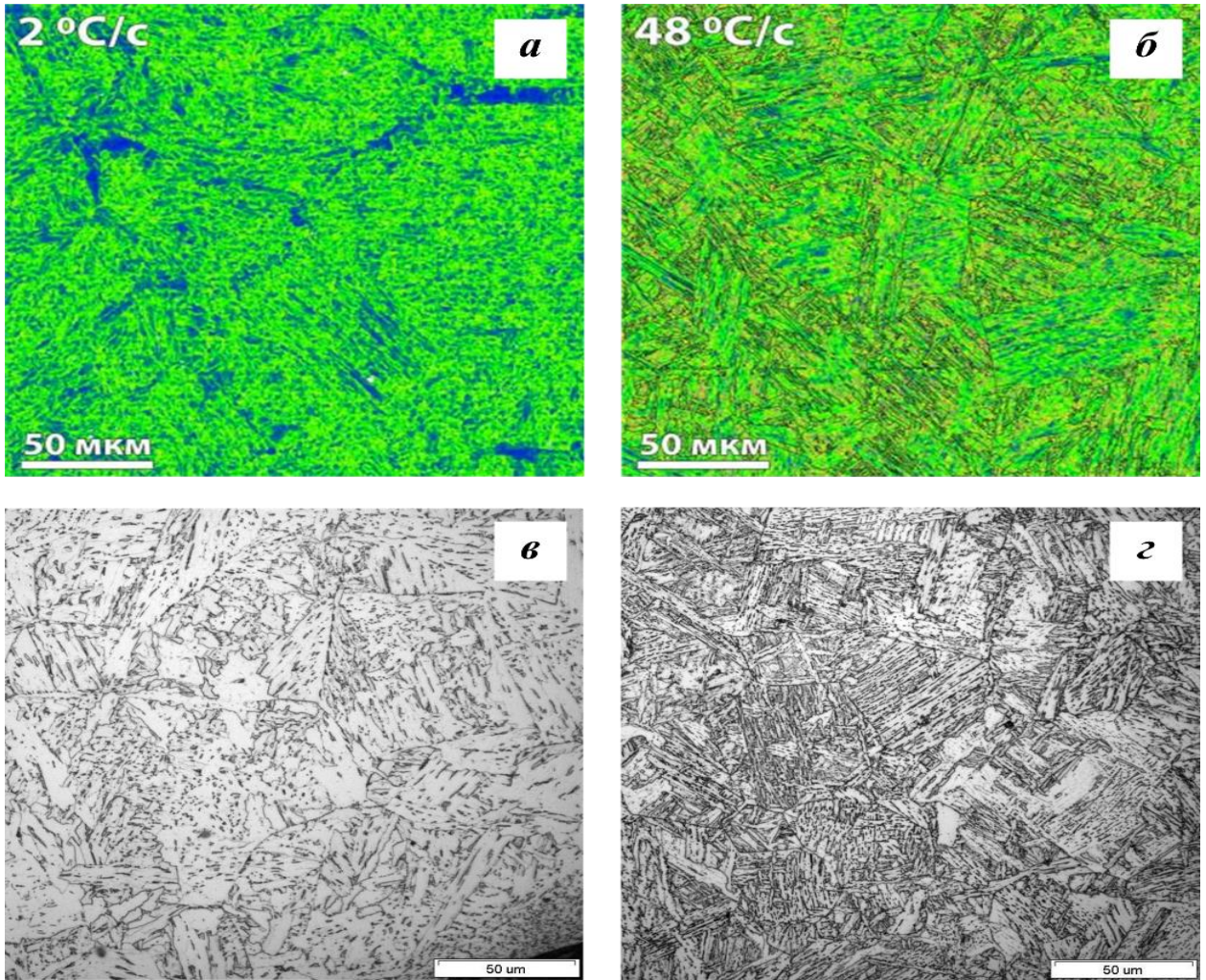


Рисунок 2.36 – Микроструктура стали типа 05XГ2НДБ после воздействия ТЦ сварки; ДОРЭ (а, б); оптическая микроскопия (в, з).

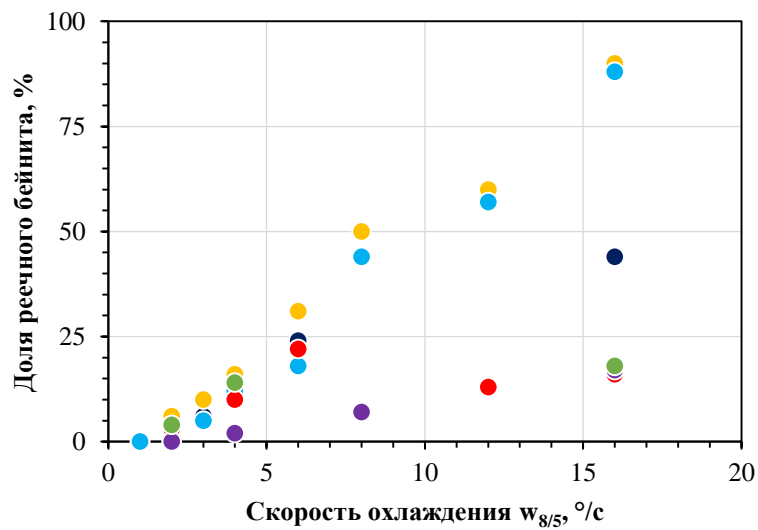


Рисунок 2.37 – Влияние скорости охлаждения на долю реечного бейнита в имитированной микроструктуре крупнозернистой ЗТВ трубных сталей различного химического состава.

Наряду с изменением морфологических признаков бейнита (переход от гранулярного к реечному) при повышении скорости охлаждения в микроструктуре ЗТВ исследованных сталей происходят следующие изменения:

- уменьшение размера аустенитного зерна (зависит от времени нахождения выше температуры 1100 °С);
- изменение доли МА-составляющей (на границах рек бейнитной α -фазы и на границах бывшего аустенитного зерна).

Влияние термических циклов сварки с $T_{\max} = 1350$ °С для различных тепловложений на размер бывшего зерна аустенита показано на рис. 2.38 (построена зависимость величины зерна аустенита от соответствующих циклам скоростей охлаждения $w_{8/5}$). С повышением скорости охлаждения (уменьшением погонной энергии сварки) время нахождения металла при температурах интенсивного роста аустенитного зерна (выше 1100 °С) уменьшается, что приводит к снижению размера зерна аустенита. Следует отметить, что в практически значимом для дуговой сварки под флюсом интервале скоростей охлаждения ($w_{8/5} = 6\text{--}10$ °С/с), размер зерна аустенита остается достаточно крупным (~ 100 мкм).

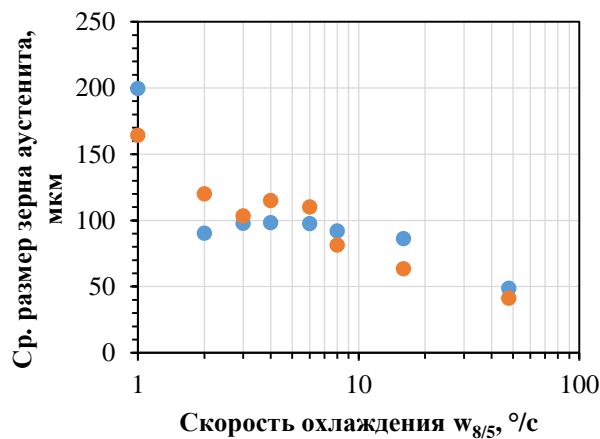


Рисунок 2.38 – Изменение среднего размера бывшего зерна аустенита двух сталей класса прочности К60 (05ХГ2Б – голубой цвет; 06Г2НДМБ – оранжевый цвет) в зависимости от использованного термического цикла.

При сопоставлении трубной стали различного химического состава можно сделать заключение, что максимальный уровень ударной вязкости имитированной ЗТВ достигается при различных скоростях охлаждения (тепловложениях при сварке): в сталях класса прочности до К60-К65 эта скорость составляет 20 °С/с и выше, то в стали типа 06ХГ2МНДБР (класс прочности К90) он достигается при 8 °С/с (рис.2.39), что может быть объяснено повышением у последней устойчивости аустенита и формированием при этой скорости охлаждения структуры реечного бейнита. В стали К90 оптимальная структура реечного бейнита с мелкими (и небольшой долей) частицами МА - составляющей формируется при скорости охлаждения 8 °С/с (т.е. фактической

скорости, которая реализуется при стандартной технологии автоматической сварки под флюсом (ТБД с толщиной стенки не более 20 мм) (рис.2.40). Таким образом сталь 06ХГ2МНДБР представляется единственной из исследованных, для которой термический цикл автоматической сварки под флюсом является оптимальным с точки зрения скорости охлаждения и формирования микроструктуры речного бейнита.

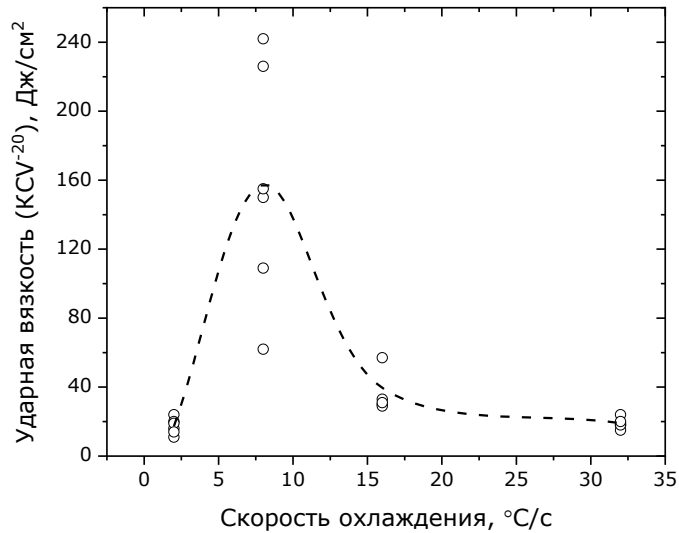


Рисунок 2.39 – влияние скорости охлаждения на ударную вязкость ЗТВ стали типа 06ХГ2МНДБР (К90).

С другой стороны, весьма важным представляется изучение формирования структуры ЗТВ сталей с низкой устойчивостью аустенита, в которых существует ограниченная возможность формирования структуры речного бейнита. В качестве материала исследования использовали стали промышленного производства для изготовления труб большого диаметра, транспортирующих сероводородосодержащий газ, с различным содержанием ниобия и марганца (табл. 2.6). Оценку влияния микроструктуры грубозернистого участка зоны термического влияния (ЗТВ) на вязкость сварного соединения осуществляли, применяя метод имитации термических циклов сварки, основанный на нагреве и охлаждении образцов в соответствии с заданными сварочными термическими циклами.

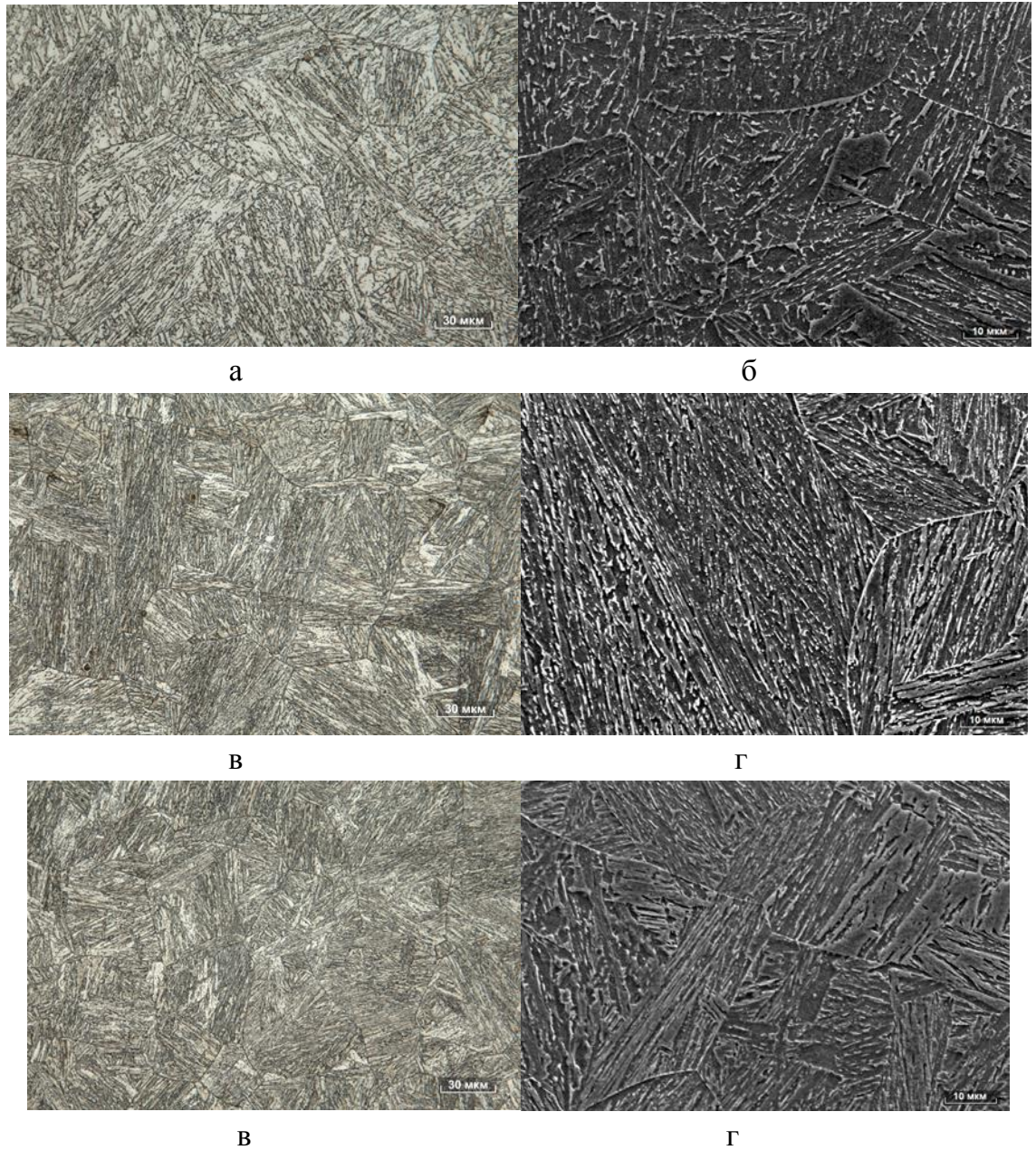


Рисунок 2.40 - Микроструктура имитированной ЗТВ при разных скоростях охлаждения ($^{\circ}\text{C}/\text{с}$) стали 06ХГ2МНДБР: а, б – 2; в, г – 8; д, е – 32. Световая микроскопия (а, в, д), СЭМ (б, г, е).

Таблица 2.6 - Химический состав исследованных сталей

Сталь	Содержание элементов, масс. %											C_s
	C	Si	Mn	S	P	Al	Cr+Ni+Cu	Ti	N	V	Nb	
04ХНДБ	0,041	0,14	0,37	0,001	0,010	0,041	0,84	0,011	0,0036	0,001	0,08	0,23
06ГНФБ	0,055	0,33	1,07	0,0011	0,005	0,031	0,46	0,016	0,0035	0,05	0,049	0,29
05ХГБ	0,051	0,35	0,93	0,0009	0,007	0,035	0,94	0,018	0,0042	0,001	0,035	0,37

Примечание: $C_s = C + \frac{\text{Mn}}{6} + \frac{\text{Cr}+\text{Mo}+\text{V}+\text{Ti}+\text{Nb}}{5} + \frac{\text{Ni}+\text{Cu}}{15}$

Анализ результатов испытаний на ударный изгиб (рис. 2.41) показывает, что наиболее стабильные (и при этом самые низкие по максимальному уровню) значения ударной вязкости имитированной крупнозернистой области ЗТВ показывает сталь 06ГНФБ. Сталь 05ХГБ показывает крайне низкие значения при скоростях охлаждения 2 и 4 °С/с, разброс значений от 94 до 400 Дж/см² при скорости охлаждения 8 °С/с и стабильные значения при более высоких скоростях охлаждения (с одним выпадом, связанным с неметаллическим включением при 64 °С/с). Сталь 04ХНДБ показывает низкие значения при скоростях охлаждения 2 и 4 °С/с и рассеяние данных по ударной вязкости (очень низкие и очень высокие значения) практически при всех остальных скоростях охлаждения, что дает основание предполагать наличие различных механизмов разрушения.

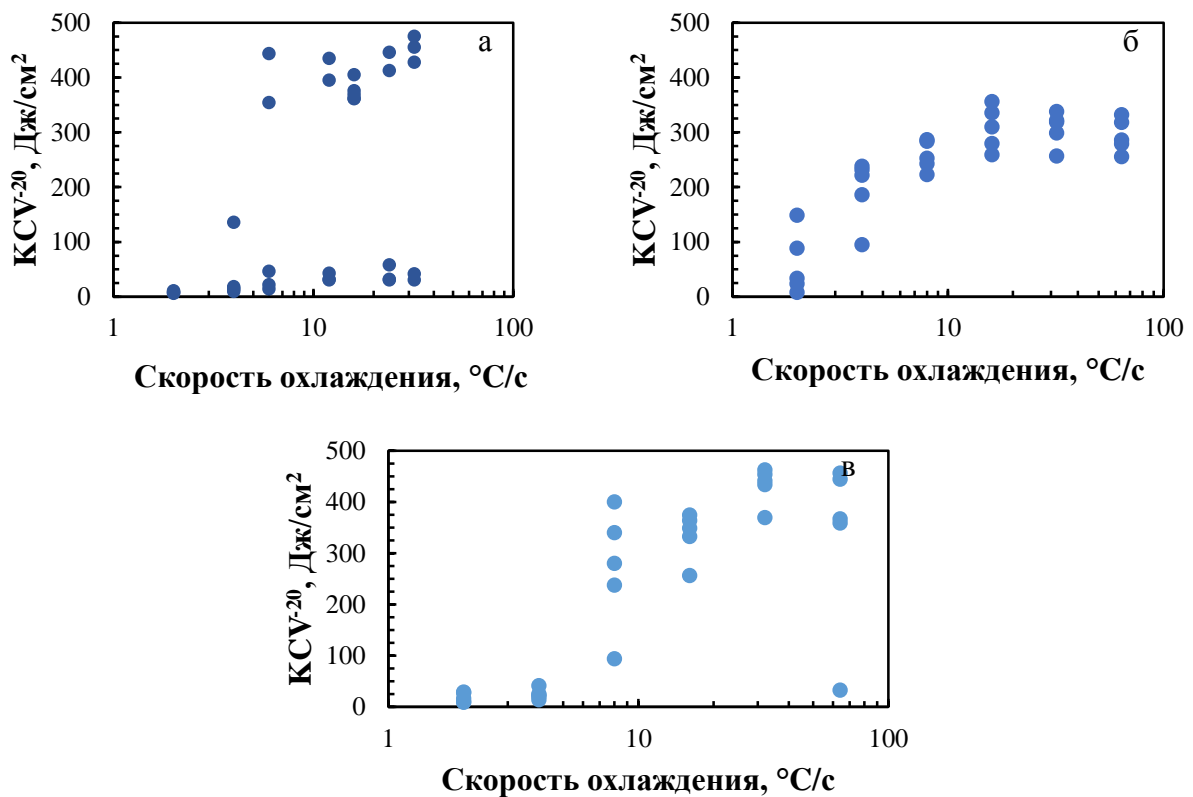


Рисунок 2.41 - Зависимость ударной вязкости имитированной крупнозернистой области ЗТВ от скорости охлаждения: а – сталь 04ХНДБ, б - 06ГНФБ, в - 05ХГБ.

Сериальные кривые (рис. 2.42) ударной вязкости (для скорости охлаждения 8 °С/с) показывают сходную картину с рис. 2.41: в стали 05ХГБ разброс значений начинается при температуре испытания -20 °С, в стали 06ГНФБ – при -40 °С, а в стали 04ХНДБ – наблюдается во всем исследованном интервале температур.

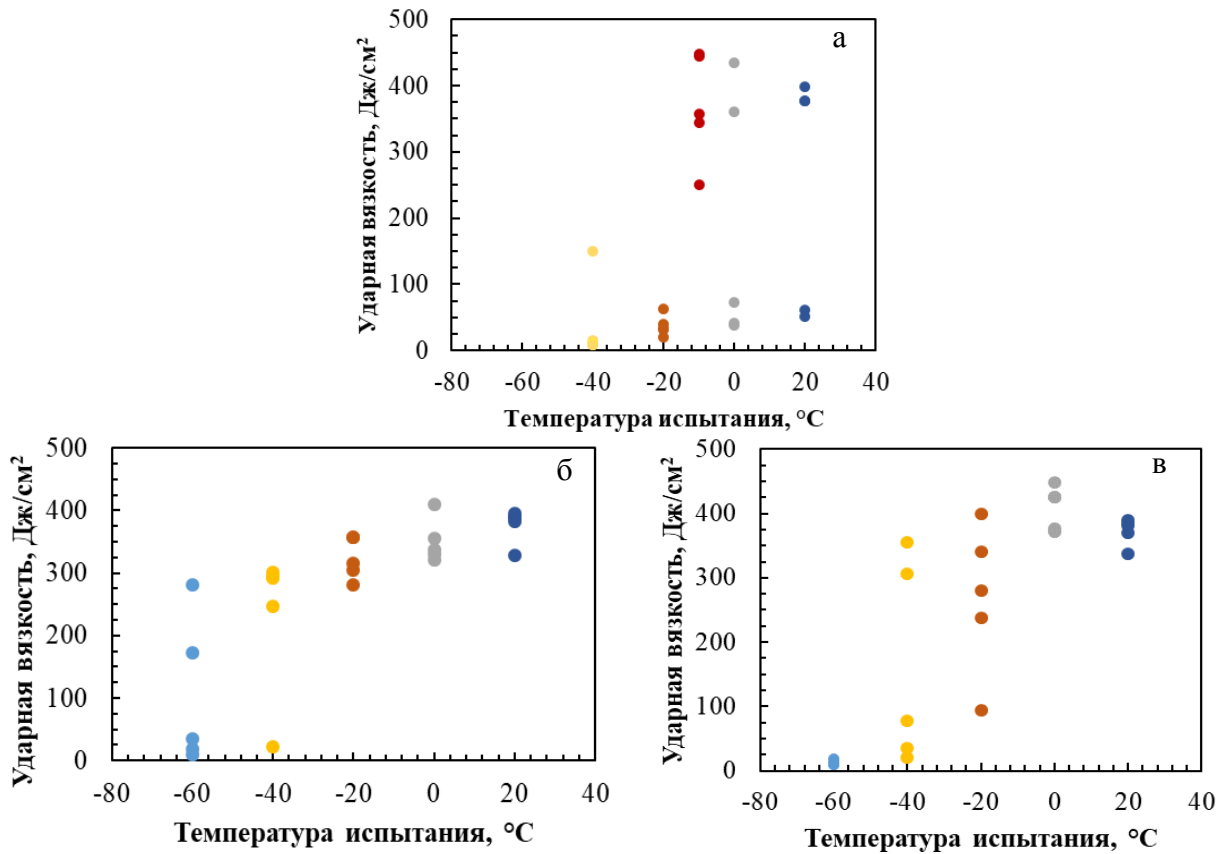


Рисунок 2.42 - Сериальные кривые ударной вязкости образцов имитированной КЗ ЗТВ (а - 04ХНДБ, б - 06ГНФБ, в - 05ХГБ) при скорости охлаждения 8 °С/с).

Следует отметить, что данная методика исследования свариваемости является очень «жестким» испытанием, поскольку во всем образце имитируется структура крупнозернистого участка зоны термического влияния. Для сварного соединения ТБД ширина крупнозернистого участка ЗТВ обычно не превышает 2 мм, что составляет только 20% длины надреза образца Шарпи, остальная часть – другие участки околошовной зоны и сварного шва.

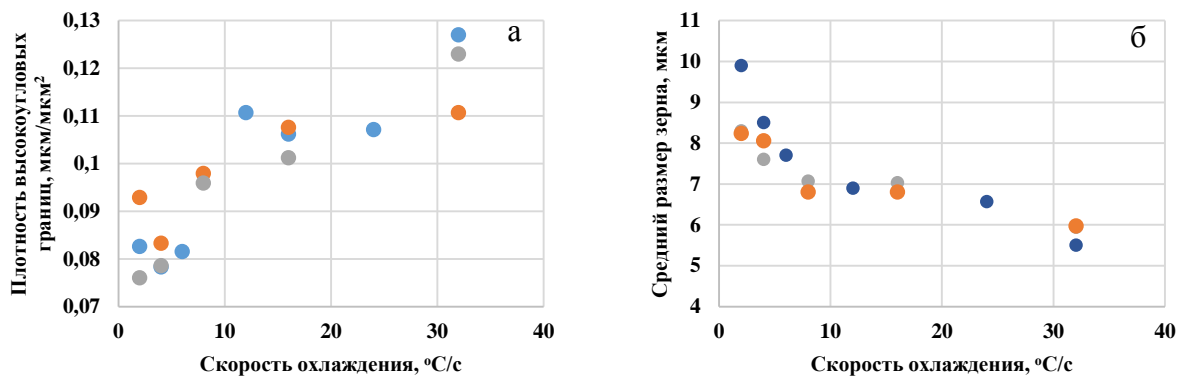


Рисунок 2.43 – Зависимость плотности ВУГ зерен для имитированной ЗТВ (а) и среднего размера зерна (б) от скорости охлаждения: (синий) – 04ХНДБ; (оранжевый) – 06ГНФБ; (серый) – 05ХГБ.

Исследования структуры показали, что плотность высокоугловых границ в исследованном интервале скоростей охлаждения для трех сталей значимо не отличается (рис. 2.43а). Подтверждается установленная ранее (рис.2.30) [38] для ряда марок сталей зависимость: плотность высокоугловых границ в ЗТВ возрастает с повышением скорости охлаждения (снижением тепловложения при сварке). Механизм – повышение доли реечного бейнита и снижение доли гранулярного бейнита, измельчение зерна аустенита.

По среднему размеру зерна феррита значимых отличий между исследуемыми сталями не установлено (рис. 2.43б). Поскольку вязкость стали определяется не средним размером зерна, а его неоднородностью, оценивали крупнозернистую часть распределения [125]. При трех скоростях охлаждения 4, 16 и 32 °С/с и двух методах оценки (максимальный номер зерна по ГОСТ 5639 и доля площади, занимаемая такими зернами, размер наиболее крупной фракции зерен (по диаметру эквивалентной окружности) и доля площади, занимаемая такими зернами) показано преимущество стали 04ХНДБ (табл. 2.7) в части меньшего количества наиболее крупных зерен феррита.

Таблица 2.7 – Параметры микроструктуры имитированной ЗТВ при скоростях охлаждения 4, 16, 32 °С/с.

Параметр	Скорость охлаждения	04ХНДБ	06ГНФБ	05ХГБ
Максимальный номер зерна по ГОСТ 5639 и доля площади, занимаемая такими зернами (%)	4	3/1,3	3/1,8	3/10
	16	4/1,5	4/4,5	3/1,4
	32	4/0,7	3/3,2	4/2,3
Размер наиболее крупной фракции зерен (мкм) и доля площади, занимаемая такими зернами (%)	4	100-110/5,3	120-130/1,8	120-130/3,7
	16	70-80/2,8	90-100/1,1	100-110/2,6
	32	70-80/0,7	120-130/8,8	80-90/0,9

С целью уточнения механизма наблюдаемой разницы в распределениях размера зерна феррита была проведена реконструкция границ зерен исходного аустенита методом ДОРЭ и статистическая обработка результатов. Полученные результаты не показали преимущества стали 04ХНДБ, например, по максимальному размеру Фере (рис. 2.44). Оценка (аналогичная проведенной для зерна феррита (см. табл. 2.7) по максимальному номеру зерна по ГОСТ 5639 и доле площади, занимаемой такими зернами, размеру наиболее крупной фракции зерен и доле занимаемой площади показала даже несколько большее количество наиболее крупных зерен аустенита в стали 04ХНДБ.

Таким образом, гипотеза о том, что более однородное зерно феррита в стали 04ХНДБ с повышенным содержанием ниобия обусловлено ограничением роста зерна аустенита частицами карбонитрида ниобия не подтверждается. Такие данные были получены при исследовании роста зерна аустенита при нагреве под прокатку до 1220 °С [126]. Вероятно, микролегирование 0,08% Nb не приводит к измельчению зерна в цикле с максимальной температурой 1350 °С, что противоречит данным работы [127]. С учетом того, что в стали 04ХНДБ максимальное из исследуемых сталей содержание ниобия и наиболее близкое к стехиометрическому соотношению Ti/N, можно сделать заключение о том, что влияние микролегирующих добавок на склонность к росту зерна аустенита в крупнозернистой ЗТВ в данном эксперименте не установлено. Можно предполагать, что полученный результат связан с влиянием ниобия на кинетику $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

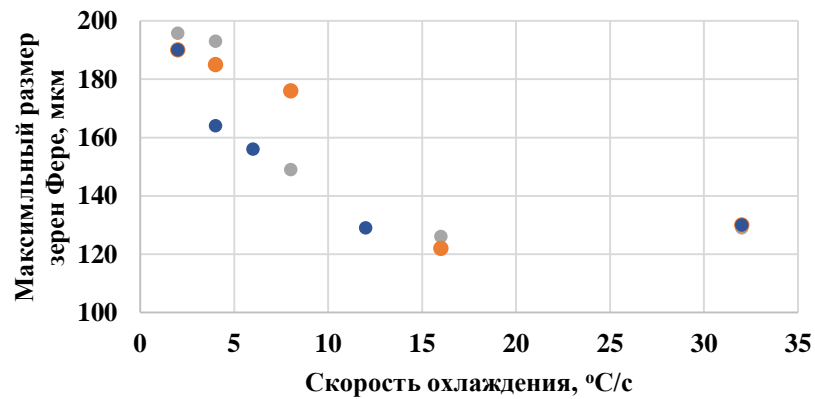


Рисунок 2.44 – Зависимость максимального размера аустенитного зерна от скорости охлаждения: (синий) – 04ХНДБ; (оранжевый) – 06ГНФБ; (серый) – 05ХГБ.

Влияние скорости охлаждения на долю структурных составляющих в крупнозернистой ЗТВ исследуемых сталей представлено на рис. 2.45.

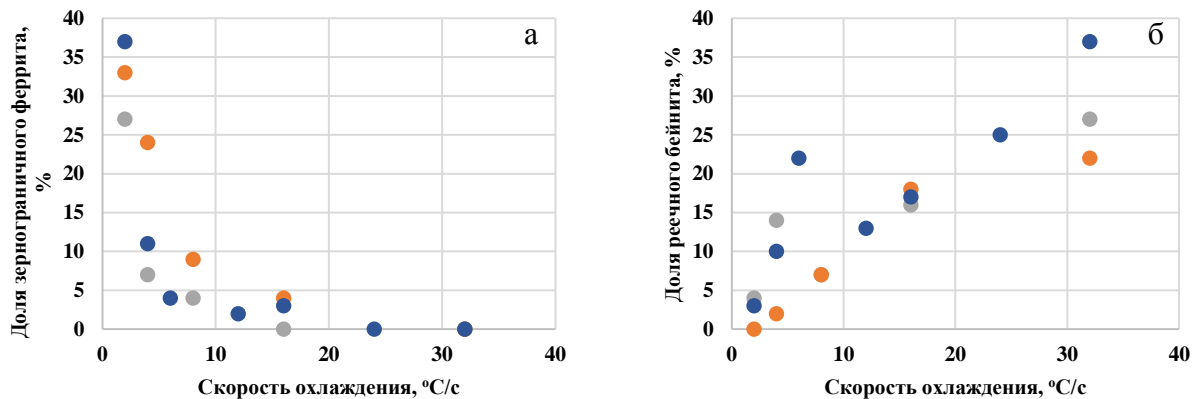


Рисунок 2.45 - Влияние скорости охлаждения на долю зернограничного феррита (а) и долю реечного бейнита (РБ) (б): (синий) – 04ХНДБ; (оранжевый) – 06ГНФБ; (серый) – 05ХГБ.

Значимых отличий в доле структурных составляющих в исследованных сталях не установлено, доля РБ невелика в связи с низкой устойчивостью аустенита, наименьшая доля наблюдается в стали 06ГНФБ. Отмечено повышение доли реечного бейнита с повышением скорости охлаждения, что и определяет повышение плотности высокоугловых границ. В сталях с более высокой устойчивостью аустенита, например, класса прочности К60 доля РБ в микроструктуре при аналогичных скоростях охлаждения существенно выше (см. рис.2.29) [38].

Исследование характерных особенностей тонкой структуры крупнозернистого участка ЗТВ основного металла трубы из стали 07ХГ2Б с нагревом 1350-1450 °С и повторным нагревом в межкритический $\alpha+\gamma$ интервал температур (образец С2-1) показало следующее.

Структура матрицы исследуемого металла ЗТВ представляет собой блочный феррит, характеризующийся различной формой блоков (равноосных и вытянутых, с плотностью дислокаций от умеренной до высокой (рис. 2.46, 2.47). В образце наблюдается небольшое количество мелких зерен феррита (2-3 мкм) с очень низкой плотностью дислокаций.

В образце присутствуют в достаточно большом количестве (больше, чем в металле шва) островки МА- составляющей, размер островков - до 4 мкм (рис.2.48, 2.49). Островки встречаются различной формы, как равноосные так и вытянутые, чаще всего неправильной формы с угловатыми контурами. Для более крупных островков обычно характерно пластинчатое внутренне строение. Степень двойникования - высокая, плотность дислокаций очень высокая, что свидетельствует о высоком содержании углерода в островках. Аустенит в островках МА-составляющей располагается преимущественно по периферии, его содержание - высокое; также встречаются участки аустенита. Размер аустенитных фрагментов сопоставим с размерами ферритных блоков и находится в пределах 2 – 3 мкм (рис. 2.50).

В образце С2-1 наблюдается достаточно большое количество областей вырожденного перлита. Выделения цементита в таких областях имеют различную форму – равноосную (близкую к глобулярной), неправильной формы с неровными контурами и вытянутую. Иногда пластины цементита достаточно крупные (до 0,7 мкм) и вытянуты разных направлениях. Располагаются как на границах зерен (блоков), так и внутри. Изредка наблюдаются ферритные блоки, в которых цементитные выделения концентрируются на границе и распространяются вглубь зерна на небольшое расстояние.

В образце С2–1 области вырожденного перлита могут граничить с островками МА-составляющей. Также наблюдаются субмикронные размером 100-250 нм (до 350 нм) частицы (рис.2.46) различной формы от округлой до прямоугольной, иногда встречаются частицы неправильной формы, возможно конгломераты сложного состава. Для частицы прямоугольной формы размером 200×150 мкм по двум парам субрефлексов был проведен расчет межплоскостных расстояний, который показал, что частица является сложным карбонитридом,

который содержат как Ti, так и Nb. Также обнаруживаются частицы, относящиеся по типу к образовавшимся в феррите. Их взаимное расположение характерно для частиц ферритного типа: наблюдаются как одиночные частицы, так и разнонаправленные цепочки разной длины. Иногда цепочка выглядит сплошной из-за большой плотности частиц. Размеры таких частиц 2-4 нм, отдельные до 6 нм. Наряду с частицами, образовавшимися в феррите, местами обнаруживаются также частицы, образовавшиеся в аустените. Эти частицы немного крупнее – 2-5 нм (до 8-10 нм).

Нагрев в область межкритических температур (в $\alpha+\gamma$ область) вызвал увеличение количества островков МА - составляющей и участков аустенита в ферритной матрице, за счет увеличения количества областей, обогащенных углеродом. Одновременно такой нагрев позволил выделиться в аустените нано-размерным частицам.

Металлографические исследования позволяют завершить описание наблюдаемой картины: в сравнении, например, со сварным швом, в грубозернистой ЗТВ наблюдаются следующие изменения в части формирования МА-составляющей: возрастает доля, размер частиц, а также проявляется их неблагоприятное расположение в виде цепочек по границам бывших аустенитных зерен (рис. 2.51).

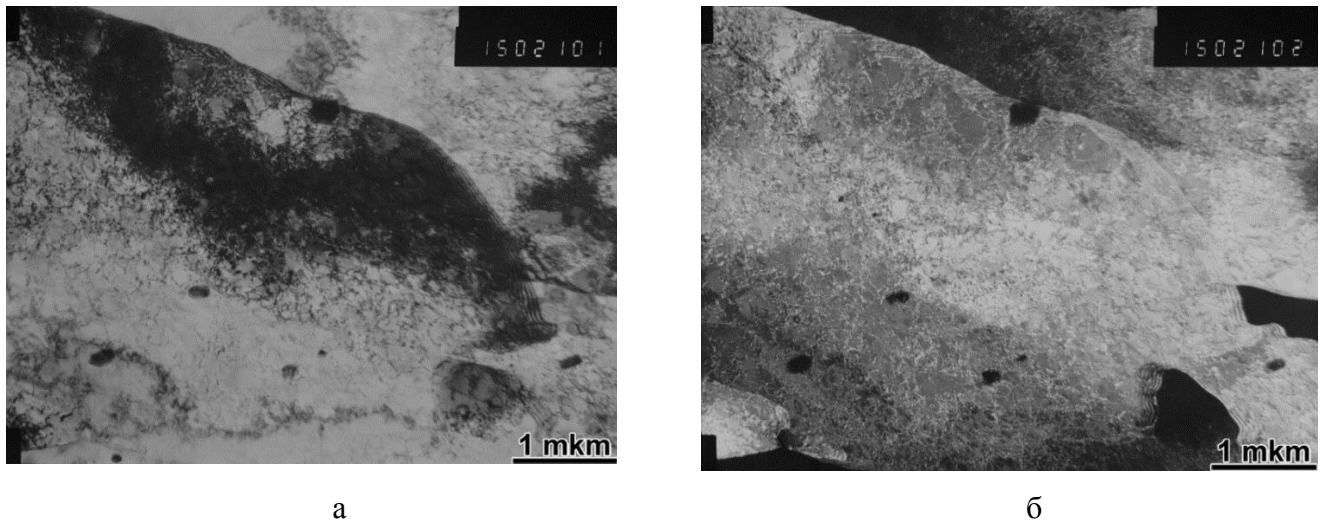
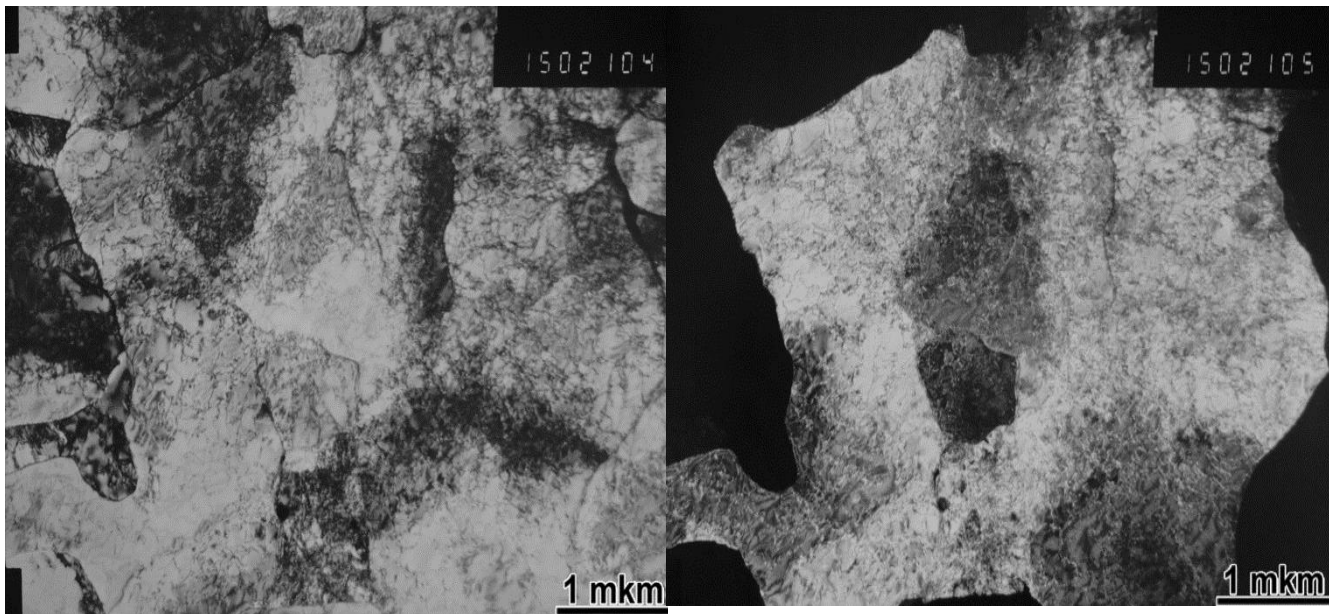


Рисунок 2.46 – Ферритный участок с высокой плотностью дислокаций и частицы карбонитридов размером 100-200 нм, ПЭМ, $\times 15\ 000$ (образец С2-1): а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе феррита.



а

б

Рисунок 2.47 – Ферритная матрица (равноосные блоки), ПЭМ, $\times 15\ 000$ (образец С2-1): а – светлое поле; б – темное поле в рефлексе феррита.

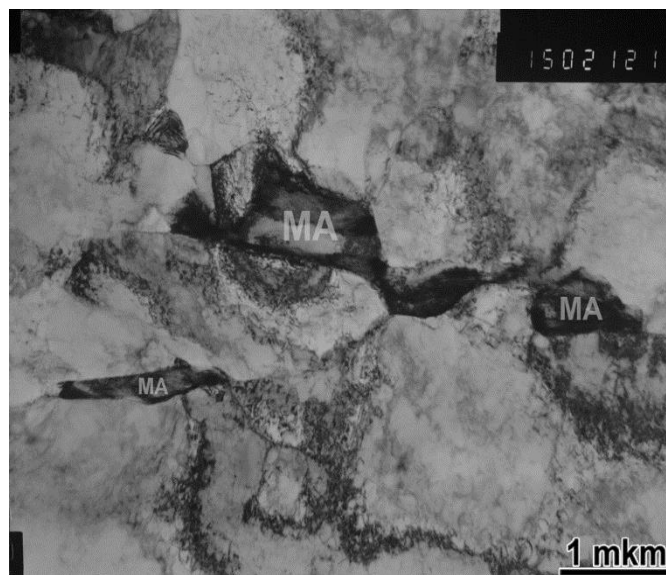


Рисунок 2.48 – МА-«островки» в матрице феррита, светлое поле, ПЭМ. $\times 15\ 000$
(образец С2– 1).

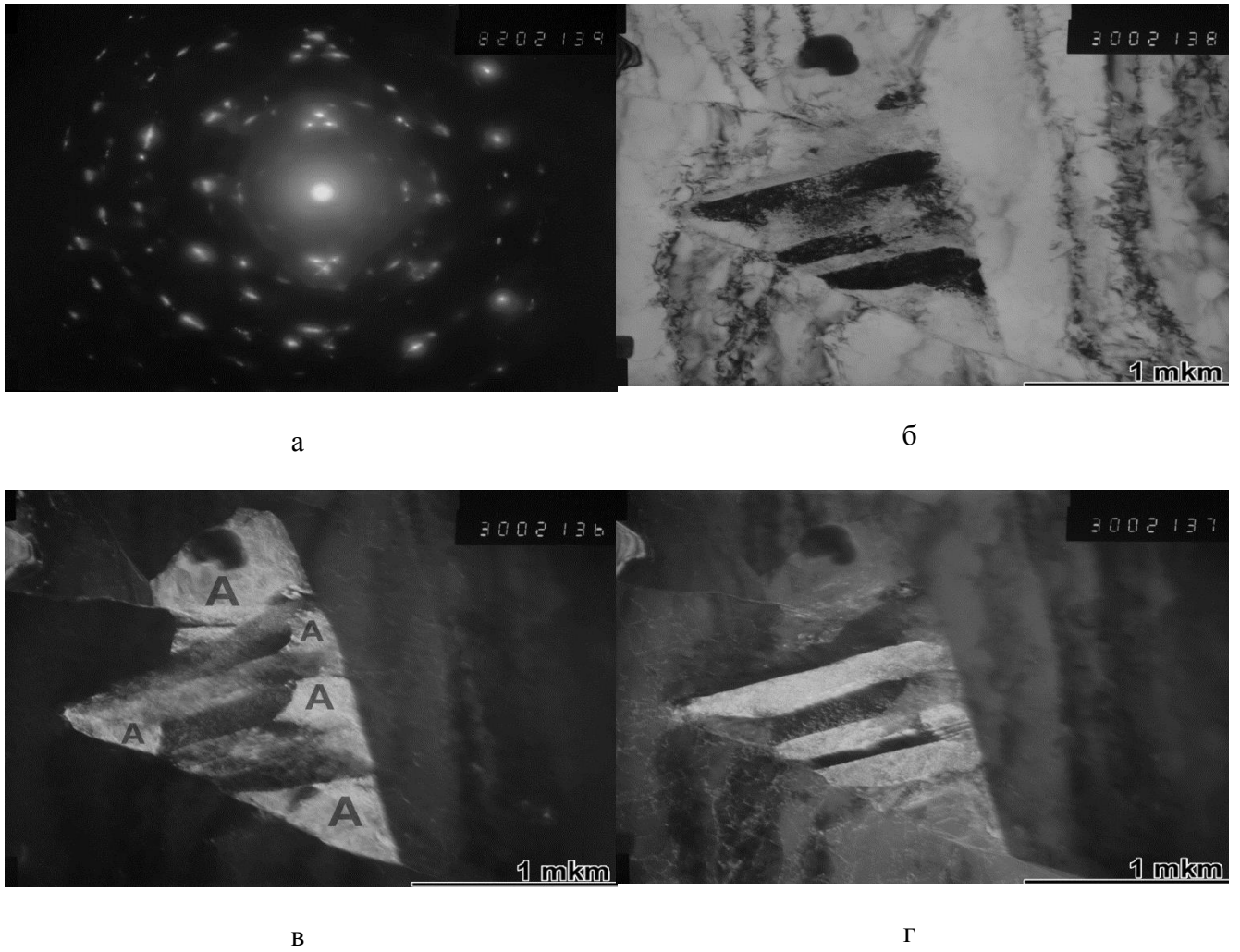


Рисунок 2.49 – Речное строение крупного островка МА-составляющей в феррите, ПЭМ, $\times 30\ 000$. (образец С2 –1): а – дифракционная картина; б – светлое поле; в – темное поле в рефлексе аустенита; г – темное поле в рефлексе мартенсита.

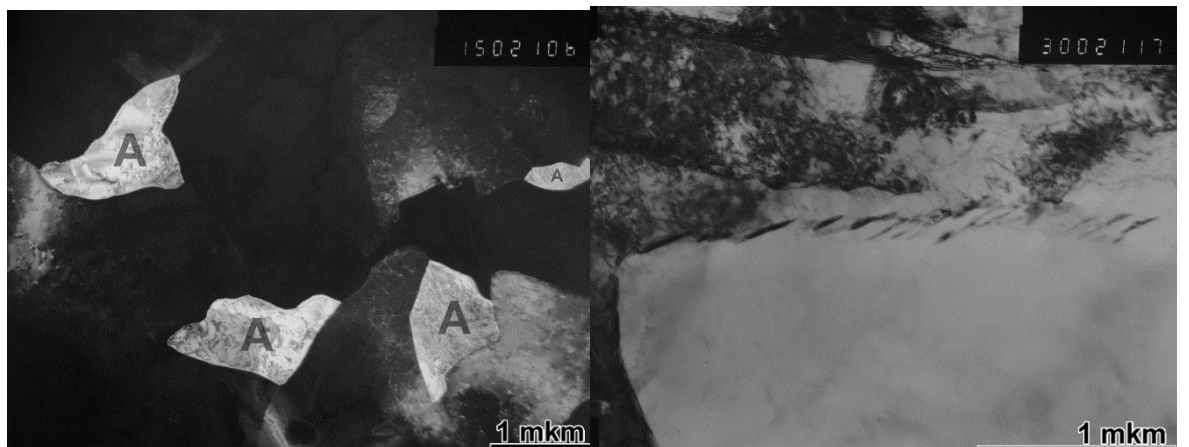


Рисунок 2.50 – а) блочный феррит с участками аустенита, ПЭМ, $\times 15\ 000$: (образец С2-1): темное поле в рефлексе аустенита; б) выделения цементита по границам ферритного зерна, ПЭМ, светлое поле $\times 30\ 000$.

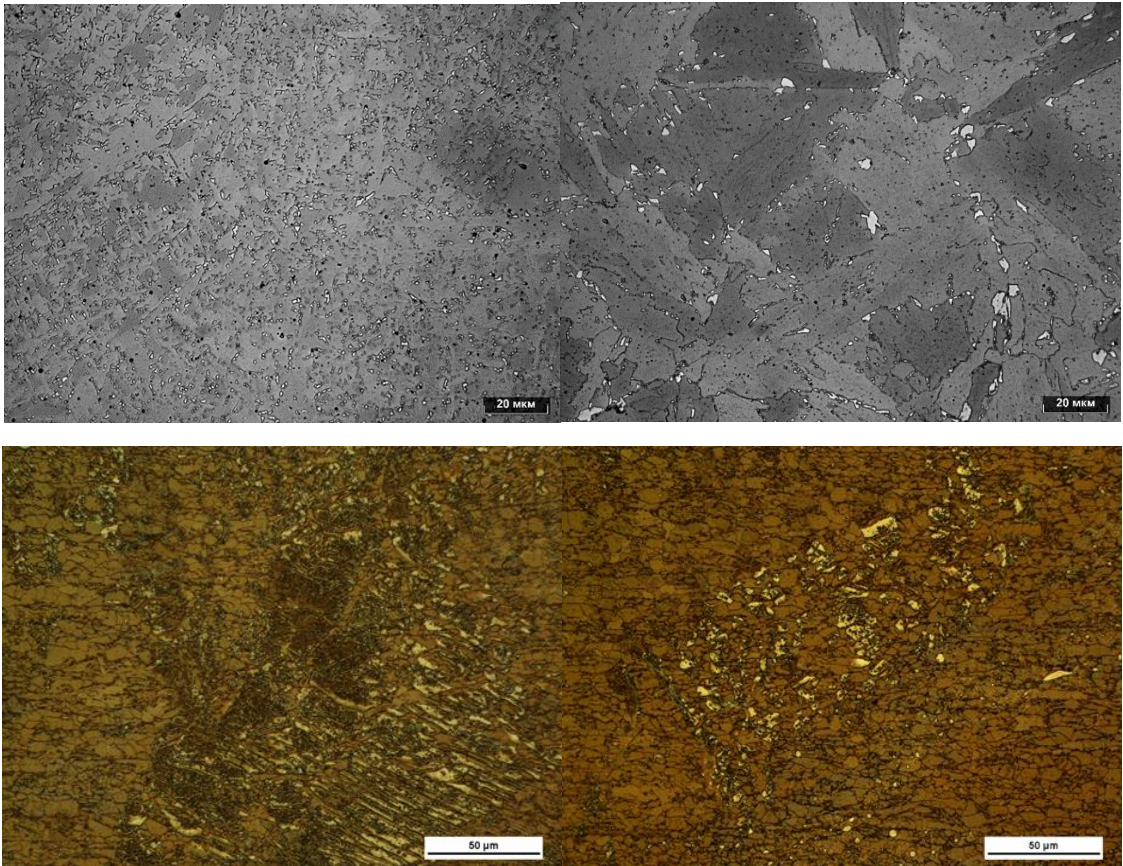


Рисунок 2.51 - Мартенсито-аустенитная составляющая (светлые островковые области) после травления в реактиве Ле Пера: а – наружный сварной шов; б – зона перегрева рядом с линией сплавления наружного шва, подвергнутая нагреву в $\alpha+\gamma$ область; в, г – область грубых структур, содержащих значительное количество мартенсита (коричневые области) и МА-составляющей (светлые области).

Также при исследовании ЗТВ в зоне повторного термического влияния (нагрев в $\alpha + \gamma$ область) обнаружена область грубых речных или частично речных структур, содержащих мартенсит и МА-составляющую (рис.2.51 в, г). Область состоит из отдельных, близкорасположенных участков неправильной формы, в структуре которых, наряду с ферритными зёрнами, содержится значительная (20-40%) доля мартенсита и МА-составляющей. Обнаруженная область грубых речных или частично речных структур, содержащих мартенсит и МА-составляющую, из-за достаточно большой длины и ширины, может оказать негативное влияние на ударную вязкость ЗТВ.

В эксперименте по варьированию скорости охлаждения сварных соединений (см. табл.2.1) стали 07ХГ2Б установлены следующие изменения микроструктуры в крупнозернистого участка ЗТВ с увеличением скорости охлаждения от 0,9 до 12,4 °С/с (рис.2.52, 2.53):

- повышается дисперсность структуры аустенита – уменьшается средний и максимальный размер бывших аустенитных зёрен от 139 до 100 мкм и от 318 до 191 мкм, соответственно;

- изменяется соотношение структурных составляющих – при малых скоростях охлаждения ($0,9\text{--}2,9\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$) структура состоит из полигонального (ПФ), видманштеттова феррита (ВФ) и бейнита, а при больших скоростях охлаждения ($10,8\text{--}12,4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$) – микроструктура ЗТВ полностью бейнитная (80% гранулярного бейнита и 20% реечного);

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

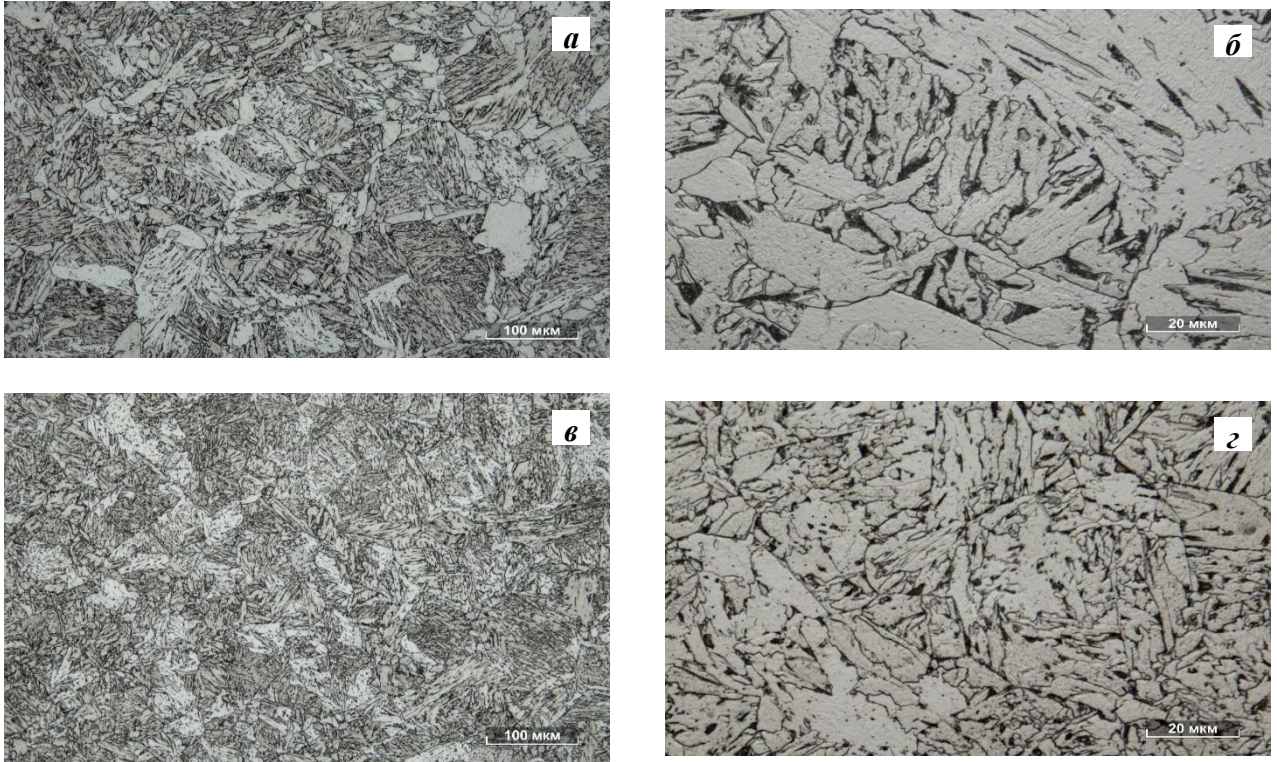


Рисунок 2.52 – Микроструктура крупнозернистого участка ЗТВ наружного шва: а, б – $w_{8/5} = 0,9\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$; в, г – $w_{8/5} = 12,4\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{c}$. Сталь 07ХГ2Б.

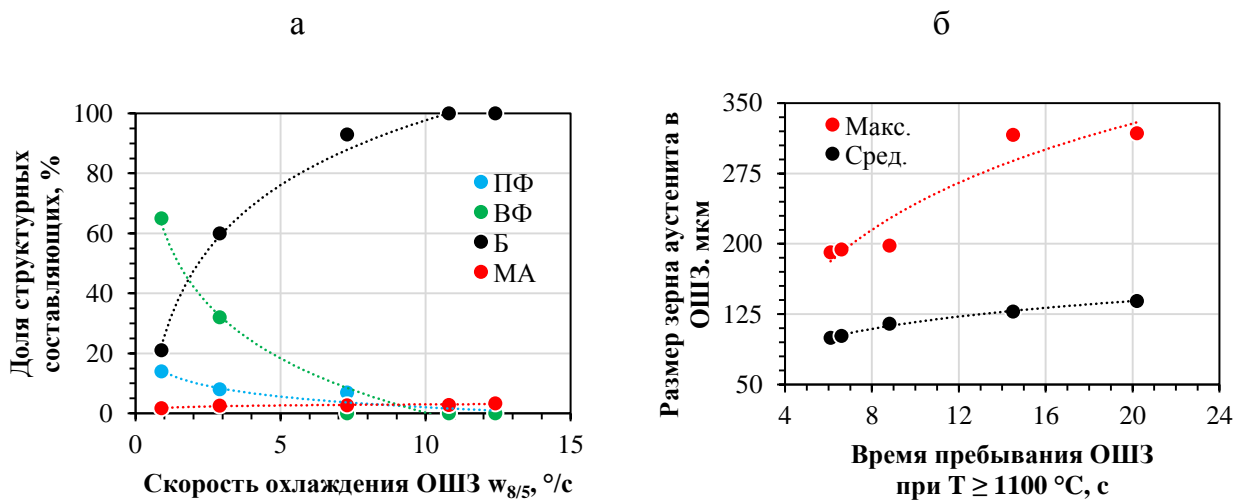


Рисунок 2.53 – Влияние скорости охлаждения $w_{8/5}$ на долю структурных составляющих в околошовной зоне (а) и зависимость размера зерна аустенита в ОШЗ (б) от времени пребывания при $T \geq 1100\text{ }^{\circ}\text{C}$. Сталь 07ХГ2Б.

В целом, полученные на сварном соединении результаты полностью совпадают с результатами после имитации термических циклов сварки в крупнозернистом участке ЗТВ (см. рис.2.29).

При исследовании фазовых превращений в ЗТВ при сварке установлено, что основным недостатком традиционных трубных сталей (типа 10Г2ФБ) является формирование гетерогенной структуры (феррит+перлит+бейнит) в интервале скоростей охлаждения (5-10 °С/с), соответствующем дуговой сварке под флюсом и определено направление оптимизации фазовых превращений в ЗТВ - формирование однородной структуры бейнита. Оптимальная форма диаграммы превращения аустенита при непрерывном охлаждении металла ЗТВ - с широкой областью бейнитного превращения, что обеспечивается оптимальной системой легирования стали.

Построенные диаграммы превращения при непрерывном охлаждении показали, что в стали типа 10Г2ФБ структура имитированной КЗ ЗТВ в интервале скоростей охлаждения 5-10 °С/с содержит не более 40% бейнита (рис.2.54а). В стали с пониженным содержанием углерода (менее 0,07%) добавками Ni, Cu зернограничный феррит наблюдается до скорости охлаждения 10 °С/с (рис.2.54б). В сталях усовершенствованного состава с добавками Ni, Cu, Cr (класс прочности К60) в структуре ЗТВ феррит наблюдается до скорости охлаждения не более 5 °С/с (рис.2.54в), в стали, комплексно легированной Mo(Cr), Ni, Cu (класс прочности К65) феррита в ЗТВ не наблюдали даже при скорости охлаждения 1 °С/с (рис.2.54г). Дальнейшее увеличение содержания легирующих элементов в стали (повышение класса прочности до К70-К90) обеспечивает формирование полностью бейнитной структуры в рассматриваемом интервале скоростей охлаждения, но сопровождается снижением скорости охлаждения, при которой наблюдается образование мартенсита (см. рис. 1.19а, 2.32).

Таким образом, сформировать полностью бейнитную структуру при неизменной технологии сварки (тепловложении) возможно в случае оптимизированного с позиции свариваемости химического состава стали класса прочности К60 (легированной Ni, Cu, Cr), либо сталей более высокого класса прочности. В сталях с пониженным содержанием марганца, применяемых для производства труб, транспортирующих сероводородсодержащий газ, дополнительное легирование не позволяет сформировать структуру, не содержащую зернограничный феррит (см. рис. 2.45а) из-за пониженной устойчивости аустенита. Ранее установлено, что максимальная плотность ВУГ (минимальный эффективный размер зерна α -фазы) достигается при формировании не просто бейнитной структуры, а бейнита речной морфологии. Анализ результатов исследования микроструктуры имитированной КЗ ЗТВ показал, что в сталях класса прочности К52 (типа 05ХГБ и 08ГФБ-У) доля речного бейнита при стандартно используемых тепловложениях составляет 5-20%, в сталях класса прочности К60 с

повышенной устойчивостью аустенита (типа 05ХГ2НДБ, 07Г2НДФБ) доля речного бейнита составляет 20-45% и в стали 06Г2НМДБР (К100) достигает 100%.

Таким образом, определены возможности управления структурой и ударной вязкостью КЗ ЗТВ с помощью совершенствования химического состава стали. Видно, что они достаточно ограничены (с учетом затрат на дополнительное легирование). Дальнейшее совершенствование структуры возможно с помощью технологических воздействий (снижение тепловложения при сварке и др.).

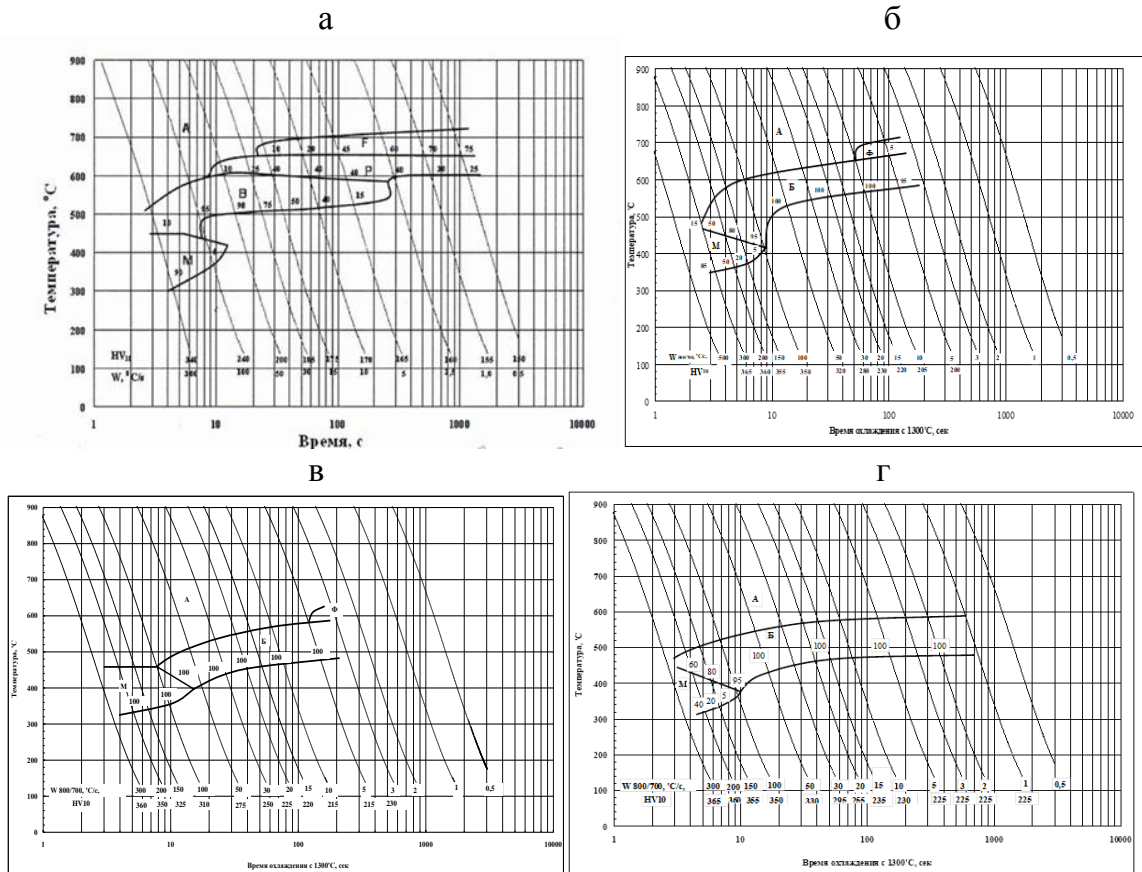


Рисунок 2.54 – Кинетика превращения аустенита в имитированной зоне термического влияния при сварке: а) сталь 10Г2ФБ; б) сталь 07Г2НДФБ; в) сталь 06Г2НДБ; г) сталь 06Г2МНДБ.

2.3. Формирование структуры сварного соединения, выполненного высокочастотной сваркой

Все исследователи выделяют следующие основные особенности сварного соединения ТВЧ: зону термического влияния в виде песочных часов, узкую обезуглероженную зону и изогнутые волокна металла [128, 129].

Исследованию процесса высокочастотной сварки и механизму формирования сварного соединения значительное внимание уделяют в Японии [21, 31,130-134], включая моделирование процессов особенно в части удаления окислов, формирующихся при нагреве кромок свариваемого металла, в грат. В работе [17] сделан вывод о том, что весьма важным параметром является скорость осадки. Математическое моделирование процесса осадки показало, что, в случае, когда скорость осадки меньше оптимальной, расплавленная сталь успевает закристаллизоваться до полного удаления оксидов в грат.

Целью настоящего раздела работы являлось рассмотрение ряда особенностей процесса высокочастотной сварки труб с точки зрения формирования структуры сварного соединения, а именно: исходной структуры ЗТВ вблизи линии сплавления в состоянии после сварки; выбора режима локальной термической обработки сварного соединения (ЛТО) для улучшения его микроструктуры; однородности микроструктуры по толщине стенки трубы; формирования структуры в сварном соединении труб из сталей с повышенным содержанием углерода и марганца и др.

Приведены результаты исследования структуры и свойств сварных соединений труб, произведённых сваркой ТВЧ в трубоэлектросварочных цехах АО «ВМЗ».

В сварном соединении трубы $\varnothing 325 \times 8$ мм из стали 09Г2С в ЗТВ непосредственно после сварки (без термообработки) сформировалась характерная для сварки ТВЧ макроструктура, напоминающая по форме «песочные часы» (рис. 2.54 а). ЗТВ сварного ТВЧ соединения формально не отличается по участкам от ЗТВ сварного соединения полученного электродуговых способом сварки (исключение составляет наличие при сварке ТВЧ обезуглероженной зоны в плоскости сплавления) и включает в себя: линию сплавления (ЛС); участок перегрева (крупного зерна); зону полной и частичной перекристаллизации; зону или отпуска. В ЗТВ наблюдали неоднородное распределение микротвердости (рис. 2.54б). Вблизи ЛС сварного соединения наблюдали обезуглероженную зону шириной 100–150 мкм (рис. 2.54а) и соответствующее снижение микротвердости металла на профиле распределения в направлении перпендикулярном линии сплавления (рис. 2.55), что связано с формированием в этой узкой области менее прочных структурных составляющих по сравнению с более удалёнными от линии сплавления участками.

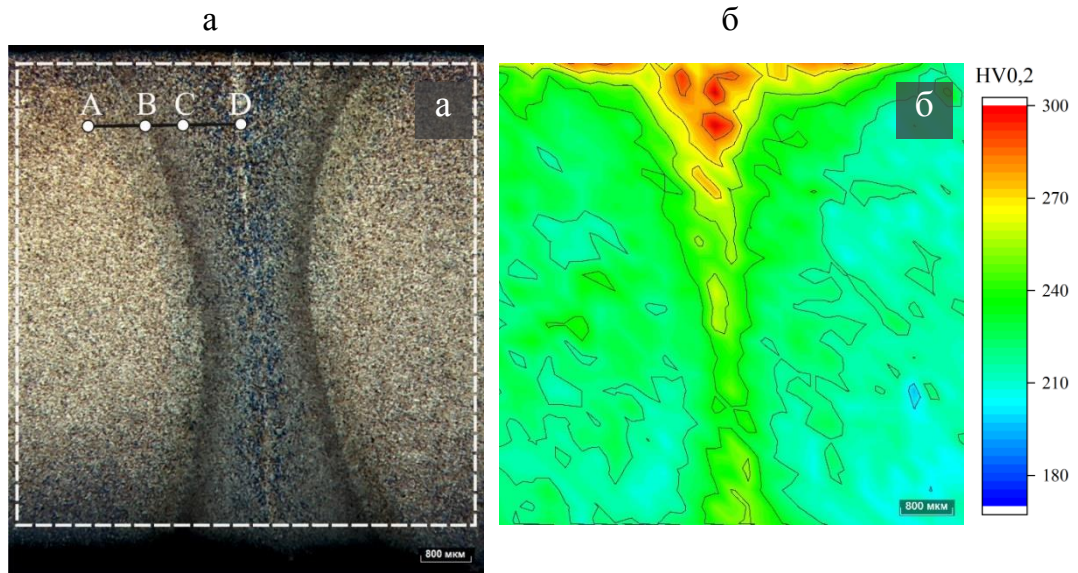


Рисунок 2.54 – Макроструктура (а) и карта распределения микротвёрдости (б) в районе сварного соединения трубы $\text{Ø}325 \times 8$ мм из стали 09Г2С: АВ – зона отпуска (ЗО); ВС и CD – зоны частичной и полной перекристаллизации при сварочном нагреве, соответственно; D – обезуглероженная зона рядом с линией сплавления; белая пунктирная линия - границы области измерения твёрдости.

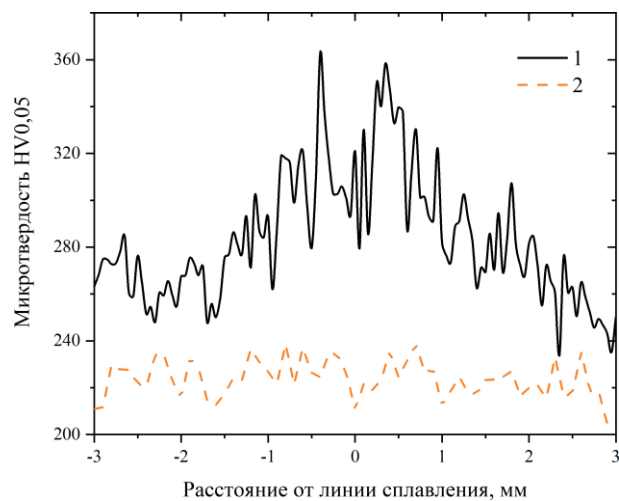


Рисунок 2.55 – Распределение микротвёрдости в сварном соединении на расстоянии около 0,5 мм от наружной поверхности трубы $\text{Ø}325 \times 8$ мм из стали 09Г2С: 1 – состояние после сварки; 2 – после сварки и дополнительной ЛТО (закалка от 980 °С и отпуск при 780 °С).

Невысокая микротвёрдость обезуглероженной зоны вблизи ЛС связана с образованием после сварочного нагрева микроструктуры, преимущественно состоящей из крупнозернистого феррита квазиполигональной морфологии и видманштеттова феррита. По границам зёрен феррита наблюдали вторичные выделения пластинчатой и глобулярной формы, которые, вероятно, являются мартенсито-аустенитной составляющей (МА-составляющей) (рис. 2.56).

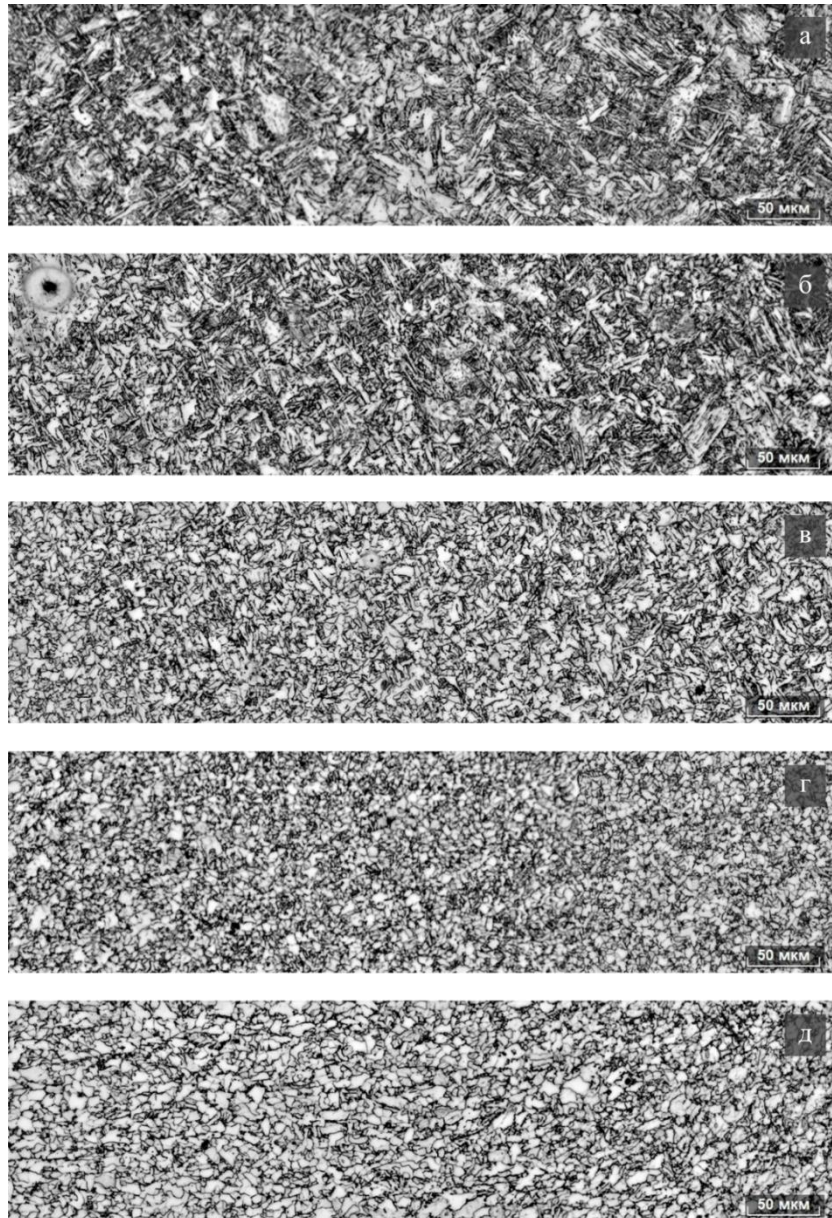


Рисунок 2.56 – Микроструктура различных участков ЗТВ сварного соединения состоянии после сварки на глубине ~ 1 мм от наружной поверхности трубы $\text{Ø}325 \times 8$ мм из стали 09Г2С. На рисунке (а) ЛС СС расположена по центру, ниже приведены микроструктуры, для которых левый край верхнего изображения соответствует правому краю последующего нижнего снимка: а) область ЛС; б) зона перегрева; в) зона полной перекристаллизации; г) зона частичной перекристаллизации; д) зона отпуска.

Формирование квазиполигонального феррита происходило по границам крупных зёрен аустенита на ранних стадиях превращения. Далее при более низких температурах аустенит превращался с образованием видманштеттового феррита. Грубые иглообразные зерна видманштеттова феррита, закономерно-ориентированные относительно исходной кристаллической решётки аустенита, зарождались и росли в основном от межфазной границы

между уже сформировавшейся α -фазы и непревращённого аустенита. Низкое содержание углерода металла в области линии сплавления сварного соединения (обезуглероженная зона) способствовало протеканию полиморфного $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения при более высоких температурах. В этом случае условия превращения включали большую скорость роста ферритных кристаллов и относительно низкую скорость их зарождения. Это приводило к формированию после сварочного нагрева крупных зёрен квазиполигонального феррита и широких кристаллов (игл) видманштеттового феррита.

Вне пределов обезуглероженной зоны на расстоянии более 80 мкм в обе стороны от линии сплавления наблюдали уменьшение количества квазиполигонального, видманштеттового феррита и формирование микроструктуры, преимущественно состоящей из верхнего бейнита (рис. 2.56), что обуславливает заметный рост твёрдости (рис. 2.54 а; рис. 2.55). Формирование возле ЛС сварного соединения микроструктурных составляющих: квазиполигональный, видманштеттовый феррит, реечный бейнит является характерным признаком превращения крупнозернистой аустенитной структуры при ускоренном охлаждении для низкоуглеродистых сталей. Образование большого по размерам аустенитного зерна рядом с ЛС сварного соединения обусловлено нагревом до высоких температур (>1200 °С), возможно, что осадка (деформация) свариваемых кромок трубы при высоких температурах, также способствует росту зерна аустенита.

По мере удаления от ЛС в зоне полной перекристаллизации металла наблюдается уменьшение размеров бывшего аустенитного зерна, что вызывало уменьшение в микроструктуре ЗТВ доли бейнитной составляющей, привело к росту объёмной доли феррита и изменению его морфологии от квазиполигональной видманштеттовой до полигональной (рис. 2.56). Такие изменения в микроструктуре сварного соединения привели к существенному снижению микротвёрдости (рис. 2.54а; рис. 2.55). В области отпуска ЗТВ, заметных изменений микроструктуры по сравнению с основным металлом трубы не наблюдали, а микроструктура состояла из феррита и перлита.

Исследования близкой по составу низкоуглеродистой низколегированной стали типа 06Г2Б показали формирование вблизи линии сплавления достаточно крупного зерна аустенита и грубой структуры промежуточного типа (рис.2.57).

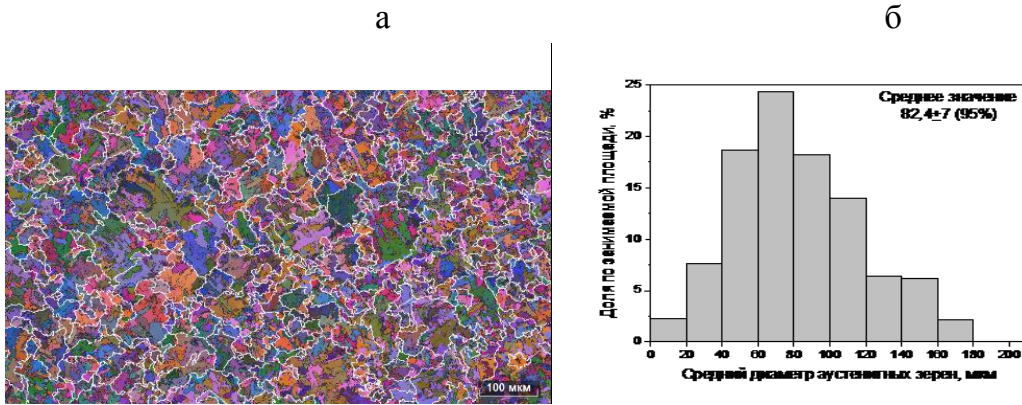


Рисунок 2.57 - Реконструкция границ аустенитных зерен вблизи линии сплавления (а), распределение зерен аустенита по размерам (б). Труба $\text{Ø}426 \times 11$ мм из стали типа 06Г2Б.

Неблагоприятным фактором для ударной вязкости и хладостойкости сварного соединения является формирование в околошовной зоне после высокочастотной сварки грубоигольчатой структуры, которая в зависимости от химического состава стали может быть представлена видманштеттовым ферритом, бейнитом и мартенситом, а в сталях с повышенным содержанием углерода и марганца твердость шва в зоне перегрева и полной перекристаллизации существенно выше, что говорит о формировании мартенсита. (ср. рис.2.55 и 2.58).

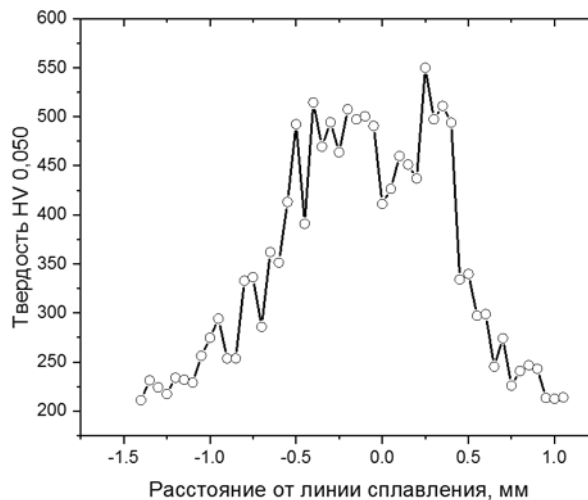


Рисунок 2.58 - Распределение твердости в направлении перпендикулярном линии сплавления сварных швов на расстоянии около 1 мм от наружной поверхности труб $\text{Ø}60 \times 5$ мм из стали типа 26Г1.

Для более детального изучения особенностей макроструктуры, микроструктуры и микротекстуры подготовлены поперечные металлографические образцы в области сварных соединений ТВЧ:

- Сталь 09Г2С в состоянии после сварки ТВЧ без термообработки.
- Сталь 09Г2С в состоянии после локальной термообработки - нормализации 980°C .

- Сталь 09Г2С в состоянии после локальной термообработки - закалки с 980°C и отпуска 700°C
- Сталь 05ХГБ из трубы с толщиной стенки 8 мм в состоянии после локальной термообработки – закалки 920 °С с отпуском 810 °С
- Сталь 05ХГБ из трубы с толщиной стенки 8 мм в состоянии после объемной термообработки – высокого отпуска 680 °С
- Сталь 05ХГБ из трубы с толщиной стенки 12 мм в состоянии после локальной термообработки – закалки 920 °С с отпуском 810 °С
- Сталь 05ХГБ из трубы с толщиной стенки 12 мм в состоянии после объемной термообработки – высокого отпуска 680 °С

Изучение макроструктуры и микроструктуры проводили методами оптической микроскопии, растровой электронной микроскопии с применением рентгеноспектрального микроанализа и методом ДОРЭ.

Поскольку известно, что скол металлов с ОЦК решеткой происходит по кристаллографическим плоскостям $\{001\}$, за «кристаллографическое» зерно или потенциальные места фасеток скола принимали кластеры зерен с плоскостями скола, разориентация которых в смежных областях не превышала 20° , ориентированные параллельно плоскости нанесения надреза. Подобный подход предложен в работах [135-137]. Исходя из этого за основу была принята система координат сварного шва ТВЧ ($\varphi_1 = 0^\circ$, $\Phi = 90^\circ$ и $\varphi_2 = 90^\circ$). При этом карты потенциальных фасеток скола строились относительно оси Z.

На рис. 2.59 представлена макроструктура сварного шва ТВЧ трубы $\text{Ø}325 \times 7,7$ мм из стали 09Г2С в исходном состоянии без термической обработки после травления ниталем. На поперечном сечении сварного шва ТВЧ можно выделить характерные области: (I) область линии сплавления; (II) область термического воздействия сварки ТВЧ в виде «песочных часов»; (III) более светлая область кромки зоны термического влияния, или область термомеханического воздействия; (IV) область основного металла.

На рис. 2.60 приведено изображение макроструктуры в области линии сплавления в середине стенки трубы. Линия сплавления (I) шириной 100-120 мкм отчетливо выявляется по более светлой ферритной крупнозернистой микроструктуре. Расстояние от линии сплавления до края области термического воздействия сварки ТВЧ в сердцевине по толщине трубы (II) составляет 700-800 мкм. Внутри этой области в стали 09Г2С выявляются два участка: (1) крупнозернистая ферритно-бейнитная область, примыкающая к линии сплавления, шириной 150-200 мкм; (2) ферритно-карбидная область шириной 300-400 мкм. Зона термомеханического влияния (III) располагается на расстоянии 1 мм от линии сплавления и выявляется по более светлой области в микроструктуре. На расстоянии 2 мм от линии сплавления в случае сварного

соединения ТВЧ стали 09Г2С в исходном состоянии располагалась область основного металла. В стали 09Г2С после локальной термической обработки и в стали 05ХГБ после локальной термической обработки на расстоянии 2 мм от линии сплавления располагался основной металл в области термического влияния локальной термической обработки.

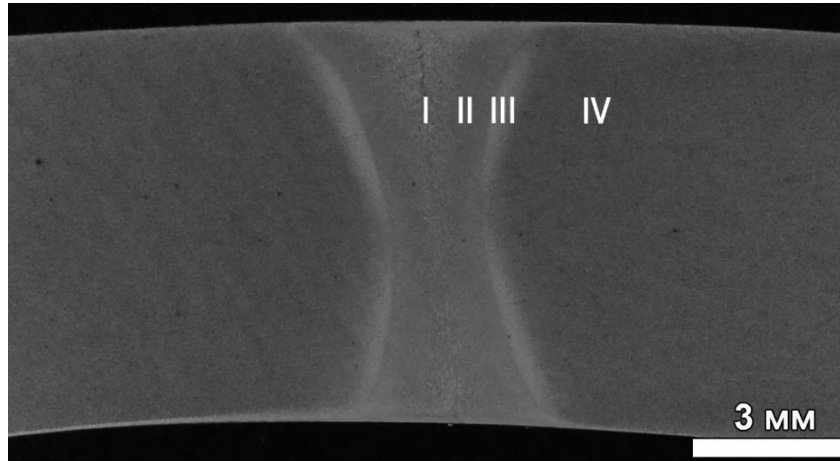


Рисунок 2.59 -. Сварное соединение ТВЧ. Исходное состояние без термообработки. Поперечная плоскость. Макро $\times 1$. ОМ. Сталь 09Г2С.

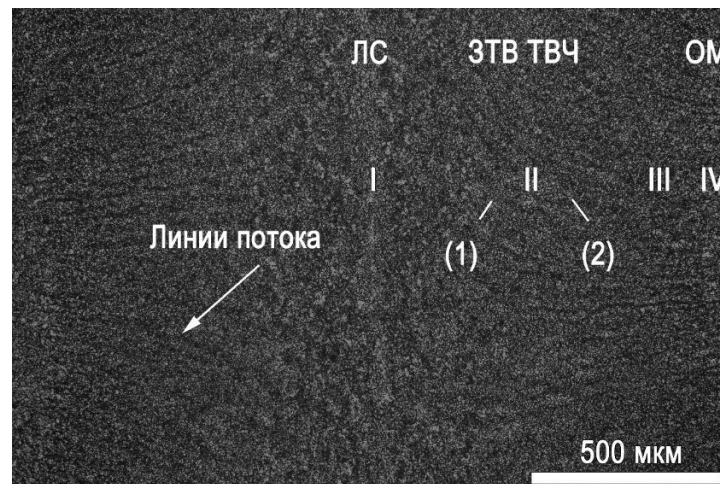


Рисунок 2.60 – Сварное соединение ТВЧ. Область сердцевины трубы. Исходное состояние без термообработки. Поперечная плоскость. $\times 12,5$. ОМ. Сталь 09Г2С.

На рис. 2.61 приведены карты ДОРЭ микроструктуры в области линии сплавления сварного соединения ТВЧ в исходном состоянии после сварки и после различных видов локальной термообработки.

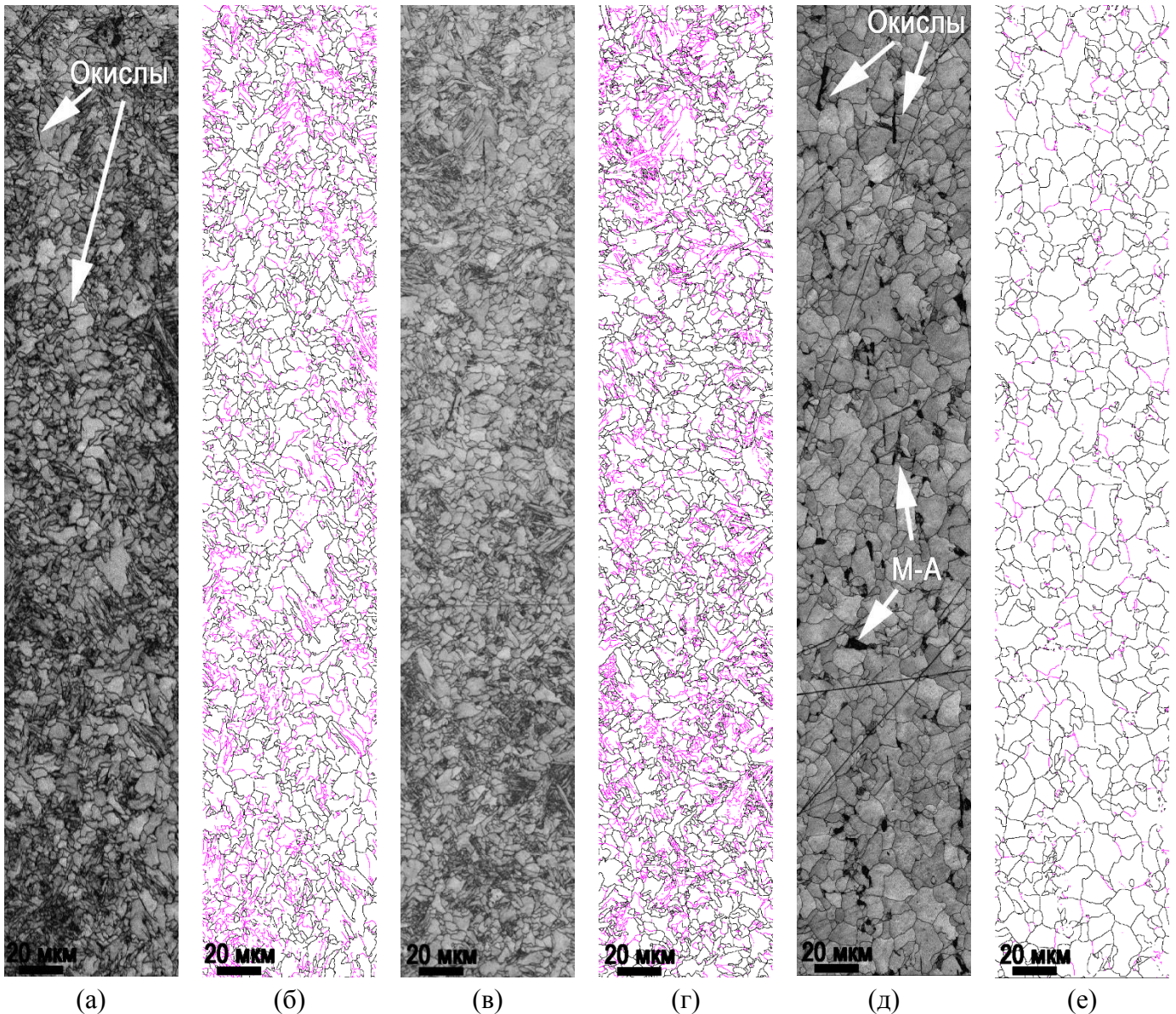


Рисунок 2.61 – Микроструктура в области линии сплавления в сердцевине трубы (по толщине). Сталь 09Г2С.: а, б – без ЛТО, в, г – после ЛТО заковки с отпуском, д, е – после нормализации. а, в, д – карты качества картин Кичуци Band Slope, б, г, е – ВУГ– черные, МУГ – фуксия. ДОРЭ.

Вблизи линии сплавления в результате сварки ТВЧ формируется обезуглероженная область, о чем свидетельствует образование крупнозернистой ферритной микроструктуры. Непосредственно прилегающая область микроструктуры к линии сплавления после сварки состоит из смеси бейнита и феррита. Применение локальной термической обработки заковки с отпуском в обезуглероженной области линии сплавления приводит к незначительному измельчению зерен. Большая степень измельчения микроструктуры наблюдается в смежной с линией сплавления области, при этом микроструктура остается бейнитно-ферритной. Нормализация от 980° незначительно укрупняет ферритную микроструктуру в области линии

сплавления и более существенно в смежной с линией сплавления области. Повторный нагрев при нормализации приводит к выделению МА - составляющей, рис. 2.61д. Идентификация МА - составляющей в выбранном режиме съемки ДОРЭ карт возможна по большой степени искажения кристаллической решетки по признаку низких значений параметра качества Кикучи картин Band Slope. Как и грубые полигональные выделения МА - составляющей, окислы на картах Band Slope проявляются как темные области, однако имеют вытянутую вдоль линии сплавления форму, рис. 2.61а, д. Выделения МА -составляющей имеют средние размеры 3,5 мкм в диаметре. Наиболее крупные частицы МА могут достигать 5 мкм. МА составляющая расположена в области линии сплавления хаотично и не имеет преимущественной ориентации частиц. В смежных с линией сплавления областях микроструктуры после локальной нормализации вместо ферритно-бейнитной формируется ферритно-карбидная микроструктура.

В процессе формирования сварного соединения ТВЧ происходит окисление кромок металла, что приводит к формированию тонких вытянутых окисных пленок сварочного происхождения с повышенным содержанием Si и Mn, рис. 2.62. Размер по длинной стороне большинства окислов составляет 20-40 мкм.

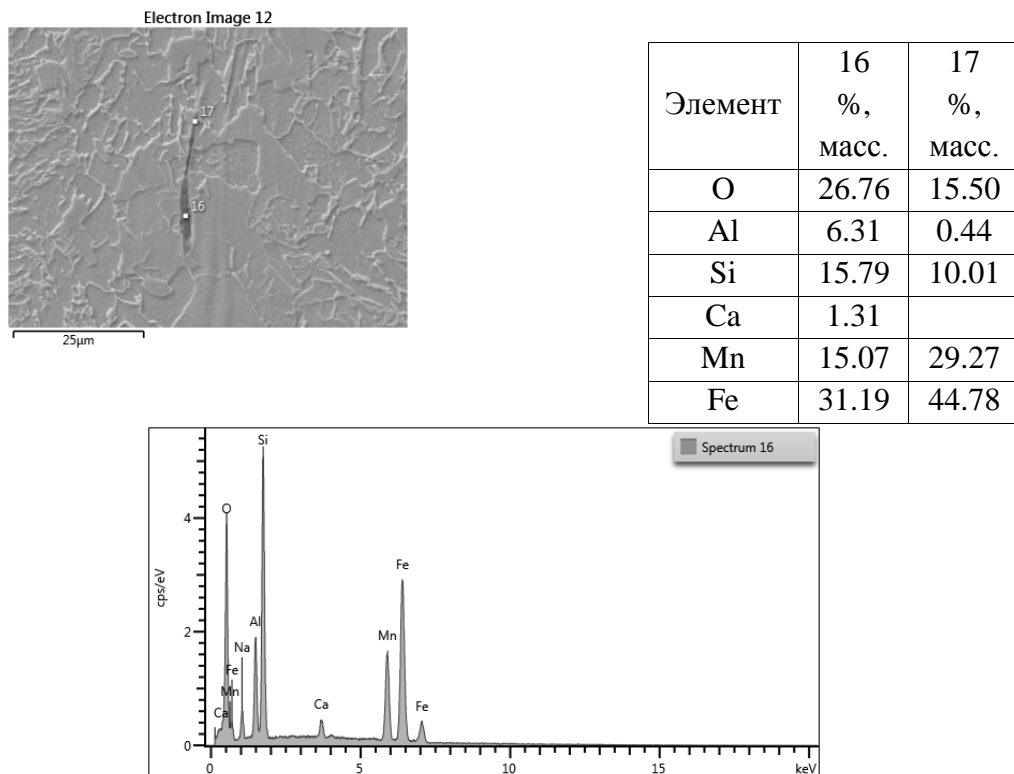


Рисунок 2.62 – Оксидное включение сварочного происхождения. Сталь 09Г2С. Сварное соединение ТВЧ. Исходное состояние без термообработки. Труба Ø325×7,7 мм. РСМА.

Однако, в металле могут наблюдаться и скопления окислов, рис. 2.63.

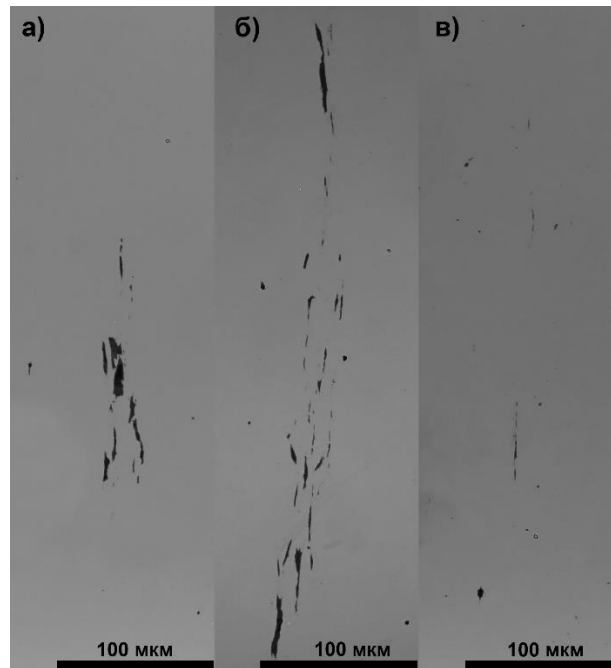


Рисунок 2.63 – Скопления окислов в области линии сплавления. ОМ. Травление пикралем: (а, б) сталь 09Г2С, труба $\text{Ø}325 \times 7,7$ мм, (в) сталь 05ХГБ, труба $\text{Ø} 426 \times 12$ мм.

В процессе сварки ТВЧ под действием сжимающих напряжений (осадки) и нагрева токами ТВЧ при попадании сферических неметаллических включений из основного металла в область линии сплавления происходит их частичное расплавление и деформация. Результатом этого является формирование линзовидных неметаллических включений сложного строения Mg-Al-Si-O-Ca-S, рис. 2.64, 2.65.

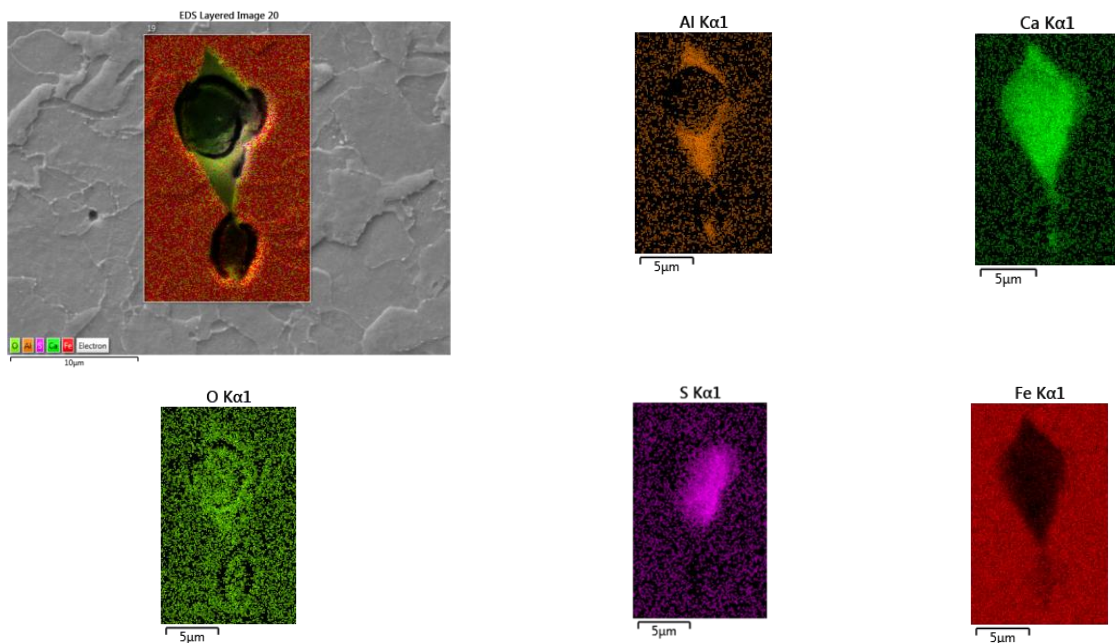
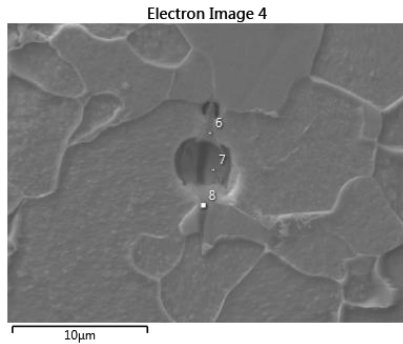


Рисунок 2.64 – Линзовидное неметаллическое включение. Сталь 05ХГБ. Локальная термическая обработка закалка и отпуск. РСМА.



Элемент	6 %, масс.	7 %, масс.	8 %, масс.
O	22.10	1.54	19.61
Mg	4.69	0.24	2.67
Al	17.41	0.93	14.86
Si	1.28	0.66	1.18
S	0.53		0.47
Ca	13.62	0.53	13.19
Mn	0.56	0.98	0.74
Fe	39.81	95.12	47.18
Cu			0.10
Total	100.00	100.00	100.00

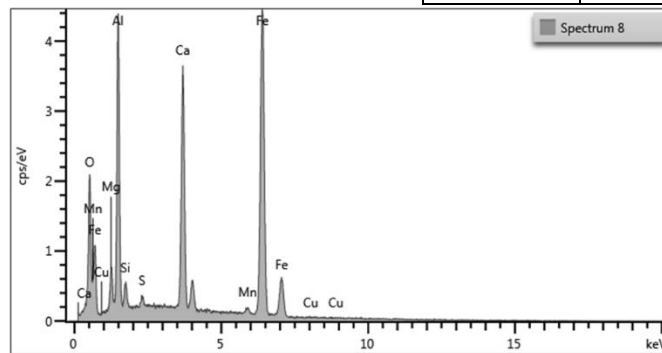


Рисунок 2.65 – Линзовидное неметаллическое включение. Сталь 09Г2С.

Локальная термическая обработка - нормализация. РСМА.

Размеры самых крупных линзовидных включений достигали 30 мкм по длинной стороне как в стали 09Г2С, так и в стали 05ХГБ. В других областях сварного соединения образования деформированных неметаллических включений не наблюдалось.

На рис. 2.66 представлена микроструктура на расстоянии 1 мм от линии сплавления сварного соединения ТВЧ в исходном состоянии.

На расстоянии 1 мм от линии сплавления (линия сплавления справа) вблизи кромки зоны термического влияния сварного шва ТВЧ расположена зона термомеханического влияния шириной 200-300 мкм. Характерной особенностью микроструктуры зоны термомеханического влияния является значительный рост плотности малоугловых границ и снижение плотности высокоугловых границ. При этом наблюдается переход от ферритно-перлитной микроструктуры в зоне термического воздействия сварки ТВЧ к ферритно-карбидной структуре основного металла. Образование зоны термомеханического влияния обусловлено взаимодействием поля сжимающих напряжений и области термического воздействия при сварке ТВЧ. Фактически, наблюдаются процессы полигонизации.

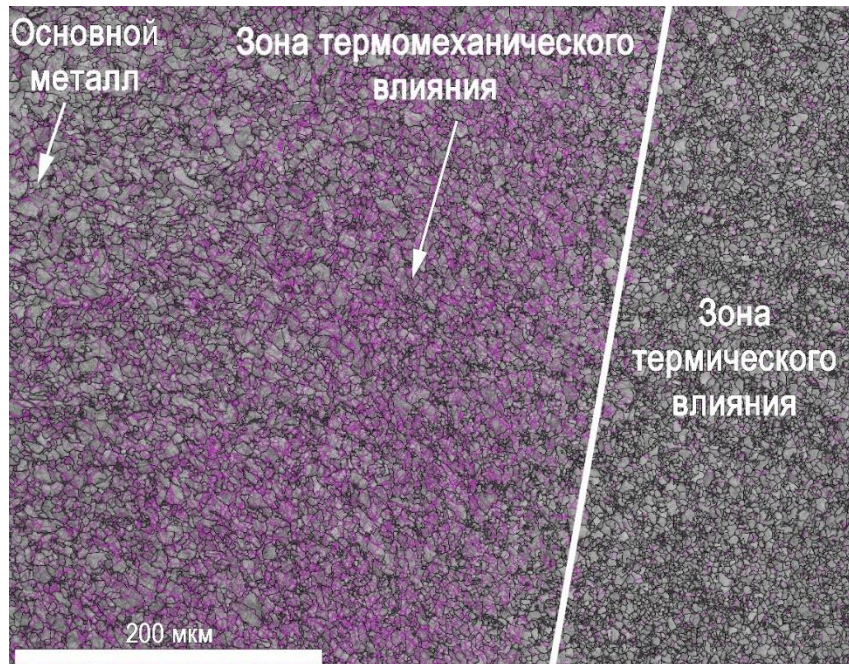


Рисунок 2.66 – Микроструктура в области 1 мм от линии сплавления в сердцевине трубы (по толщине). Сталь 09Г2С в состоянии после сварки. Карта качества картин Кикучи Band Slope с наложенными границами зерен. ВУГ – черные, МУГ – фуксия. ДОРЭ.

На рис. 2.67 приведена микроструктура на расстоянии 1 мм от ЛС после локальной термической обработки.

Локальная термическая обработка устраняет зону термомеханического влияния. За счет процессов возврата (отдыха) при нагреве происходит снижение плотности малоугловых границ и их более однородное перераспределение внутри области термического влияния локальной термической обработки. Микроструктура на расстоянии 2 мм от линии сплавления в состоянии после сварки практически не отличается от микроструктуры основного металла. При этом наблюдается несколько повышенное содержание малоугловых границ.

Область, расположенная на удалении 2 мм от линии сплавления, попадает в зону ЛТО (рис. 2.68).

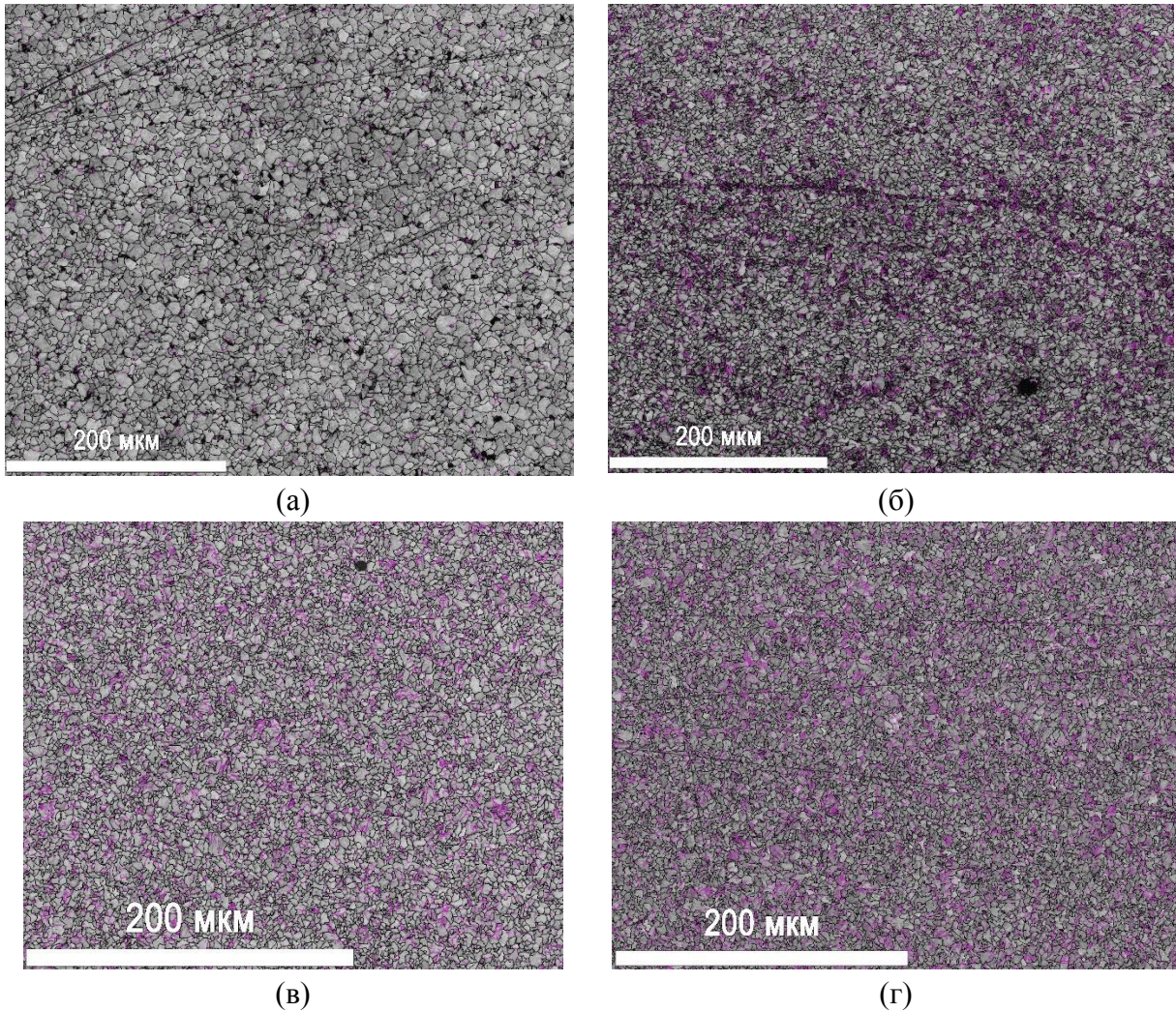


Рисунок 2.67 – Микроструктура на расстоянии 1 мм от ЛС. а – сталь 09Г2С ЛТО – нормализация; б – сталь 09Г2С ЛТО – закалка и отпуск, в – Сталь 05ХГБ (8 мм) после ЛТО закалки с отпуском, г – Сталь 05ХГБ (12 мм) после ЛТО закалки с отпуском; а, в – карта качества картин Кикучи Band Slope, б, г – карты границ зерен. $>15^\circ$ (ВУГ) – черные, $2-15^\circ$ (МУГ) – фуксия.

Локальная термическая обработка приводит к формированию более однородной, чем в основном металле микроструктуры. Нормализация при 980°C повышает размер зерен и снижает количество малоугловых границ (рис. 2.68а). Закалка с отпуском измельчает размер зерен и повышает количество малоугловых границ (рис. 2.68 б, в, г).

В основном металле стали 09Г2С (на значительном удалении от линии сплавления) наблюдается ферритно-перлитная крупнозернистая микроструктура (рис. 2.69 а). Основной металл стали 05ХГБ как трубы с толщиной стенки 8 мм, так и 12 мм имеет мелкозернистую ферритно-карбидную микроструктуру, содержащую локальные области продуктов промежуточного превращения (рис. 2.69 б, в). Объемная термическая обработка высокой температурой приводит к их распаду и формированию более однородной структуры (рис. 2.69 б, в, г).

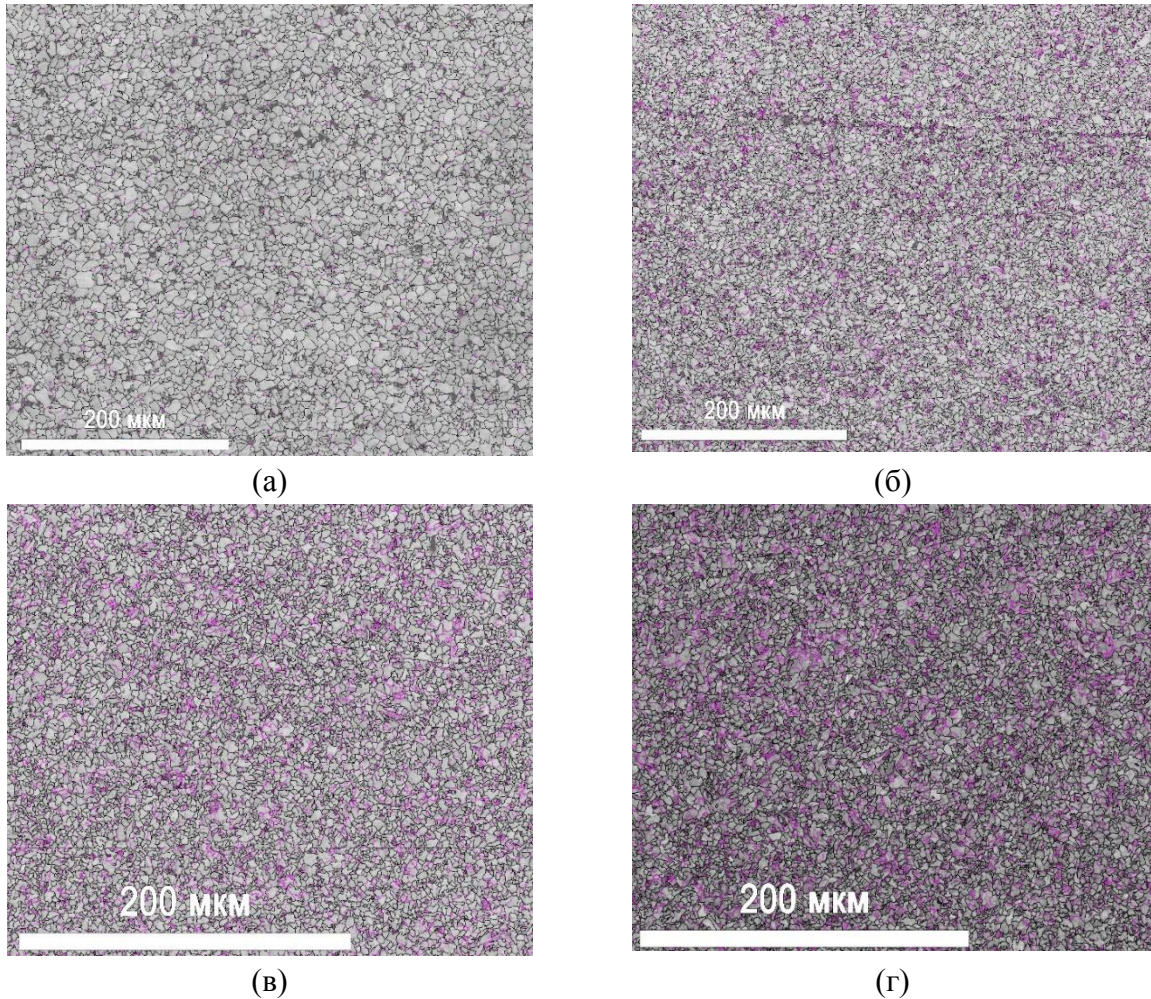


Рисунок 2.68 - Микроструктура в области 2 мм от линии сплавления. (а) - сталь 09Г2С ЛТО нормализация; (б) – Сталь 09Г2С после ЛТО закалки с отпуском; (в) сталь 05ХГБ после ЛТО закалки с отпуском толщина стенки 8 мм; (г) сталь 05ХГБ после ЛТО закалки с отпуском толщина стенки 12 мм. Карта качества картин Кикучи Band Slope с наложенными границами зерен. Высокоугловые границы $>15^\circ$ – черные, $2-15^\circ$ – фуксия. ДОРЭ.

В микроструктуре основного металла присутствуют сферические неметаллические включения – модифицированные La и Ce, комплексные продукты раскисления сложного химического состава Mg-Al-Si-O-Ca-S. Наблюдались 2 фракции неметаллических включений: размерами < 1 мкм и размерами 2-7 мкм (рис. 2.70, 2.71). Более крупные неметаллические включения имели сложное строение: На выделившемся при высоких температурах преимущественно состоящем из оксида алюминия включении в процессе охлаждения нарастает пленка из сульфида кальция. Попадание таких включений в область линии сплавления приводит к их деформации.

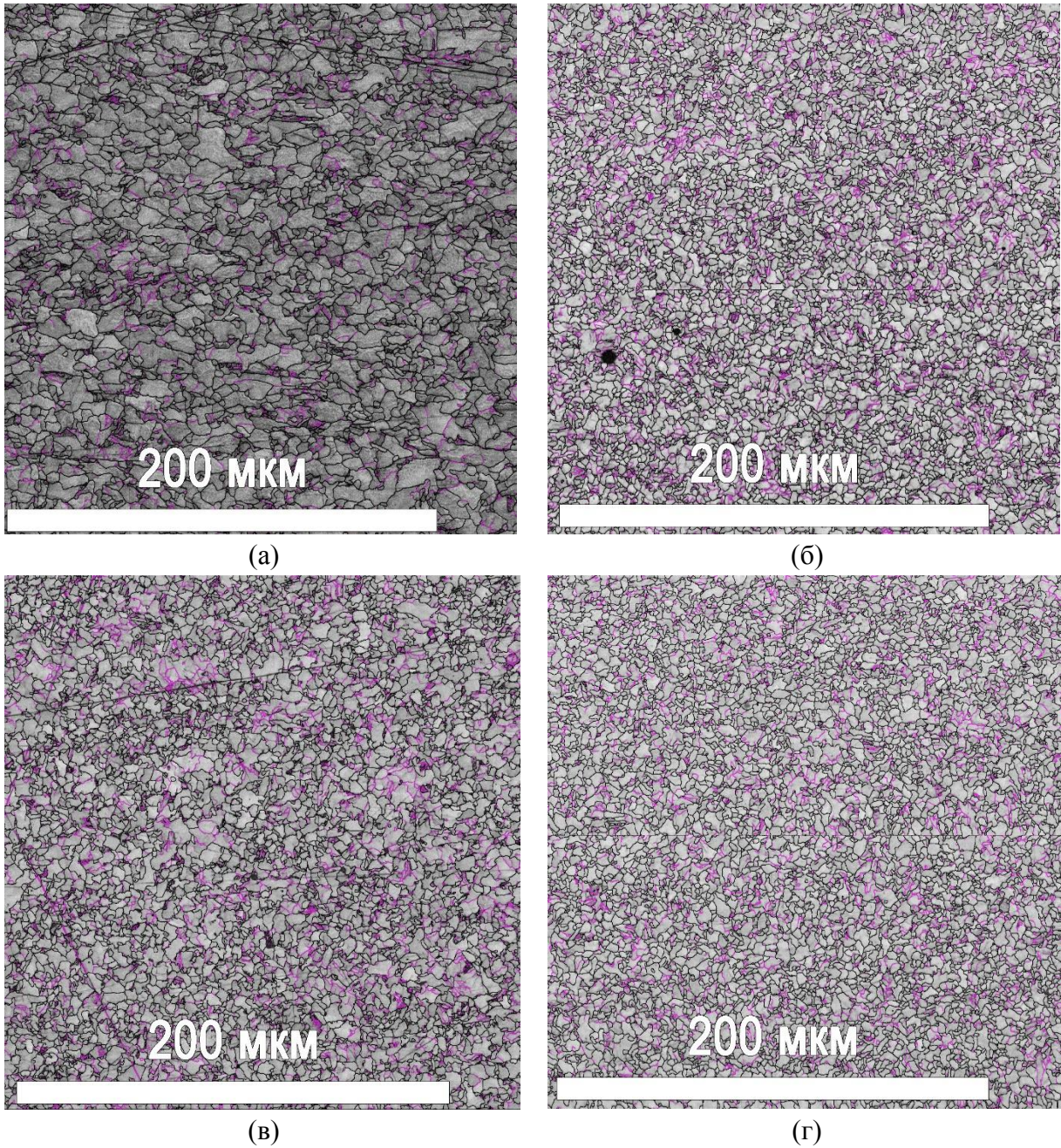
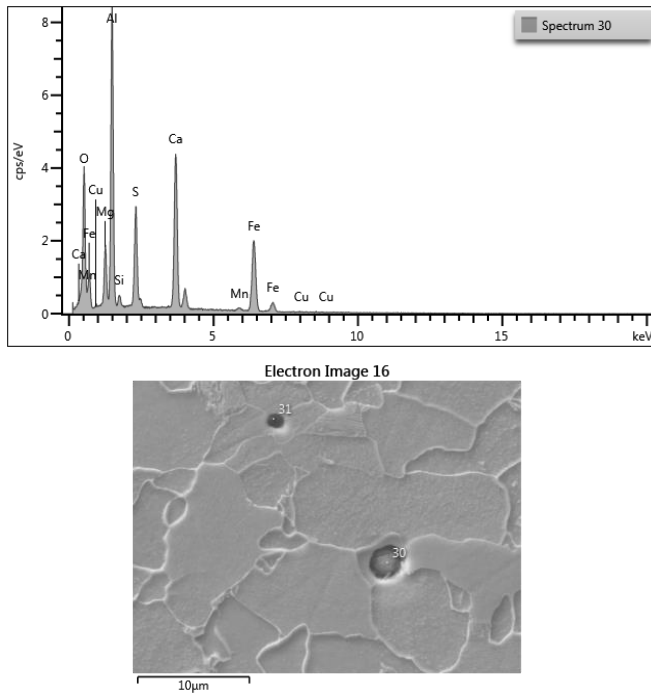
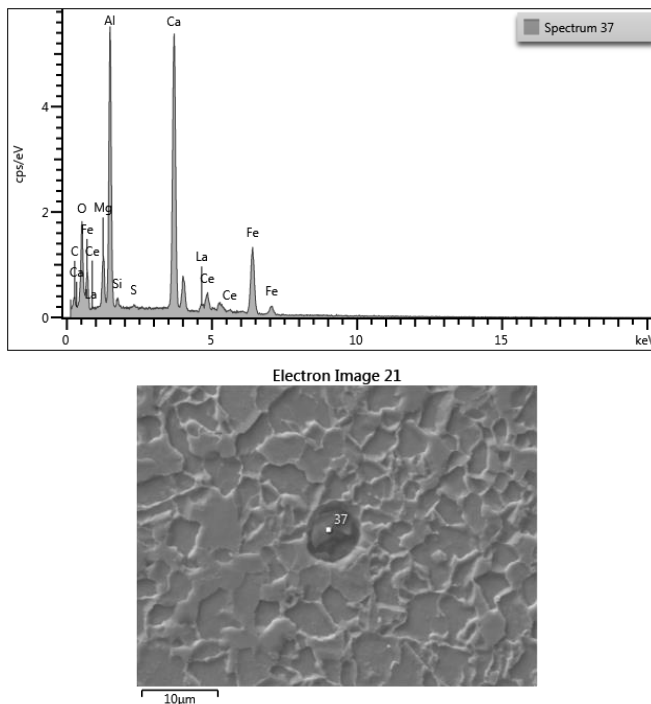


Рисунок 2.69 - Микроструктура в области основного металла. (а) - сталь 09Г2С в состоянии после сварки; (б) – сталь 05ХГБ 8 мм; (в) сталь 05ХГБ 12 мм; (г) сталь 05ХГБ 8 мм после ОТО высокого отпуска. Карта качества картин Кикучи Band Slope с наложенными границами зерен. Высокоугловые границы $>15^\circ$ – черные, $2-15^\circ$ – фуксия.



Элемент	30 %, масс.	31 %, масс.
O	35.43	4.22
Mg	4.52	0.90
Al	19.80	7.03
Si	0.81	0.21
S	6.82	
Ca	14.28	0.26
Mn	0.54	1.31
Fe	17.75	85.95
Cu	0.05	0.12
Total	100.00	100.00

Рисунок 2.70 – Сферическое неметаллическое включение – продукт раскисления. Сталь 09Г2С. Основной металл. РСМА.



Элемент	%, масс.
C	4.92
O	26.16
Mg	3.98
Al	18.13
Si	0.58
S	0.15
Ca	22.70
Fe	14.80
La	2.34
Ce	6.23
Total	100.00

Рисунок 2.71 – Сферическое неметаллическое включение – комплексный продукт раскисления. Сталь 05ХГБ. Основной металл. Толщина стенки трубы 8 мм. ЛТО - закалка и отпуск. РСМА.

Сравнение основных характеристик микроструктуры трубы $\varnothing 325 \times 7,7$ мм из стали 09Г2С (после сварки, ЛТО нормализации и ЛТО 3+0), и труб $\varnothing 426 \times 8$ мм и $\varnothing 426 \times 12$ мм из стали 05ХГБ в состоянии после локальной термической обработки (закалки и отпуска), приведены на рис. 2.72 и 2.73. При анализе микроструктуры оценка характеристик проводилась в областях линии сплавления 0 мм, 0,5 мм от линии сплавления, 1 мм от линии сплавления, 2 мм от линии сплавления и в удаленной области основного металла (4 мм – условная величина, принятая для более удобной визуализации на графиках).

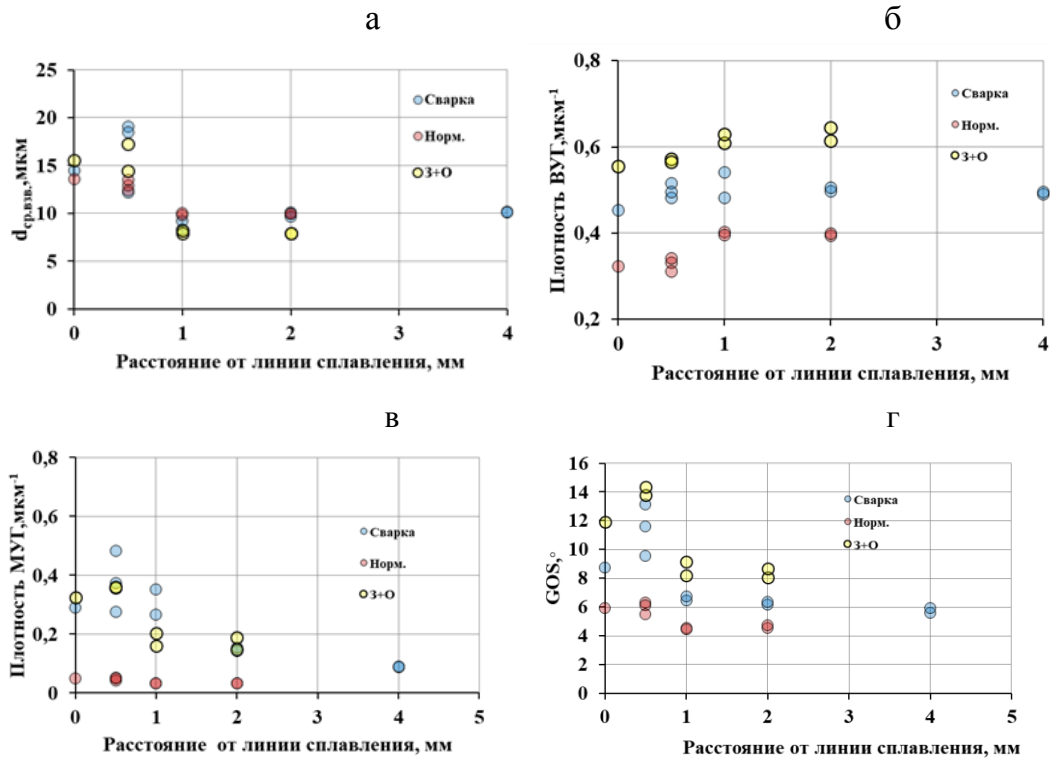


Рисунок 2.72 – Основные характеристики микроструктуры в зависимости от расстояния от линии сплавления: а) средневзвешенный размер зерна α -фазы; б) плотность ВУГ; в) плотность МУГ; г) параметр рассеяния ориентации внутри зерен (GOS). Сталь 09Г2С. ДОРЭ.

Ниже приведены особенности формирования микроструктуры в зависимости от толщины стенки трубы, вида термической обработки для стали 05ХГБ и в зависимости от вида термической обработки для стали 09Г2С.

В состоянии после сварки с приближением к линии сплавления возрастает размер зерен, плотность малоугловых границ зерен и параметр рассеяния ориентации внутри зерен (GOS), отражающий искаженность кристаллической решетки (рис. 2.72). Рассеяние ориентаций внутри зерен показывает среднее значение отклонения ориентации каждой точки внутри зерна от средней ориентации зерна. Чем выше параметр GOS, тем больше напряженность зерна и тем больше оно содержит дислокаций и малоугловых границ.

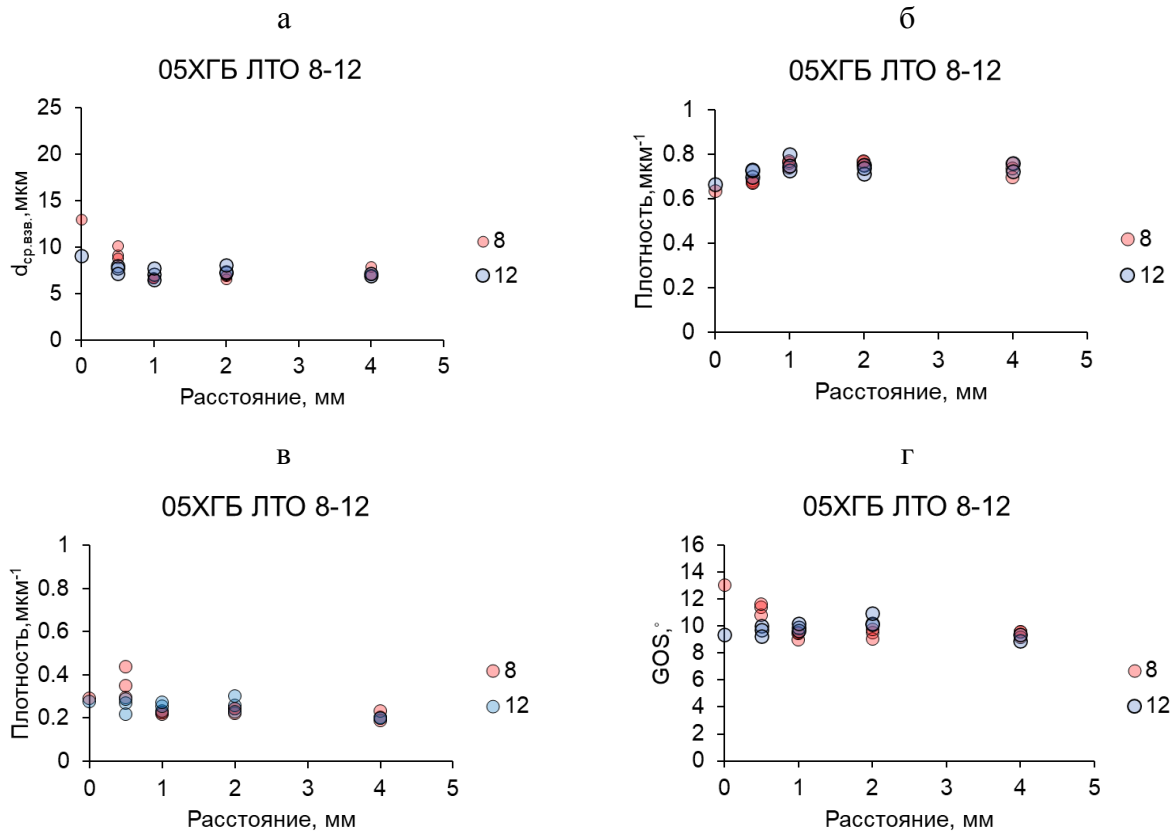


Рисунок 2.73 – Основные характеристики микроструктуры в зависимости от расстояния от линии сплавления. а) средневзвешенный размер зерна α -фазы; б) плотность ВУГ; в) плотность МУГ; г) параметр рассеяния ориентации внутри зерен (GOS). 8 и 12 – толщина стенки трубы, мм. Сталь 05XГБ. ДОРЭ.

Плотность высокоугловых границ в зависимости от удаленности от линии сплавления изменяется слабо. Нормализация при 980° приводит к росту размера зерен как в области сварного шва ТВЧ, так и на удалении от него. Происходит снижение плотности высокоугловых границ, плотности малоугловых границ, а также снижается напряженность микроструктуры, о чем свидетельствует снижение параметра GOS.

Закалка с отпуском действует в обратном направлении. Происходит измельчение микроструктуры, повышение плотности высокоугловых границ зерен, увеличение параметра GOS как в сварном шве ТВЧ, так и на удалении от него. В то же время закалка с отпуском не оказывает особого влияния на плотность малоугловых границ в области сварного шва ТВЧ. Это обусловлено формированием бейнитной составляющей в микроструктуре как после сварки, так и после закалки с отпуском.

Средний взвешенный по площади эквивалентный диаметр зерен в сварном соединении ТВЧ труб из стали 05XГБ в области линии сплавления и примыкающей к ней области больше для трубы со стенкой 8 мм (рис. 2.73). Плотность высокоугловых границ на расстояниях 0-1 мм

от линии сплавления выше в трубе с толщиной стенки 12 мм. Плотность малоугловых границ зерен в области 0-0,5 мм выше в трубе со стенкой 8 мм. Напряженность микроструктуры (GOS) в пределах 0-0,5 мкм больше в трубе со стенкой 8 мм, а на расстояниях 1 мм, 2 мм и в ОМ больше в трубе со стенкой 12 мм.

Объемная термическая обработка (высокий отпуск) слабо влияет на характеристики микроструктуры в основном металле и сварном шве с толщиной стенки трубы 8 мм. Значения размера зерен, плотности высокоугловых границ, плотности малоугловых границ и параметра GOS на удалении $>0,5$ мм от линии сплавления после объемной термообработки высокого отпуска оставались практически неизменными. Непосредственно в области линии сплавления наблюдалось некоторое падение размера зерен, а также параметра GOS. Для основного металла и сварного шва ТВЧ трубы с толщиной стенки 12 мм объемная термическая обработка приводит к повышению размера зерен, плотность высокоугловых границ снижается, плотность малоугловых границ снижается, а параметр GOS практически остается на том же уровне.

Характерной особенностью сварного соединения ТВЧ является образование в зоне термического влияния «линий потока» («изгиба волокон» металла) под действием сварочных деформации и нагрева. В процессе сварки ТВЧ в пределах 1 мм от линии сплавления происходит разворот плоскости прокатки основного металла, достигающий 90° по отношению к внешней и внутренней поверхностям трубы. В смежных с линией сплавления областях разворот линий потока составляет $70-90^\circ$ (рис. 2.74а). В области кромки зоны термического влияния разворот линий потока составляют $5-30^\circ$. Применение промышленных режимов термической обработки не приводит к устранению линий потока (рис. 2.74).

Изгиб волокон сохраняется независимо от вида локальной, либо объемной термической обработки как в стали 05ХГБ, так и в стали 09Г2С. ЛТО - нормализация приводит к формированию однородной ферритно-карбидной микроструктуры. Различить характерные участки микроструктуры становится практически невозможно. Однако, следы линий потока сохраняются по проявлениям феритно-перлитной полосчатости. Локальная термическая обработка – закалка с отпуском приводит к формированию мелкозернистой ферритно-бейнитной микроструктуры. Как и в случае нормализации сохраняются следы наиболее выраженных линий потока. Различить их становится возможным по формированию полос мелкозернистого реечного бейнита (рис. 2.75).

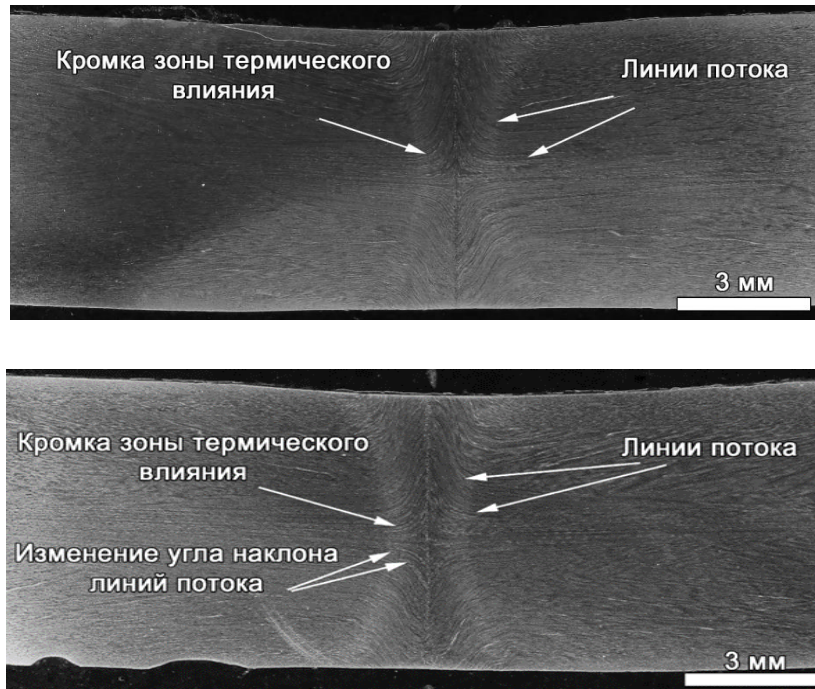


Рисунок 2.74 - Сварной соединение ТВЧ трубы из стали 05XГБ: а) ЛТО (3+0); б) ЛТО + ОТО (высокий отпуск). Травление подогретым водным раствором пикриновой кислоты. Поперечная плоскость. Макро $\times 1$. ОМ.

В областях, примыкающих к внутренней и внешней поверхностям трубы линии потока при приближении к линии сплавления второй раз меняют угол наклона по отношению к горизонтали (плоскости прокатки или внешней, внутренней поверхностям трубы), приближаясь к 0° . По-видимому, такой характер изменения угла наклона линий потока в приповерхностных областях приводит к формированию менее склонной к образованию скола микроструктуры. Трещине в таком случае труднее пересекать чередующиеся ликвационные полосы. В металле сварного соединения ТВЧ присутствуют как минимум два типа кристаллографической текстуры: текстура прокатки (и превращения) и текстура деформации при сварке ТВЧ (осадке). Обе текстуры содержат несколько компонентов, однако наибольший интерес с точки зрения склонности к хрупкому разрушению представляет компонента $\{001\}$, ответственная за скол. Мерой склонности к сколу служат места потенциальных фасеток скола, которые также называют кристаллографическим размером зерна или кластерами плоскостей $\{001\}$ [315]. Исходя из этих представлений, за размер кристаллографического зерна принимался кластер зерен в микроструктуре, плоскости скола $\{001\}$ в котором имели близкие ориентации. Критическое значение ориентации для идентификации кристаллографического кластера составляло 20° .

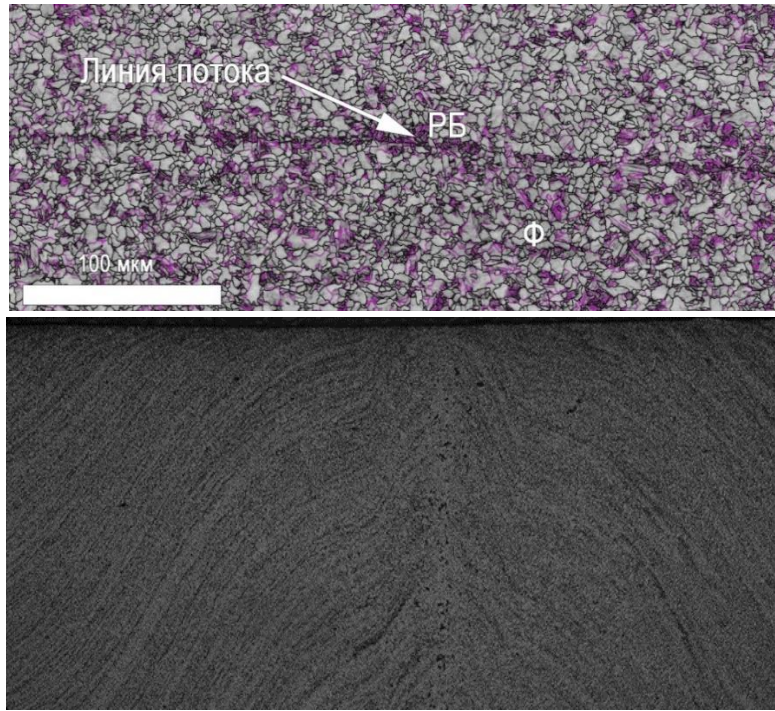


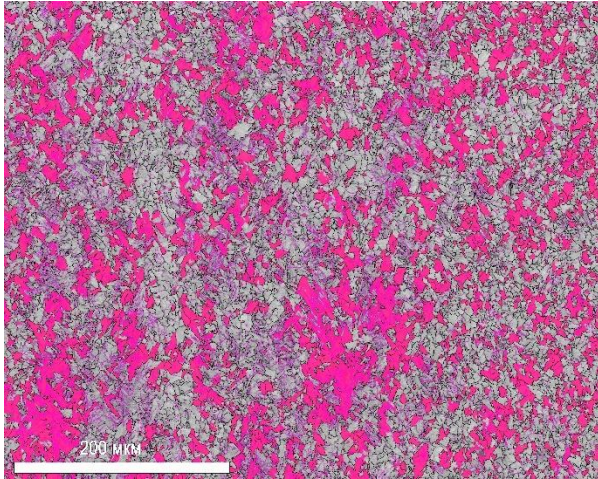
Рисунок 2.75 – а) Сталь 09Г2С. ЛТО - закалка и отпуск. Карта качества картин Кикучи Band Slope с наложенными границами зерен. Высокоугловые границы $>15^\circ$ – черные, $2-15^\circ$ – фуксия. ДОРЭ. б) Сталь 05ХГБ. ЛТО - закалка и отпуск. Травление подогретым водным раствором пикриновой кислоты. Поперечная плоскость. $\times 12,5$. ОМ.

Построение ориентационных карт и зависимостей осуществлялось, опираясь на физический смысл определяемых характеристик. Нанесение надреза при испытаниях на ударный изгиб происходило в плоскости сварного соединения ТВЧ, в которой и проявлялись пиковые значения текстурного компонента $\{001\}$. За основу была принята система координат, при которой исходная система координат вырезанного в поперечном сечении металлографического шлифа поворачивалась на углы Эйлера $\varphi_1 = 0^\circ$, $\Phi = 90^\circ$ и $\varphi_2 = 90^\circ$. При этом карты потенциальных фасеток скола строились относительно оси Z.

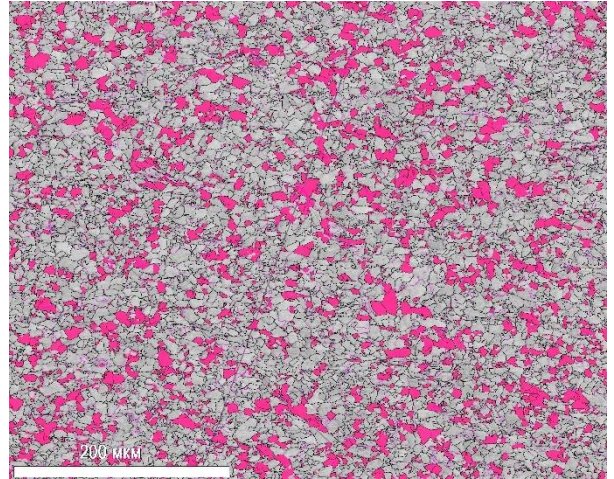
На рис. 2.76 приведены карты потенциальных фасеток скола для сталей 09Г2С и 05ХГБ в области сварного шва ТВЧ и в области основного металла. По сравнению с основным металлом в области линии сплавления и в смежной с ней области сварного шва ТВЧ наблюдается существенное увеличение объемной доли и размера кристаллографических кластеров $\{001\}$.

На рис. 2.77 представлена ориентационная карта потенциальных фасеток скола от линии сплавления до участка основного металла, отстоящего от ЛС на 2 мм в области, отстоящей на 2 мм от внутренней поверхности трубы по толщине. Объемная доля кристаллографических кластеров $\{001\}$ снижается по мере удаления от линии сплавления.

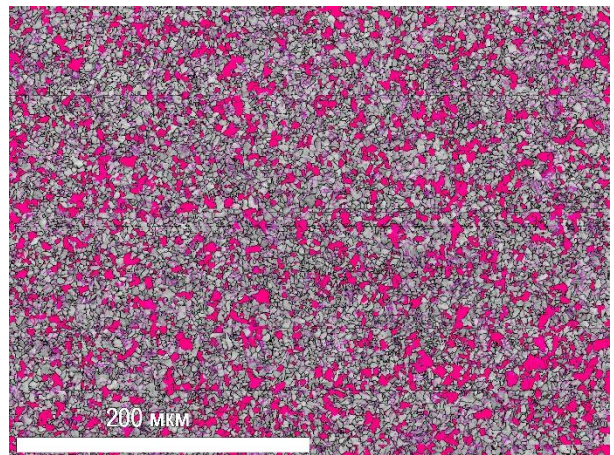
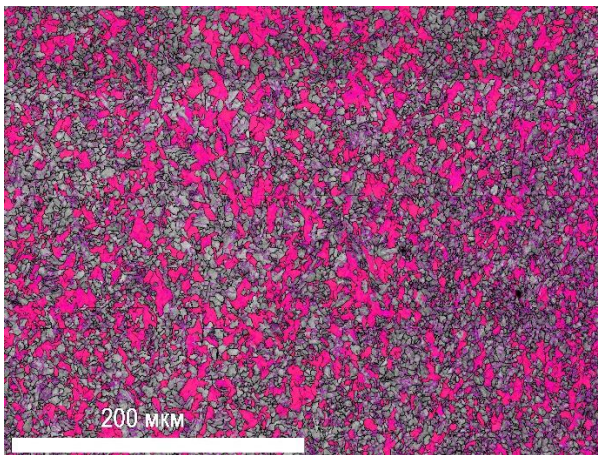
Сварное соединение ТВЧ



ОМ



09Г2С в состоянии после сварки



05ХГБ после ЛТО

Рисунок 2.76 – Ориентационные карты потенциальных фасеток скола {001} или кристаллографического зерна наложенные на карты качества картин Кикучи Band Slope и карты границ зерен. Высокоугловые границы $>15^\circ$ – черные, $2-15^\circ$ – фуксия. ДОРЭ.



Рисунок 2.77 – Ориентационные карты потенциальных фасеток скола {001} наложенные на карты качества картин Кикучи Band Slope и карты границ зерен. Высокоугловые границы $>15^\circ$ – черные, $2-15^\circ$ – фуксия. Сталь 09Г2С. 2 мм от внутренней поверхности трубы по толщине. ДОРЭ.

На рис. 2.78 приведены результаты количественной характеристики объемной доли потенциальных фасеток скола в зависимости от расстояния до линии сплавления для стали 09Г2С.

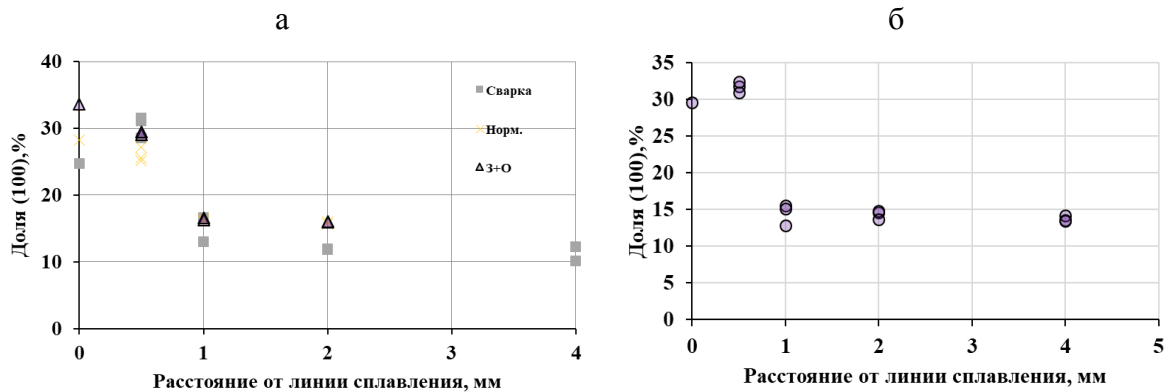


Рисунок 2.78 - Зависимость доли потенциальных мест фасеток скола от расстояния до линии сплавления: а) сталь 09Г2С; б) сталь 05ХГБ (толщина стенки 8 мм, ЛТО). ДОРЭ.

Пиковое значение доли кристаллографических кластеров $\{001\}$ наблюдается на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления, что связано с усилением текстурного компонента $\{001\}$ за счет бейнитного превращения.

В стали 09Г2С доля потенциальных фасеток скола в области линии сплавления и в прилегающей к ней области микроструктуры больше на 20% (абсолютных) (увеличивается практически в 3 раза), чем доля потенциальных фасеток скола на расстояниях 1 мм, 2 мм и в основном металле. Закалка с отпуском повышает долю потенциальных фасеток скола в области линии сплавления, в то время как нормализация – снижает. С приближением к расстоянию в 1 мм до линии сплавления доля потенциальных фасеток скола растет слабо, затем происходит скачкообразный рост.

В области линии сплавления и смежной области микроструктуры сварного соединения трубы $\varnothing 426 \times 8$ мм доля потенциальных фасеток скола по сравнению с основным металлом больше на 15-20 абсолютных % (в 2 раза) (рис. 2.78 б) и на 10-15 абсолютных % (в 1,7 раза) для толщины стенки 12 мм. При этом различия между трубами с толщиной стенки 8 и 12 мм составляют 5-7 абсолютных % (в трубе 8 мм доля больше), что справедливо как для состояния после локальной термической обработки, так и после объемной термической обработки.

На рис. 2.79 приведены зависимости средневзвешенного по площади размера кристаллографического кластера $\{001\}$ для стали 09Г2С и стали 05ХГБ в зависимости от толщины стенки трубы и вида термической обработки.

В стали 09Г2С (рис. 2,79 а, б) в области линии сплавления наблюдается образование более крупных кластеров $\{001\}$, чем на расстоянии 1- 2 мм и в основном металле. При этом образование кластеров максимального размера характерно для смежной с линией сплавления области микроструктуры. Это связано прежде всего с формированием крупных бейнитных зерен. Локальная термообработка позволяет измельчить кристаллографические кластеры во всех областях кроме линии сплавления.

В стали 05ХГБ наблюдаются аналогичные закономерности (рис. 2.79 в, г). Максимальные размеры кристаллографических кластеров выявляются в области линии сплавления и в смежной области микроструктуры. При этом из сравнения микроструктуры на удалении 2 мм от линии сплавления и в основном металле следует, что локальная термическая обработка приводит к измельчению кристаллографических кластеров максимального размера.

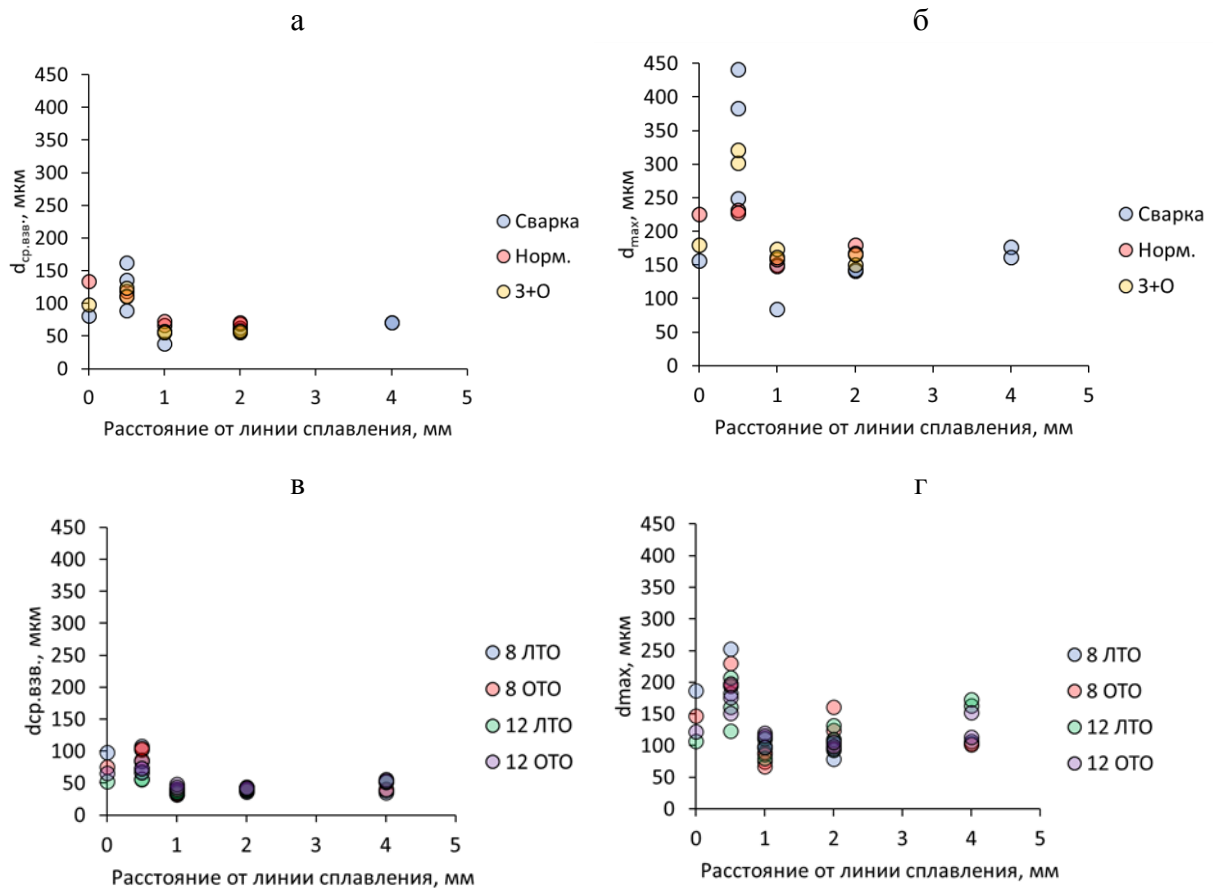


Рисунок 2.79 – Зависимость размеров кристаллографического кластера $\{001\}$ от расстояния до линии сплавления сварного соединения ТВЧ: а, б - сталь 09Г2С; в, г – сталь 05ХГБ. ДОРЭ.

В целом – сравнение максимальных размеров зерен феррита и кристаллографических кластеров показывает следующие результаты:

В стали 09Г2С:

- максимальный размер зерен феррита (по результатам ряда измерений) составляет: после сварки – 37-112 мкм; после ЛТО – 30-78 мкм;

- максимальный размер кристаллографических кластеров составляет: после сварки – 156-440 мкм; после ЛТО – 180-320 мкм.

В стали 05ХГБ: после ЛТО максимальный размер зерен феррита составляет 30-51 мкм, максимальный размер кристаллографических кластеров после ЛТО составляет 120-250 мкм.

Иными словами, максимальный размер потенциальных фасеток скола (который и определяет склонность к хрупкому разрушению) как минимум в 3-5 раз превышает максимальный размер зерен феррита. При этом этот размер потенциальных фасеток скола вполне соответствует выявленному при фразктграфических исследованиях размеру фактических фасеток скола.

Таким образом в области линии сплавления и в смежных с ней областях на расстоянии до 1 мм формируется более склонная к хрупкому разрушению микроструктура. С удалением от линии сплавления склонность к образованию скола снижается. Локальная термическая обработка несколько снижает вероятность образования скола за счет формирования более однородной структуры в зоне термического влияния локальной термической обработки, однако этого недостаточно для существенного повышения вязкости.

Результаты вычисления общей остроты текстуры в зависимости от удаленности от линии сплавления, состояния и толщины стенки для сталей 05ХГБ и 09Г2С приведены на рис. 2.80.

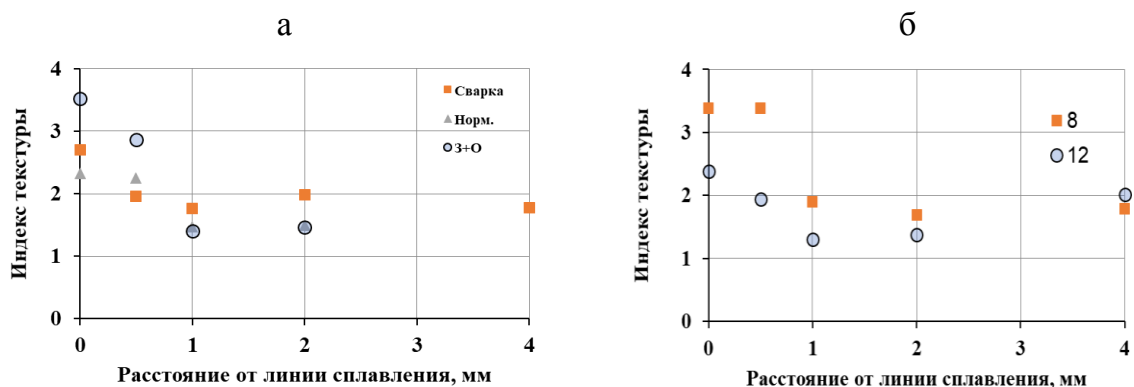


Рисунок 2.80 – Зависимость остроты текстуры от расстояния от линии сплавления:
а) сталь 09Г2С; б) сталь 05ХГБ (ЛТО).

В обеих сталях текстурированность микроструктуры возрастает с приближением к ЛС. В стали 09Г2С в области линии сплавления индекс текстуры возрастает после закалки с отпуском и снижается после нормализации. В стали 05ХГБ индекс текстуры больше в трубе со стенкой 8 мм, чем в трубе со стенкой 12 мм как в основном металле, так и в области линии сплавления как в случае локальной термообработки, так и в случае объемной термообработки.

Для улучшения микроструктуры и свойств металла ЗТВ после сварки ТВЧ в производственных условиях АО «ВМЗ» применяется локальная термообработка зоны СС. Нагрев металла при осуществлении ЛТО производится индукционным методом путем применения двух-четырёх модулей, состоящих из четырёх-восьми индукторов непрерывно-последовательным способом. Основная задача ЛТО – это снятие напряжений, повышение ударной вязкости и пластичности металла СС путем исправления неблагоприятной крупнозернистой структуры, полученной в процессе сварки ТВЧ.

При проведении нагрева металла индукционным способом существует опасность неоднородного его прогрева по толщине; иными словами – недостаточного нагрева с внутренней и/или перегрева с наружной поверхности трубы, поскольку нагрев осуществляется от наружной поверхности. Для оценки градиента температур по толщине и оптимизации режима ЛТО в работе применили метод математического моделирования процесса нагрева. Созданная конечно-элементная модель нагрева СС при ЛТО при тремя зонами индукторов построена с использованием программного продукта ANSYS Mechanical и позволяет рассчитывать распределение температур по углу и толщине стенки трубы (рис. 2.81).

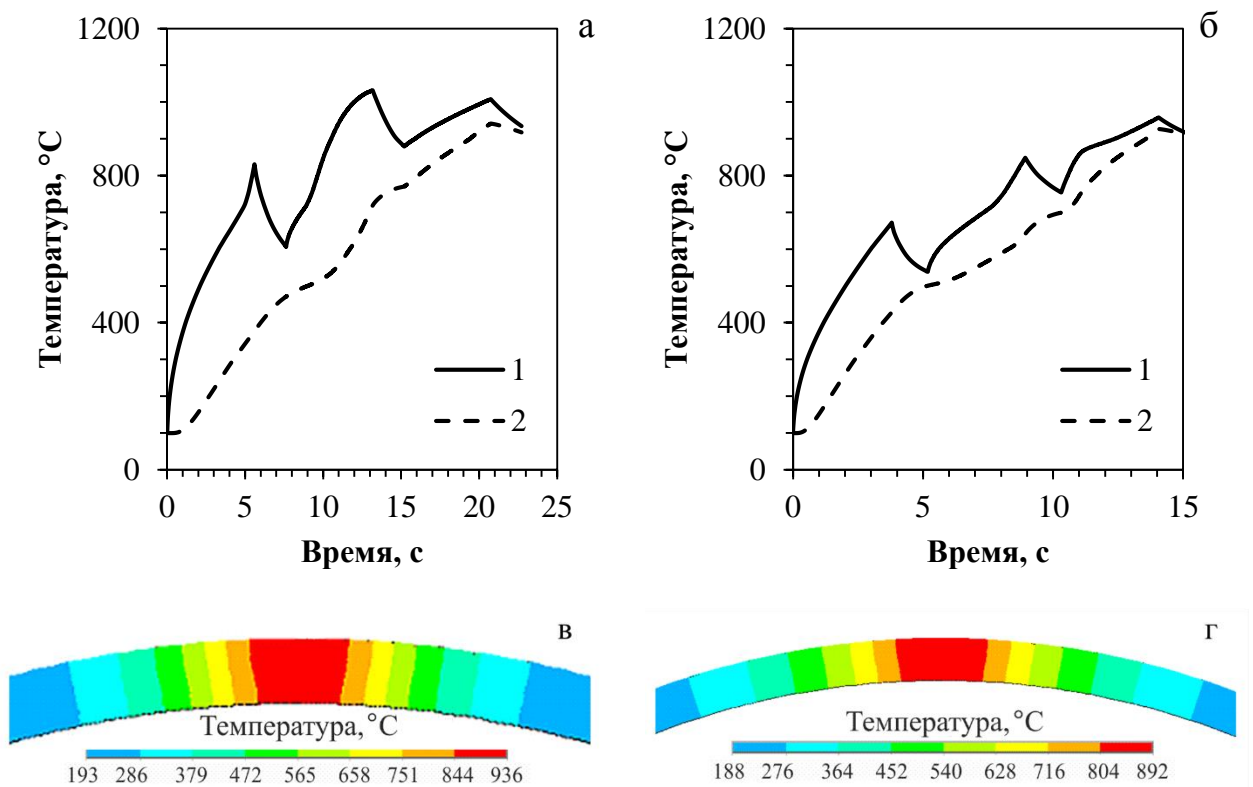


Рисунок 2.81 – Результаты расчёта нагрева наружной (1) и внутренней (2) поверхностей трубы (а, б) и температурное поле по толщине стенки и углу (в, г) при ЛТО с различными заданными температурами прогрева металла сварного соединения: а, в – труба $\text{Ø}426 \times 12$ мм; б, г – труба $\text{Ø}325 \times 8$ мм.

В качестве входных параметров конечно-элементной модели использовали: число индукторов, длину наружного прямолинейного индуктора, сечение и толщину стенки индукционного провода, длину воздушного промежутка между индукторами, размеры трубы, частоту и силу тока, воздушный зазор между индуктором и поверхностью трубы, скорость движения трубы при нагреве, физические свойства стали. Проведенные расчёты показали, что при моделировании ЛТО после завершения нагрева до температуры 1000 °С СС по центру зоны градиент температур между наружной и внутренней поверхностями трубы $\varnothing 425 \times 12$ мм (материал – сталь 09Г2С) при скорости сварки 24 м/мин составляет 68 °С (рис. 2.81а). При уменьшении толщины стенки трубы температурный градиент снижается: для трубы $\varnothing 325$ мм с толщиной стенки 8 мм при скорости движения трубы 36 м/мин после ЛТО с температурой нагрева металла до 960 °С расчётный градиент температур между наружной и внутренней поверхностями после нагрева третьей зоной индукторов не превышал 33 °С (рис. 2.81б). Использование разработанной конечно-элементной модели в комплексе с ранее созданной методикой определения температуры ЛТО [138] позволило оптимизировать параметры термообработки для всего размерного сортамента труб.

Полученные при помощи разработанной модели расчётные данные по температурным полям подтверждены исследованиями микроструктуры СС труб после различных режимов ЛТО.

Эксперименты в производственных условиях для труб $\varnothing 325 \times 8$ мм из стали 09Г2С показали:

- в сравнении с исходной микроструктурой СС, формирующейся после сварки, после ЛТО за счёт перекристаллизации металла наблюдали существенное измельчение структуры, повышение ее однородности и исчезновение структурных ЗТВ от сварочного разогрева, что подтверждается более равномерным распределении твёрдости в направлении, перпендикулярном ЛС (рис. 2.55, 2.82)

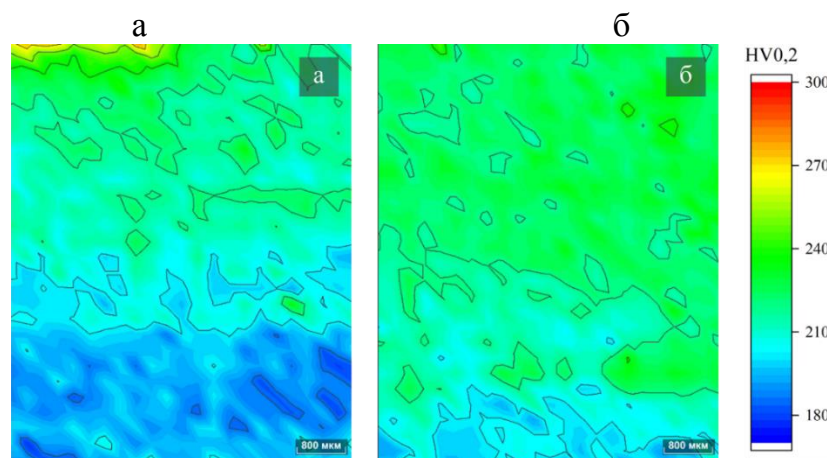


Рисунок 2.82 – Распределение микротвёрдости по центру сварных соединений по толщине стенки труб $\varnothing 325 \times 8$ мм из стали 09Г2С после ЛТО по различным режимам: а – нормализация от 980 °С; б – закалка от 980 °С с отпуском при 780 °С.

- распределение твёрдости по сечению стенки трубы более равномерное после ЛТО в виде заковки с высоким отпуском за счёт формирования более однородной микроструктуры (рис. 2.83) в сравнении с ЛТО по режиму нормализации (рис. 2.82);

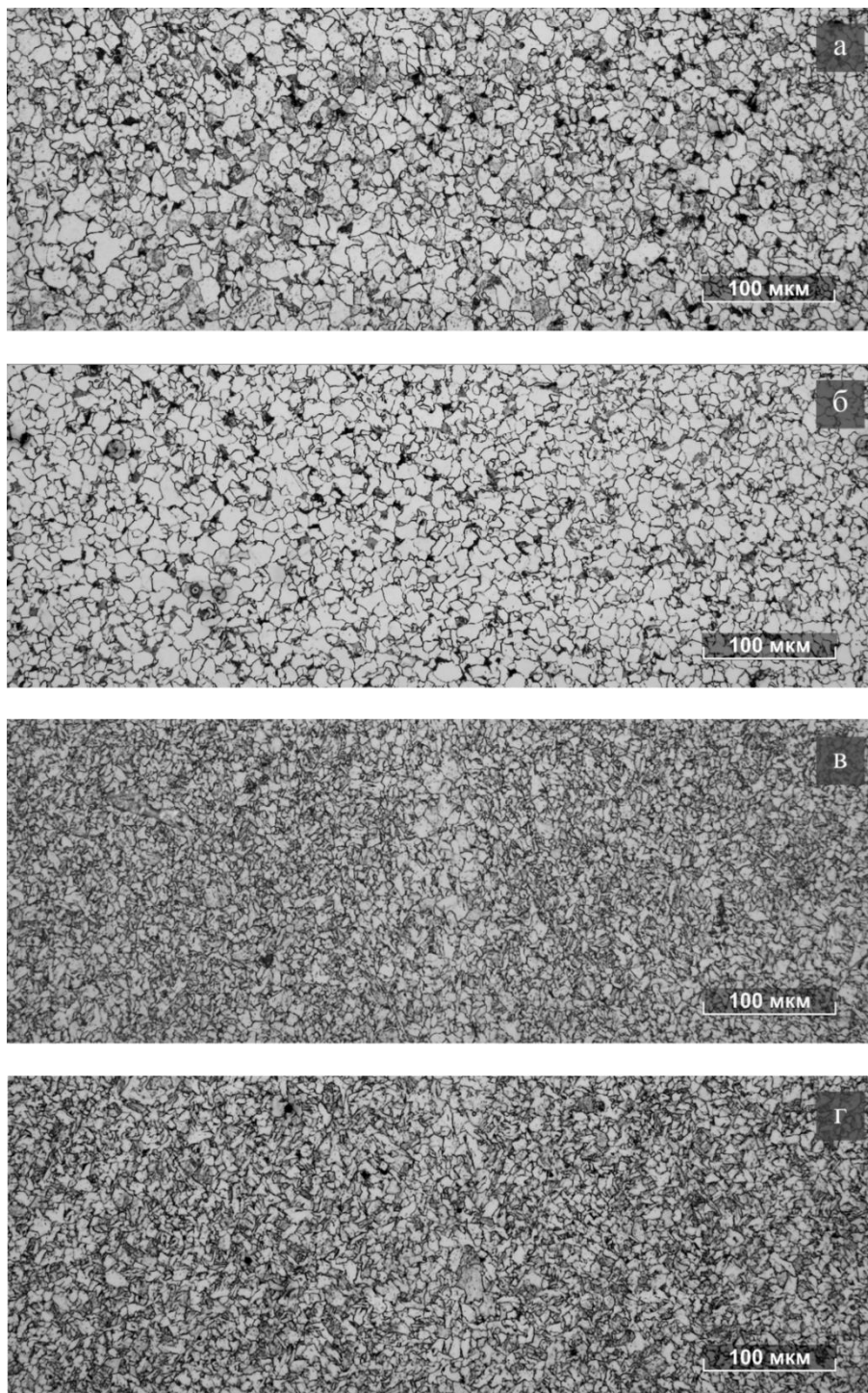


Рисунок 2.83 – Микроструктура по центру сварных соединений на глубине ~1 мм от наружной (а, в) и внутренней (б, г) поверхностей труб $\text{Ø}325 \times 8$ мм из стали 09Г2С, после ЛТО по различным режимам: а) нормализация от 980 °С; б) заковка от 980 °С с отпуском при 780 °С.

- повышенная твёрдость в зоне СС у наружной поверхности труб после ЛТО (рис. 2.82) обусловлена более высокими температурами нагрева и скоростями последующего охлаждения;
- вследствие температурного градиента по толщине трубы вблизи наружной поверхности трубы после нагрева при ЛТО под нормализацию формируется более крупнозернистая структура по сравнению с внутренней поверхностью трубы: средний по занимаемой площади размер зерна феррита составил 12,4 и 11,7 мкм на глубине около 1 мм от наружной и внутренней поверхностей трубы, соответственно (рис. 2.83 а, б).

Поскольку при сварке ТВЧ отсутствует сварочная ванна и присадочные материалы, то значительное влияние на результат (структуру и свойства сварного соединения) оказывает состав свариваемой стали. Здесь можно выделить четыре важных вопроса:

- влияние содержания углерода и легирующих элементов в стали на структуру СС;
- влияние чистоты стали по неметаллическим включениям на свойства и качество шва;
- влияние состава стали на процессы сегрегации и ликвационную неоднородность;
- влияние состава стали на тип оксидных фаз, формирующихся при сварке (склонность к формированию тугоплавких окислов).

Первый вопрос связан с устойчивостью аустенита свариваемой стали и возможностью формирования мартенситных структур повышенной твердости непосредственно после сварки. Важно правильно выбрать режим ЛТО, обеспечивающий формирование оптимальной структуры, снятие напряжений и равномерное распределение твердости.

Вопрос чистоты по НВ исходного металла решается правильным осуществлением внепечной обработки и непрерывной разливки стали, предотвращая формирование деформируемых неметаллических включений, строчечных включений и скоплений крупных включений, которые опасны в первую очередь в области термомеханического влияния (изогнутых волокон металла).

В случае производства труб из стали с повышенным содержанием углерода ($> 0,2\%$) и марганца отмечается повышенная склонность к ликвационной неоднородности проката, включая осевую и внеосевую ликвацию. В ликвационных областях формируется состав, который под действием термического цикла сварки ТВЧ способствует формированию участков мартенситной структуры повышенной твердости, что может привести к образованию трещин.

Очень важным является предотвращение формирования тугоплавких окислов, которые будет сложно удалить. Исследования показали [43, 139-144], что при сварке ТВЧ большое значение имеет соотношение $[Mn]/[Si]$ и содержание кремния в стали. При низком соотношении $[Mn]/[Si]$ (менее 2,5) в сварном соединении формируются тугоплавкие окислы, которые при осадке могут быть не полностью удалены в грат. При соотношении $[Mn]/[Si]$ более 3 образуются более легкоплавкие окислы [139, 144].

Исследования микроструктуры сварного соединения труб из среднеуглеродистой стали типа 30Г с исходной феррито-перлитной структурой показали, что после сварки труб в ликвационных зонах вследствие высокой скорости охлаждения могут сформироваться твёрдые закалочные структуры (мартенсит). Применение математического моделирования [145] для оценки параметров термических циклов сварки ТВЧ показало, что, например, скорость охлаждения на расстоянии 0,5 мм от линии сплавления и на глубине одной четверти толщины стенки трубы $\text{Ø}168 \times 8,9$ мм в интервале фазовых превращений может достигать $300 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$. Указанный результат справедлив при контактном способе подвода тока высокой частоты; при индукционном способе подвода – расстояние от точки нагрева до точки схождения кромок больше и скорость охлаждения, соответственно, меньше. Столь высокая скорость охлаждения достигается путем теплоотвода из небольшого нагретого объема металла в существенно более холодное тело всей трубы. При ЛТО по режиму нормализации сварное соединение после нагрева охлаждается со средней расчётной скоростью $\sim 5,5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$, что существенно выше обычной скорости охлаждения металла подобного сечения на воздухе при нормализации.

Эксперименты в промышленных условиях показали, что ЛТО по режиму нормализации металла сварных соединений труб из среднеуглеродистых сталей, не позволяет избежать формирования твердых структурных составляющих и в зоне сварного соединения после проведения такой термической обработки формируется существенно неоднородная волокнистая микроструктура, представляющая собой смесь чередующихся полос структурных составляющих: феррита, перлита, бейнита и мартенсита (рис. 2.84 а). Измерение микротвёрдости по методу Виккерса при нагрузке 0,05 кг показало, что твёрдость мартенсита в ликвационных зонах достигает значений $877 \text{ HV}_{0,05}$ в отличие от окружающей матрицы, микротвёрдость которой не превышала $280 \text{ HV}_{0,05}$ (рис. 2.84 б).

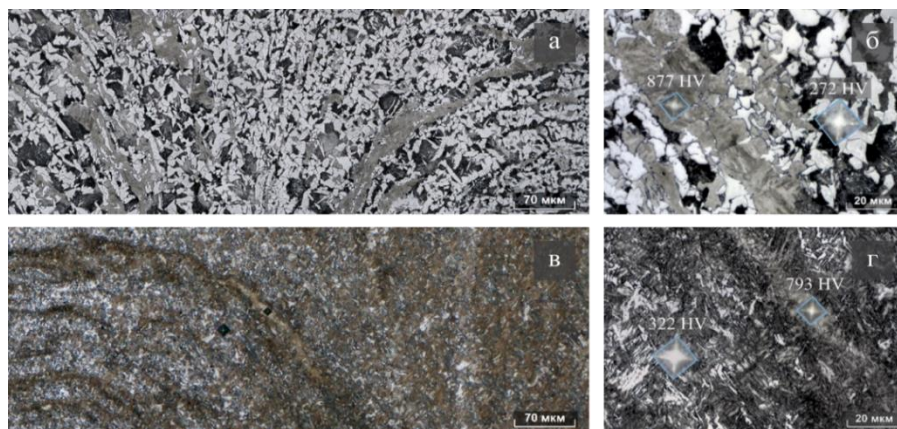


Рисунок 2.84 – Микроструктура трубы $\text{Ø}245 \times 7,9$ мм из стали 30Г вблизи линии сплавления сварного соединения в середине по толщине стенки после ЛТО по режимам нормализации от $930 \text{ }^\circ\text{C}$ (а, б) и высокого отпуска (в, г).

Механизм формирования структуры мартенсита в процессе ЛТО по режиму нормализации представляется следующим. В процессе нагрева выше A_{c3} при ЛТО металл в зоне сварного соединения приобретает полностью аустенитную структуру; вследствие высоких скоростей нагрева и охлаждения время нахождения металла в аустенитном состоянии очень мало и не превышает нескольких секунд. За короткий промежуток времени в металле не успевают пройти диффузионные процессы выравнивания химического состава, и сохраняются вызванные ликвацией области, обогащённые и обеднённые углеродом, марганцем, кремнием и другими химическими элементами. В ходе последующего охлаждения обеднённые по составу области аустенита превращаются в феррит, а обогащённые зоны распадаются с образованием перлита и бейнита, при этом самые богатые по содержанию углерода, марганца и других химических элементов участки аустенита участки, имеют наиболее высокую устойчивость к $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению и способны переохладиться до крайне низких температур, при которых проходит мартенситное превращение. Обогащение ликвационных областей легирующими элементами подтверждено экспериментальными результатами микрорентгеноспектрального анализа ЗТВ реальных сварных соединений труб из среднеуглеродистых сталей. В качестве примера на рис. 2.85а приведена микроструктура участка с феррито-перлитной микроструктурой ЗТВ трубы $\varnothing 146 \times 7$ мм из стали 30Г с наличием в ней локального мартенситного участка, в котором зафиксировано почти в 3 раза большее содержание марганца (рис. 2.85 б) по сравнению с основной матрицей ЗТВ сварного соединения.

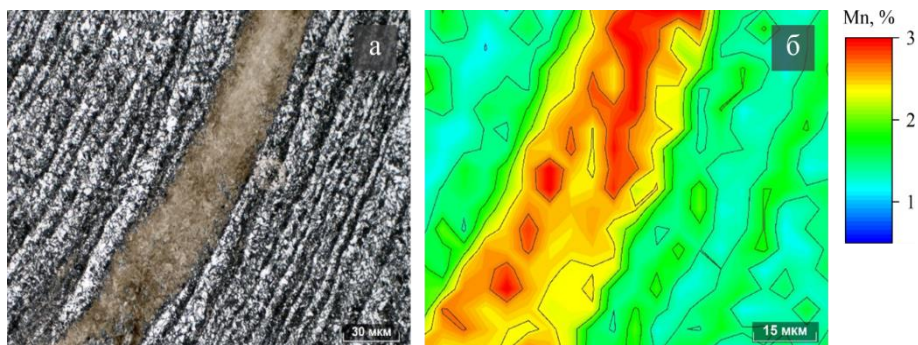


Рисунок 2.85 – Микроструктура (а) и карта распределения содержания марганца (б) в ЗТВ с ликвационной областью в образце от сварного соединения трубы $\varnothing 146 \times 7$ мм. РЭМ. Сталь 30Г.

В условиях АО «ВМЗ» из рулонного проката малоуглеродистых низколегированных сталей методом контактной сварки с нагревом токами высокой частоты (ТВЧ) производят трубы диаметром от 60 до 530 мм классов прочности до К60 с повышенными требованиями по ударной вязкости, хладостойкости и стойкости к водородному растрескиванию. Основными преимуществами этого вида сварки являются: высокая производительность вследствие использования больших скоростей сварки; невысокий удельный расход электроэнергии;

отсутствие необходимости применения сварочных материалов; возможность сварки труб различных марок стали и размерного сортамента с использованием одного и того же сварочного оборудования для, изменяя при этом технологические параметры процесса сварки [7, 146].

С целью определения оптимальных температур нагрева при проведении ЛТО по различным режимам, а также изучения процессов структурообразования в околошовной зоне сварного соединения при нагреве и охлаждении, была использована методика изучения фазовых превращений дилатометрическим методом с использованием автоматического дилатометра DIL 805 и образцов, отобранных от сварного соединения. На образцах воспроизводили режим ступенчатого нагрева при ЛТО и последующего охлаждения со скоростями, реализуемыми в промышленных условиях, и определяли критические точки A_{c1} , A_{c3} . Скорость нагрева при определении точки A_{c1} соответствовала ~ 210 °C/с, для точки A_{c3} – ~ 70 °C/с. Скорость охлаждения сварного соединения на воздухе (7 °C/с) определяли на основании реальных замеров при производстве труб и по результатам построения модели охлаждения сварного соединения в программе «ANSYS». Для оценки состояния структуры аустенита исследуемых сталей осуществляли стоп-закалку дилатометрических образцов со скоростью 80 °C/с от температуры $A_{r3}+20$ °C. Экспериментально определили критические точки для широкой гаммы составов используемых сталей классов прочности К50-К60: $A_{r3}=875-925$ °C [147].

Проведенные металлографические исследования микроструктуры ЗТВ сварных соединений труб после имитации режимов ЛТО нормализации показали, что для всех исследуемых сталей нагрев до температур $A_{c3}+20-25$ °C и охлаждение на воздухе приводят к формированию однородной мелкозернистой феррито-перлитной структуры и получению равномерной твердости (рис.2.86), в то время как высокий до до более высокой температуры ~ 1000 °C приводит к образованию грубоигольчатой структуры видманштеттового феррита, а также крупных участков мартенсито-аустенитной (МА) составляющей, что обусловлено формированием исходной крупнозернистой структуры аустенита [148].

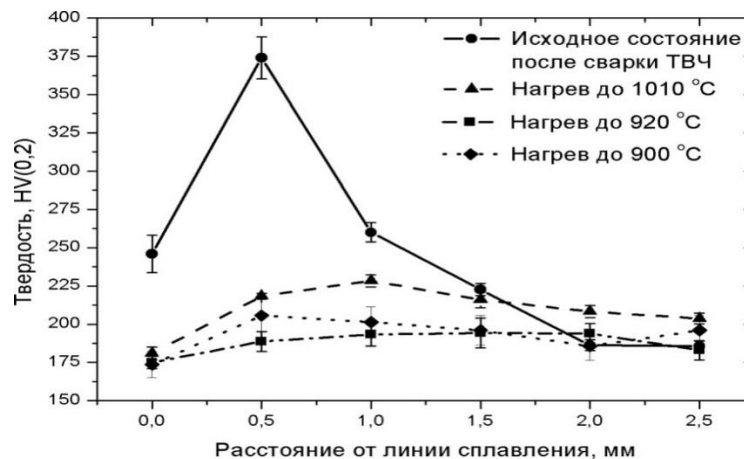


Рисунок 2.86 – Влияние температуры нагрева при имитации ЛТО на твердость ОШЗ сварного соединения трубы из стали типа 17ГС.

Также обращает на себя внимание рост зерен аустенита во время охлаждения со скоростью $7\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ от высокой температуры аустенитизации при локальной нормализации.

Закалка сварного соединения труб при проведении ЛТО в условиях АО «ВМЗ» осуществляется с помощью установки спрейерного водяного охлаждения, расположенной между индукторами в линии стана. Закалка с последующим высоким отпуском приводит к формированию более дисперсной структуры сварного соединения труб по сравнению с нормализацией, что приводит к росту ударной вязкости и повышению сопротивления хрупкому разрушению. Однако после ЛТО по режиму закалки с последующим отпуском наблюдается формирование существенной микроструктурной неоднородности и соответствующего неоднородного распределения твердости в зоне сварного соединения по толщине стенки трубы, что может привести к снижению, например, коррозионной стойкости. Обычно в условиях трубоэлектросварочных цехов АО «ВМЗ» при проведении ЛТО после закалки отпуск сварного соединения проводят ниже критической точки A_{c1} начала полиморфного $\alpha \rightarrow \gamma$ -превращения. Для расширения представлений о влиянии режимов ЛТО на структуру и свойства сварных соединений труб из низкоуглеродистых сталей, а также поиска оптимальных режимов ЛТО, обеспечивающего формирование дисперсной и однородной структуры в сварном соединении труб, в лабораторных условиях провели комплексное исследование вариантов локальной термической обработки [149]. Объектом исследования были образцы от трубы $\text{Ø}219 \times 8$ мм класса прочности К52 из стали марки 05ХГБ. Имитацию режимов термической обработки проводили при помощи лабораторного комплекса Gleeble 3180 [42], используя заготовки размером $5 \times 10 \times 80$ мм, вырезанные из сварного соединения трубы после сварки ТВЧ до проведения ЛТО. Образцы вырезали в поперечном направлении относительно оси трубы, сварное соединение располагалось по центру образца. Провели эксперименты по оценке влияния температуры повторного нагрева после закалки на структуру и ударную вязкость сварного соединения исследуемой стали.

Результаты проведенных экспериментов показали, что после ЛТО нормализации в сварном соединении исследуемой стали формируется достаточно крупнозернистая преимущественно ферритная микроструктура со средним размером ферритного зерна ~ 11 мкм. Помимо феррита возле линии сплавления металла и в ЗТВ в микроструктуре наблюдали участки МА-составляющей и некоторое количество перлита (рис. 2.87 а). После закалки и последующего высокого отпуска при температуре $750\text{ }^{\circ}\text{C}$ структура сварного соединения стали 05ХГБ представляла собой мелкодисперсную смесь квазиполигонального феррита и бейнита (рис. 2.87 б). С повышением температуры нагрева после закалки в межкритический интервал до $790\text{ }^{\circ}\text{C}$ (на $5\text{ }^{\circ}\text{C}$ выше $A_{c1(\text{кон.})}$) наблюдали изменение морфологии феррита от игольчатой и квазиполигональной до равноосной, за счет протекания рекристаллизации феррита (рис. 2.87 в).

При нагреве после закалки до температуры 800 °С (на 15 °С выше точки $A_{C1(кон.)}$) произошла полная замена квазиполигонального феррита полигональным ферритом, и в зоне сварного соединения сформировалась дисперсная структура, состоящая в основном из равноосных ферритных зерен и небольшого количества перлита (не более 5 %) (рис. 2.87 г). Дальнейшее повышение температуры нагрева привело к заметному росту зерна феррита (рис. 2.87 д, е). В микроструктуре вблизи перлитных колоний сформировались участки МА-составляющей, количество и размеры которых имели тенденцию к некоторому росту при повышении температуры нагрева. Особенно заметное увеличение доли МА-составляющей наблюдали после нагрева до температуры 930 °С (на 20 °С выше температуры A_{C3}) (рис. 2.87 е). Формирование в микроструктуре сварного соединения участков МА-составляющей обусловлено не только диффузией атомов углерода из феррита в аустенит при полиморфном $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении, но и обогащением углеродом превращенного аустенита за счет растворения карбидов, в первую очередь цементита. Вероятно, при быстром нагреве до температуры 800 °С в аустените растворяется незначительное количество цементита, поэтому при последующем охлаждении такие участки аустенита с нерастворенными карбидами превращаются в перлит. Повышение температуры нагрева способствует растворению карбидов и увеличению количества участков аустенита обогащенных углеродом и способных переохладиться до температуры мартенситного превращения. Несмотря на увеличение в структуре сварного соединения доли более прочных в сравнении с ферритом участков МА-составляющей, с повышением температуры нагрева наблюдали заметное снижение твердости (рис. 2.88). Это обусловлено уменьшением уровня микронапряжений за счет прохождения перекристаллизации при полиморфном $\alpha \rightarrow \gamma$ превращении, а также рекристаллизацией α -фазы. Увеличение температуры нагрева на 10 °С (с 790 °С до 800 °С) привело к снижению среднего значения твердости на 8 единиц. При этом изменение микроструктуры выражалось в основном в изменении морфологии феррита, путем протекания рекристаллизации α -фазы (рис. 2.87 в, г). Из этого следует, что процессы рекристаллизации феррита, наряду с фазовым превращением, существенно влияют на снижение уровня микронапряжений и твердости металла сварного соединения в процессе проведения повторного нагрева после закалки.

Количественная оценка размера зерен феррита при помощи анализатора изображений показала, что режим ЛТО, включающий закалку с повторным нагревом до температуры 800 °С, по сравнению с широко используемым режимом нормализации от температуры 980 °С, обеспечивает существенное измельчение микроструктуры сварного соединения (рис. 2.89) и формирование существенно более однородного зерна феррита.

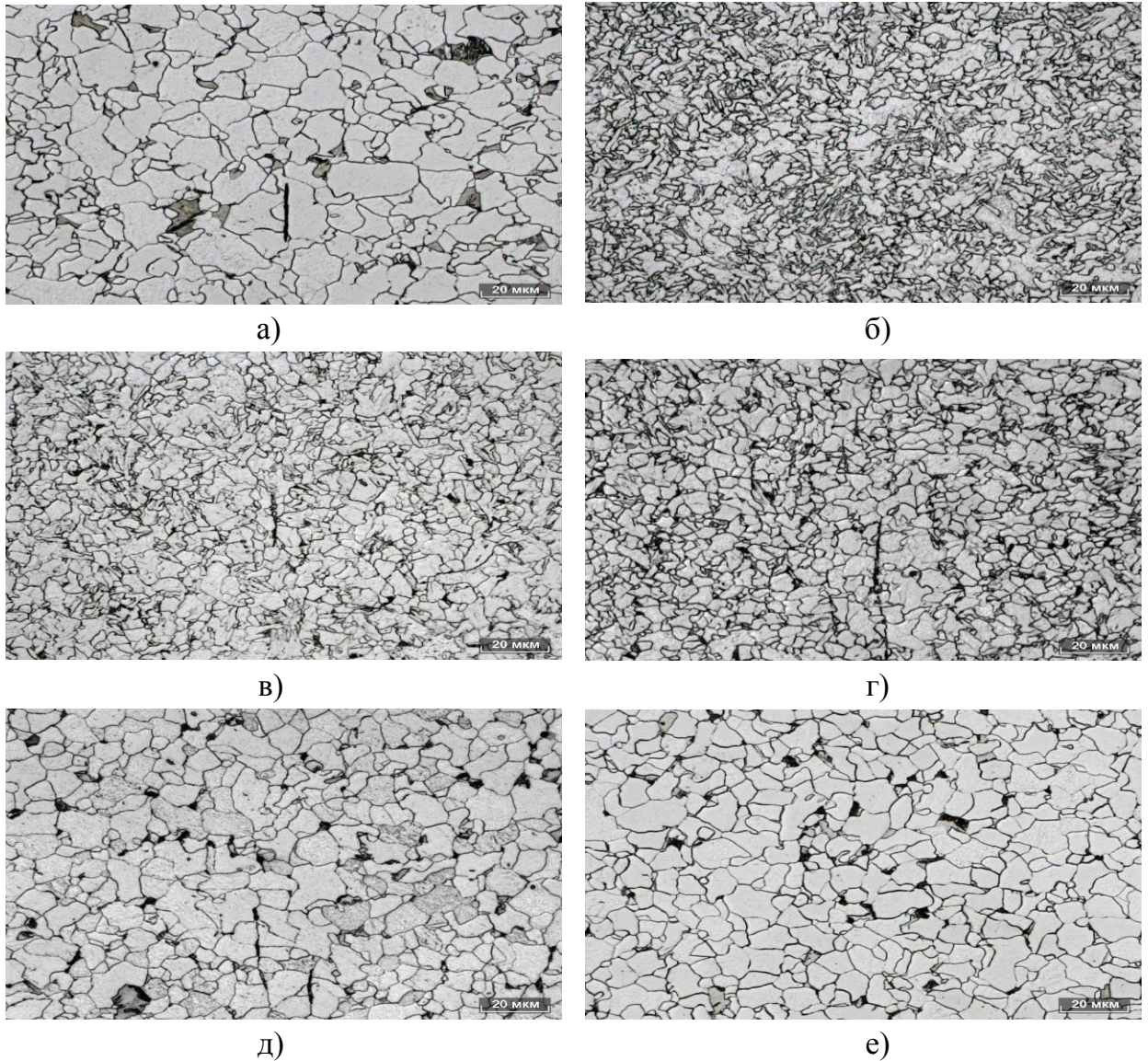


Рисунок 2.87 – Структура СС вблизи ЛС образцов после имитации режимов ЛТО нормализации от 980 °С (а) и закалки от 980 °С с повторным нагревом до 750 °С (б), 790 °С (в), 800 °С (г), 900 °С (д), 930 °С (е). Сталь 05ХГБ.

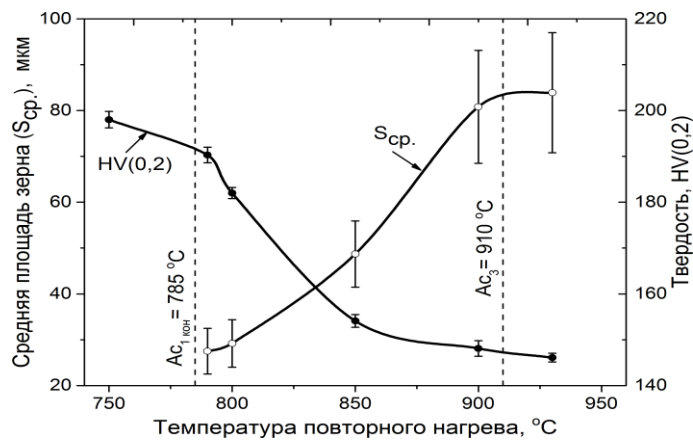


Рисунок 2.88 – Влияние температуры повторного нагрева на среднюю площадь ферритного зерна (S_{cp}) и твердость ($HV_{0,2}$) СС в образцах от трубы класса прочности K52 после имитации режима ЛТО закалки с повторным нагревом.

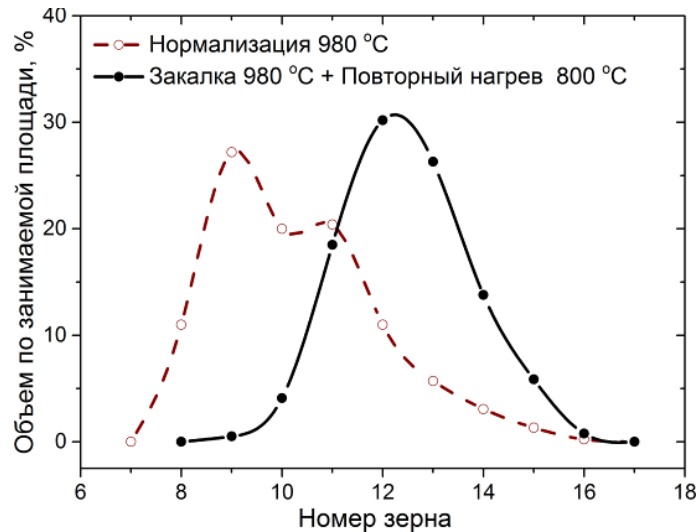


Рисунок 2.89 – Гистограмма распределения ферритных зерен по номеру в сварном соединении образцов от трубы класса прочности K52 после различных режимов имитации ЛТО.

Формирование в ЗТВ сварного соединения ТВЧ в результате применения режима закалки от 980°C + нагрев до 800°C благоприятной, дисперсной микроструктуры с равноосным ферритным зерном, происходит за счет нижеследующего. Во время первого нагрева под закалку в аустенитную область за счет фазового превращения формируется мелкое зерна аустенита. Из-за скоротечности цикла индукционного нагрева и охлаждения зерно аустенита не успевает вырасти до больших размеров. После первого нагрева при последующем ускоренном охлаждении (спрейерной закалке) формируется структура, представляющая собой однородную смесь, состоящую из квазиполигонального феррита и бейнита. При повторном нагреве в межкритический ($\alpha+\gamma$) интервал температур до 800 °C, происходит частичная перекристаллизация, и формируются дисперсные равномерно распределенные в ферритной матрице участки аустенита. В связи с тем, что зародыши аустенита образуются в местах с высокой плотностью дислокаций и концентрацией атомов углерода, они в основном наблюдаются вокруг карбидов и на границах бейнитных кристаллов. Кроме того при этой температуре протекает рекристаллизация кристаллов α -фазы с формированием равноосных зерен феррита. После окончательного охлаждения в сварном соединении формируется однородная дисперсная микроструктура с низким уровнем микронапряжений в основном состоящая из феррита (см. рис. 2.87 г), наиболее благоприятная с точки зрения сопротивления хрупкому разрушению.

Подтверждение результатов лабораторных исследований было получено при производстве труб Ø426 мм класса прочности K52 из стали типа 07ХФБ. Было отмечено, что для нового двухстадийного режима характерно отсутствие участков видманштеттовой структуры, а линия сплавления и околшовная зона сварного соединения характеризуются на 2-3 номера

более мелкими зернами феррита, по сравнению с традиционным режимом нормализации (рис. 2.90). При этом для режима ЛТО закалки с повторным нагревом в межкритический интервал температур, как и для режима ЛТО нормализации, характерно равномерное распределение твердости по толщине стенки трубы.

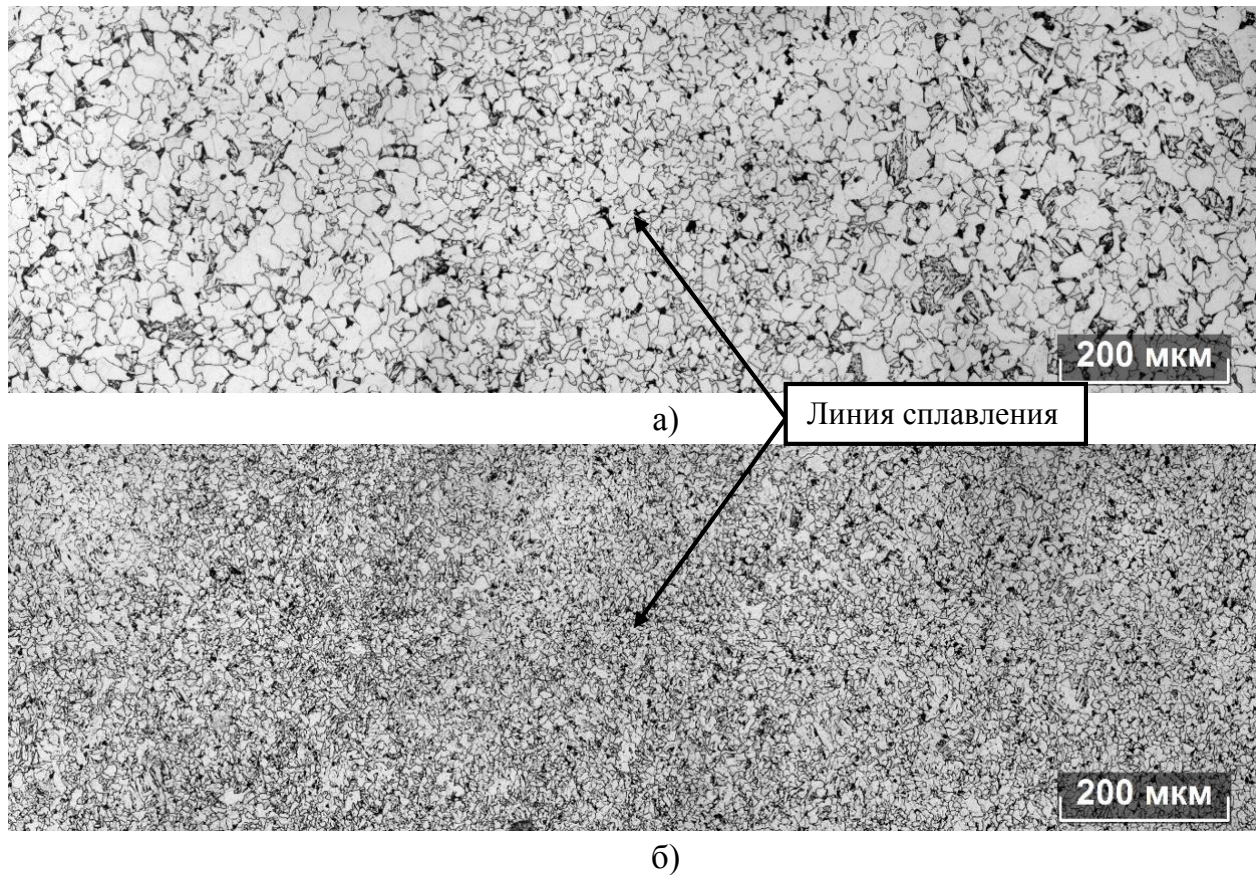


Рисунок 2.90 – Влияние режимов ЛТО на структуру СС труб $\varnothing 426 \times 8,0$ мм класса прочности К52: а – нормализация 980 °С; б – закалка 970 °С + повторный нагрев 820 °С.

Полученные данные использовали для оптимизации режима ЛТО как с точки зрения дисперсности микроструктуры, так и однородности нагрева по толщине стенки с учетом индукционного способа нагрева.

Известно, что в сварных соединениях труб, полученных сваркой ТВЧ возможно образование несколько типов металлургических дефектов. Полный их перечень с идентификационными признаками дефектов каждого типа приведен в работе [150]. В работе [151] указаны возможные виды несплошностей, характерные для этого вида сварки: на линии сплавления, расслоение, трещина, крюкообразная трещина и др. Для каждого тапа дефектов приведены преимущественные места их образования, характеристики, механизм образования, вероятный распространения трещины, возможность выявления, схемы расположения в сварном

соединении и их изображения. Детальные описания этих дефектов также приведены в многочисленных публикациях: [152-166].

В случае, если в сварном соединении труб, полученных сваркой ТВЧ, образуются дефекты, то наибольшая доля среди них – это крюкообразные и поверхностные трещины. Статистическая обработка результатов в условиях действующего производства компании POSCO показала [153] что в общем количестве дефектов сварных соединений доля крюкообразных трещин составляет 81%, а остальное – это поверхностные (16%) и прочие (3%) дефекты. Крюкообразные и поверхностные трещины образовывались по скоплениям сложных оксидных включений, содержащих Al-Ca-O или Fe-Ca-Al-O. При этом в трубах из стали группы прочности J55, наряду с Nb, дополнительным критическим фактором оказалось содержание серы, несмотря на ее низкий уровень (<30 ppm). В трубах из стали группы прочности P110 таким дополнительным критическим фактором оказалось содержание фосфора.

Обработкой более 400 составов включений, обнаруженных в основном в крюкообразных трещинах сварных соединений, показано, что они представляют собой конгломераты включений, состоящие из продуктов раскисления стали, сорбированных на поверхности огнеупоров. Эти конгломераты, сорванные потоком жидкой стали от поверхности проводки (с частицами огнеупорного материала), попадают в кристаллизатор МНЛЗ, часто после взаимодействия со шлаком [166, 167]. Это объясняет наблюдаемый факт, что крюкообразные и поверхностные трещины образуются на кромках листа на небольшом расстоянии (доли мм) от линии сплавления сварного соединения.

Шлак и огнеупорные материалы не могут служить источником поступления серы в неметаллические включения [168], поэтому наблюдаемые CaO-CaS в их составе однозначно говорят о том, что это продукты модифицирования стали кальцием. Такое же мнение высказывают авторы работ [154-159, 165-167], однако некоторые из них [155-158] ошибочно, на наш взгляд связывают наличие CaO и Al₂O₃ во включениях с экзогенными частицами шлака. С этим нельзя согласиться, поскольку в состав всех металлургических шлаков, используемых при внепечной обработке и непрерывной разливке стали, входит также SiO₂, и его концентрация, пересчитанная на содержание кремния, достигает 30%. Исходя из этого только совместное присутствие CaO, Al₂O₃ и SiO₂, а также MgO и ЩЗМ может служить четким признаком происхождения этих оксидов из шлаков промежуточного ковша и кристаллизатора.

Источником магния в экзогенной составляющей неметаллических включений, вероятно, являются огнеупорные материалы металлопроводки от промежуточного ковша до кристаллизатора, содержащие MgO. Источником алюминия в экзогенной составляющей неметаллических включений могут быть Al₂O₃, из которого изготовлены ковшевой стакан, защитная труба для перелива стали из

сталеразливочного ковша в промежуточный ковш, стопор и внутренняя поверхность стакана между промковшом и кристаллизатором.

Теоретически возможные комбинации элементов в составе эндогенных включений – продуктов раскисления и модифицирования стали, образующихся в процессе ее выпечной обработки при 1550°C, получены из результатов термодинамических расчетов [166, 167]. Из полученных результатов следует, что в расплаве при различных содержаниях магния, кислорода и алюминия могут формироваться оксид Al_2O_3 , либо шпинель $MgO \cdot Al_2O_3$, либо растворы этих оксидов $MgO-Al_2O_3-SiO_2$. При наличии даже небольших концентраций магния, который был восстановлен алюминием из шлака, либо огнеупоров [169, 170], наиболее вероятным продуктом раскисления стали является магнезиальная шпинель $MgO \cdot Al_2O_3$, которую экспериментально обнаруживают [165].

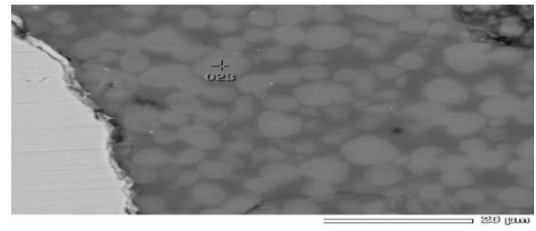
Из результатов расчетов продуктов модифицирования следует, что соотношения между содержанием Al, Ca, Mg, Si и S в составе жидких включений закономерно изменяются в зависимости от концентрации кальция в жидком металле. По соотношению содержания этих элементов в составе неметаллического включения можно оценить вклад эндогенной составляющей в НВ, а также сделать заключение о количестве силикокальция, введенного в расплав. Например, при низких (<0,0015%) концентрациях кальция в расплаве в составе продуктов модифицирования стали практически отсутствует CaS. При повышенных (> 0,002%) концентрациях кальция в стали, сера не только участвует в формировании жидких включений, но и может выделяться в фазу CaS (в особенности при повышенном содержании серы).

Рассмотрим природу НВ, найденных в несплошностях крюкообразных трещин сварных соединений труб из низкоуглеродистых сталей класса прочности К50-К52 (рис. 2.91).

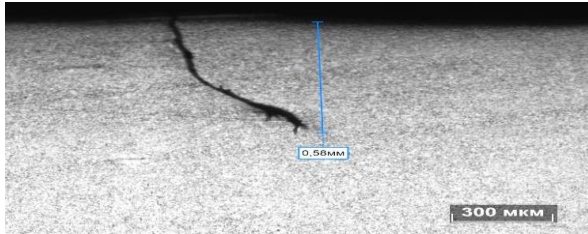
При исследовании дефектов сварных соединений труб из стали 09Г2С установлено, что в общем их объеме: 83% крюкообразных трещин, 11% поверхностных, и 6% прочих дефектов, что практически совпадает с статистикой, полученной авторами работы [153]. Большую часть обнаруженных НВ (61%), составляют эндогенные продукты модифицирования стали включающие $CaO-CaS-Al_2O_3-MgO-SiO_2$, основной элементной составляющей которых является кальций.



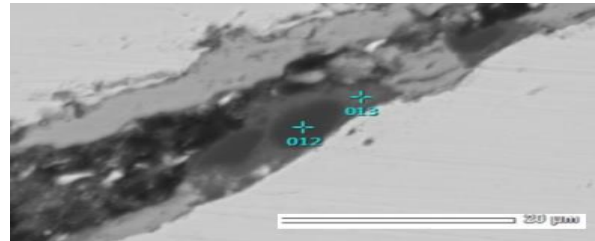
а



б



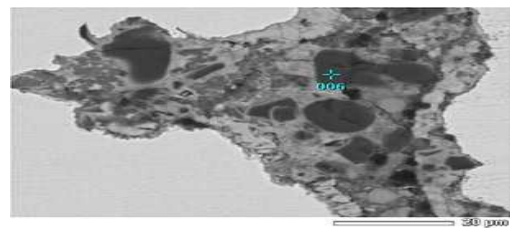
в



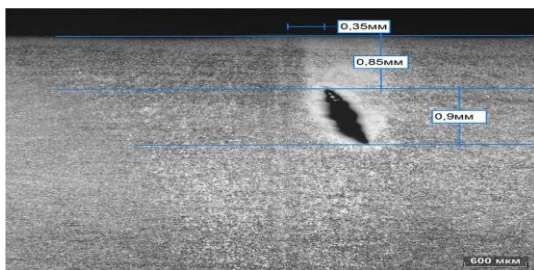
г



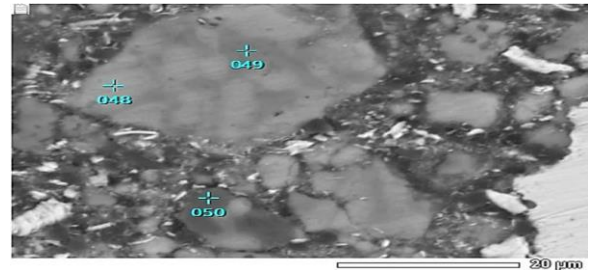
д



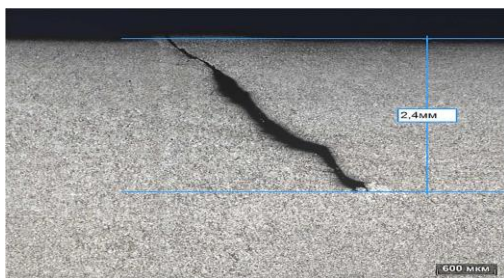
е



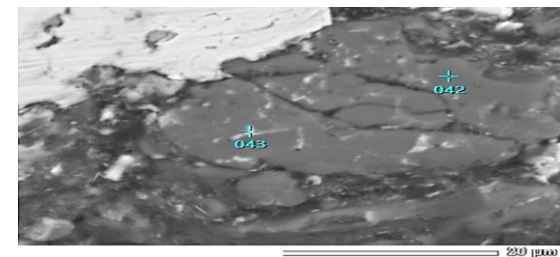
ж



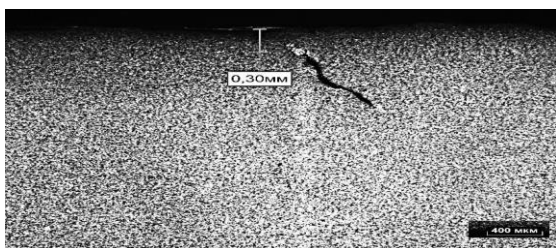
з



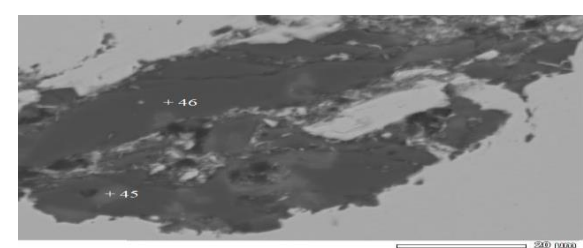
и



к



л



м

Рисунок 2.91 - Крюкообразные дефекты на внешнем диаметре трубы из низкоуглеродистой стали класса прочности К52 (а, в, д, л) и К50 (ж, и) и неметаллические включения в полости этих дефектов (б, г, е, з, к, м).

Среди них установлены НВ, имеющие экзогенную составляющую, которая была выявлена при анализе причин отклонений таких элементов, как Mg и Si. Все отклонения по содержанию магния связаны с конгломератами экзо-эндогенных включений, сформированных преимущественно из эндогенных продуктов модифицирования стали, но при этом включающих в себя некоторое количество экзогенных частиц MgO, такие частицы MgO темного цвета выделяются на электронных изображениях (рис.2.91е). Наиболее значительные отклонения по содержанию Si связаны с эндогенными НВ, которые побывали в контакте со шлаком в кристаллизаторе (4%).

Эндогенные продукты раскисления на основе шпинели $MgO \cdot Al_2O_3$ легко выявляются по максимальному содержанию алюминия, которое в соответствии со стехиометрическим составом этого соединения в 2,5 раза больше концентрации магния. Эндо-экзогенные НВ на основе MgO выделяются по наибольшему среди всех включений содержанию магния. Крупные темные частицы MgO на электронных изображениях хорошо различимы (рис.2.91е).

Идентификационными признаками экзогенной составляющей включений может служить характерное соотношение элементов в шлаках и огнеупорах и их массовые доли.

Составы неметаллических включений в стали 09Г2С, разделены по своей природе образования на 5 групп: эндогенные продукты раскисления стали на основе шпинели $MgO \cdot Al_2O_3$ (8%), эндогенные продукты модифицирования стали кальцием (61%), экзо-эндогенные НВ продуктов раскисления и модифицирования с остатками шлакообразующей смеси (4%) или MgO (8%) и эндо-экзогенные включения на основе MgO с остатками эндогенных НВ (18%).

Таким образом, определение происхождения и механизма формирования неметаллических включений дает возможность установить точное место в технологической цепочке внепечной обработки и разлива стали с целью их совершенствования и повышения качества сварных соединений труб, полученных сваркой ТВЧ.

Заключение по главе 2

1. При исследовании микроструктуры сварного шва, выполненного дуговой сваркой, установлены следующие ее особенности:

В центре шва расположены вытянутые в направлении внешней поверхности сварного соединения столбчатые кристаллиты аустенита осевой ориентации. От кромок свариваемого металла заготовки по направлению к центру шва (к кристаллитам осевой ориентации) формируются столбчатые кристаллиты боковой ориентации.

При $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении по границам зерен бывшего аустенита формируется зернограничный феррит различной морфологии, а внутри зерен бывшего аустенита образуется множество зерен игольчатого феррита, зарождающихся на оксидных неметаллических включениях. Дисперсность микроструктуры игольчатого феррита определяется количеством центров внутризеренного зарождения и скоростью охлаждения при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении. Анизотропная форма столбчатых кристаллитов приводит к образованию вдоль их вытянутых сторон более крупных зерен зернограничного феррита.

Степень измельчения зерна при $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращении $D_\gamma/D_\alpha \sim$ в 25 раз больше при формировании игольчатого феррита, чем, в случае образования бейнита и феррита. Это объясняется внутризеренным характером зарождения ИФ и формированием вследствие этого микроструктуры, состоящей из мелких пересекающихся игл/реек, границы между которыми являются высокоугловыми, чем он отличается от бейнита, который зарождается на границах зерен аустенита и растет в форме пакетов, состоящих из параллельных реек, которые разделены малоугловыми границами

При исследовании тонкой структуры металла шва показано, что при использовании сварочной проволоки, содержащей Mo-Ti-B, структура игольчатого феррита изменяется от блочной к собственно игольчатой и повышается ее дисперсность.

С увеличением скорости охлаждения шва от 1,0 до 12 °C/с: в шве наблюдаются следующие микроструктурные изменения:

- уменьшение максимальной длины зерен аустенита по центру шва примерно в два раза, а ширины зерен примерно на 30%.
- снижается в 12 раз доля и в 5 раз средняя ширина зерен зернограничного феррита (ЗГФ), сформировавшихся по границам бывших аустенитных зёрен;
- от 49,6 до 0,8% уменьшается объемная доля в микроструктуре квазиполигонального феррита и от 33,7% до 97,8% повышается доля игольчатого феррита (таким образом при высоких скоростях охлаждения микроструктура шва практически полностью состоит из игольчатого феррита, за исключением тонких кристаллитов ЗГФ по границам бывших аустенитных зёрен);
- от 2,6 до 4,6% возрастает доля МА-составляющей в структуре игольчатого феррита (ИФ) и бейнита (Б).

С точки зрения кристаллографической текстуры следует сделать следующее заключение. Содержание кристаллографических кластеров $\{001\}$ в металле сварного шва как в сечении по центру 13,7%, так и со смещением 14,8% различалось слабо как между собой, так и по сравнению с их содержанием в основном металле 10-14%. В смежных зернах бывшего аустенита содержание потенциальных фасеток скола варьировалось в пределах 0,5-23,5 % вне зависимости от их пространственной ориентации, что создавало эффект «чередования». Однако, наиболее крупные

кластеры {001} в микроструктуре размерами 160 мкм наблюдались только в продольном сечении по центру на участках микроструктуры, содержащих зернограницный феррит. В целом, наибольшее негативное влияние на хладостойкость оказывают крупные кластеры {001} размером до 160 мкм, расположенные по центру сварного шва на участках зернограницного феррита.

2. Методом имитации термических циклов грубозернистой области ЗТВ выявлены закономерности формирования структуры высокопрочных низколегированных трубных сталей 07Г2НДФБ, 07ХГСФБ, 05ХГ2НДБ и др. в интервале скоростей охлаждения $w_{8/5} = 1-36$ °C/с.

При невысоких скоростях охлаждения (1-4 °C/с) микроструктура ЗТВ исследованных сталей состоит из зернограницного феррита и крупных областей гранулярного бейнита. Повышение скорости охлаждения подавляет формирование ЗГФ и приводит к замещению участков гранулярного бейнита пакетами речного бейнита, что сопровождается повышением плотности высокоугловых границ, в том числе за счет дополнительного вклада в плотность ВУГ от границ между бейнитными пакетами. В структуре гранулярного бейнита плотность высокоугловых границ невелика, и при этом они имеют незавершенную форму, в ряде случаев «зерна» ГБ соответствуют размерам зерен бывшего аустенита. Дополнительной причиной увеличения плотности высокоугловых границ при повышении скорости охлаждения является повышение вклада от границ бывших аустенитных зерен.

Методом имитации термических циклов сварки в ГЗ ЗТВ показано, что низкоуглеродистые микролегированные высокопрочные (до категории прочности К80 включительно) трубные стали не склонны к образованию мартенсита при автоматической многодуговой сварке под флюсом (т.к. критическая скорость закалки этих сталей > 20 °C/с, что существенно выше фактической). При высоких скоростях охлаждения уровень твердости металла ЗТВ зависит от доли мартенсита в структуре и содержания углерода в стали. Общеизвестный критерий отсутствия склонности к формированию холодных трещин ($HV < 350$) для сталей с содержанием углерода не более 0,07% выполняется при объемной доле мартенсита в микроструктуре не более 25%, что выполняется при скоростях охлаждения не более 40 °C/с.

При скорости охлаждения $w_{8/5} = 6-10$ °C/с в сталях классов прочности К65 и выше, а также класса прочности К60 при правильно выбранном химическом составе (высокой устойчивости аустенита) в структуре ЗТВ отсутствует зернограницный феррит. Доля зернограницного феррита достигает 10% при $w_{8/5} = 6-10$ °C/с в менее легированных сталях (класса прочности К50-К56, с пониженной устойчивостью аустенита), что неблагоприятно влияет на вязкость.

Доля речного бейнита достигает 50–60% в оптимально легированных сталях класса прочности К60 при охлаждении со скоростью 8–12 °С/с, а в менее прочных и сталях с меньшим уровнем легирования (К50-К56) составляет всего 7–13%.

Таким образом, определены возможности управления структурой и ударной вязкостью КЗ ЗТВ с помощью совершенствования химического состава стали. Видно, что они достаточно ограничены (с учетом затрат на дополнительное легирование). Дальнейшее совершенствование структуры возможно с помощью технологических воздействий (снижение тепловложения при сварке и др.).

Экспериментально полученные на реальных сварных соединениях результаты по зависимости микроструктуры крупнозернистой ЗТВ от скорости охлаждения полностью совпадают с результатами, полученными при имитации термических циклов сварки в ЗТВ.

3. Микроструктура сварного соединения труб, сваренных высокочастотной сваркой (ТВЧ) из низкоуглеродистых сталей (не более 0,07% С) вследствие высоких ($\sim 10^2$ °С/с) скоростей охлаждения представляет собой в зависимости от химического состава стали феррито-бейнитную смесь либо преимущественно бейнит речной морфологии, а в случае стали с повышенным содержанием углерода (>0,2%) и марганца формируется мартенситная структура. ЛТО в виде нормализации не дает возможности исключить образование мартенсита в ликвационных зонах в связи с повышенной скоростью охлаждения ($\sim 5-7$ °С/с) (теплоотвод в холодное тело трубы), что превышает критическую скорость закалки для ликвационных участков. Средний размер аустенитного зерна вблизи линии сплавления исследованных сталей составляет ~ 80 мкм.

Расчетами локальной термической обработки (ЛТО) сварного соединения с помощью конечно-элементной модели при индукционном нагреве показано, что даже при максимальной толщине стенки труб (12,7 мм), производимых АО «ВМЗ», перепад температур нагрева внутренней и внешней поверхности трубы не превышает 20-30°С. Это говорит о том, что нет необходимости существенно повышать температуру нагрева при ЛТО относительно температур, определяемых критическими точками превращения стали. Влияние ЛТО на микроструктуру сварного соединения зависит от температуры нагрева и вида термической обработки. Показано, что при повышении температуры нормализации выше 980°С возможно даже повышение размера зерна в сравнении с исходным состоянием. Максимально дисперсная и однородная микроструктура формируется при закалке с повторным нагревом до 800°С.

При оптимально выбранных параметрах ЛТО за счёт двойной перекристаллизации и ограничения роста зерна наблюдается существенное измельчение микроструктуры, повышение однородности микроструктуры, исчезают микроструктурные зоны термического влияния сварки, что приводит к равномерному распределению твёрдости поперек линии сплавления.

После ЛТО отмечено повышение твёрдости у наружной поверхности трубы, что обусловлено повышенной температурой нагрева и более высокими скоростями охлаждения этого участка трубы. ЛТО в виде закалки с высоким отпуском обеспечивает в сравнении с нормализацией более равномерное распределение твёрдости по сечению стенки трубы.

Характерной особенностью сварного соединения ТВЧ является «изгиб волокон» металла под действием сварочных деформации и нагрева. В процессе сварки ТВЧ в пределах 1 мм от линии сплавления происходит разворот плоскости прокатки основного металла, достигающий 90° по отношению к внешней и внутренней поверхностям трубы. Линии потока (изгиб волокон) сохраняются независимо от вида локальной или объемной термической обработки во всех исследованных сталях. Из этого можно полагать, что линии потока являются следствием наложения деформации при сварке ТВЧ и локальной неоднородности химического состава металла стенок трубы по толщине.

При попадании в область линии сплавления частиц комплексных продуктов раскисления Mg-Al-Ca-S-Si-O-La-Ce сложного строения сферической формы размером 3-7 мкм под действием деформации и нагрева они приобретают вытянутую в направлении линии сплавления линзовидную форму с размером по длинной стороне 10-30 мкм.

Исследования с применением метода ДОРЭ показали, что в сварном соединении ТВЧ стали 09Г2С без последующей термической обработки в области линии сплавления формируется обезуглероженная зона шириной 100-120 мкм с сильно текстурированной крупнозернистой ферритной микроструктурой с размером зерен 15 мкм. Объемная доля кристаллографических кластеров с плоскостями $\{001\}$ ориентированными параллельно ($\pm 20^\circ$) составляет 25-27% в сравнении с 12% в основном металле.

В сварном соединении труб из стали марки 05ХГБ после локальной термической обработки закалки 920°C и нагрева до 810°C наблюдается обезуглероженная область с текстурированной ферритной микроструктурой с размером зерен 10-13 мкм. Объемная доля кристаллографических кластеров $\{001\}$ составляет 25-30%.

Показано, что ЛТО нормализация приводит к ослаблению кристаллографической текстуры, в то время как локальная термическая обработка закалка 980°C и отпуск 700°C усиливает текстурированность за счет повышения объемной доли кристаллографических кластеров $\{001\}$ на 10 %.

Максимальный размер кристаллографических кластеров (потенциальных фасеток скола) в 3-5 раз превышает максимальный размер зерен феррита: максимальный размер зерен феррита после ЛТО составляет 30-78 мкм, кластеров – 120-320 мкм.

3. УСТАНОВЛЕНИЕ ОСНОВНЫХ СВЯЗЕЙ МЕЖДУ МИКРОСТРУКТУРОЙ И ВЯЗКОСТЬЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

Крупнозернистая зона термического влияния (КЗЗТВ, CGHAZ) и область, повторно нагретая в межкритический интервал $\alpha+\gamma$ (ICCGHAZ), считаются участками сварного соединения, имеющими минимальную вязкость [171]. Однако, в современных высокопрочных низколегированных (HSLA) сталях микроструктура CGHAZ обычно состоит из бейнита, который имеет приемлемую ударную вязкость в широком диапазоне погонной энергии [172, 173]. Кроме того, образование мартенсита в ЗТВ маловероятно из-за низкого углеродного эквивалента сталей. Таким образом, считается, что аномальное распределение М-А составляющей в первую очередь в ICCGHAZ, является основным фактором, который ухудшает ударную вязкость [173-178]. Крупные блоки М-А-составляющей могут являться местами зарождения хрупких трещин [179], в то время как частицы МА, расположенные цепочками по границам бывших зерен могут изменить механизм распространения трещин [180] и ухудшить вязкость.

Снижение вязкости разрушения высокопрочных низколегированных сталей после сварки связано с образованием «локальных хрупких зон» (LBZ) в сварном соединении [181, 182], которые формируются в CGHAZ и ICCGHAZ [183-187]. Вязкость этих зон определяется рядом факторов, таких как исходный размер зерна аустенита, размер пакета бейнита, размер и распределение вторичных фаз, таких как карбиды и мартенсит-аустенит (МА) [185, 188-190]. Размер хрупкой фасетки связан с исходным размером аустенитного зерна [189], границы бейнитного пакета определяют являются препятствием для хрупкой трещины [191-195], с другой стороны, участки МА-составляющей могут оказывать влияние на зарождение и распространение трещин [182, 188-190, 196, 197]. Считается, что М-А составляющая так и грубый верхний бейнит отрицательно влияют на вязкость.

Показано [198], что в имитированных образцах снижение ударной вязкости наблюдали при больших размерах, удлиненной форме (длина больше 2 мкм, отношение длины к ширине более 4) и неравномерном распределении участков МА составляющей. При небольшом размере, равноосной форме и равномерном распределении частицы МА-составляющей не влияют на ударную вязкость.

В работах [12, 199, 200] показано, что в ICCGHAZ трещины инициируются либо при отслоении крупных МА частиц, либо в области между двумя или более близко расположенными блочными частицами МА-составляющей. Аустенитные островки обогатились углеродом из-за его высокой диффузионной способности в феррите и высокой растворимости в аустените, и они превратились в твердые и хрупкие компоненты МА-составляющей на последующей стадии

охлаждения, формируя практически непрерывные цепочки вдоль предшествующих границ зерен аустенита.

Ухудшение свойств существенно зависит от микроструктуры, формирующейся в CGHAZ и ICCGHAZ [201-206]. Считается, что крупные аустенитные зерна наряду с участками МА-составляющей в CGHAZ и формирование цепочек из частиц МА-составляющей вдоль границ предшествующих аустенитных зерен в ICCGHAZ, которые сильно зависят от тепловложения при сварке, способствуют иницированию и распространению микротрещин.

Di et al. [203] сообщили, что объемная доля и размер участков МА-составляющей являются ключевыми факторами ухудшения вязкости в ICCGHAZ. В работе [207] показано, что содержание углерода в МА составляющей играет важную роль в ухудшении свойств в ICCGHAZ. Показано также, что добавки ванадия и азота в сталь приводят к формированию частиц фазы V(C,N) в ходе первого термического цикла, создавая места зарождения феррита и измельчая МА-составляющую. Кроме того, формирование частиц V(C,N) за счет удаления части углерода из аустенита ведет к снижению его содержания в МА-составляющей и повышению вязкости ICCGHAZ.

В работе [208] показано, что прочность в ICCGHAZ увеличивается с увеличением доли островков М-А. Однако островки МА-составляющей действуют как места иницирования трещин, что приводит к ухудшению вязкости [209]. В работе [210] сообщили, что вязкость разрушения в ICCGHAZ снижается с увеличением межкритической пиковой температуры, что связано с образованием более высокой доли более крупных составляющих М-А. Moeinifar et al. [199] предположили, что уменьшенная доля компонентов М-А в ICCGHAZ благотворно влияет на ударную вязкость. Что касается CGHAZ, то Davis et al. [211] обнаружили, что образование частиц МА-составляющей вдоль границ БАЗ приводит к иницированию хрупких трещин.

В работе [212] показано, что отношение мартенсита к аустениту в М-А составляющей увеличивается с увеличением тепловложения при сварке. Авторами работы [213] показано, что доля МА-составляющей увеличивается при укрупнении зерен аустенита. Они обнаружили, что грубый размер бывших аустенитных зерен, связанный с грубыми компонентами МА, является доминирующим фактором, способствующим охрупчиванию CGHAZ. Отмечается [212], что с точки зрения влияния на вязкость важным является не только количество и размер участков МА-составляющей, но и их состав (при повышении содержания углерода повышается твердость).

Остаточный аустенит и свежепревращенный мартенсит имеют разное влияние на вязкость [14]. Свежепревращенный высокоуглеродистый мартенсит намного более вреден, чем остаточный аустенит. Структурные исследования показали существование различных МА-составляющих. В наиболее хрупкой зоне (межкритически нагретой крупнозернистой) остаточный аустенит в основном располагается между бейнитными пакетами, в то время как

блочный мартенсит и смешанная МА - составляющая формируются на границах бывших аустенитных зерен.

В работе [211] показано, что высокая твердость и концентрация напряжений частиц МА-составляющей являются ключевыми факторами инициирования разрушения. Предложено четыре механизма инициации разрушения частицами МА: а) МА является хрупкой фазой и уже имеет микротрещины; б) превращение в МА инициирует остаточные растягивающие напряжения в окружающей ферритной матрице, которые способствуют хрупкому разрушению; в) во время деформации МА участки имеют более высокую твердость, чем окружающая ферритная матрица, и тем самым приводит к высокой концентрации напряжений на границе; г) микротрещины, образующиеся на границе раздела МА/матрица, распространяются путем объединения таких областей.

В межкритически нагретой крупнозернистой зоне термического влияния если доля МА-составляющей 5%, то частицы МА покрывают только около 50% границ бывших зерен аустенита и вязкость достаточно хорошая. При объемной доле $\geq 10\%$ МА-составляющей на предшествующих границах зерен аустенита обнаруживается почти непрерывная цепочка из частиц МА. Это дает возможность трещине распространяться вдоль границы между МА и бейнитной матрицей и ударная вязкость снижается. В случае $\approx 20\%$ МА-составляющей наблюдали некоторое восстановление поведения ударного разрушения, возможно, что это связано со снижением содержания углерода и твердости мартенсита, предположили, что это может быть связано с возможностью пластической деформации участков МА – составляющей [104].

Аллотриоморфный (зернограничный) феррит является первой фазой, образующейся при охлаждении ниже критической точки A_{r3} и зарождается на границах столбчатых аустенитных зерен. Так, авторами работы [214] показано, что сварной шов, в микроструктуре которого не наблюдали зернограничного феррита при высоком содержании фосфора разрушался хрупко по границам бывших столбчатых аустенитных зерен.

В ряде работ [215-220] показано, что при формировании структуры шва, состоящей только из игольчатого феррита (при повышенном содержании легирующих элементов, микролегировании бором), высокий отпуск приводит к охрупчиванию и наблюдается разрушение по границам бывших аустенитных зерен, что связывают с отсутствием аллотриоморфного феррита на границах бывших аустенитных зерен.

Исходя из этого в работе [72] делается вывод о том, что состав сварного шва должен быть подобран таким образом, чтобы обеспечить образование тонкого слоя аллотриоморфного феррита.

Формирование ЗГФ снижает ударную вязкость ЗТВ со структурой гранулярного бейнита по двум причинам [102]:

- прочность ЗГФ ниже, чем других структурных составляющих и локальные внутренние напряжения легче достигают предела, после которого формируются микротрещины, т.е. трещины склонны инициироваться и распространяться в зернограничном феррите;

- при формировании ЗГФ происходит обогащение аустенита углеродом и легирующими и формирование участков МА-составляющей.

В многочисленных публикациях приводятся данные о том, что формирование видманштеттова феррита неблагоприятно влияет на вязкость стали [221-225], что в основном обусловлено его грубоигольчатым строением. В работе [226], однако показано, что переход от структуры, состоящей преимущественно из аллотриоморфного феррита, к структуре, содержащей видманштеттов феррит, наблюдается повышение прочности и вязкости, что объяснили измельчением микроструктуры.

Игольчатый феррит благоприятно влияет на ударную вязкость и хладостойкость металла сварного шва благодаря дисперсности и характерной структуре, представляющей собой взаимно пересекающиеся кристаллы, что обеспечивает повышенную плотность высокоугловых границ [10, 47, 66, 227-236].

Известны данные по снижению ударной вязкости металла шва труб из микролегированной стали после повторного нагрева до температур 450-650 °С. Считается [237-240], что охрупчивание металла шва обусловлено процессом дисперсионного твердения при отпуске. Исследования с применением просвечивающей электронной микроскопии в сочетании с микродифракцией, позволили предположить, что снижение вязкости при повторном нагреве внутреннего шва до температур 950...1100 °С в том числе обусловлено образованием при превращении негомогенизированного аустенита неблагоприятных структурных составляющих, в частности, МАК-составляющей (мартенсит-аустенит-карбиды), содержащей заметную долю напряженного мартенсита.

Сопротивление хрупкому разрушению бейнитных микроструктур связано как с размером исходных аустенитных зерен, так и бейнитных пакетов [172, 240-242]. Результаты, полученные с помощью дифракции обратно рассеянных электронов показали, что «морфологические» пакеты (на микрофотографиях) и «кристаллографические» пакеты (бейнитные области, ограниченные большеугловыми границами), отличаются [243]. Распространение трещины контролируется только границей кристаллографического пакета [243, 244], размер которого зависит от условий бейнитного превращения.

В случае сталей микролегированных титаном особое значение представляют частицы нитрида титана, их роль в формировании очага скола в зоне термического влияния при сварке изучена в ряде работ [245-247].

Микролегирование низкоуглеродистых сталей получило широкое применение для улучшения микроструктуры и комплекса их свойств [114, 248-253]. К основным микролегирующим элементам, применяемым в конструкционных сталях, относятся ниобий, ванадий и титан.

Наряду с ниобием и ванадием, титан является одним из основных микролегирующих элементов, применяемых при производстве проката из низкоуглеродистых сталей. Малые добавки титана в сталь приводят к формированию частиц нитрида TiN, которые стабильны при высоких температурах в аустенитной области и дают возможность контролировать размер зерна аустенита при нагреве под горячую прокатку, а также при термическом цикле сварки. Связывание свободного азота в нитридную фазу также оказывает положительное влияние на вязкость стали.

Основным положительным эффектом микролегирования стали малыми добавками титана является ограничение роста аустенитного зерна дисперсными частицами нитрида титана при нагреве [248, 250, 254, 255]. Говоря о малых добавках титана, мы имеем в виду такое его содержание, которое обеспечивает формирование частиц нитрида титана TiN путем связывания растворенного в стали азота и, при определении необходимого содержания титана следует ориентироваться на стехиометрическое соотношение $Ti/N \sim 3,4$.

Влияние таких малых добавок титана на свойства проката из низколегированной стали проявляется в повышении ударной вязкости и хладостойкости при одновременном некотором снижении прочности. Первый эффект обусловлен измельчением зерна феррита и очисткой твердого α -раствора от азота, второй связан с исчезновением эффекта упрочнения твердого α -раствора азотом (формированием частиц TiN не дает заметного дисперсионного упрочнения, вследствие их относительно крупного размера). Снижение прочности при микролегировании ниобийсодержащей стали, кроме того, связано с зарождением карбонитридов ниобия на ранее выделившихся частицах TiN, что приводит к образованию большего количества крупных комплексных частиц $TiN/Nb(C,N)$ и, соответственно меньшего количества наноразмерных частиц на основе ниобия, что снижает эффект дисперсионного твердения [256, 257].

При увеличении содержания в стали титана и/или азота могут наблюдаться следующие изменения в формировании карбонитридных фаз:

1. При превышении отношения $Ti/N = 3,4$ избыток титана может привести к формированию карбидной фазы TiC.

2. При повышении содержания в стали как титана, так и азота повышается температура образования фазы TiN вплоть до формирования частиц в жидкой стали до ее кристаллизации.

Первое дает возможность повышать прочность стали по механизму дисперсионного твердения, второе приводит к формированию существенно более крупных частиц TiN (размером $\sim 1 \times 10^3$ мкм), что снижает эффективность торможения роста зерна аустенита [257].

Дисперсионное упрочнение наноразмерными частицами карбида титана применяется, например, для производства проката из высокопрочных (предел текучести 700-900 МПа) автолистовых сталей с использованием системы легирования Ti, Mo [258, 259].

Известно, что в низколегированных сталях, подвергнутых термомеханической прокатке, малые добавки титана повышают характеристики сопротивления разрушению [254, 260, 261].

При рассмотрении влияния титана и соотношения Ti/N на структуру и свойства имитированной крупнозернистой области зоны термического влияния (ЗТВ), в работе [262] отмечено, что при изменении соотношения титана к азоту в пределах 1,88-4,88 микроструктура ЗТВ существенно не отличалась, при этом ударная вязкость при соотношении Ti/N близком к стехиометрическому была несколько выше, что авторы объяснили уменьшением количества наиболее крупных зерен аустенита размером 130-160 мкм.

Также необходимо учитывать тот факт, что в процессе затвердевания стали происходит сегрегация титана и азота [263, 264] и концентрация этих компонентов может достигнуть уровня, при котором частицы нитрида TiN будут формироваться в жидком состоянии и быстро расти, поскольку коэффициент диффузии в жидком состоянии существенно выше, чем в твердом состоянии. В целом, чем выше произведение содержаний $[Ti] \times [N]$, тем больше результирующая доля крупных частиц TiN и меньше доля мелких частиц [265].

В некоторых работах отмечается, что крупные частицы TiN могут являться инициаторами хрупкого разрушения, но это наблюдается в крупнозернистой структуре, а в случае мелкозернистой структуры такого эффекта не наблюдали [266-268]. Высказана гипотеза [269, 270], согласно которой хрупкую трещину, которая инициирована крупной частицей TiN, может тормозить граница зерен феррита при условии, что размер зерен меньше критической величины. Особое значение этот эффект приобретает для металла зоны термического влияния, в которой под влиянием термического цикла сварки происходит существенное огрубление микроструктуры.

Рядом исследователей показано, что снижение ударной вязкости происходит в случае изменения механизма разрушения от объединения микроразрывов к транскристаллитному сколу [271, 272]. При этом, момент образования хрупкой трещины зависит от наличия и распределения в микроструктуре локальных хрупких зон, что приводит к его отличию от образца к образцу

(номинально одинаковых) при данной температуре испытания [273] и сопровождается существенным рассеянием величины ударной вязкости.

3.1. Особенности разрушения сварных швов ДСФ и факторы, оказывающие влияние на ударную вязкость

Благоприятная для вязкости микроструктура сварного шва, выполненного дуговой сваркой под флюсом, представляет собой преимущественно игольчатый феррит, сформированный внутри зерен бывшего аустенита, кроме того наблюдается и небольшое количество зернограничного феррита различной морфологии (см. раздел 2.1).

При температуре -40°C провели испытания на ударный изгиб 10 номинально одинаковых поперечных образцов тип 11 по ГОСТ 9454 из наружного сварного шва (сталь 07ХГ2Б) (рис.3.1). На 5 образцах надрез был нанесен по центру наружного сварного шва, на 5 образцах надрез был нанесен со смещением на 3 мм от центра шва, но так, чтобы он целиком проходил по сварному шву, не затрагивая зону термического влияния. Результаты детальных исследований микроструктуры данного шва приведены в разделе 2.1.

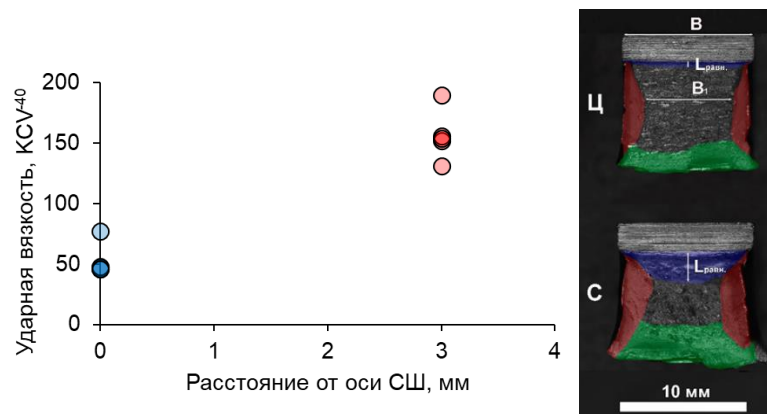


Рисунок 3.1 – а) Результаты испытаний на ударный изгиб образцов сварного шва (KCV^{-40}). Надрез по центру (синий), надрез со смещением (красный); б) микрофотографии изломов (Ц- центр шва; С – надрез со смещением). Области: губ среза (красный), долома (зеленый), равномерного распространения вязкой трещины (синий), макрорыхлого разрушения (серый).

Значения ударной вязкости образцов с надрезом по центру шва находились в интервале от 46 до 77 Дж/см², а ударная вязкость образцов с надрезом со смещением от центра шва показала значения в интервале 131 - 190 Дж/см².

Исследования показали, что разрушение всех образцов начиналось с формирования магистральной вязкой трещины (область, выделенная синим цветом на рис. 3.1б). Участок равномерного распространения вязкой трещины в случае образцов с надрезом по центру наружного сварного шва более короткий, по сравнению с образцами со смещенным надрезом. Наблюдалось образование меньших губ среза и меньшей зоны долома при повышенном содержании хрупкой составляющей в изломе.

При исследовании вязкой трещины вблизи надреза по центру сварного шва наблюдали отдельные крупные фасетки транскристаллитного скола длиной 100-550 мкм и шириной 60-150 мкм (рис. 3.2а). В фокусе разрушения этих фасеток наблюдали сферические комплексные неметаллические включения размером 3-5 мкм, содержащие Mn-Si-Al-Ca-S-Mg-Ti-O, источником которых являлся сварочный флюс. На поверхности тех же фасеток также наблюдали и мелкие частицы (размерами $< 0,6$ мкм), содержащие Mn-Al-Si-Ti-S-O, которые, при этом не участвовали в процессе зарождения хрупкой трещины.

На микроскопическом уровне хрупкое разрушение включало области транскристаллитного скола, транскристаллитного разрушения квазисколом, межзеренного разрушения, а также и области вязкого разрушения (рис. 3.2).

В образцах с надрезом по центру скол происходил с образованием характерного речного узора. Форма, размеры и расположение таких областей указывают на то, что он проходил преимущественно по зернограничному ферриту (рис. 3.2 б).

В случае образцов со смещенным на 3 мм надрезом, хрупкое разрушение проходило по областям столбчатых кристаллитов другой пространственной ориентации (рис. 3.2 в). Полигональные участки изломов были очерчены областями характерного для зернограничного феррита транскристаллитного скола. Внутри этих участков располагались области квази-скола, характерные для игольчатого феррита. Разрушение происходило с образованием характерных гребней вместо речного узора.

Кроме описанных выше случаев, при исследовании изломов иногда наблюдали межзеренное разрушение (МЗР) (рис. 3.2 г-е). Поверхность таких участков межзеренного разрушения была практически гладкая, проявлялись лишь незначительные шероховатости, в отличие от фасеток скола и квази-скола.

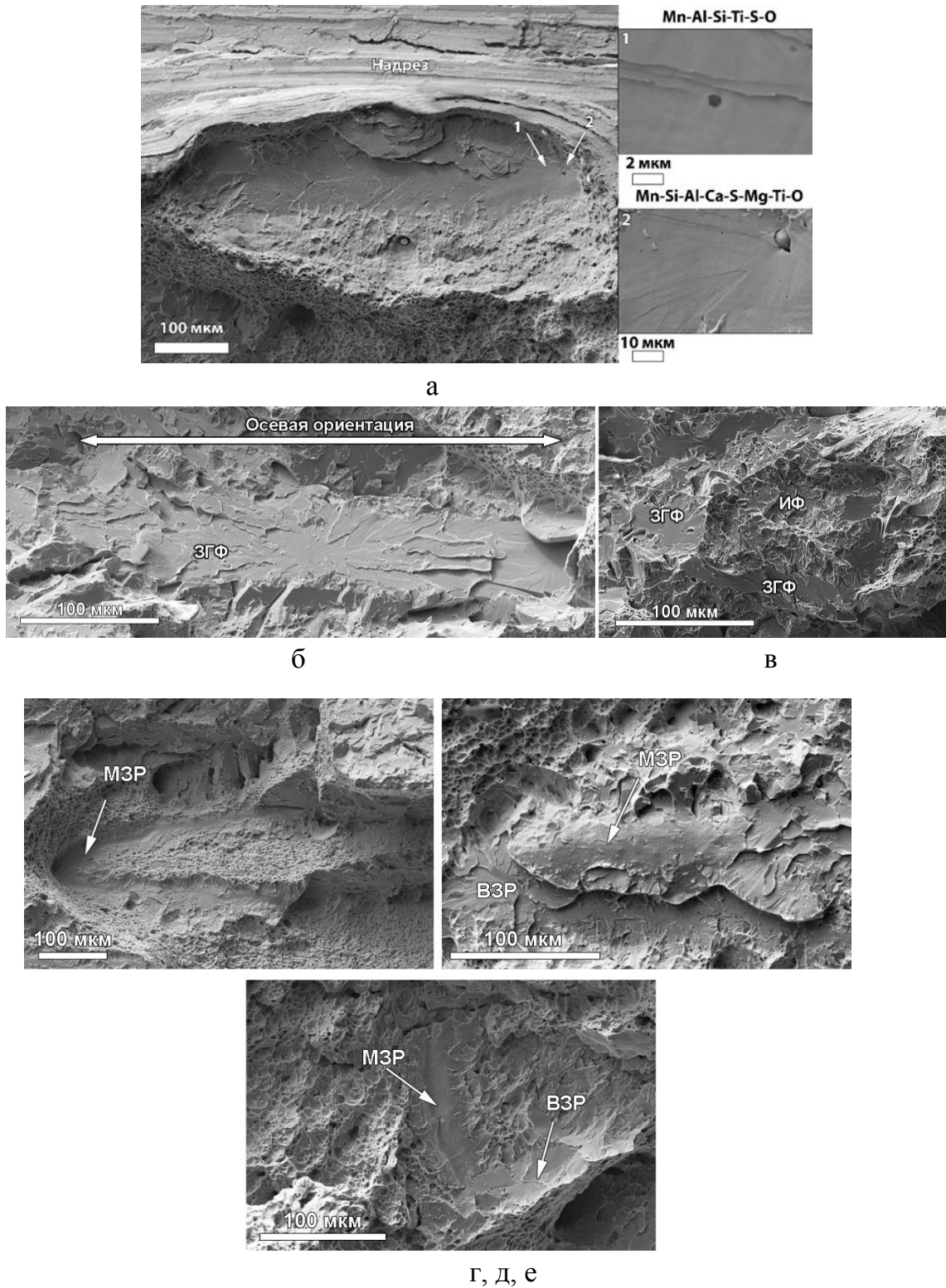


Рисунок 3.2 – а) область транскристаллитного скола непосредственно под надрезом. Разрушение образца с надрезом по центру; б, в) области макроскопически хрупкого разрушения; б) надрез по центру; в) надрез со смещением; г-е) область межзеренного разрушения; г, д) надрез по центру; е) надрез со смещением на 3 мм. СЭМ.

В образцах с надрезом по оси шва участки МЗР располагались как на периферии (рис. 3.2 г), так и в сердцевине столбчатых кристаллитов (рис. 3.2 д). Локализация участков МЗР

позволила установить совпадение траектории распространения магистральной трещины и плоскости границы раздела в микроструктуре между игольчатым ферритом и зернограничным ферритом.

В образцах со смещенным относительно оси шва надрезом разрушение сопровождалось образованием смежных участков транскристаллитного и межзеренного разрушений (рис. 3.2 е). Такая локализация обусловлена наклоном столбчатых кристаллитов по отношению к плоскости надреза. Из-за несовпадения направлений распространения магистральной трещины и поверхностей раздела игольчатого и зернограничного феррита в образцах со смещенным надрезом фасетки межзеренного разрушения наблюдали реже, чем в случае надреза по центру шва.

На рис. 3.3 приведены ориентационные карты сечений пластической зоны образца после испытания на ударный изгиб.

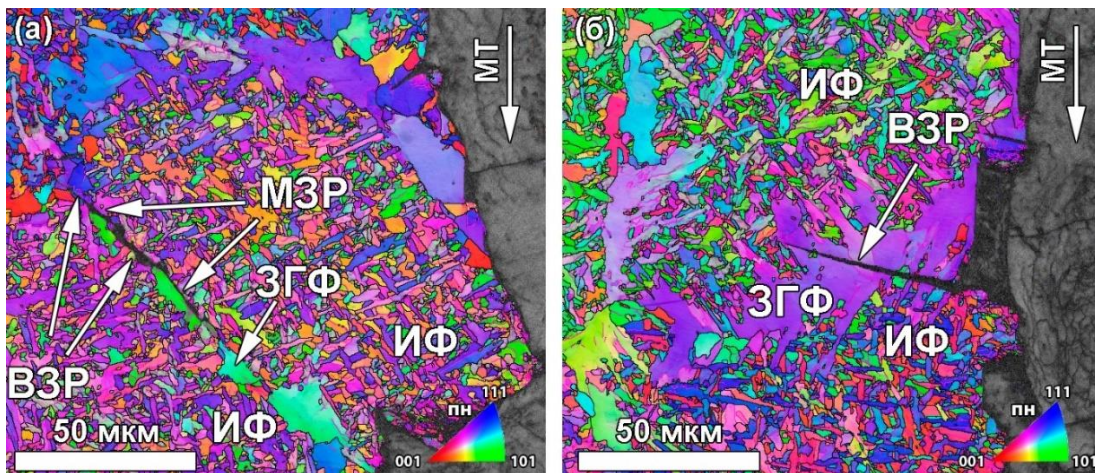


Рисунок 3.3 – Микротрещины в пластической зоне. Поперечное сечение по центру. Надрез по центру. Карта качества картин Кикучи BS + ОПФ. ДОРЭ.

Вторичные микротрещины в пластической зоне наблюдали вблизи границ зерен бывшего аустенита: в игольчатом феррите, в зернограничном феррите и между этими структурными составляющими. На рис. 3.3а представлена микротрещина, которая включает как участки межзеренного разрушения (МЗР) между областями зернограничного феррита и игольчатого феррита, так и отрезки внутризеренного транскристаллитного разрушения (ВЗР) по зернам игольчатого феррита. Обе вершины остаточной микротрещины находятся в областях игольчатого феррита (т.е. она зарождается и тормозится в игольчатом феррите). Иной случай приведен на рис. 3.3б. Здесь микротрещины скола формируются в граничных областях между игольчатым ферритом и зернограничным ферритом, а основная траектория их распространения проходит по зернам зернограничного феррита. В случае, если зернограничный

квазиполигональный феррит, содержит пластины видманштеттова феррита, которые переплетены со смежными областями ИФ, трещина скола пересекает как сами пластины видманштеттова феррита, так и иголки ИФ. Торможение остаточных микротрещин скола всегда наблюдали в областях игольчатого феррита.

Сочетание крупных зерен зернограничного феррита и неметаллических включений размером 3-5 мкм при попадании на фронт магистральной трещины в образцах с надрезом по центру сварного шва приводит к хрупкому разрушению на ранней стадии разрушения (рис. 3.2). Помимо этого, само по себе формирование по границам одних и тех же зерен бывшего аустенита зернограничного феррита различной морфологии указывает на неодинаковый ход $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в условиях эквивалентного температурного поля. Предполагаем, что в таких условиях ход превращения и формирующиеся продукты прежде всего определяются локальной неоднородностью химического состава по границам столбчатых кристаллитов аустенита.

Из описанного выше следует заключение о том, что расположение зернограничного феррита непрерывной цепочкой зерен по границам столбчатых кристаллитов аустенита осевой ориентации параллельно фронту магистральной трещины повышает склонность металла сварного шва к транскристаллитному сколу (рис. 3.4).

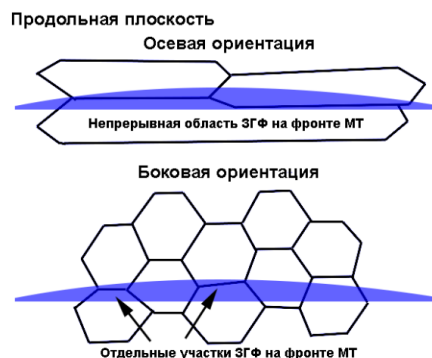


Рисунок 3.4 – Схематическое представление процесса разрушения кристаллитов осевой и боковой пространственных ориентаций. (МТ- магистральная трещина).

В противоположность описанному выше, расположение лишь отдельных параллельных надрезу участков зернограничного феррита в сечении сварного шва со смещением от его центра снижает склонность металла к хрупкому разрушению.

Таким образом, в условиях сниженной пластичности основной вклад в уменьшение значений ударной вязкости в центре литой зоны сварного шва вносит сочетание крупных зерен зернограничного феррита, имеющих неблагоприятную ориентировку плоскостей скола с достаточно крупными неметаллическими включениями.

Дополнительный вклад в снижение значений ударной вязкости образцов с надрезом по центру сварного шва вносило межзеренное разрушение (рис. 3.2, 3.3). Участки межзеренного разрушения наблюдали чаще, чем в сечении со смещением от центра шва, вследствие совпадения траектории распространения магистральной трещины с поверхностью границы раздела между ИФ и ЗГФ в столбчатых кристаллитах аустенита осевой ориентации. Предполагаем, механизм такого типа разрушения аналогичен случаю, наблюдаемому при формировании расщеплений в изломе [296, 297]. Формирование межзеренного разрушения обусловлено неоднородностью градиентов пластической деформации между структурными составляющими различной дисперсности и уровня дефектности.

Проведено исследование образцов от сварных соединений пластин из листового проката толщиной 22 мм класса прочности К60, сваренных электродуговым способом под слоем флюса на лабораторном стенде по стандартным режимам, используемым при сварке труб диаметром 1420 мм в условиях трубоэлектросварочного цеха № 4 (ТЭСЦ-4) АО «ВМЗ». Основным отличием рассматриваемых вариантов сварки являлось применение проволоки S2MoTiB на первых двух дугах взамен проволоки S2Mo; для остальных трех электродов при сварке рассматриваемых пластин использовали одинаковую, содержащую никель, марганец, хром низкоуглеродистую проволоку – S3Ni2.5CrMo. Целью исследования было уточнить микроструктурный механизм, обеспечивающий повышение ударной вязкости по центру шва при использовании сварочной проволоки композиции Mo-Ti-B (0,15% титана и 0,015% бора).

Кроме стандартных исследований для более детального изучения микроструктурного состояния наружного сварного шва также были проведены электронно-микроскопические исследования при помощи детектора обратно рассеянных электронов (ДОРЭ) и выполнен текстурный анализ посредством построения обратных полюсных фигур дифрактометрическим методом на основе данных зафиксированных рентгеновским дифрактометром Ultima IV с использованием рентгеновской трубки с медным анодом.

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов типа 11 с концентратором напряжений по центру сварного шва показали, что микролегирование титаном и бором оказало положительное влияние на ударную вязкость и сопротивление хрупкому разрушению металла наружного шва. Значения ударной вязкости с добавками титана и бора находились в интервале 146-183 Дж/см². Ударная вязкость по сравнительному варианту сварки была заметно ниже и находилась в диапазоне 74-100 Дж/см². При исследовании изломов, показано, что площадь протяженных блестящих областей хрупкого разрушения, параллельных концентратору напряжений, в изломах испытанных образцов была заметно меньше после сварки по варианту Mo-Ti-B по сравнению с вариантом Mo (рис. 3.5 а, б).

Фрактографические исследования показали, что во всех случаях разрушение, происходило с образованием смешанного излома. Наряду с вязким внутрезерненным ямочным разрушением наблюдались хрупкие протяженные участки, удлиненные вдоль толщины стенки трубы и параллельные концентратору напряжений испытанных образцов. Для пластин, сваренных по сравнительному варианту хрупкое разрушение происходило по двум механизмам: межзеренному по границам зерен бывшего аустенита и транскристаллитному сколу по кристаллам α -фазы. При испытании образцов от шва, сваренных варианту Мо-Ti-B, хрупкое разрушение происходило в основном по границам бывших аустенитных зерен и на изломах этой серии образцов наблюдались только единичные участки транскристаллитного хрупкого скола.

В рассматриваемых швах максимальная ширина зоны, со скоплениями удлиненных вдоль толщины стенки аустенитных зерен, повторяющих форму центральных дендритов литой структуры, составляла в исследуемых сечениях металлографических шлифов 1,8 мм и 1,4 мм для пластин, сваренных по вариантам Мо и Мо-Ti-B, соответственно. Увеличение ширины зоны центральных кристаллов в наружном шве пластин, сваренных по варианту Мо могло быть одной из причин снижения ударной вязкости и хладостойкости металла, в результате повышения вероятности появления хрупкого межзеренного разрушения во время распространения трещины при проведении испытаний на ударный изгиб.

Детальный анализ при помощи оптической микроскопии и ДОРЭ-метода не выявил существенных отличий в микроструктурном состоянии металла швов на глубине ~6 мм от поверхности пластин. Размер (средний диаметр 0,6-0,65 мкм), объемная доля (0,20%) и состав неметаллических включений в сравниваемых образцах также значимо не отличались.

При сварке по сравнительному варианту по сравнению с вариантом Мо-Ti-B в шве сформировалось более грубая зеренная структура аустенита: среднее значение ширины аустенитных зерен, в направлении параллельном направлению сварки и поверхности исследуемых пластин составило 149 и 94 мкм, соответственно. Также установлено отличие в кристаллографической текстуре сравниваемых вариантов сварки: текстурный индекс составил 5,6 и 2,8, а $Q_{\alpha\{001\}}$ – объемная доля зерен α -фазы, у которых кристаллографическая плоскость скола $\{001\}$ с разбросом 20° ориентирована параллельно поверхности разрушения поперечных образцов для испытания на ударный изгиб – 29,6% и 18%, соответственно для вариантов Мо и Мо-Ti-B.

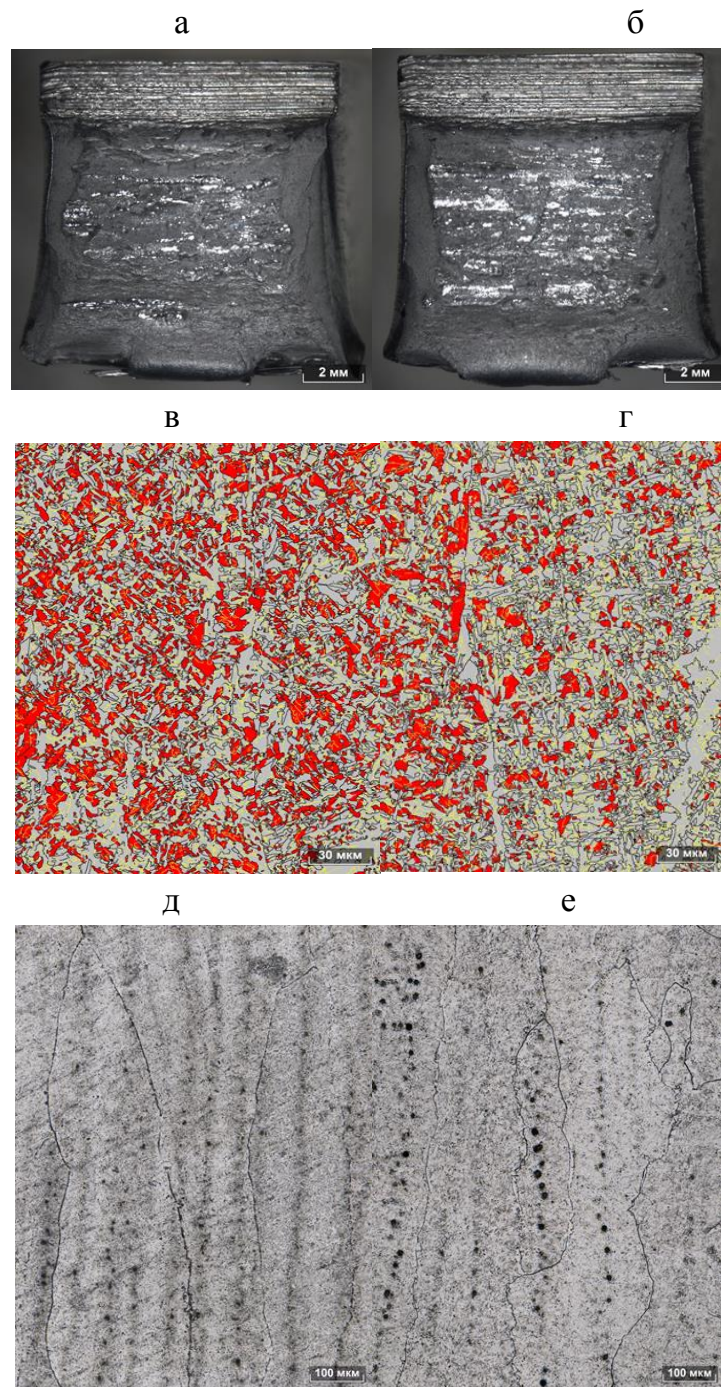


Рисунок 3.5 - Характерный внешний вид изломов образцов Шарпи с концентратором напряжений по центру шва: а) вариант Мо-Тi-В; б) вариант Мо.

Ориентационные карты швов на глубине ~6 мм в поперечном сечении по вариантам Мо (в) и Мо-Тi-В (г): красным цветом выделены ферритные зерна, у которых кристаллографическая плоскость $\{001\}$ с разбросом 20° ориентирована параллельно поверхности разрушения. Аустенитное зерно, выявленное в швах по вариантам Мо (д) и Мо-Тi-В (е).

При сварке по варианту Мо в исследуемом поле зрения преобладающими плоскостями параллельными продольному сечению являлись плоскости с ориентировкой $\{001\}$ и $\{111\}$. В образце от наружного шва по варианту 4 Мо-Ti-B зафиксировано более хаотичное распределение кристаллов α -фазы с преобладанием плоскостей $\{101\}$ и $\{001\}$ параллельными продольному сечению. Объемная доля зерен α -фазы ($Q_{\alpha\{001\}}$), у которых кристаллографическая плоскость $\{001\}$ с разбросом $\pm 20^\circ$ ориентирована параллельно продольному сечению и которые могут являться потенциальными местами развития транскристаллитного хрупкого скола при испытаниях на ударный изгиб поперечных образцов типа 11 по ГОСТ 9454 на 11,6 % больше в исследуемых областях по центру наружного шва по варианту сварки Мо в сравнении с вариантом Мо-Ti-B (рис. 3.5 в, г).

С целью оценки кристаллографической текстуры на большей площади (размером $\sim 7 \times 8$ мм) и получения более достоверной информации о преимущественной ориентировке ферритных кристаллитов рентгенодифрактометрическим методом проведен анализ полюсной плотности интерференций α -железа с построением обратных полюсных фигур. Объектом исследования являлись шесть испытанных образцов Шарпи с концентратором напряжений по центру наружного шва, по три образца для каждой серии образцов от сварных швов, сваренных по вариантам Мо и Мо-Ti-B. Результаты дифрактометрических исследований подтвердили данные ДОРЭ-анализа. В исследуемых образцах от наружного шва по варианту Мо, в сопоставлении с вариантом сварки Мо-Ti-B, во всех случаях получены более высокие значения полюсной плотности для плоскостей $\{001\}$ α -фазы, ориентированных параллельно продольному сечению. Увеличение объемной доли ферритных зерен с такой ориентировкой может являться одной из причин получения более низких значений ударной вязкости поперечных образцов Шарпи с концентратором напряжений по центру наружного шва для варианта сварки Мо в сравнении со сваркой по варианту Мо-Ti-B. Сопоставление значений ударной вязкости и полюсной плотности плоскостей $\{001\}$, параллельных продольному сечению, показало, что наблюдалась прямая зависимость снижения ударной вязкости при увеличении полюсной плотности плоскостей $\{001\}$, параллельных продольному сечению и поверхности излома испытанных поперечных образцов Шарпи с концентратором напряжений по центру шва от наружного шва исследуемых пластин листового проката толщиной 22 мм класса прочности К60 (рис. 3.6).

Металл наружного шва, сваренного с использованием проволоки, содержащей Мо-Ti-B, показал более высокий уровень ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению при испытании на ударный изгиб. Ранее (см. раздел 2.1) методом просвечивающей электронной микроскопии было показано, что при использовании проволоки, содержащей Мо-Ti-B, структура игольчатого феррита изменяется от блочной к собственно игольчатой и повышается ее

дисперсность. Настоящими исследованиями показано, что для образцов с надрезом по центру наружного шва это улучшение вязкости также обусловлено уменьшением неблагоприятной ориентировки $\{001\}$ кристаллитов α -фазы в направлении перпендикулярном направлению сварки и формированием более узкой зоны осевых столбчатых бывших аустенитных зерен, а также уменьшением ширины этих зерен.

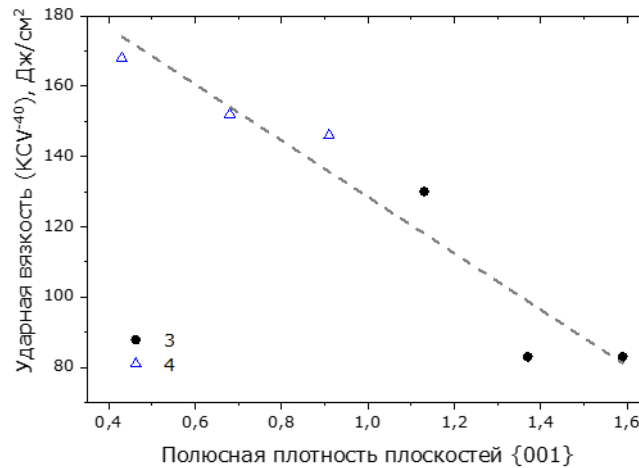


Рисунок 3.6 - Влияние полюсной плотности плоскостей $\{001\}$ α -фазы, поверхности излома на уровень ударной вязкости с использованием двух композиций сварочных материалов по вариантам: 3-Мо и 4-Мо-Тi-В.

3.2. Влияние параметров структуры на ударную вязкость зоны термического влияния сварного соединения, выполненного дуговой сваркой

Известным эффектом термического воздействия процесса дуговой сварки на основной металл является снижение ударной вязкости сталей в зоне термического влияния (ЗТВ) [2]; наибольшее снижение вязкости наблюдается в грубозернистой области ЗТВ, непосредственно примыкающей к линии сплавления.

Для сварного соединения труб большого диаметра ширина крупнозернистой области зоны термического влияния обычно не превышает 2 мм, и составляет небольшую часть сечения образца для испытания на ударный изгиб, остальная часть — это другие участки ЗТВ и сам сварной шов, обычно имеющие более благоприятную структуру и вязкостные свойства. Опыт промышленного производства электросварных ТБД показывает, что обеспечение нормативных значений ударной вязкости KCV^{-20} сварных соединений труб класса прочности К60 с толщиной стенки до 20 мм не представляет технологической сложности. При толщине стенки трубы 25-30 мм для сталей оптимально легированных с низким содержанием углерода (0,06 %C-Mn-Cr-Mo-Ni-Cu-Nb) — возможно обеспечить высокие и стабильные значения ударной вязкости KCV^{-20} по

линии сплавления: 241-349/279 Дж/см² (мин.-макс./ср.). В сварном соединении стали типа 09Г2ФБ (с более высоким содержанием углерода и не содержащей кроме марганца легирующих элементов, повышающих устойчивость аустенита) – может наблюдаться некоторый разброс значений KCV⁻²⁰: 50-331/200 Дж/см² (мин.-макс./ср.), но также в пределах требований нормативной документации. При дальнейшем увеличении толщины стенки трубы (до 30 мм и более) и/или снижении температуры испытания на ударный изгиб ниже -20 °С обеспечение требуемого уровня ударной вязкости требует оптимизации или разработки новых технологических приемов сварки и сварочных материалов.

Оценка свариваемости материала путем изготовления и исследования структуры и свойств сварных соединений весьма трудоемкая задача, особенно на стадии разработки нового состава стали. В связи с этим распространение получил метод исследования свариваемости стали путем имитации на отдельных образцах термических циклов в грубозернистой области ЗТВ. Испытания образца после имитации являются более «жесткими» в сравнении с испытаниями на ударный изгиб реальных сварных соединений по линии сплавления, поскольку в случае имитированного образца грубозернистая область ЗТВ составляет 100% сечения образца, но в этом случае есть возможность четко разделить стали различного химического состава по свариваемости.

Важнейшим результатом исследования свариваемости стали методом имитации термических циклов сварки является зависимость ударной вязкости от скорости охлаждения (определяемой погонной энергией сварки). Для крупнозернистого участка ЗТВ трубных сталей указанная зависимость ударной вязкости от скорости охлаждения представляет собой кривую с максимумом в определённом интервале скоростей охлаждения (см. рис. 1.18, рис. 1.20). Отличия кривых для разных сталей по абсолютной величине и положению максимума обусловлены содержанием углерода, особенностями легирования, устойчивостью аустенита и формируемой в процессе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения микроструктурой. При невысоких скоростях охлаждения (менее 10 °С/с в интервале фазовых превращений 800–500 °С) пониженную ударную вязкость связывают с формированием ферритной и перлитной структуры; при высоких скоростях охлаждения (более 100 °С/с) – снижение вязкости обусловлено формированием в структуре мартенсита; а интервал между ними с более высокой вязкостью – с формированием бейнитной структуры [38, 41, 42]. Нашими экспериментальными исследованиями [38] показано (см. раздел 2.2), что уровень ударной вязкости материала с бейнитной микроструктурой определяется соотношением долей двух типов бейнита. Бейнит речной морфологии имеет большую плотность высокоугловых границ (меньший размер эффективного зерна α -фазы) и более высокую ударную вязкость в сравнении с бейнитом гранулярной морфологии. В разделе 2.2 также показано, что возможность формирования значительной объемной доли речного бейнита

в микроструктуре ЗТВ при реализуемых при сварке скоростях охлаждения зависит от состава стали и обеспечивается в оптимально легированной (с повышенной устойчивостью аустенита) стали класса прочности К60 и выше.

На рис. 3.7а в качестве примера показано влияние объемной доли реечного бейнита на вязкость имитированной ЗТВ стали типа 05ХГ2НМДБ. В качестве условного критерия выбрана минимальная температура испытания, выше которой обеспечивается уровень ударной вязкости $KCV > 150 \text{ Дж/см}^2$. Также показано [38], что повышение плотности высокоугловых границ обусловлено как повышением их плотности в самом реечном бейните в сравнении с гранулярным, в котором их немного они имеют незавершенную форму, так и дополнительным вкладом в повышение плотности ВУГ от измельчения зерна исходного аустенита.

При фиксированном размере зерна аустенита (путем фиксации термического цикла на этапах нагрева до $1350 \text{ }^\circ\text{C}$ и последующего охлаждения до $800 \text{ }^\circ\text{C}$) тенденция к увеличению средних значений ударной вязкости с ростом скорости охлаждения металла $w_{8/5}$ в интервале температур фазовых превращений ($800\text{--}500 \text{ }^\circ\text{C}$) четко проявляется (рис. 3.7.б). Это свидетельствует о том, что ударная вязкость в ЗТВ сварного соединения определяется именно морфологией бейнита (переходом от гранулярного к реечному типу бейнита).

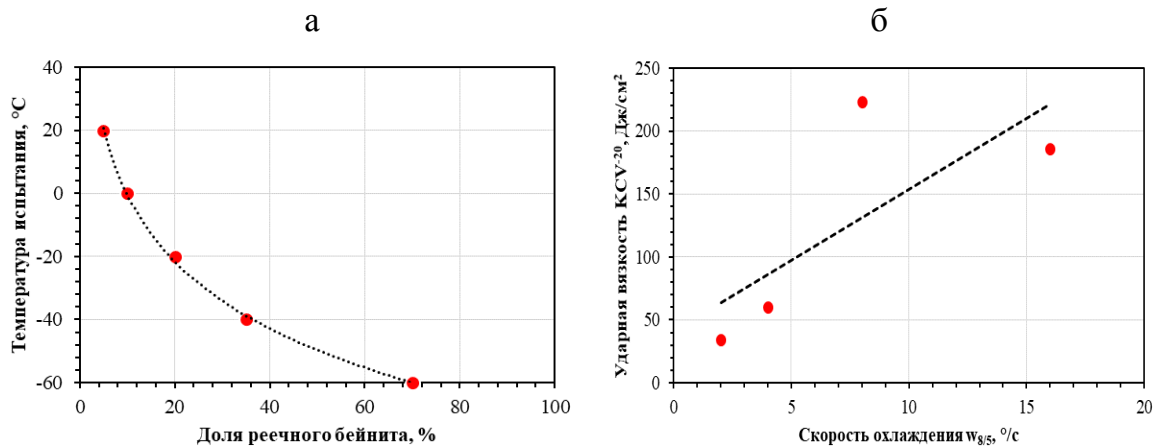


Рисунок 3.7 – Влияние доли реечного бейнита на хладостойкость имитированной ЗТВ (а) (пороговое значение $KCV \geq 150 \text{ Дж/см}^2$); влияние скорости охлаждения при фиксированном размере зерна аустенита на среднее значение ударной вязкости стали (б). Сталь 05ХГ2НДБ.

В ряде случаев при испытаниях на ударный изгиб образцов с имитированной структурой крупнозернистой ЗТВ может наблюдаться существенный разброс значений ударной вязкости до практически нулевых, независимо от скорости охлаждения $w_{8/5}$ (т.е. приведенная на рис. 1.18 зависимость не реализуется). В работах [274–277] установлено, что наблюдаемое рассеяние ударной вязкости металла ЗТВ объясняется реализацией дополнительного механизма

зарождения хрупкого разрушения, а именно присутствием в металле крупных неметаллических включений карбонитридов титана и ниобия, прочно связанных с ферритной матрицей. Фрактографические исследования изломов таких образцов свидетельствуют о том, что разрушение происходит по механизму хрупкого транскристаллитного скола, с формированием на поверхности разрушения крупных фасеток. Очаг разрушения, как правило, на таких изломах располагается на расстоянии не более 300 мкм от надреза образца.

Как мы уже обсуждали, существует ряд представлений о характеристиках микроструктуры крупнозернистого участка ЗТВ, приводящих к снижению ударной вязкости. Значительное внимание уделяется влиянию на ударную вязкость частиц МА-составляющей, при этом, отмечается максимальное влияние частиц, формирующихся на границах зерен исходного аустенита при повторном нагреве в $\alpha+\gamma$ -область грубозернистого участка ЗТВ [130-135]. Существование в ЗТВ сварных соединений труб из микролегированных титаном сталей нескольких структурных факторов, влияющих на ударную вязкость и хладостойкость, говорит о возможности их конкуренции. При этом, степень, в которой различные микроструктурные факторы влияют на механизм разрушения и хладостойкость в условиях их одновременного присутствия в металле, изучена недостаточно. В связи с изложенным, целью настоящего раздела работы является исследование и сопоставление влияния параметров микроструктуры металла ЗТВ исследуемых сталей на ударную вязкость в критическом интервале температур хладноломкости.

Исследование проводили на сталях микролегированных титаном и ниобием класса прочности К60 промышленного производства: 06Г2МНДБ, 07ХГ2Б, 07Г2НДФБ, 05ХГ2НДБ (табл.3.1.). Кроме ряда отличий в базовом химическом составе исследуемых сталей следует отметить повышенное в 1,5-2 раза произведение содержания $Ti \times N$ в сталях 06Г2МНДБ и 07Г2НДФБ в сравнении с остальными. Для получения результатов на менее прочной трубной стали (К52) в качестве объекта исследования использовали имитированные образцы из стали 04ХНДБ промышленного производства, отличающейся крайне низким содержанием Mn (0,37%) и повышенным содержанием Nb (0,08%). Для сопоставления результатов, полученных на имитированной микроструктуре зоны термического влияния, со свойствами реального сварного соединения провели испытания на ударный изгиб образцов с надрезом по линии сплавления сварного шва труб $\varnothing 1020 \times 14$ мм из стали 07Г2Б класса прочности К56 производства АО «ВМЗ».

Имитацию термического воздействия сварки на металл осуществляли на с помощью установки Gleeble 3180 имитируя термический цикл с максимальной температурой нагрева 1350 °С в ЗТВ при многодуговой сварке под флюсом. Для устранения влияния на микроструктуру скорости нагрева и времени нахождения при температуре выше точки A_{c3} , осуществляли циклы

с одинаковой скоростью нагрева до 1350 °С и одинаковой скоростью охлаждения до 800 °С, при этом варьировали от 2 до 64 °С/с скорость охлаждения в интервале 800-500 °С/с.

Таблица 3.1. Химический состав исследованных сталей.

C	Si	Mn	S	P	Mo	Cr+Ni+Cu	N	Ti	Nb
0,050- 0,067	0,22- 0,34	1,61- 1,69	0,001	0,006	0-0,17	0,22-0,55	0,0030- 0,0045	0,018- 0,024	0,057- 0,070

Испытания на ударный изгиб проводили на инструментированном маятниковом копре Zwick PSW по ГОСТ 9454 при температуре -20 °С с записью динамических кривых разрушения. На динамических кривых были определены точки, соответствующие началу пластической деформации, максимальному усилию и зарождению трещины скола.

Ударные образцы сечением 5×10 мм получали путём разделения образца сечением 10×10 мм по перпендикулярной концентратору плоскости. Вторые части образцов, охлажденных по циклам со скоростью охлаждения $w_{8/5}$ 8 и 32 °С/с использовали для исследования микроструктуры. Для ряда образцов с целью установления локальности изучаемых микроструктурных факторов, ответственных за наиболее низкие значения ударной вязкости, и исключения влияния фактора нестабильности термического цикла на рассеяние значений ударной вязкости испытывали обе полученные половины образца.

Для исследования особенностей зарождения хрупких трещин и определения силовых параметров хрупкого разрушения провели испытания на статическое растяжение цилиндрических образцов с корсетным надрезом, место нанесения которого совпадало с точкой приварки термопары на образце при имитации термического цикла сварки. Испытания на растяжение проводили в среде жидкого азота (при температуре -196 °С), скорость растяжения составляла 0,0017 мм/сек. Испытывали образцы, подвергнутые термическим циклам со скоростью охлаждения $w_{8/5} = 8$ °С/с (сталь 06Г2МНДБ) и 2 °С/с (сталь 07ХГ2Б), в связи с тем, что они продемонстрировали близкие распределения величины ударной вязкости KCV⁻²⁰. Для установления напряжения, при котором происходило хрупкое разрушение, измеряли площадь излома с использованием сканирующего электронного микроскопа CrossBeam 1540 EsB (Carl Zeiss), при ускоряющем напряжении 15 кВ. Очаги зарождения скола определяли с помощью анализа на фасетках направлений распространения разрушения по виду речного узора. Определение химического состава неметаллических включений, обнаруженных в изломе, осуществляли с помощью приставки для рентгеноспектрального микроанализа Inca X-Act с комплексом программного обеспечения Aztec (Oxford Instruments). Разделение участков

хрупкого и вязкого разрушения в изломах проводили с применением собственного программного обеспечения в автоматическом режиме.

Исследование микроструктуры металла проводили с использованием метода дифракции отраженных электронов на электронном микроскопе CrossBeam 1540 EsB с приставкой Nordlyss S и комплекса программного обеспечения HKL Channel 5. Определение размера исходных аустенитных зерен осуществляли на основе ориентационных карт. Поскольку зерна непревращенного аустенита наследуют ориентацию зерен исходного аустенита, области с одинаковой ориентацией таких зерен относили к одному исходному аустенитному зерну. Кроме того, для определения расположения границ зерен исходного аустенита применяли карты качества картин Кикучи. Объемную долю и распределение размеров участков остаточного аустенита определяли с помощью анализа областей с ГЦК решеткой на ориентационной карте, в то время как объемную долю и распределение размеров участков МА-составляющей определяли, используя анализ ориентационных карт картин Кикучи в координатах качества. Определение участков МА-составляющей осуществляли с применением алгоритма на основе нейронной сети, обученной на размеченной вручную выборке ориентационных карт.

Плотность границ зерен определяли по ориентационным картам, на которых были выделены границы в диапазоне $1-12^\circ$ (малоугловые) и более 12° (высокоугловые) как отношение суммарной длины границ к площади анализируемого участка в мм^{-1} .

Частицы, содержащие в своем составе титан, выявленные при картировании химического состава в большом масштабе, затем были изучены более подробно путём построения карт химического состава таких частиц с меньшим шагом. Всего были получены и проанализированы карты химического состава с площади $\sim 3 \text{ мм}^2$, на этих участках было обнаружено более 140 частиц, содержащих титан. Картирование проводили с шагом 184 нм. Кроме того, случайно отображенные неметаллические включения были дополнительно проанализированы для определения их внутреннего строения с большим увеличением.

Результаты испытаний на ударный изгиб имитированных образцов сечением $10 \times 10 \text{ мм}$ исследованных сталей приведены на рис. 3.8.

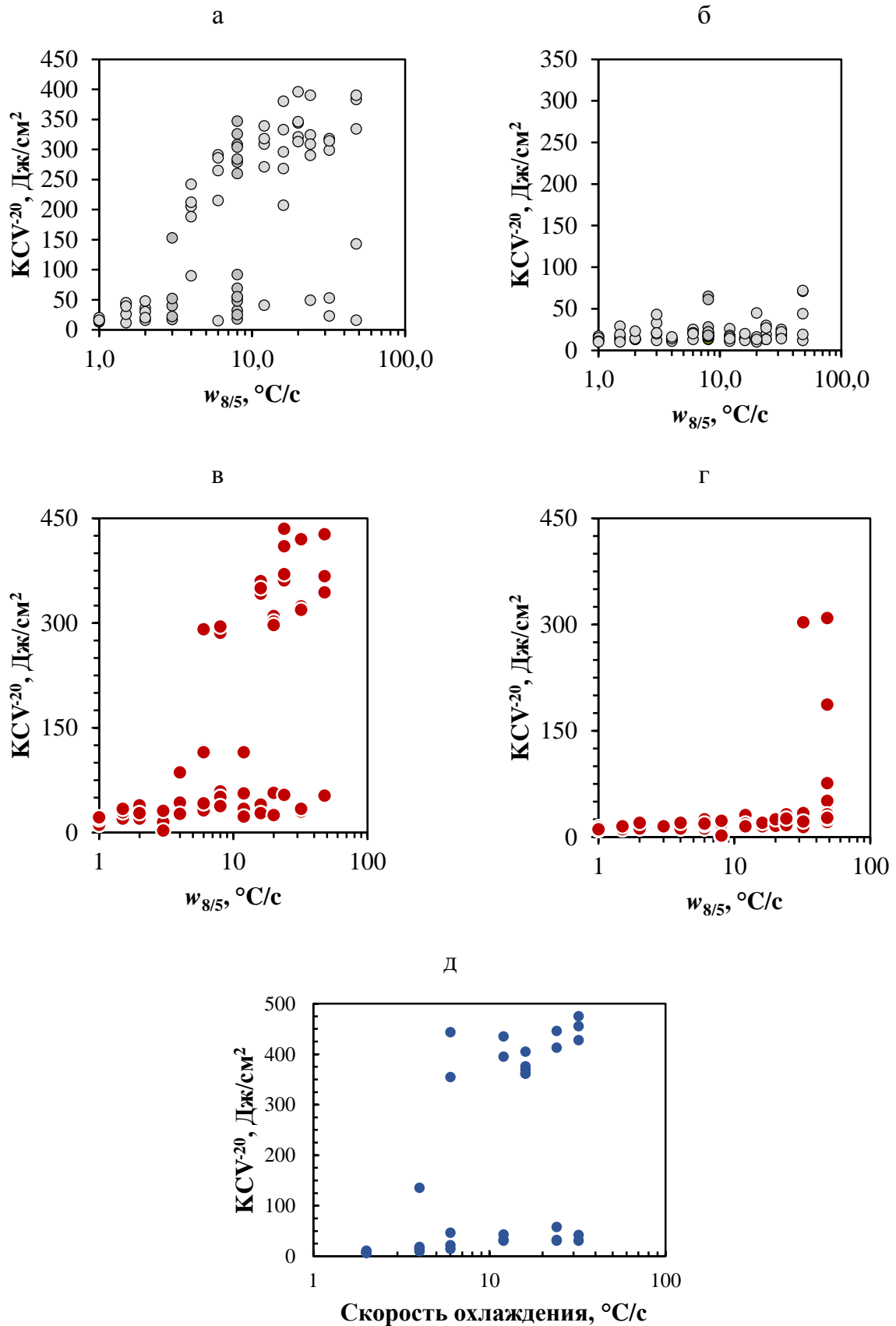


Рисунок 3.8 – Зависимости ударной вязкости KCV^{-20} от скорости охлаждения (имитация ЗТВ): а) 05ХГ2НДБ, б) 07Г2НДФБ, в) 07ХГ2Б, г) 06Г2НМДБ, д) 04ХНДБ.

В случае сталей 05ХГ2НДБ, 07ХГ2Б и 04ХНДБ при скоростях охлаждения более 3-4 °С/с наблюдали существенное рассеяние значений ударной вязкости, при более меньших скоростях охлаждения разрушение образцов практически полностью хрупким и значения ударной вязкости низкими. Для сталей 06Г2МНДБ, 07Г2НДФБ значения ударной вязкости KCV⁻²⁰ очень низкие, т.е. использованная температура испытания находится ниже критического интервала температур хладноломкости, в стали 06Г2МНДБ только при скорости охлаждения 48°С/с наблюдали и высокие и низкие значения ударной вязкости, т.е. существенное рассеяние ударной вязкости.

Для всех исследованных сталей рассеяние ударной вязкости в критическом интервале температур хладноломкости имеет бимодальный характер с различиями более чем в 4 раза между образцами, показавшими низкую и высокую ударную вязкостью, что позволяет предположить существование двух различных механизмов разрушения.

Испытания на ударный изгиб образцов сечением 5×10 мм показали, что сталь 06Г2МНДБ, после имитации термических циклов сварки со скоростями охлаждения $w_{8/5}$ от 2 до 32°С/с при температуре испытания -20°С находится в критическом интервале температур хладноломкости, что обуславливает существенное рассеяние ударной вязкости. Рассеяние значений ударной вязкости образцов из стали 06Г2МНДБ, охлажденных со скоростью $w_{8/5}$ от 2 до 32°С/с следует считать повышенным, поскольку результаты испытаний можно разделить на 2 группы, в которых средние значения отличаются более чем в 4 раза. При скорости охлаждения $w_{8/5} = 64°С/с$ практически не наблюдается существенного рассеяния значений ударной вязкости (рис.3.9)

Сталь 07ХГ2Б после имитации со скоростью охлаждения $w_{8/5} = 2 °С/с$ находится (при температуре испытания -20°С) в критическом интервале температур хладноломкости, что сопровождается существенным рассеянием значений ударной вязкости. Для образцов стали 07ХГ2Б после охлаждения со скоростями 8-32°С/с, при температуре испытания -20°С не наблюдали существенного рассеяния результатов, ударная вязкость находилась на достаточно высоком уровне.

Наблюдаемые различия ударной вязкости исследованных сталей проявляется не за счёт возрастания максимальных ее значений, а путем перераспределения количества образцов в пределах того же диапазона значений ударной вязкости. При этом, сталь 06Г2МНДБ при изученных термических циклах демонстрирует ударную вязкость ниже, чем сталь 07ХГ2Б.

Испытания образцов сечением 5×10 мм, полученных разделением на две части образца сечением 10×10 мм, показали, что значения ударной вязкости образцов меньшего сечения в условиях повышенного рассеяния в некоторых случаях попадают в разные группы. Для образцов из стали 07ХГ2Б при скорости охлаждения $w_{8/5} = 2 °С/с$ из 5 исходных образцов в трёх при испытаниях значения ударной вязкости половин относятся к разным группам, а в двух случаях оба образца по результатам относятся к одной группе с высокой ударной вязкостью. Для стали

06Г2МНДБ с $w_{8/5} = 2 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ во всех пяти случаях ударная вязкость испытанных половин исходных образцов попала в разные группы. В случае стали 06Г2МНДБ с $w_{8/5} = 8 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ – для двух образцов из 10 испытанных наблюдали попадание результатов ответных частей в разные группы ударной вязкости, в остальных 8 образцах – обе половины попали в одну в группу результатов с высокой ударной вязкостью.

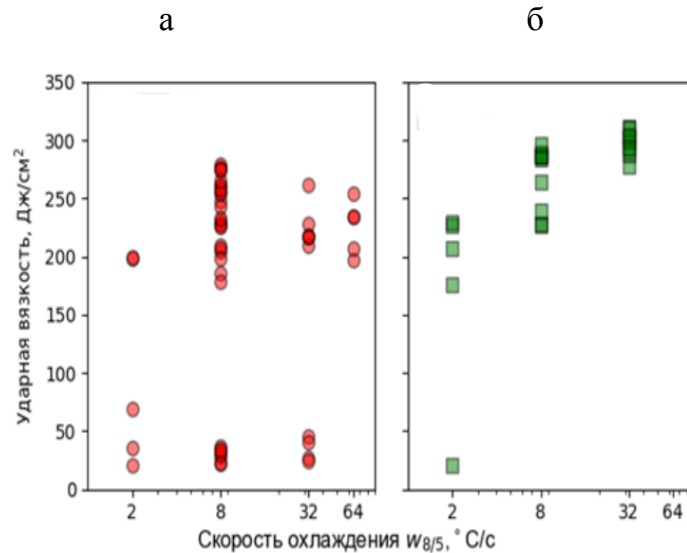


Рисунок 3.9 - Зависимость ударной вязкости образцов сечением 5×10 мм от скорости охлаждения в интервале $800-500 \text{ } ^\circ\text{C}$: а – сталь 06Г2МНДБ; б – сталь 07ХГ2Б.

Таким образом, для сталей класса прочности К60 05ХГ2НДБ, 07ХГ2Б, 06Г2МНДБ, 07Г2НДФБ наблюдали:

- резкое различие в ударной вязкости (хладостойкости) для двух групп сталей 05ХГ2НДБ, 07ХГ2Б и 06Г2МНДБ, 07Г2НДФБ при близком химическом составе и схожей структуре;

- микроструктура исследованных сталей состоит из гранулярного и реечного бейнита и на качественном уровне не отличается;

- в сталях с низкой хладостойкостью слабо выражено влияние скорости охлаждения на ударную вязкость ЗТВ;

- при испытаниях на образцах сечением 5×10 мм порог хладноломкости существенно снижается, и картина разрушения существенно изменяется: в стали 06Г2МНДБ взамен практически полностью хрупкого разрушения наблюдается рассеяние ударной вязкости, а в стали 07ХГ2Б – рассеяние наблюдали только при малой скорости охлаждения, при скорости охлаждения $8 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$ и выше наблюдали высокий уровень ударной вязкости KCV^{-20} , при этом более четко проявляется зависимость ударной вязкости от скорости охлаждения.

Анализ записанных динамических кривых разрушения показал, что при одинаковых параметрах термических циклов зарождение хрупкого разрушения в стали 06Г2МНДБ происходит при меньшем прогибе образца, чем в стали 07ХГ2Б (рис. 3.10 а, б). Также показано, что рассеяние значений ударной вязкости связано не с изменением механических свойств, таких как предел текучести и предел прочности, от образца к образцу, а с моментом формирования трещины скола и соответствующим моментом резкого спада усилия на динамической кривой.

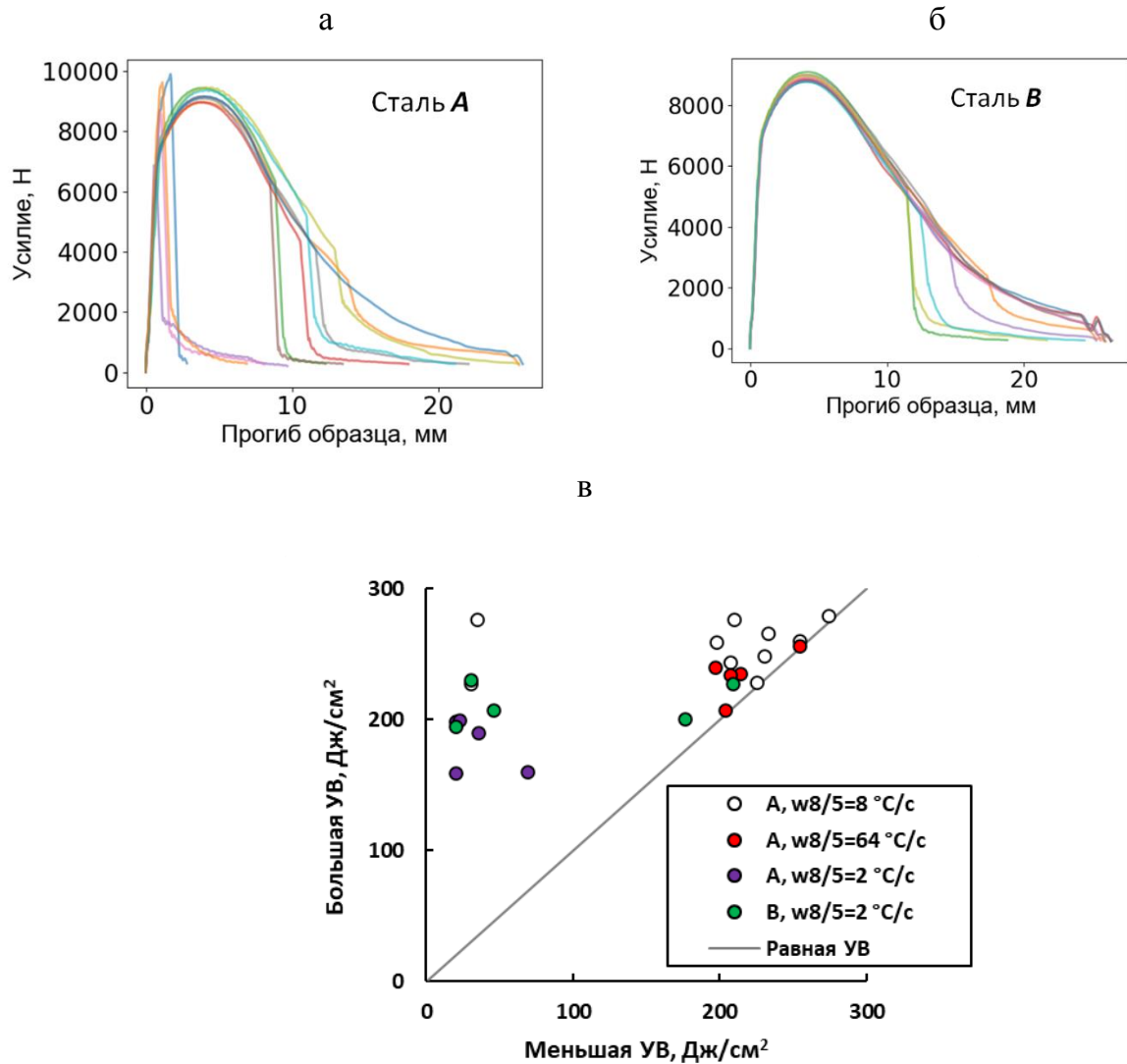


Рисунок 3.10 - Динамические кривые разрушения сталей 06Г2МНДБ (а, сталь А) и 07ХГ2Б (б, сталь В). Охлаждение со скоростью $8^{\circ}\text{C}/\text{c}$. Соотношение ударной вязкости более вязкой ответной части исходного образца сечением 10×10 мм и ударной вязкости менее вязкой части (в).

Кроме того, исследования показали, что максимальное усилие на динамической кривой образцов из стали 06Г2МНДБ несколько превышает соответствующее усилие для образцов из стали 07ХГ2Б, однако при скоростях охлаждения $w_{8/5}=2-8^{\circ}\text{C}/\text{c}$ эта разница незначительна. Также,

при увеличении скорости охлаждения повышается усилие в точках, соответствующих началу пластической деформации и максимальному усилию.

В связи с тем, что спад усилия на динамической кривой разрушения после достижения максимума обусловлен уменьшением сечения образца вследствие формирования и роста трещины, большая величина прогиба, при котором достигается максимум усилия говорит о более высокой пластичности стали. Исходя из этого, можно заключить, что пластичность стали 07ХГ2Б выше, чем стали 06Г2МНДБ и снижается при повышении скорости охлаждения.

В связи с тем, что с увеличением прогиба образца напряжение в вершине трещины растет вследствие деформационного упрочнения, при сопоставимых механических свойствах сталей можно утверждать, что формирование трещины скола на более ранней стадии деформации (при меньшем прогибе образца) связано с более низким напряжением скола локальных участков, которые становятся становящихся местами зарождения трещин скола. Различия в механизмах разрушения, приводящие к бимодальному распределению значений ударной вязкости, вероятно, связаны с различными механизмами зарождения хрупких трещин.

В целом, использование образцов, полученных разрезанием вдоль исходного образца сечением 10×10 мм показали, что результаты испытаний на ударный изгиб двух половин не зависят друг от друга. Диаграмма зависимости значений ударной вязкости более вязкой половины от значений ударной вязкости менее вязкой половины (рис. 3.10в) показала отсутствие корреляции как в виде попадания половин в разные группы ударной вязкости (левая группа точек на рисунке), так и в виде низкого коэффициента корреляции для образцов, имеющих участок хрупкого излома, вторые половины которых попали в группу с высокой ударной вязкостью (0,58 для образцов с $w_{8/5} = 8$ °C/c и 0,02 для образцов с $w_{8/5} = 4$ °C/c). Снижение ударной вязкости связано с смешанным вязко-хрупким разрушением образца, и в основном зависит от момента зарождения трещины скола, и пробегом первичной вязкой трещины до этого события. Отсутствие корреляции между ударной вязкостью двух половин образца дает основание говорить о независимости процессов хрупкого разрушения как для половин, находящихся в разных группах по ударной вязкости, так и для половин, попавших в группу с высокой величиной ударной вязкости, в связи с тем, что очаг хрупкого разрушения для них удален от надреза на разное расстояние.

Кроме того, отсутствие явной корреляции между результатами испытаний на ударный изгиб двух половинок одного образца позволяет однозначно исключить влияние химического состава стали на полученный результат и сделать предположение о том, что вариативность результатов испытаний определяется нахождением в микроструктуре металла локального хрупкого участка (так называемого триггера), скол которого и вызывает дальнейший процесс хрупкого разрушения. Вероятность нахождения такого триггера в образце можно оценить, как

соотношение количества образцов, попавших в группу с низкой ударной вязкостью к общему числу испытанных образцов: то есть от 0 до 0,5.

Микрофрактографические исследования хрупких областей изломов ударных образцов позволили определить строение очагов скола. Для образцов из стали 06Г2МНДБ, которые находятся в группе с низкой ударной вязкостью, характерный очаг скола представляет собой фасетку, линии речного узора которой расходятся изнутри наружу. В точке пересечения линий речного узора находится включение нитрида титана TiN, которое обычно содержит внутри сферическую частицу сульфида кальция (рис. 3.11). Следует отметить, что указанное включение разрушено, в связи с тем его фрагменты наблюдали в очагах скола в изломах обеих частей разрушенного образца.

Для образцов стали 06Г2МНДБ из группы с высокими значениями ударной вязкости, наблюдали два вида очагов скола: с включением нитрида титана и образованные фасетками без признаков неметаллических включений в них.

Фрактографические исследования показали, что образцы стали 07ХГ2Б, относящиеся к группе с низкими значениями ударной вязкости разрушались с образованием очагов скола, не содержащих частицы нитрида титана или других неметаллических включений. Однако, в изломах некоторых образцов стали 07ХГ2Б из группы с высокой ударной вязкостью обнаружили очаги хрупкого разрушения, связанные с включениями нитрида титана. Количественные результаты исследования очагов скола представлены в табл. 3.2.

Исследование изломов образцов после испытания на статическое растяжение показало, что обе исследованные стали разрушались с формированием очагов скола, связанных с неметаллическими включениями, содержащими нитрид титана. В стали 06Г2МНДБ наблюдали очаги скола с хорошо очерченными частицами кубической формы нитрида титана, имеющими внутри сферическое ядро, состоящее из сульфида кальция. В стали 07ХГ2Б наблюдали очаги хрупкого разрушения, связанные с мелкими включениями, иногда сферической формы. При этом, в образцах из стали 06Г2МНДБ обнаружили более десяти очагов, в стали 07ХГ2Б – не более пяти очагов на один образец.

Количественные фрактографические исследования показали, что у стали 07ХГ2Б удельная работа образования вязкого излома выше, чем у 06Г2МНДБ, при этом отличий удельной работы между для одной стали при разных скоростях охлаждения (8 и 32 °С/с) не наблюдали.

Исследования показали, что в исследованных сталях 06Г2МНДБ и 07ХГ2Б существенно различается объёмная доля титансодержащих включений; кроме более низкого содержания нитридных включений в стали 07ХГ2Б, их средний размер также меньше в сравнении со сталью 06Г2МНДБ.

Еще одним важным отличием морфологии неметаллических включений в исследуемых сталях является их строение. В стали 06Г2МНДБ характерны включения, в которых в сечении прямоугольная частица нитрида титана контактирует с матрицей тремя или четырьмя сторонами (рис. 3.12а) в то время, как в стали 07ХГ2Б частица нитрида титана обычно имеет форму пластинки и находится на поверхности более крупной по размеру частицы сульфида или оксида таким образом, что она контактирует с ферритной матрицей только с одной стороны (рис. 3.12б).

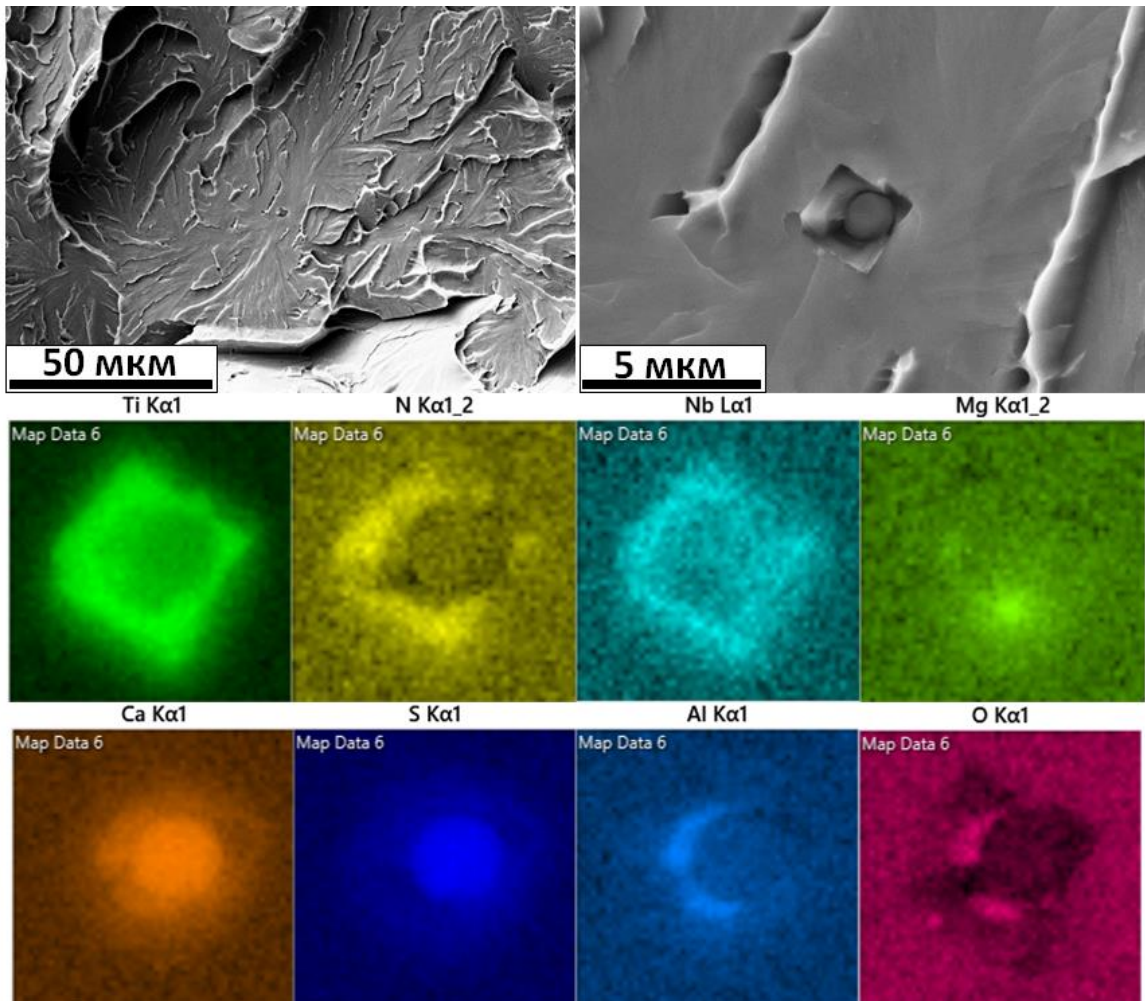


Рисунок 3.11 - Характерный очаг хрупкого разрушения образца из стали 06Г2МНДБ с включением нитрида титана, ставшим источником скола и карты интенсивности сигналов характеристического рентгеновского излучения Ti, N, Nb, Mg, Ca, S, Al, O в области включения. СЭМ.

Таблица 3.2 – Результаты количественного анализа типов очагов скола в сталях.

Сталь	Скорость охлаждения $w_{8/5}$, °C/c	Количество образцов	
		Хрупких/ с нитридами титана в очаге скола	Вязких/ с нитридами титана в очаге скола
06Г2МНДБ	2	5/3	-
06Г2МНДБ	8	6/5	6/2
06Г2МНДБ	32	4/3	4/3
07ХГ2Б	2	3/0	1/0
07ХГ2Б	8	-	5/2

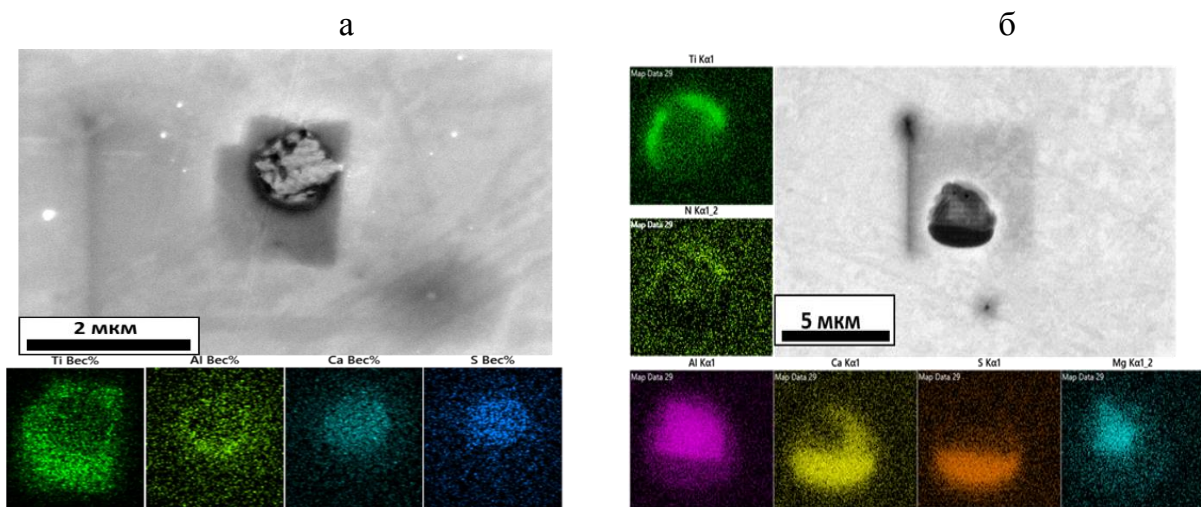


Рисунок 3.12 – а) титансодержащее включение в стали 06Г2МНДБ и карты химического состава по спектрам характеристического рентгеновского излучения Ti, Al, Ca, S в области включения; б) титансодержащее включение в стали 07ХГ2Б и карты интенсивности сигналов линий характеристического рентгеновского излучения Ti, N, Al, Ca, S, Mg. СЭМ.

В образцах из стали 07ХГ2Б с низкими значениями ударной вязкости после имитации ЗТВ по циклу со скоростью охлаждения $2^{\circ}\text{C}/\text{c}$, в очагах зарождения скола включения отсутствовали. При этом, в изломах некоторых образцов группы с высокой ударной вязкостью наблюдали фасетки скола с включениями, которые были инициаторами хрупкого разрушения на поздних стадиях разрушения после продолжительного роста вязкой трещины. Исследования показали, что неметаллические включения в очаговых фасетках стали 07ХГ2Б отличались по своему строению от включений второй исследуемой стали. Частицы нитридов титана и ниобия в них располагались на поверхности включения, представляющего из себя сферическое ядро, состоящее из сульфида кальция и алюмомагниевого шпинели, соответственно нитрид контактировал с матрицей феррита только небольшой частью своей поверхности (рис. 3.13).

Первые представления о строении триггеров скола можно составить из анализа микрофрактографических данных. То, что нитриды титана были обнаружены в фасетках, ставших очагами скола, дает основание сделать заключение об их важной роли в зарождении хрупких трещин. В связи с тем, что в образцах обеих исследованных сталей, испытанных на растяжение, очаги скола, содержали неметаллические включения: на основе нитрида титана (06Г2МНДБ), либо содержащие нитрид титана (07ХГ2Б), делаем предположение, что включение, частично или полностью состоящее из нитрида титана, является составной частью триггера скола, который срабатывает наиболее легко для обеих сталей.

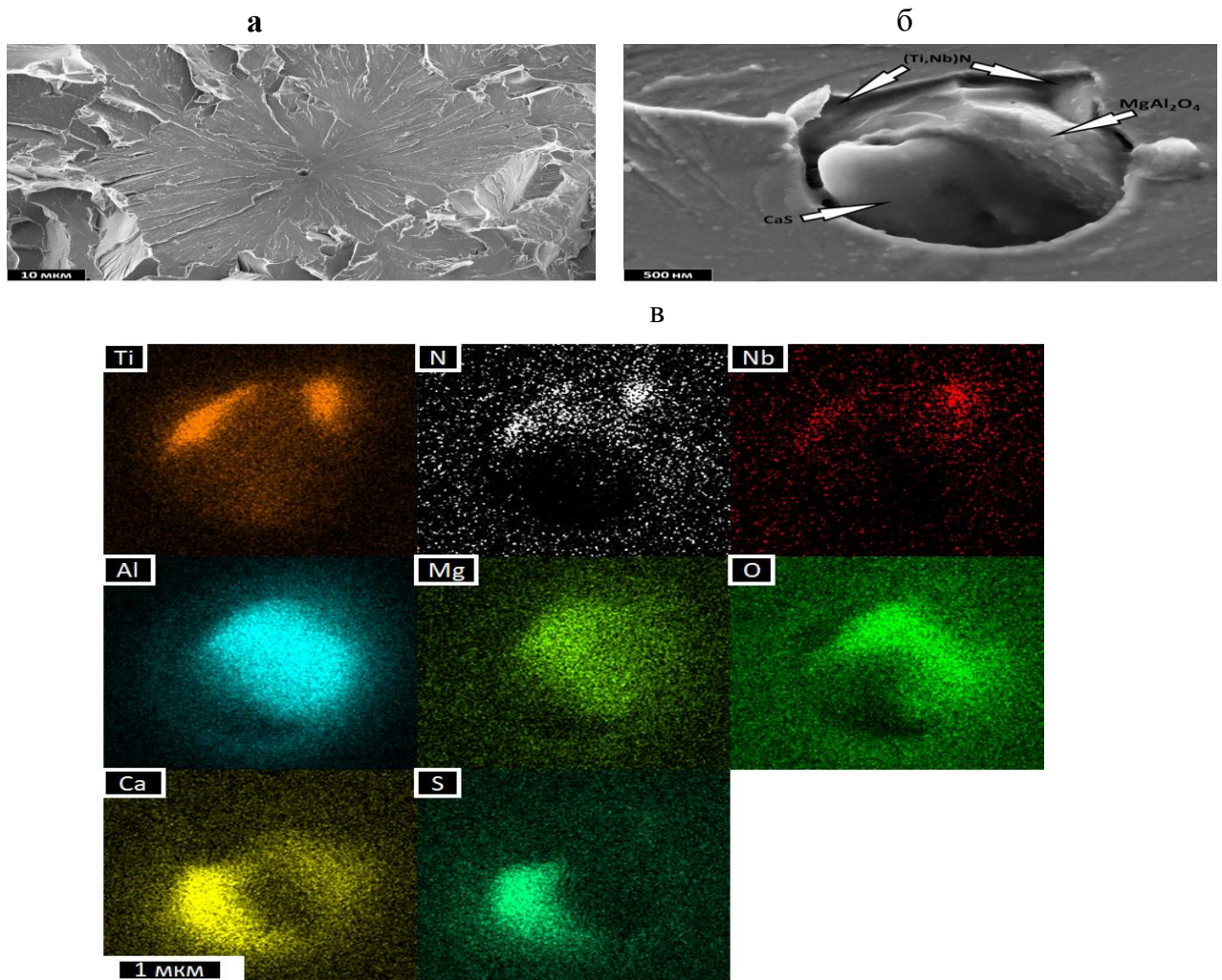


Рисунок 3.13 - Характерный очаг скола образца, в образце стали 07ХГ2Б (а); нитридное включение в фокусе очага скола для образцов стали 07ХГ2Б (б), карты состава неметаллического включения (в). СЭМ.

Далее следует ответить на вопрос - является ли достаточным критерием для характеристики триггера скола наличие в нём включения нитрида титана? Для этого рассмотрим количественное содержание этих частиц в образце; в приближении того, что они имеют форму куба количество включений на единицу объёма можно определить по следующей формуле:

$$N = \frac{V \cdot \varphi}{\frac{3}{S^2}} \quad (3.1)$$

где V – объём исследуемой области металла, φ – объёмная доля частиц нитрида титана, S – площадь сечения частицы, что для ударного образца сечением 8×5 мм с объёмной долей нитрида титана 0,0076% и средней площадью сечения включения $4,9 \text{ мкм}^2$ (сталь 06Г2МНДБ) для области размером 80 мкм (одно зерно бывшего аустенита) даёт 22421 частицу. Если учитывать тот факт, что расположение очага скола в образцах с низкой ударной вязкостью ограничено полуэллиптической областью под надрезом шириной 3 мм и глубиной 1 мм, а также то, что очаги скола обнаруживали на расстоянии не более 300 мкм от вершины вязкой трещины, то количество частиц, которые могут стать триггерами скола, уменьшается до 9900. Полученное значение не соответствует фактическим результатам испытаний на ударный изгиб образцов из ответных частей (двух половин исходного образца сечением 10×10 мм), которые показывают, что среднее количество срабатывающих триггеров скола в образце меньше одного. Таким образом, наличие частицы нитрида титана является необходимым, но недостаточным условием и помимо наличия такого включения, строение (состав) триггера скола должно быть, кроме того, связано и с другими параметрами микроструктуры.

Для того, чтобы наиболее полно охарактеризовать триггер скола – необходимо тщательно изучить очаг хрупкого разрушения. Таким же постоянным его признаком, как присутствие частицы нитрида титана является наличие в очаге хрупкого разрушения самой первичной фасетки скола. Кроме морфологических признаков, используемых для локализации фасетки скола на поверхности излома, таких как протяженные детали макрорельефа и линии речного узора, существует и размер самой фасетки. Исследования показали, что, если размер случайно выбранных фасеток излома находится в диапазоне от 10 до 200 мкм, то размер очаговых фасеток с частицами нитридов всегда превышает 150 мкм (рис. 3.14 а). Размер фасетки определяется расстоянием между высокоугловыми границами в плоскости распространения хрупкой трещины, для преимущественно бейнитной структуры размер фасетки определяется размером бейнитного пакета. В то же время, в очаге хрупкого разрушения часто наблюдали несколько фасеток, угол между плоскостями которых мал, и разориентация осуществляется не за вращения плоскости фасетки, а за счёт наклона (рис. 3.14 б). В связи с тем, что в α -фазе существуют предпочтительные кристаллографические плоскости скола $\{001\}$, можно сделать предположение, что в случае таких фасеток с малыми углами разориентации, разориентация указанных плоскостей скола в зернах по оси, проходящей вдоль стыка фасеток также невелика.

Фасетки в хрупком изломе ориентированы случайным образом относительно плоскости разрушения. В то же время, важнейшей особенностью, отличающей очаговые фасетки скола от случайных, является тот факт, что углы наклона очаговых фасеток к плоскости разрушения

обычно малы. Это позволяет сделать предположение о том, что кроме размера бейнитного пакета, на вероятность образования скола в нём также влияет его кристаллографическая ориентировка. Если предпочтительная плоскость скола α -фазы ориентирована параллельно поверхности разрушения (либо с небольшим отклонением), или перпендикулярно растягивающему усилию, в таком случае скол в таком зерне (пакете) произойдёт существенно легче.

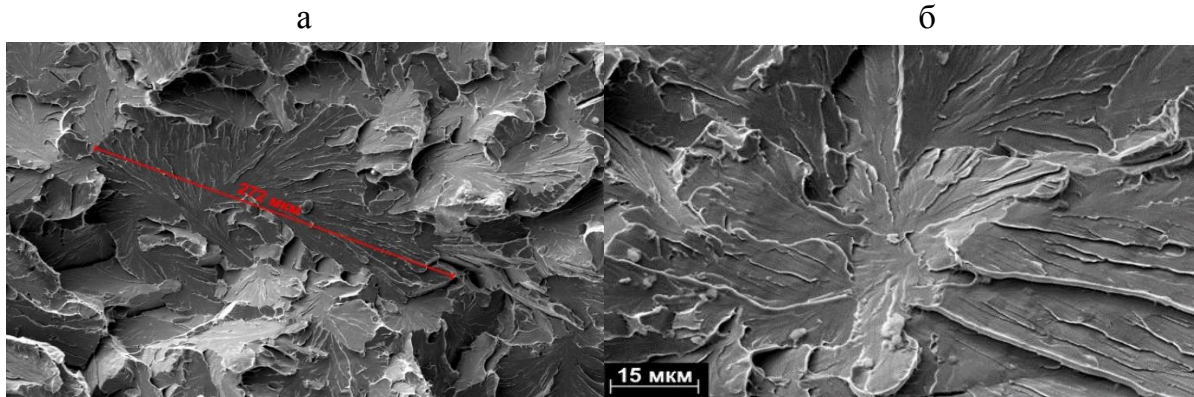


Рисунок 3.14 - а) очаговая фасетка в окружении обычных фасеток скола; б) очаговая фасетка скола, состоящая из нескольких фасеток с небольшой разориентацией плоскости скола путём наклона. СЭМ.

В целом, на основании того, что наблюдаемое количество частиц нитридов титана существенно превосходит количество триггеров скола и того, что кроме наличия этих частиц очаговые фасетки отличаются от случайных ориентировкой и большим размером, сделано заключение, что триггер скола представляет собой крупный бейнитный пакет, ориентированный так, что плоскости скола в нём параллельны (или близки) плоскости разрушения и внутри этого пакета находится частица нитрида титана.

На основе предложенного механизма зарождения трещины скола делаем вывод, о том, что необходимым условием хрупкого разрушения бейнитного зерна (пакета) является формирование в нитридной частице микротрещины. Однако, такое условие не является достаточным, поскольку необходим переход этой микротрещины из включения нитрида титана в матрицу α -фазы. Вероятность такого перехода определяется свойствами границы между частицей и ферритной матрицей и свойствами самой матрицы α -фазы. Для установления различий между двумя исследованными сталями необходимо рассмотреть оба приведенных выше критерия.

Размер дефекта (t), необходимый для его распространения через потенциальный барьер (границу зерен или межфазную границу) можно определить из выражения [278]:

$$t = \left(\frac{\beta K_I^b}{\sigma_{эфф}} \right)^2 \quad (3.2)$$

где β – фактор формы трещины, K_I^b – критический коэффициент интенсивности напряжений, позволяющий преодолеть барьер, $\sigma_{эфф}$ – эффективное нормальное напряжение, зависящее от ориентировки трещины внутри зерна.

При равном размере дефекта в бейнитном пакете напряжение, требуемое для скола выше для того материала, у которого больше значение K_I^b . Кроме того, поскольку определяемое по прогибу образца при максимуме усилия упрочнение у стали 07ХГ2Б осуществляется медленнее чем у стали 06Г2МНДБ, для неё необходима большая степень деформации, которая позволит достичь напряжения около трещины в частице нитрида, которое превышает напряжение скола бейнитного пакета.

Переход трещины из частицы нитрида в матрицу не является достаточным условием возникновения макроскопически хрупкого разрушения. Это подтверждается тем, что в изломах выявляются фасетки скола, окруженные со всех сторон участками вязкого разрушения, в которых, наиболее вероятно хрупкая трещина остановилась (рис. 3.15 а). Переход хрупкой трещины из одного зерна в другое описывается выражением аналогичным формуле (3.2) с той лишь разницей, что критический коэффициент интенсивности напряжений K_I^b описывает развитие деформации на межзеренной, а не на межфазной границе. То есть, в случае перехода трещины скола из включения в матрицу в бейнитном пакете малого размера, условие (3.2) будет не выполнено, что приведет к остановке трещины.

Возможность перехода трещины из хрупкого включения в ферритную матрицу, вероятно, зависит от величины адгезии на границе «включение-матрица». Нитрид титана обладает повышенной адгезией к ферриту в сравнении с сульфидными включениями и включениями на основе оксида алюминия [43]. Поэтому вероятность перехода хрупкой трещины из неметаллического включения в ферритную матрицу повышается при увеличении площади контакта между нитридом титана и ферритом. Кроме этого, более прочная межфазная граница «нитрид-матрица» облегчает передачу напряжения из матрицы в частицу, что также повышает вероятность зарождения трещины скола в нём.

Фрактографическое подтверждение данных заключений основано на наблюдении при исследовании изломов включений, хрупкие трещины из которых перешли через границу «нитрид-феррит», но остановились на межфазной границе «сульфид-феррит». На рис. 3.15б приведена трещина, прошедшая через границу «нитрид титана-феррит», но остановившаяся на границе «сульфид кальция-феррит». При этом, остановка трещины сопровождалась отслоением включения от ферритной матрицы и наблюдалось затупление вершины трещины, однако, переход трещины в матрицу происходил без таких отслоений (рис. 3.15 в).

Таким образом, строение включений, содержащих нитрид титана, в рамках приведенных выше рассуждений, объясняет, как повышенное напряжение скола стали 07ХГ2Б при

испытаниях на растяжение, так и повышенную склонность к хрупкому разрушению стали 06Г2МНДБ. Включения в стали 07ХГ2Б содержат нитрид титана в виде тонких частиц на поверхности более крупных частиц сульфида кальция и алюмомагниевого шпинели, в этом случае контакт нитридной частицы с ферритной матрицей осуществляется только с одной стороны. В стали 06Г2МНДБ неметаллические включения данного типа в основном представлены прямоугольными в сечении частицами нитрида титана, которые сформировались вокруг сферического ядра сульфида кальция. Контакт нитрида титана с ферритной матрицей в таких включениях происходит практически по всей площади поверхности нитрида.

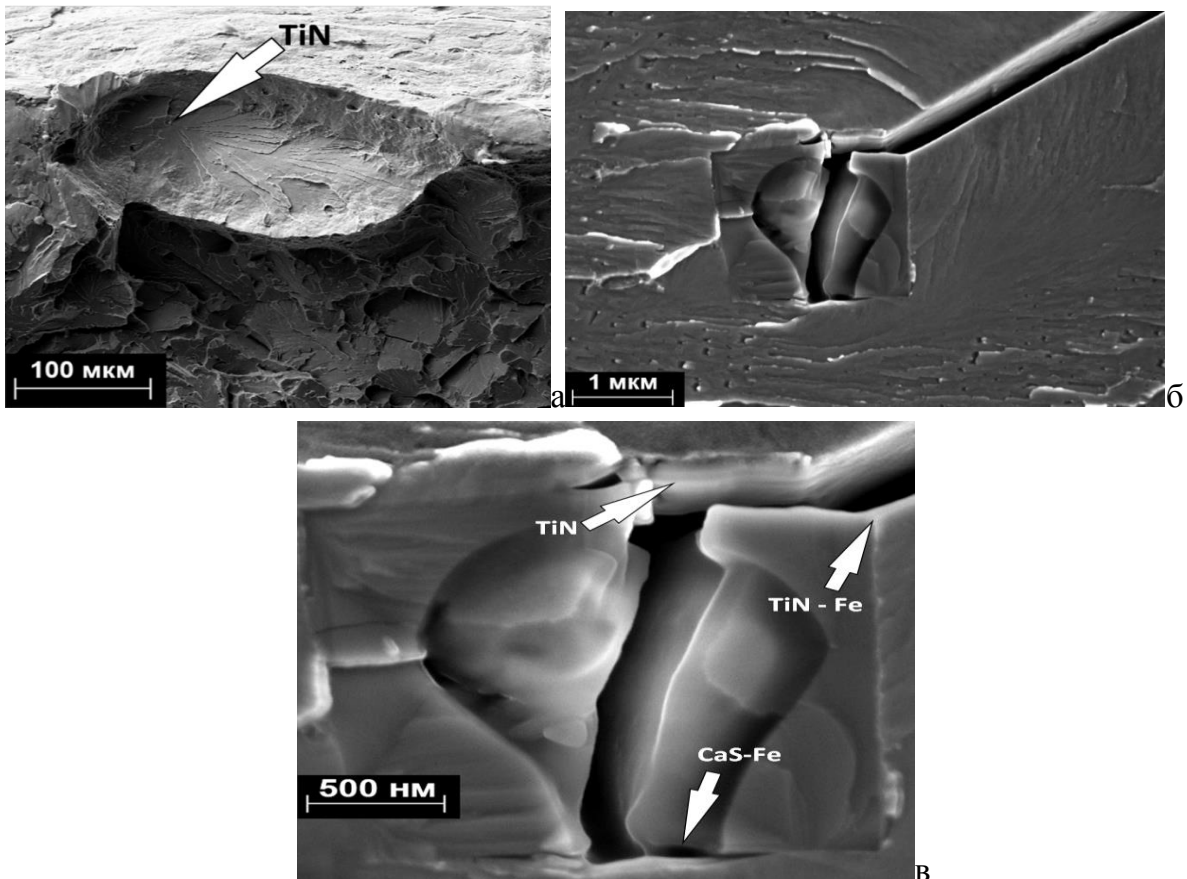


Рисунок 3.15 а) очаговая фасетка скола, образование которой не привело к макроразрушению; б, в) хрупкая трещина, перешедшая через границу «TiN-феррит», но остановившаяся на границе «CaS-феррит». СЭМ.

Существование очаговых фасеток скола, не содержащих частицы нитрида титана, вероятно, есть следствие конкуренции разных механизмов зарождения скола; триггеров на основе TiN с триггерами, которые контролируются другими элементами микроструктуры. При этом, триггеры на основе частиц нитрида титана срабатывают при меньшем напряжении, что делает их наиболее опасными с точки зрения снижения значений ударной вязкости.

Результаты работ по моделированию [279-281] и экспериментальному изучению [282-284] формирования частиц нитрида титана в стали показывают, что эти включения не растворяются

при кратковременном нагреве до температуры 1350 °С и в микроструктуре ЗТВ наследуются из основного металла. Таким образом, на фоне существенного снижения ударной вязкости вследствие охрупчивающего влияния крупных частиц нитрида титана неблагоприятной морфологии, варьирование термических циклов сварки и соответствующее изменение параметров микроструктуры ферритной матрицы дают ограниченный эффект на изменение ударной вязкости.

Исследование очагов скола сталей 06Г2НМДБ и 07Г2НДФБ, для которых температура вязко-хрупкого перехода выше -20°С,казало, что скол зарождается на крупных включениях, преимущественно состоящих из TiN (рис. 3.16). Но скол частицы нитрида титана является необходимым условием для формирования макроскопической трещины скола на ранней стадии деформации, но его нельзя назвать достаточным условием, в связи с тем, что критическим событием в данном случае является переход хрупкой трещины через границу бейнитного пакета [285].

Анализ микроструктуры показал, что на качественном уровне отличия между ЗТВ исследованных сталей не наблюдаются. Повышение скорости охлаждения во всех сталях приводит к уменьшению доли гранулярного бейнита в микроструктуре и соответствующему увеличению доли реечного бейнита. Отличия в строении неметаллических включений наблюдали между сталями с низкой и высокой ударной вязкостью. В сталях 06Г2НМДБ, 07Г2НДФБ нитриды титана представляли собой массивные включения, имеющие в сечении прямоугольную форму, при этом они содержали внутри ядро сферической формы, состоящее из сульфида кальция в смеси с оксидами и силикатами алюминия и марганца. В противоположность этому в сталях 05ХГ2НДБ, 07ХГ2Б включения нитридов титана представляли собой мелкие частицы, расположенные на поверхности крупных включений оксидов и сульфидов. Такие включения не проявляли себя в как очаги зарождения хрупких трещин.

Строение очагов хрупкого разрушения на поверхности изломов образцов, испытанных на ударный изгиб, различается у сталей с высокой и низкой ударной вязкостью. Для сталей 06Г2НМДБ, 07Г2НДФБ характерно на ранней стадии пластической деформации образование очагов хрупкого разрушения, трещина скола в которых зарождается в крупной частице нитрида титана, которая имеет плотный контакт с матрицей α -фазы. В металле ЗТВ сталей, имеющих высокоую среднюю ударную вязкость KCV^{20} , зарождение трещин скола наблюдали с образованием очагов другого типа, которые не содержат крупных неметаллических включений. То есть наблюдаемые различия в механизме разрушения обусловлены отличиями в строении и доле неметаллических включений в стали. В исследованных сталях 06Г2НМДБ и 07Г2НДФБ частицы нитрида титана имеют плотную границу с ферритной матрицей, и трещина легко переходит в α -фазу, в то время как в сталях 05ХГ2НДБ и 07ХГ2Б нитридные частицы окружены

сульфидными и оксидными составляющими включения. Повышенное содержание включений нитрида титана в сталях 06Г2НМДБ, 07Г2НДФБ, вероятно связано с более высоким произведением содержания титана и азота ($Ti \times N$) в них в сравнении с другими исследованными сталями 05ХГ2НДБ, 07ХГ2Б.

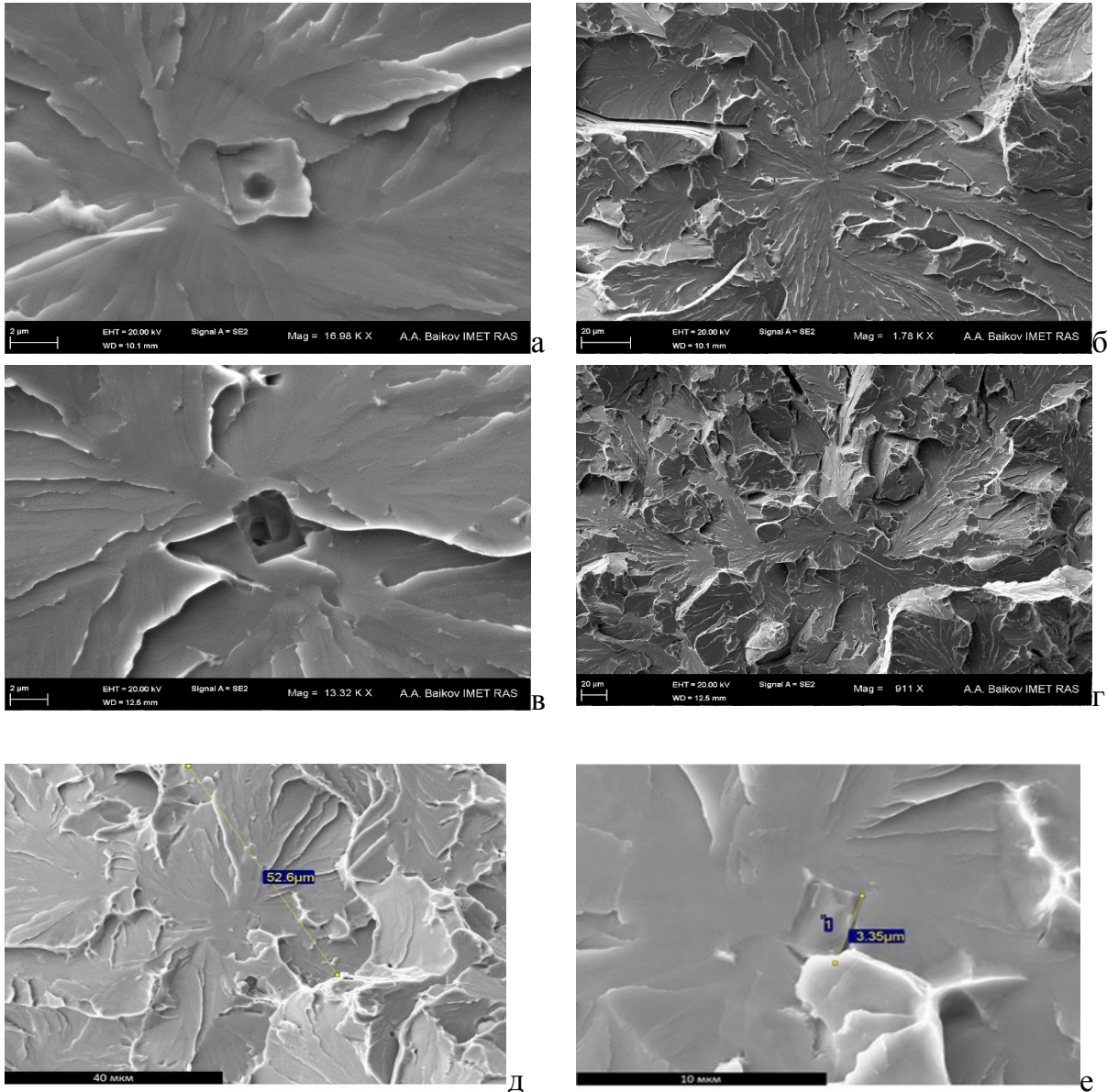


Рисунок 3.16 - Очаги скола, содержащие нитриды титана: а, б – сталь 07Г2НДФБ, в, г- сталь 06Г2НМДБ; д, е - сталь 04ХНДБ. СЭМ.

Таким образом, отличие в механизмах разрушения между двумя группами сталей 06Г2НМДБ, 07Г2НДФБ и 05ХГ2НДБ, 07ХГ2Б полностью объясняется объемной долей и размером частиц включений. Этот микроструктурный фактор влияет на ударную вязкость и хладостойкость металла зоны термического влияния в наибольшей степени и в случае

присутствия крупных включений нитрида титана влияние на ударную вязкость других микроструктурных факторов на его фоне не проявляется.

Характеристики микроструктуры и размеры зёрен бывшего аустенита в ЗТВ исследуемых сталей после одинаковых термических циклов практически не отличались, что позволило исключить влияние этого фактора на результаты испытаний на ударный изгиб.

Фрактографические исследования изломов стали 04ХНДБ показали (рис. 3.16 д, е), что у образцов с надрезом по линии сплавления реального сварного соединения, показавших низкие значения ударной вязкости, характерный очаг скола также, как и имитированный металл, содержит включения на основе нитридов титана и ниобия.

Таким образом, инициатором хрупкого разрушения, обладающим наименьшим напряжением скола, который определяет минимальный уровень ударной вязкости ЗТВ исследуемых трубных сталей, является триггер, состоящий из частицы нитрида титана, находящейся в крупном бейнитном пакете, ориентировка преимущественных плоскостей скола которого параллельна или близка к плоскости разрушения. Критическое событие при этом - переход хрупкой трещины через границу бейнитного пакета, в котором она зародилась в матрицу.

Напряжение скола триггеров на основе нитрида титана зависит от строения нитридной частицы. Наименьшим напряжением скола обладают триггеры, в которых частица нитрида титана со всех сторон окружена ферритной матрицей. В случае включений нитрида титана, 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 механизму отслоения и соответствующего затупления вершины.

Влияние титана на ударную вязкость и хладостойкость металла определяется не только содержанием титана и азота в стали, но и морфологией включений, содержащих титан, которая обусловлена и технологией внепечной обработки и разлива стали.

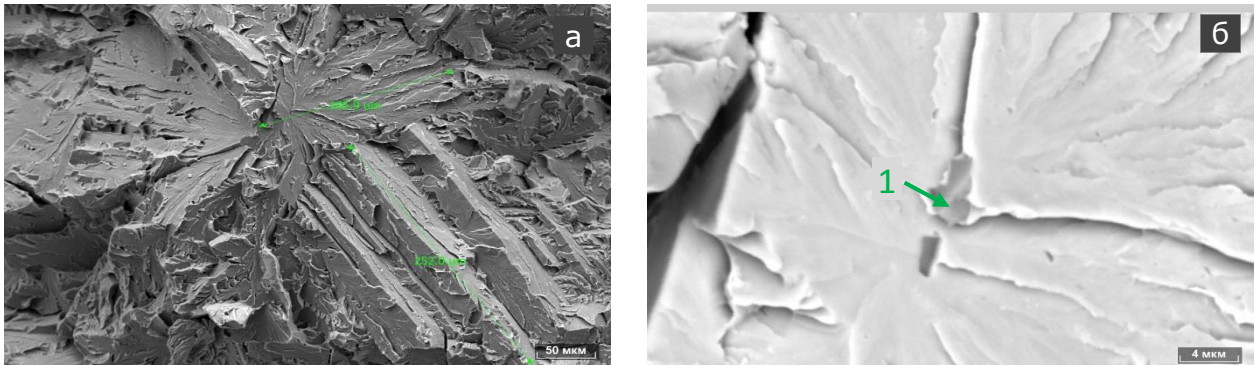
Грубая бейнитная или феррито-бейнитная структура чувствительна к концентраторам напряжений, которыми являются включения, обнаруженные в очагах хрупкого разрушения. То есть влияние таких крупных частиц в значительно большей степени проявляется на фоне грубой микроструктуры матрицы α -фазы имитированной крупнозернистой области ЗТВ. В случае мелкодисперсной микроструктуры, например, в основном металле, охрупчивающего влияния нитридных частиц не отмечено. Как ранее отмечалось – охрупчивающее влияние обусловлено не только размером, но и формой и некоторыми другими морфологическими признаками частиц: неблагоприятными являются прямоугольные в сечении частицы, со всех сторон контактирующие с матрицей, а не включения сложного строения, в которых с ферритной матрицей контактируют в основном глобулярные включения оксидов или сульфидов. Именно описанные выше крупные

включения неблагоприятной морфологии обнаружены в сталях 06Г2МНДБ, 04ХНДБ, предположили, что формирование таких карбонитридов в этих сталях обусловлено наличием в них наряду с титаном высокого содержания (0,08%) ниобия.

Необходимо отметить, что сталь 04ХНДБ имеет существенно меньшую прочность и более высокую пластичность в сравнении со сталями 06Г2МНДБ и 07ХГ2Б, но при этом на фоне крупнозернистой структуры ЗТВ охрупчивающее влияние частиц нитрида титана (и ниобия) также было установлено.

Повышение напряжения скола в стали 07ХГ2Б, которое приводит к увеличению ударной вязкости, наиболее вероятно, обусловлено осложнением перехода хрупкой трещины из частицы в матрицу и связано с плохим контактом нитридных включений с ферритом.

Фрактографический анализ изломов образцов из стали 06ХГ2МНДБР (класс прочности К90) с имитированной структурой ЗТВ, испытанных на ударный изгиб при температуре $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ показал, что во всех случаях, за исключением двух образцов, охлажденных со скоростью $8\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, показавших высокий уровень ударной вязкости, источниками хрупкого разрушения были крупные фасетки скола размером до 180 мкм (рис. 3.17), на поверхности которых обнаружены карбонитриды титана размером 1,5-9,6 мкм.



Спектр	Массовые доли химических элементов, %					
	C	N	Al	Ti	Mn	Fe
1	5,33	14,10	0,62	23,53	0,77	55,66

Рисунок 3.17 - Крупные очаговые фасетки скола (а) и карбонитриды титана (б), обнаруженные в очаговых фасетках на поверхности изломов образцов Шарпи из стали 06ХГ2МНДБР ($2\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$). СЭМ.

Систематически исследовали количественные параметры микроструктуры сталей 06Г2МНДБ, 07ХГ2Б, продемонстрировавших различное сопротивление хрупкому разрушению металла имитированной ЗТВ и проанализировали связи «структура-свойства». Количественные

характеристики имитированной микроструктуры исследованных сталей приведены в таблице 3.3.

Размеры зёрен исходного аустенита в сталях 06Г2МНДБ и 07ХГ2Б после термических циклов с различными скоростями охлаждения $w_{8/5}$ практически не различаются, что дает основание исключить влияние данного структурного фактора на величину ударной вязкости испытанных образцов ЗТВ.

Доля МА-составляющей в стали 07ХГ2Б больше при обеих исследованных скоростях охлаждения. Для каждой исследованной стали, повышение скорости охлаждения ведёт к уменьшению доли МА-составляющей. Характер частотных распределений размеров частиц МА-составляющей в двух сталях близок, за исключением некторого преобладания фракции крупных частиц в стали 06Г2МНДБ при скорости охлаждения $8^\circ\text{C}/\text{c}$ (рис. 3.18).

Таблица 3.3 – Параметры микроструктуры исследованных сталей для различных скоростей охлаждения в интервале $800-500^\circ\text{C}$ ($w_{8/5}$).

Сталь	$w_{8/5}, ^\circ\text{C}/\text{c}$	$\text{Ø ИА}, \text{мкм}$	$\text{Ø МА}, \text{мкм}$	$\phi \text{ МА}, \%$	$\text{Ø ОА}, \text{мкм}$	$\phi \text{ ОА}, \%$
06Г2МНДБ	32	84	1,03	0,5096	1,11	1,08
06Г2МНДБ	8	78,1	1,88	1,3923	0,58	0,17
07ХГ2Б	32	82,4	1,18	0,8593	0,8	0,65
07ХГ2Б	8	80,3	1,49	1,5167	0,63	0,22
		$\rho < 10^\circ$	$\rho > 10^\circ$	$\text{Ø Ti}, \text{мкм}$	$\phi \text{ Ti}, \text{ppm}$	
06Г2МНДБ	32	1,27	0,43	2,49	76	
06Г2МНДБ	8	0,9	0,26			
07ХГ2Б	32	1,02	0,4	1,52	35	
07ХГ2Б	8	0,87	0,31			

ОА- остаточный аустенит, ИА – исходный аустенит, Ti – титансодержащие включения, ρ – плотность границ зерен, Ø – средневзвешенный по площади диаметр зерна, ϕ – объёмная доля.

При повышении скорости охлаждения ЗТВ размер и доля участков непревращенного аустенита снижается (табл.3.3). При этом, не наблюдали корреляции этих параметров микроструктуры с ударной вязкостью: при скорости охлаждения $32^\circ\text{C}/\text{c}$ объёмная доля участков аустенита больше в стали 07ХГ2Б, а при скорости охлаждения $8^\circ\text{C}/\text{c}$ – в 06Г2МНДБ.

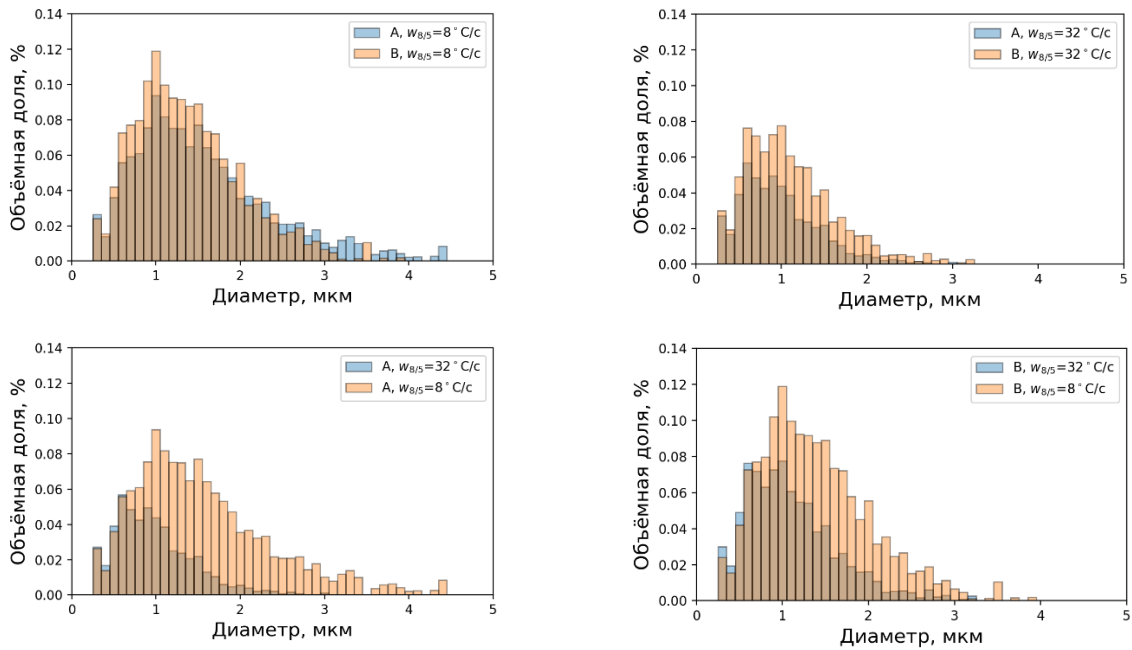


Рисунок 3.18. Частотное распределение размеров частиц МА-составляющей в ЗТВ сталей 06Г2МНДБ (А) и 07ХГ2Б(В) при скоростях охлаждения $w_{8/5}$ 8 и 32 °C/c

При увеличении скорости охлаждения $w_{8/5}$ от 8 до 32 °C/c плотность высокоугловых границ повышается в обеих исследованных сталях. При этом, средняя плотность ВУГ при скорости $w_{8/5} = 8$ °C/c несколько выше в ЗТВ стали 07ХГ2Б, чем в 06Г2МНДБ, а при $w_{8/5} = 32$ °C/c практически одинакова в обеих сталях. В то же время плотность малоугловых границ в ЗТВ стали 06Г2МНДБ выше, чем в 07ХГ2Б при обеих исследованных скоростях охлаждения.

С точки зрения структуры, параметрами, определяющими прочность и пластичность исследуемых сталей 06Г2МНДБ и 07ХГ2Б являются объемная доля МА-составляющей и плотность малоугловых границ (рис.3.19). Но с повышением объемной доли частиц МА-составляющей, прочность сталей снижается как при сопоставлении разных сталей при одной скорости охлаждения, так и в случае изменения скорости охлаждения для одной исследуемой стали. Наличие обратной зависимости между прочностью и долей прочной структурной составляющей дает основание предположить, что причинно-следственная связь между этими параметрами отсутствует. Однако, при этом снижение прочности может быть обусловлено уменьшением содержания углерода в ферритной матрице вследствие его перехода в МА-составляющую.

Прочность сталей имеет прямую линейную зависимость от плотности малоугловых границ, и это справедливо как в пределах одной стали, так и при переходе от стали к стали. Одновременно наблюдали обратную зависимость между пластичностью стали, оцениваемой прогибом образца при максимуме нагрузки на динамической кривой и плотностью малоугловых

границ. Поскольку в основном малоугловые границы представляют собой границы между бейнитными рейками в пакетах, то понижение плотности МУГ предполагает увеличение ширины бейнитных реек.

Вероятно, легирующим элементом, который приводит к повышению плотности малоугловых границ в исследуемой стали 06Г2МНДБ, является молибден, введение которого в сталь снижает критическую точку A_{r3} [286-288], а также и температуру начала промежуточного превращения [286].

С повышением скорости охлаждения (и снижением времени нахождения в интервале температур 800-500 °С) в микроструктуре исследованных сталей отмечали снижение объемной доли МА-составляющей (от 1,6 - 2,8 до 0,3-1,0% при повышении скорости охлаждения от 6 до 48 °С/с). Кроме того, уменьшается и размер частиц МА-составляющей (от 1,9 – 2,3 до 0,9 – 1,5 мкм при повышении скорости охлаждения от 6 до 48 °С/с (рис. 3.20 а, б).

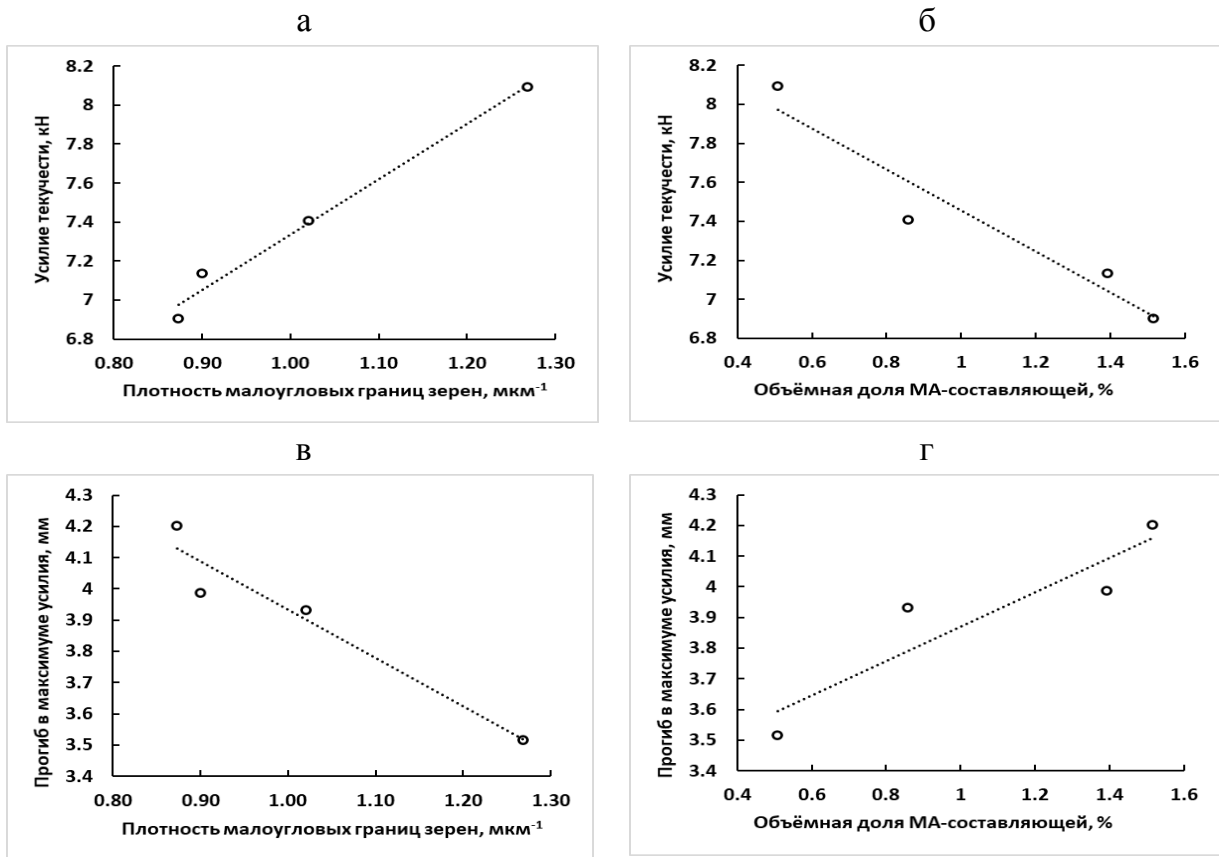


Рисунок 3.19 - Зависимость усилия текучести и прогиба образца при максимуме усилия от плотности малоугловых границ (а, в) и от объемной доли МА-составляющей (б, г).

При этом снижается и объемная доля, и размер зерен непревращенного аустенита с увеличением скорости охлаждения (рис. 3.20 в, г).

Плотность высокоугловых границ исследованных сталей практически не различается, при этом она повышается с увеличением скорости охлаждения (см. рис. 2.30).

Микроструктурные факторы, которые оказывают влияние на ударную вязкость и хладостойкость в отсутствие критического влияния частиц нитридов титана, могут быть выявлены при сопоставлении микроструктур сталей 05ХГ2НДБ и 07ХГ2Б. При близкой объемной доле частиц МА-составляющей в исследованном диапазоне скоростей охлаждения размер этих частиц в стали 05ХГ2НДБ, обладающей более высокой ударной вязкостью, - выше. Существование причинно-следственной связи между повышением размера частиц хрупкой структурной составляющей и увеличением ударной вязкости при переходе от одной исследуемой стали к другой не соответствует существующим представлениям о механизме разрушения. Из этого можно сделать заключение о том, что если есть разница между сталями 05ХГ2НДБ и 07ХГ2Б во влиянии морфологии МА-составляющей на ударную вязкость, то она не проявляется на фоне более значимо действующих микроструктурных факторов.

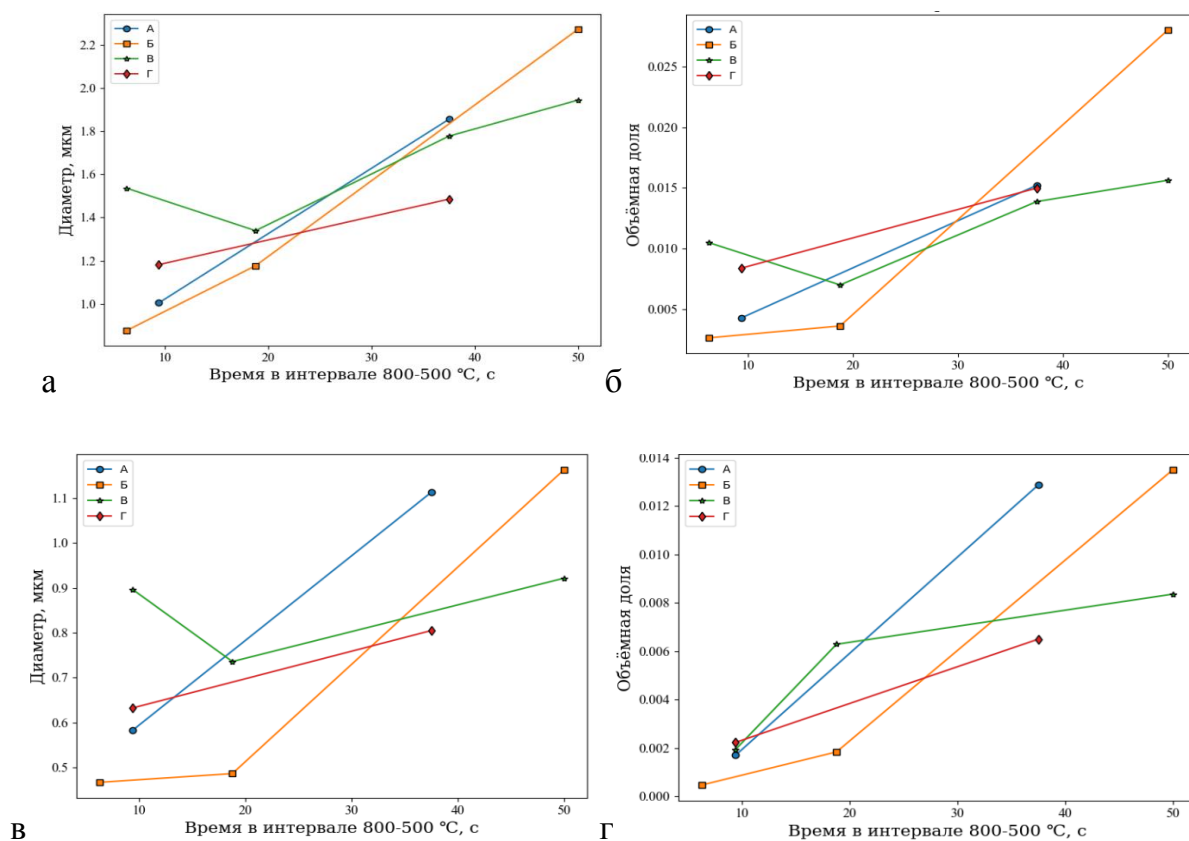


Рисунок 3.20 - Зависимость средневзвешенного по площади диаметра (а, в) и объёмной доли (б, г) частиц МА-составляющей (а, б) и зерен остаточного аустенита (в, г) от времени нахождения в интервале температур 800-500 °С: А) 06Г2МНДБ, Б) 07Г2НДФБ, В) 07ХГ2Б, Г) 05ХГ2НДБ.

Плотность высокоугловых границ в образцах сталей 05ХГ2НДБ, 07ХГ2Б после термических циклов с одинаковыми скоростями охлаждения близки при практически одинаковых частотных распределениях плотности ВУГ (рис. 3.21), кроме того, размер и объемная доля частиц непревращенного аустенита также отличаются незначительно.

Стали 05ХГ2НДБ, 07ХГ2Б близки по характеристикам микроструктуры, различия между которыми малы для установления их влияния на ударную вязкость и хладостойкость. При этом, сильное одновременное изменение микроструктуры и ударной вязкости наблюдается при изменении скорости охлаждения. При повышении уровня ударной вязкости в исследуемых сталях 05ХГ2НДБ и 07ХГ2Б одновременно наблюдали повышение плотности высокоугловых границ и снижение объёмной доли и размера частиц МА-составляющей и непревращенного аустенита.

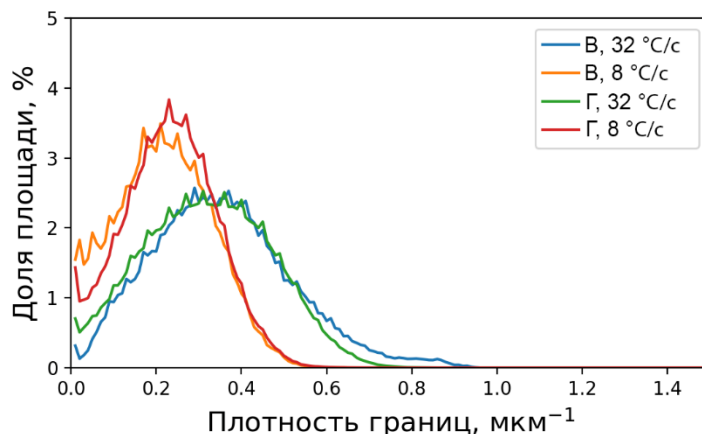


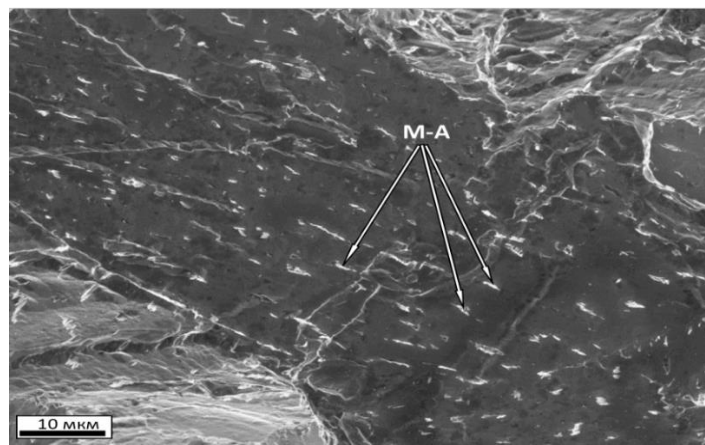
Рисунок 3.21- Частотное распределение плотности высокоугловых границ зёрен в сталях 05ХГ2НДБ (В), 07ХГ2Б (Г).

Ранее мы обсуждали роль частиц МА-составляющей в процессе разрушения как источника зарождения хрупких трещин. В наших исследованиях предположение о способности частиц МА-составляющей провоцировать скол, по аналогии с включениями нитрида титана, в изученных сталях не подтвердилось. При фрактографических исследованиях на поверхности отдельной фасетки скола после травления наблюдали значительное число частиц МА-составляющей, которое может достигать десятков (рис. 3.22), при этом, выделить одну МА-частицу, хрупкая трещина в которой первой перешла из нее в матрицу не удалось, даже в случае, когда очаг скола не содержал частицы нитрида титана.

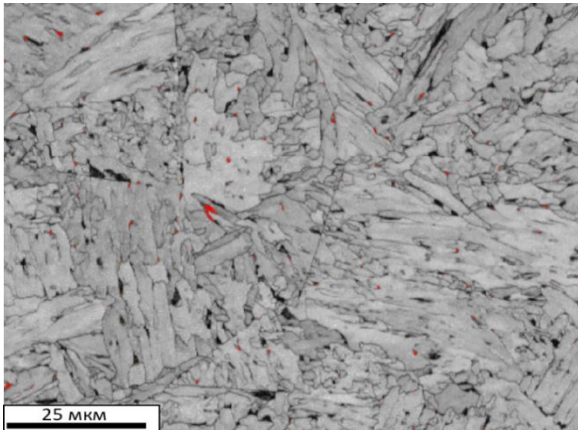
Непревращенный аустенит тоже принимает участие в процессе разрушения: в деформированных участках под поверхностью разрушения наблюдали его полное превращение (рис. 3.22 б, в). Распад аустенита в данном случае обусловлен процессами деформации, а не переохлаждением, поскольку в исследованных сталях экспериментально подтверждена устойчивость непревращенного аустенита даже при охлаждении образца в жидком азоте на протяжении 3 часов. В связи с тем, что размер и объёмная доля частиц аустенита только незначительно уступает размеру и доле МА-составляющей в микроструктуре ЗТВ, его роль как

инициатора хрупких трещин также проведенными исследованиями не подтверждена. Вместе с тем, сформировавшиеся из аустенита частицы мартенсита деформации могут играть роль в инициировании трещин скола в матрице, аналогичную той, что и частицы МА-составляющей, образовавшиеся в ходе термического цикла, поскольку снижение объёмной доли аустенита также приводит к повышению ударной вязкости и хладостойкости. Проявление TRIP-эффекта при превращении аустенита может повышать пластичность и ударную вязкость, но его влияние в исследуемых структурах ограничено вследствие весьма небольшой объёмной доли непревращенного аустенита (до 1,3 %).

а



б



в

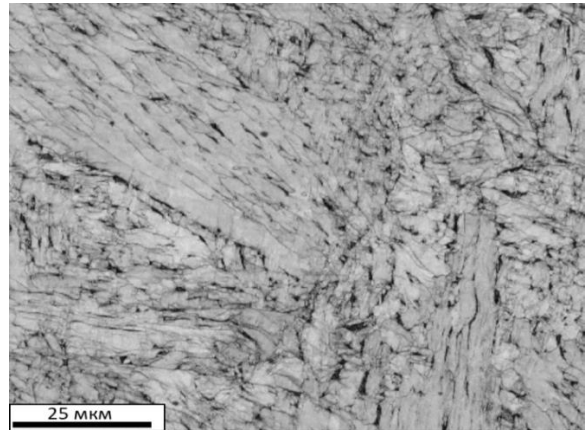


Рисунок 3.22 - а) поверхность фасетки скола после травления раствором пикриновой кислоты в этаноле. СЭМ. Сталь 05ХГ2НДБ; ориентационная карта стали 05ХГ2НДБ, $w_{8/5} = 8^\circ\text{C}/\text{с}$. б – до разрушения, в – после разрушения вблизи поверхности излома. Красным выделены точки, отнесённые к аустениту. ДОРЭ.

Влияние плотности высокоугловых границ на вязкость исследуемых сталей ранее надежно установлено. В данном случае этот эффект также наглядно продемонстрирован: на ориентационной карте (рис. 3.23) видно, что микротрещины останавливаются на высокоугловых

границах, в то же время, малоугловые границы трещины пересекают. Таким образом, максимальный размер дефекта ограничивается высокоугловыми границами и при увеличении плотности ВУГ уменьшается вероятность перехода хрупкой трещины между зёрнами, в итоге это сопровождается образованием макроскопически хрупкого излома на более поздней стадии деформации.

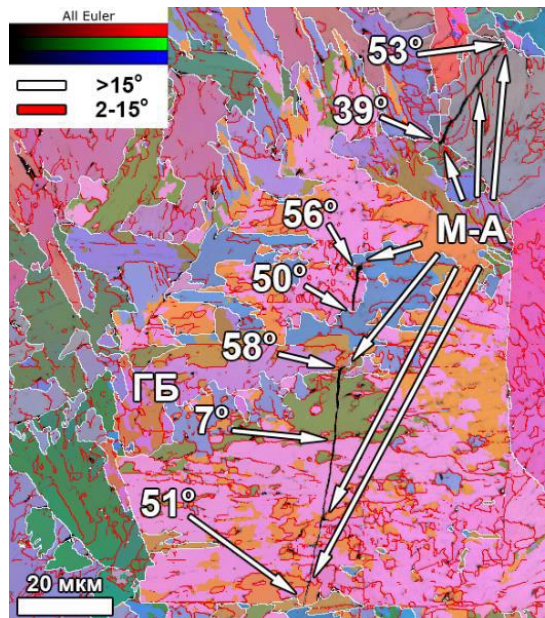


Рисунок 3.23. Ориентационная карта области с вторичными трещинами под поверхностью излома стали 05ХГ2НДБ. ДОРЭ.

Как это уже отмечалось, процесс формирования ферритных составляющих сопровождается отеснением углерода в непревращенные объемы, что приводит к частичной стабилизации аустенита. Результатом такого превращения может быть сосуществование в микроструктуре как участков остаточного аустенита (А), так и мартенсит-аустенитной (МА-составляющей) [101]. В ряде работ показано, что с увеличением размера и объемной доли МА-составляющей наблюдается снижение вязкости [14, 101, 104, 176, 190, 289]. В зависимости от температуры начала $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения может изменяться форма МА-составляющей, содержание в ней углерода и ее расположение по отношению к границам зерен бывшего аустенита [78]. Однако, также существуют работы, в которых особого влияния МА-составляющей на вязкость при имитации ГЗ ЗТВ низкоуглеродистых сталей не наблюдается [11,198].

Поэтому было принято решение более подробно изучить этот вопрос. Исследование особенностей микроструктуры ГЗ ЗТВ проводили на трёх сталях, применяемых для производства электросварных труб большого диаметра: 07Г2НДФБ, 05ХГ2НДБ, 07ХГСФБ.

Микроструктуру сталей изучали с применением микроскопа CrossBeam 1540 EsB (Carl Zeiss), оборудованного системой дифракции отраженных электронов (ДОРЭ). В режиме фокусированного ионного пучка (ФИП) на микрофотографиях во вторичных электронах, возбужденных ионами Ga⁺, достигалось усиление вкладов ориентационной и композиционной составляющих контраста. Применение данного подхода позволило визуализировать МА - составляющую как на поверхности плоских сечений, так и на поверхностях разрушения, где применение ДОРЭ затруднено. Разделение МА и А составляющих микроструктуры проводили на основе ДОРЭ данных. Области остаточного аустенита идентифицировали по ГЦК-решетке. За МА составляющую принимали наиболее дефектные области с минимальными значениями Band Slope, которые могли граничить с областями остаточного аустенита. Отделение МА от границ зерен проводилось посредством морфологических преобразований.

Размер зерен бывшего аустенита определяли как методом ДОРЭ (в более локальных областях) на основе ориентации островков остаточного аустенита на картах в представлении обратной полюсной фигуры (ОПФ) и характерных прямолинейных участков границ бывшего аустенита на картах Band Slope, так и методом оптической микроскопии после травления водным подогретым раствором пикриновой кислоты с последующей переполировкой.

Совместное применение методов ФИП и ДОРЭ позволяет на основе ориентационной информации разделить в микроструктуре ГЗТВ области обогащенных углеродом выделений – МА - составляющей и остаточного аустенита, рис. 3.24. Применение визуализации во вторичных электронах, возбужденных ионами ФИП позволяет визуализировать частицы вторичных фаз на основе различий в контрасте каналирования (рис. 3.24а).

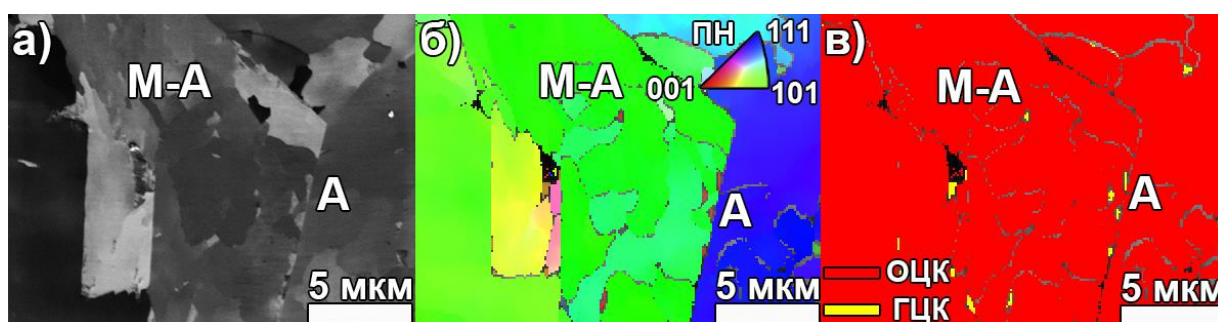


Рисунок 3.24 – Визуализация МА и А составляющих микроструктуры: (а) ФИП; (б) ОПФ + BS, ДОРЭ; (в) ГЦК + ОЦК + BS, ДОРЭ.

Сопоставление ДОРЭ карт, рис. 3.24 (б, в) и ФИП изображений показывает, что области остаточного аустенита проявляют постоянную ориентацию, в то время как в областях МА - составляющей наблюдаются ориентационные неоднородности. Объемная доля МА - составляющей для всех изученных сталей лежала в пределах 2%.

Размер частиц МА - для стали 07ХГСФБ варьировался в пределах 1,5-3,8 мкм, а для сталей 07Г2НДФБ, 05ХГ2НДФБ лежал в пределах 0,2-2 мкм. Размер частиц остаточного аустенита для стали 07ХГСФБ варьировался в пределах 0,8-2 мкм, а для сталей 07Г2НДФБ, 05ХГ2НДФБ составлял 0,4-1 мкм.

МА - составляющую в области очага скола выявили посредством визуализации во вторичных электронах, возбужденных ионами Ga^+ после травления (ионами Ga^+), рис. 3.25 а.

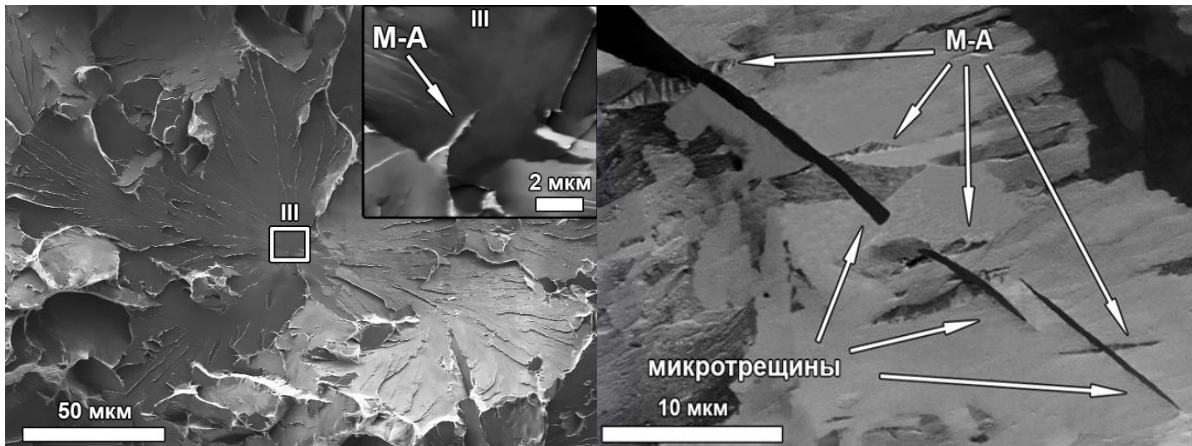


Рисунок 3.25 – а) МА - составляющая вблизи очага хрупкого разрушения. Сталь 05ХГ2НДФБ. ГЗЗТВ. $w_{8/5} = 8$ °С/с; б) микротрещины и МА - составляющая в микроструктуре ГЗЗТВ. $w_{8/5} = 8$ °С/с. Сталь 05ХГ2НДФБ. ФИП.

В приведенном случае МА - составляющая располагалась в непосредственной близости от очага хрупкого разрушения (III). Различия ориентации левой и правой частей фасетки (особенности контраста каналирования) указывают на то, что очаг разрушения был локализован вблизи границы двух бейнитных зерен.

Визуализация микротрещин транскристаллитного скола (в плоскости перпендикулярной плоскости надреза) во вторичных электронах, возбужденных ионами Ga^+ показала, что микротрещины могли как пересекать вытянутые островки МА - составляющей, так и начинаться с них (рис. 3.25 б). Место зарождения микротрещины скола и ее вершина отличались шириной раскрытия. Раскрытие в вершине микротрещин было минимальным (острые вершины).

$\gamma \rightarrow \alpha$ превращение начинается с формирования зернограничного феррита по границам аустенитных зерен, одновременно с этим происходит оттеснение углерода в смежные непревращенные области. В этих областях происходит промежуточное превращение с образованием гранулярного бейнита, содержащего МА и А составляющие. Крупные выделения МА - составляющих, особенно в смежных с зернограничным ферритом областях, считаются одним из наиболее опасных концентраторов напряжений в микроструктуре [80, 110, 290] (рис. 3.26). В стали 05ХГ2НДФБ на ДОРЭ карте (рис. 3.26 а), эквивалентный диаметр крупных МА - составляющих составляет 4,2 и 4,4 мкм. На рис. 3.26 б, в стали 07ХГСФБ эквивалентный диаметр

МА составляет 4,1 мкм. На межфазных границах М-А/гранулярный бейнит и М-А/зернограничный феррит образуются дополнительные напряжения [291], что следует из ДОРЭ карт средних кернеловских разориентаций (СКР). Зарождение и распространение микротрещин в зернах гранулярного бейнита происходит в присутствии МА - составляющей (рис.3.25). Наблюдается некоторая двойственность роли МА - составляющей в процессе разрушения. МА - составляющая может участвовать в инициации скола в качестве его источника (рис. 3.25). Отсутствие МА - составляющей в очаге разрушения может свидетельствовать как о том, что в процессе разрушения произошло отслаивание МА - составляющей от бейнитной матрицы [14], так и о том, что разрушение контролируется дисперсностью и кристаллографическими особенностями ферритных составляющих микроструктуры. Остановка микротрещины на границе бывшего аустенита, содержавшей МА - составляющую (рис.3.23), указывает на то, что МА - составляющая в большей степени облегчает распространение микротрещин, а переход микротрещин от зерна к зерну контролируется разориентацией и типом высокоугловых границ зерен (наклонная/поворотная) [269]. Из этого следует, что высокие сварочные тепловложения способствуют зарождению и распространению микротрещин как по границам бывшего аустенита вдоль зерен зернограничного феррита в смежных областях с крупными выделениями МА - составляющей, так и в теле зерен бывшего аустенита по гранулярному бейниту [176, 269, 292, 293].

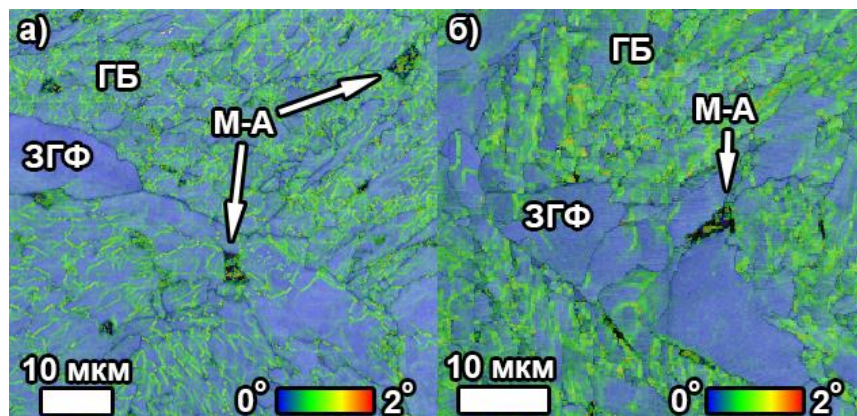


Рисунок 3.26 – Крупное выделение М-А составляющей вблизи зерен зернограничного феррита. СКР. ДОРЭ: (а) 05ХГ2НДБ, $w_{8/5} = 1 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$; (б) 07ХГСФБ, $w_{8/5} = 6 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{c}$.

При высоких сварочных тепловложениях наблюдается преимущественное образование крупных неоднородных островков МА - составляющей в микроструктуре ГЗЗТВ (рис. 3.27а). В соответствии с [294] такие области МА - составляющей можно отнести к типу 3 – грубые выделения нерегулярной формы. Также в такой микроструктуре присутствуют области вырожденного перлита. При более низких сварочных тепловложениях наблюдается образование как вытянутых, так и более полигональных частиц МА - составляющей типа 2 с чередующимися

областями рек мартенсита и аустенита (рис. 3.25 б) [294-295]. При низких сварочных тепловложениях наблюдается образование в микроструктуре преимущественно вытянутых участков МА - составляющей (рис. 3.27б).

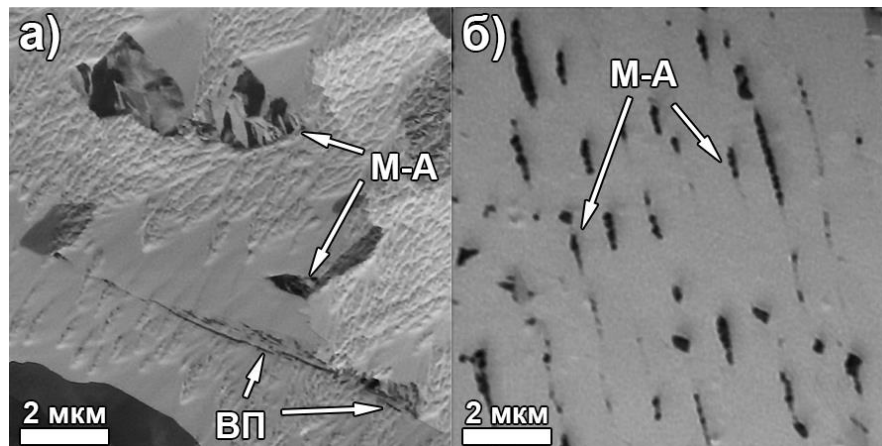


Рисунок 3.27 – Изменение типа обогащенных углеродом выделений в микроструктуре ГЗТВ в зависимости от тепловложений. ФИП: (а) $w_{8/5} = 1^\circ\text{C}/\text{с}$. Сталь 07Г2НДФБ; (б) $w_{8/5} = 16^\circ\text{C}/\text{с}$. Сталь 05ХГ2НДФБ.

Образование в микроструктуре связанных цепочек крупных МА - составляющих типа «ожерелье» по границам бывшего аустенита оказывают наиболее негативное влияние на вязкость [14, 104, 176]. Однако, как и в работе [11] при имитации ГЗТВ переход к микроструктуре состоящей преимущественно из речного бейнита не приводит к образованию таких выделений (рис.3.28).

Соседние зерна бывшего аустенита отличаются по ориентации островков остаточного аустенита. Часть границ бывшего аустенита свободна от каких-либо выделений. МА - составляющие не проявляют структуру ожерелья и не образуют сплошной контур вокруг границ бывшего аустенита. В то же время, со снижением сварочных тепловложений при имитации ГЗТВ в МА - составляющей стали 07ХГСФБ наблюдается снижение соотношения аустенита и мартенсита в МА - составляющей (рис. 3.29).

В процессе разрушения образцов при испытаниях на ударный изгиб происходит полное превращение аустенита (как свободного, так и остаточного), что подтверждает факт отсутствия аустенита после других видов испытаний [14]. Еще на стадии охлаждения перед испытаниями на ударный изгиб отмечалось частичное превращение аустенитных областей в «свежий» наиболее хрупкий двойниковый мартенсит, что приводило к падению вязкости. В то же время, стабилизация большого количества аустенита в МА - составляющей приводит к повышению содержания углерода в мартенсите, что может обуславливать повышенную хрупкость крупных выделений МА - составляющей [77, 101]. Исходя из этого, снижение содержания аустенита в МА

- составляющей может быть интерпретировано как дополнительный фактор, приводящий к повышению вязкости.

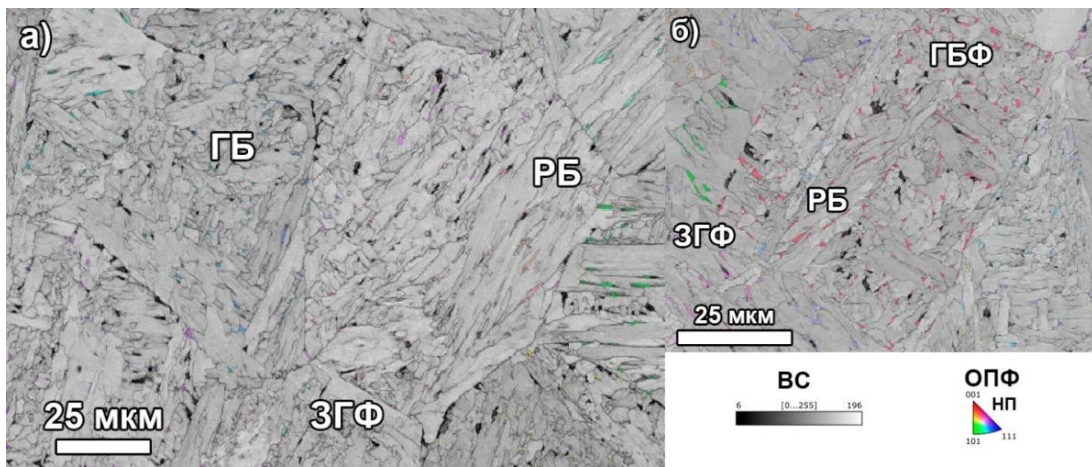


Рисунок 3.28 – Выделения по границам зерен бывшего аустенита. ВС + ОПФ. ДОРЭ.: (а) сталь 05XГ2НДБ. $w_{8/5} = 4 \text{ } ^\circ\text{C/c}$; (б) сталь 07XГСФБ. $w_{8/5} = 16 \text{ } ^\circ\text{C/c}$

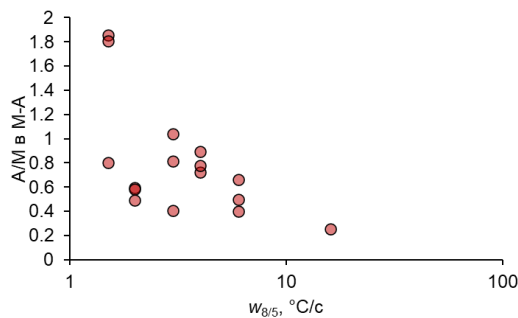


Рисунок 3.29 – Зависимость отношения А/М в МА - составляющей от скорости охлаждения $w_{8/5}$ при имитации ГЗЗТВ. Сталь 07XГСФБ.

Переход к мелкодисперсной микроструктуре реечного бейнита, в том числе за счет снижения размера бывшего аустенита, сопровождается снижением объемной доли, измельчением и изменением типа МА - составляющей и повышением ударной вязкости.

В целом, заметного охрупчивающего влияния частиц МА составляющей в металле ЗТВ после однократного цикла нагрева не установлено. При этом установлено существенное снижение ударной вязкости при нагреве ГЗЗТВ в межкритическую $\gamma+\alpha$ область (см. рис.1.24, рис.1.25). В этом случае есть все основания считать, что охрупчивающее влияние проявляют частицы МА-составляющей, которые образуют цепочки по границам бывших зерен аустенита (см. рис.2.14), кроме того отмечается повышение их доли и размера (см. раздел 2.2). Данные результаты не противоречат литературным данным [198-200].

Анализ результатов испытаний на ударный изгиб с надрезом по линии сплавления сварного соединения труб $\text{Ø}1020 \times 14$ мм из стали типа 07Г2Б позволил получить ряд важных данных.

Сталь 07Г2Б вблизи линии сплавления обладает достаточно грубой структурой, состоящей преимущественно из гранулярного бейнита с небольшой долей феррита квазиполигональной и видманштеттовой морфологии.

Фрактографические исследования изломов стали 07Г2Б показали (рис. 3.30), что у образцов из ЗТВ сварного соединения труб, обладающих низкой ударной вязкостью, характерный очаг скола также включает частицы на основе нитридов титана и ниобия.

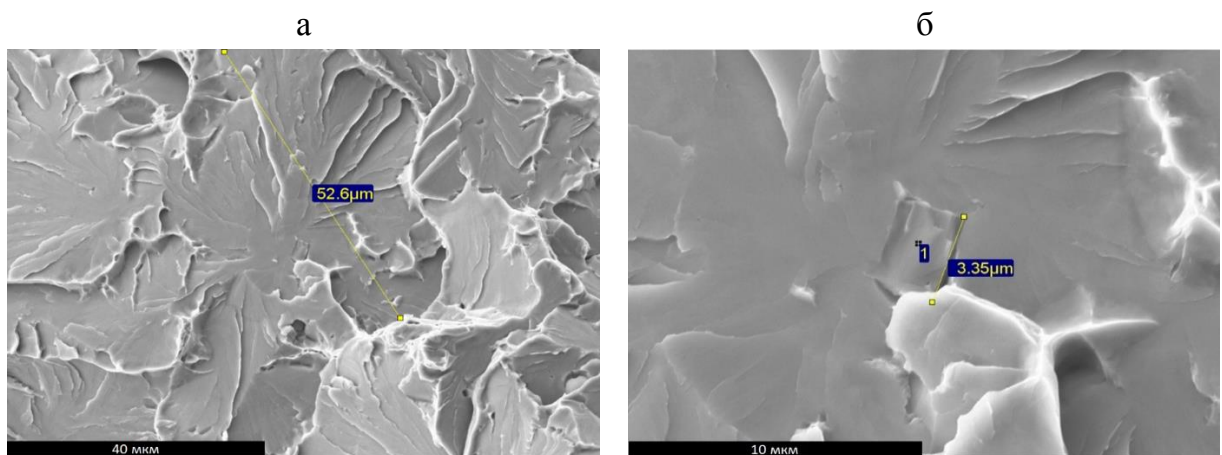


Рисунок 3.30. Очаг скола образца после испытания на ударный изгиб (а); нитридное включение в фокусе очага скола (б). СЭМ.

У образцов из стали 07Г2Б, в изломе которых не наблюдали включений в очаге разрушения, прослеживается тенденция к снижению энергоёмкости разрушения при увеличении размера фасеток скола, которые отражают размер зерна бывшего аустенита в ЗТВ (рис. 3.31).

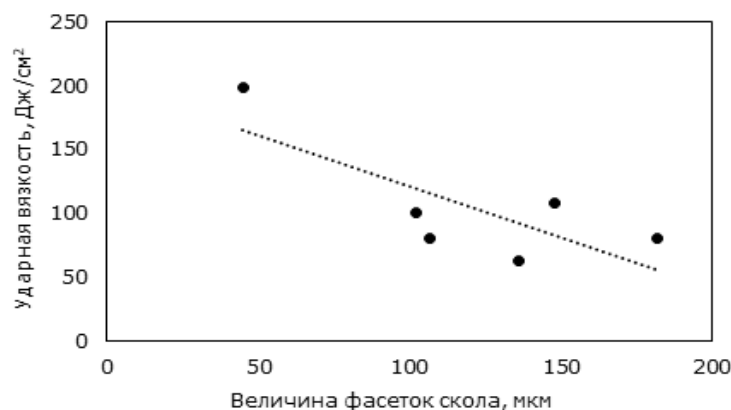


Рисунок 3.31 - Зависимость ударной вязкости по линии сплавления для образцов, в изломе которых не наблюдали включений.

Анализ результатов испытаний на ударный изгиб образцов из стали 07Г2Б показал (рис. 3.32а) наличие общей тенденции: значения ударной вязкости снижаются при уменьшении расстояния от надреза образца до очага разрушения. Кроме того, образцы, в которых инициатором хрупкого разрушения являлись крупные частицы на основе TiN, показали наиболее низкие значения ударной вязкости, при расположении частиц близко к надрезу. В случае увеличения расстояния от надреза образца до очага разрушения влияние указанных частиц ослабевает, а при расстоянии 3 мм это влияние отсутствует. Иными словами, степень негативного влияния включений на энергоемкость разрушения зависит от места расположения этих частиц относительно надреза образцов для испытания на ударный изгиб – чем ближе включение к надрезу, тем хуже уровень вязкости. Установленная зависимость объясняется тем, что формирование трещины скола на включении на раннем этапе деформации сопровождается резким спадом усилия и потерей значительной части сечения образца. В случае образования трещины скола на поздней стадии деформации после достижения максимума усилия на динамической кривой (глубина вязкой трещины 2-3 мм) результирующее снижение энергии разрушения не так существенно.

Отрицательное влияние включений нитрида титана TiN на сопротивление хрупкому разрушению металла ЗТВ проявляется вследствие формирования в этой зоне неблагоприятной крупнозернистой микроструктуры. Чем больше величина зерна матрицы, тем раньше (то есть ближе к надрезу) может произойти зарождение трещины скола, что приводит к уменьшению степени пластической деформации образца перед разрушением, снижению доли вязкой составляющей в изломе и в итоге к низким значениям ударной вязкости. Таким образом, сформировавшаяся в грубозернистой зоне термического влияния структура чувствительна к присутствию в ней концентраторов напряжений, в частности, неметаллических включений неблагоприятной морфологии.

При исследовании наблюдали тенденцию к уменьшению расстояния от надреза до очага скола при увеличении размера очаговой фасетки (рис. 3.32 б), это справедливо как для очагов, содержащих включения, так и без них.

Из приведенной на рис. 3.32 б зависимости можно сделать заключение, что при отсутствии крупных частиц Ti,Nb(CN) в бейнитных пакетах того же размера скол образуется при большей длине первоначальной вязкой трещины, а следовательно при большем прогибе и уровне напряжения, из чего наглядно следует снижение напряжения скола грубодисперсной микроструктуры ЗТВ в присутствии карбонитридов титана и ниобия. При этом, практически не наблюдали мелких очаговых фасеток, не связанных с частицами нитридов. Такой результат согласуется с известными представлениями о том, что напряжение скола зерна зависит от его размера. Мелкозернистая микроструктура обладает высоким напряжением скола и может

разрушаться по хрупкому механизму только при охрупчивающем влиянии нитридных включений, в то время как крупные пакеты бейнита могут становиться источниками хрупкого разрушения независимо от включений. В целом в мелкозернистой микроструктуре охрупчивающее влияние нитридов может быть мало в сравнении с матрицей, состоящей из крупных ферритных зёрен и фактически не проявляться на практике, что и наблюдается для основного металла труб.

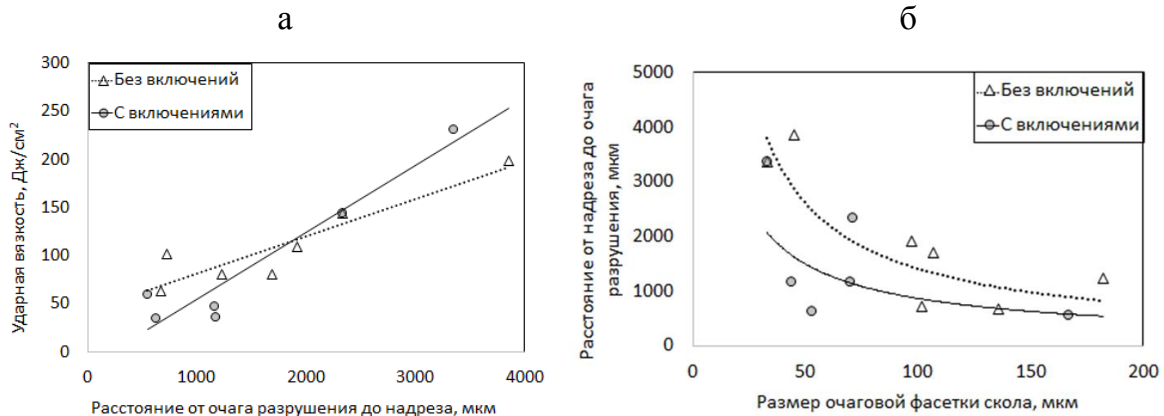


Рисунок 3.32 – а) влияние расстояния от очага разрушения до дна надреза образца на ударную вязкость по линии сплавления; б) влияние размера очаговой фасетки на расстояние от надреза до очага разрушения. Сталь 07Г2Б.

В целом, по результатам проведенных исследований, на металле промышленных сварных соединений труб большого диаметра подтверждены результаты, ранее полученные на образцах после имитации термических циклов сварки для крупнозернистого участка ЗТВ, заключающиеся в том, что триггер, имеющий наименьшее напряжение скола, определяющий минимальный уровень ударной вязкости ЗТВ низкоуглеродистых микролегированных титаном трубных сталей, состоит из частицы нитрида титана, находящейся в крупном неблагоприятно ориентированном бейнитном пакете.

3.3. Факторы, оказывающие влияние на трещиностойкость сварных соединений

Современные спецификации на поставку труб большого диаметра для строительства магистральных газопроводов могут предусматривать проведение испытаний на трещиностойкость с определением величины критического раскрытия в вершине трещины (CTOD) как для основного металла труб (ОМ), так и по центру сварного шва (ЦШ) и в зоне сплавления (ЗС) сварного соединения [298]. Эти испытания имеют целью определить с позиции

механики разрушения сопротивляемость различных частей трубы распространению уже имеющейся усталостной трещины (острого концентратора) перед началом ее нестабильного роста [299]. Для таких испытаний используют несколько типов образцов и видов нагружения, которые в целом обеспечивают разную степень консервативности при оценке трещиностойкости [299, 300]. Расположение фронта исходной трещины относительно участков металла сварного соединения с различной микроструктурой оказывает существенное влияние на получаемые результаты и может затруднять интерпретацию результатов [301].

Целью настоящего раздела работы было установить влияние структурного состояния металла различных участков труб большого диаметра класса прочности К60, включая зону термического влияния сварного соединения, на характер разрушения на фронте страгиваемой усталостной трещины и уровень трещиностойкости при испытаниях полнотолщинных образцов СТOD из ЗТВ.

Исследование проводили на образцах труб $\varnothing 1420 \times 25,8$ мм класса прочности К60 из сталей типа 07Г2ФБ и 07Г2НДФБ производства ТЭСЦ-4 АО «ВМЗ». Испытания на трещиностойкость с определением СТOD⁻²⁰ проводили путем трехточечного изгиба поперечных образцов типа SENB (в полную толщину металла) с надрезом по толщине (сквозной надрез) для ЦШ и зоны сплавления в соответствии со стандартом BS EN ISO 15653 с нанесением надреза с ориентацией N-P, который на образцах по ЗС охватывал 50% металла шва и 50% ЗТВ.

Во второй части исследования для возможности сопоставления результатов и изучения влияния химического состава стали на СТOD металла ЗТВ применили методику имитации сварочных термических циклов, при которой исследованию подвергают однородный металл со структурой крупнозернистого участка ЗТВ. Для исследования влияния химических элементов на микроструктуру и трещиностойкость выбрали ряд трубных сталей промышленного производства, с последовательным изменением компонентов легирования (табл. 3.4). От листового проката были отобраны пробы, из которых впоследствии изготовлены образцы прямоугольного сечения 10×20 мм (В \times 2В).

Таблица 3.4 – Типовой химический состав исследуемых сталей (% по массе)

№ пл.	Сталь	C	Mn	Si	Cr	Ni	Cu	Ti	Al	V	Nb
9	09Г2С	0,11	1,60	0,70	-	-	-	0,02	0,04	-	-
35	09Г2ФБ	0,09	1,65	0,30	-	-	-	0,02	0,04	0,05	0,05
30	07Г2ДФБ	0,07	1,68	0,25	-	-	0,17	0,02	0,04	0,03	0,06
62	07Г2НДФБ	0,07	1,68	0,25	-	0,20	0,17	0,02	0,04	0,03	0,05
63	06ХГ2НДБ	0,06	1,65	0,25	0,20	0,20	0,15	0,02	0,04	-	0,06
66	07ХГ2Б	0,07	1,65	0,25	0,20	-	-	0,02	0,04	-	0,05

Для имитации теплового воздействия на металл был рассчитан ТЦ сварки с максимальной температурой нагрева 1350 °С, соответствующий КЗ ЗТВ СС, а также следующим начальным и граничным условиям: толщина металла 20 мм; погонная энергия сварки 5 кДж/мм.

При исследовании трещиностойкости СС труб класса прочности К60 установлено [302-304], что характер разрушения и фактические результаты испытаний на трещиностойкость СТОД металла зоны сплавления сварных швов с положением надреза «50% металл шва + 50% ЗТВ» (при неизменном режиме сварки и незначительном смещении фронта исходной трещины) определяются в основном структурным состоянием металла у фронта трещины в средней части сечения образца (между наружным и внутренним швом), где кроме металла ЗТВ может находиться и участок основного металла трубы, а не металл зон ЗТВ с наиболее неблагоприятной структурой.

Характеристики микроструктуры металла ЗТВ, такие как наличие продуктов превращения, содержащих цементит, МА-составляющая в зоне межкритического (в $\alpha+\gamma$ область) нагрева ЗТВ, а также соотношение долей реечного и гранулярного бейнита в грубозернистом участке ЗТВ, для образцов СТОД из ЗС труб являются основным фактором, определяющим характер разрушения, в случае отсутствия участка основного металла трубы на фронте трещины. Разрушение в этом случае проходит по хрупкому механизму, либо с малым участком вязкого разрушения ($\approx 0,2 - 0,3$ мм), а получаемые значения СТОД - достаточно низкие. В случае наличия участка основного металла на фронте трещины, ее развитие проходит с формированием участка вязкого разрушения значительного размера (до 2,0-2,5 мм), а значения СТОД в этом случае весьма высоки (рис.3.33, 3.34). Эта особенность и отличает образцы СТОД данного типа от образцов для испытания на ударный изгиб, в которых разрушение проходит по участкам ЗТВ с наименее благоприятной микроструктурой и низкой вязкостью.

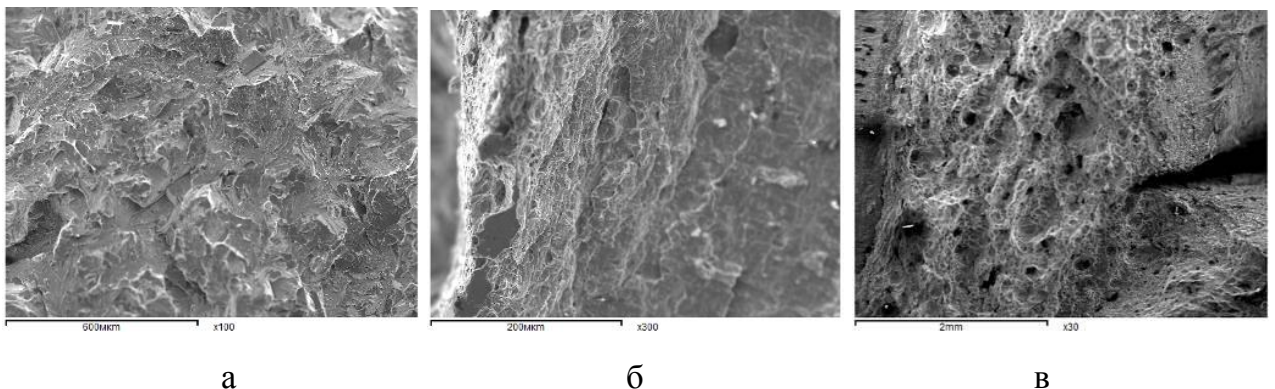


Рисунок 3.33 - Вид изломов образцов СТОД от ЗС труб на фронте усталостной трещины: а – хрупкий излом с фасетками скола, $\times 100$; б – хрупкий излом с участком вязкого разрушения шириной до 0,15 мм, $\times 300$; в – излом с вязкой зоной шириной 2-2,5 мм, $\times 30$. СЭМ.

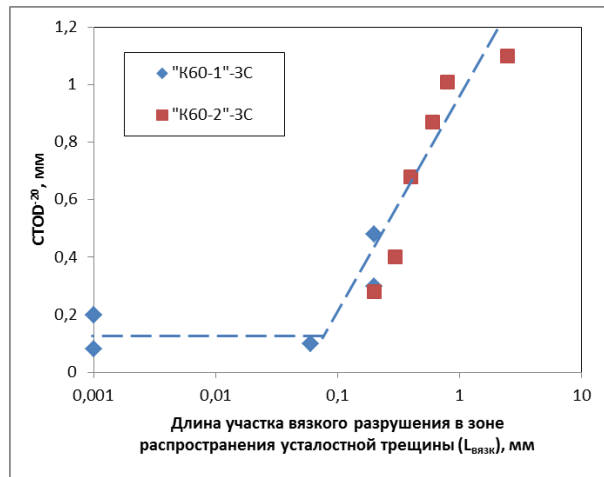


Рисунок 3.34 - Зависимость значений $CTOD^{-20}$ образцов от зоны сплавления труб от размера вязкого участка $L_{\text{вязк}}$ в составе Δa (макс.). К60-1 и К60-2: стали 07Г2ФБ и 07Г2НДФБ, соответственно.

С использованием методики оценки трещиностойкости сталей на образцах с имитированной микроструктурой околошовной зоны сварного соединения получен ряд интересных результатов. Важной особенностью и результатом применения методики является отсутствие зависимости величины $CTOD$ от длины усталостной трещины (рис.3.35). Это позволяет предположить, что состояние всех образцов перед статическим нагружением идентично; и сконцентрировать внимание на микроструктурном факторе влияния.

Исходя из полученных результатов по оценке трещиностойкости сталей различного химического состава до и после воздействия термического цикла сварки можно сделать вывод о том, что основные элементы, за исключением углерода и кремния, самостоятельно или в совокупности повышают уровень трещиностойкости стали (рис. 3.36). При этом на общем фоне выделяется влияние никеля, появление которого в композиции легирования приводит к существенному росту трещиностойкости стали как в исходном состоянии, так и после воздействия ТЦ сварки. Однако, композиция легирования оказывает влияние на трещиностойкость не напрямую, а посредством формируемых микроструктурных особенностей.

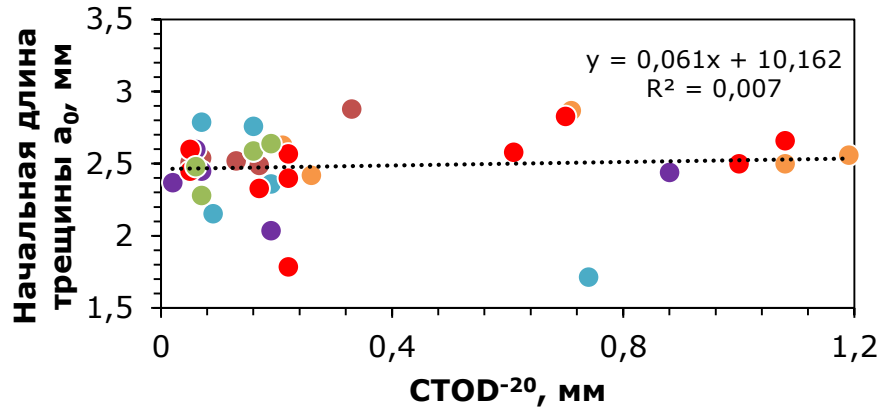


Рисунок 3.35 – Зависимость величины раскрытия в вершине трещины (CTOD), для исследованных сталей (табл. 3.4) после воздействия ТЦ сварки, от начальной длины трещины.

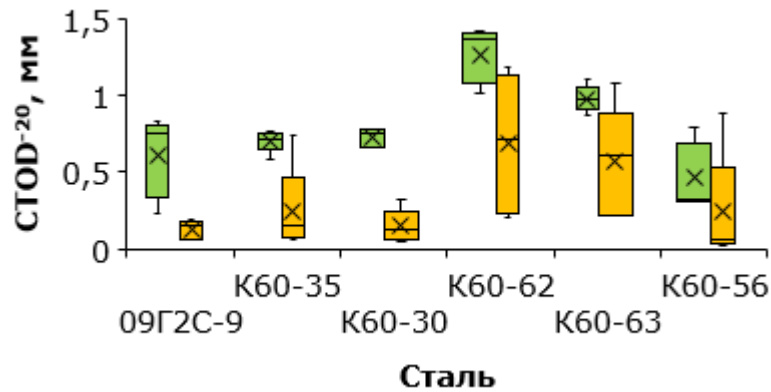


Рисунок 3.36 – Распределение величин раскрытия в вершине трещины исследованных сталей (табл. 3.4) до и после воздействия ТЦ сварки (зеленый – прокат; желтый – ЗТВ).

В общем случае снижение трещиностойкости металла после воздействия ТЦ сварки связано с формированием грубой крупнозернистой структуры. Однако, этот фактор не позволяет объяснить разброс значений CTOD ни в рамках испытаний одной стали, ни в рамках группы сталей. Сталь с повышенной трещиностойкостью в исходном состоянии проявляет повышенную трещиностойкость и после воздействия ТЦ сварки (рис.3.36). Проведённый комплекс исследований не выявил зависимости CTOD от места изготовления образцов по толщине листового проката. Отмечено, что образцы с микроструктурной (осевой) неоднородностью могут характеризоваться достаточно высокими значениями CTOD, т.к. при воздействии ТЦ сварки происходит распад высокоуглеродистой структуры и её влияние на трещиностойкость минимизируется.

Фрактографические исследования изломов образцов свидетельствуют, что частота выявления относительно низких значений СТOD (в рамках одной группы испытаний) совпадает с частотой выявления в непосредственной близости от фронта усталостной трещины неметаллических включений (рис.3.37а). В подавляющем большинстве случаев инициаторами скола являются неметаллические включения - карбонитриды титана и ниобия. В очагах разрушения такие НВ имеют размер до 6-8 мкм (рис.3.38). Роль и влияние неметаллических включений на СТOD возрастает с уменьшением дисперсности микроструктуры и уменьшением расстояния от концентратора напряжений (рис.3.37б). Эти результаты соответствуют полученным при испытании на ударную вязкость [274, 276].

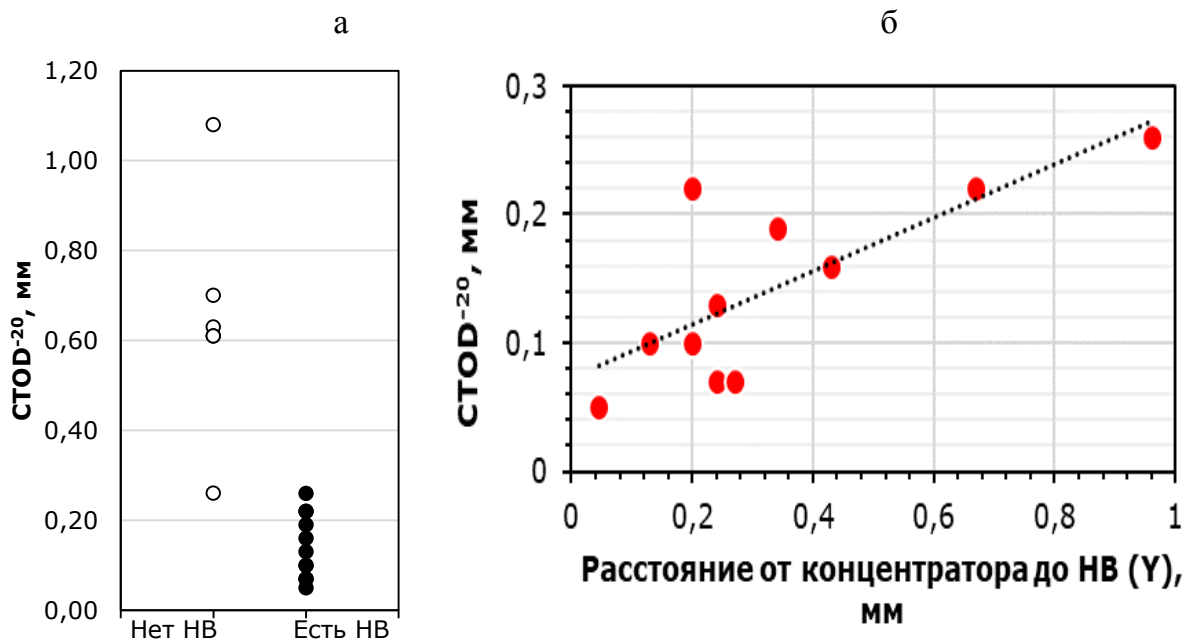
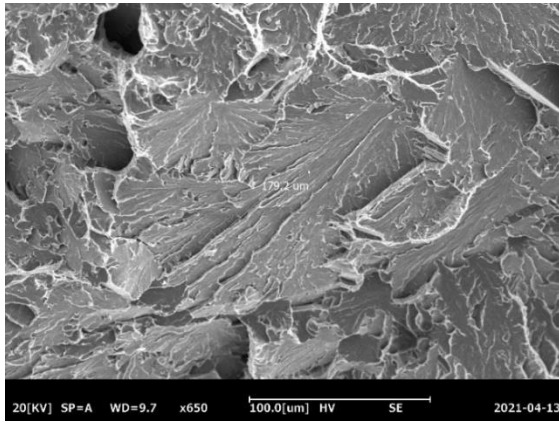
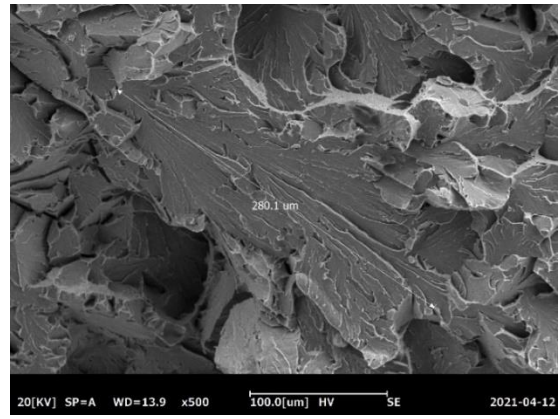


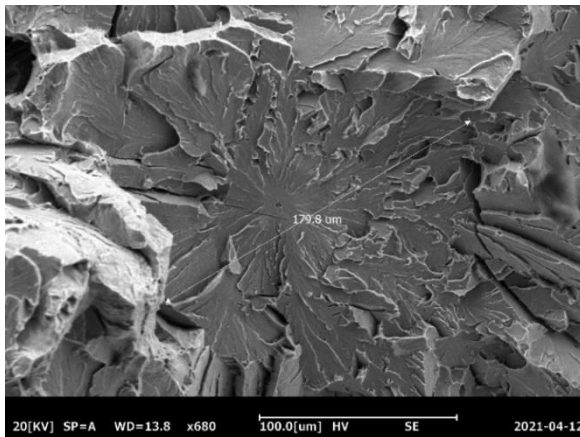
Рисунок 3.37 – Влияние наличия НВ в очаге хрупкой трещины на трещиностойкость (СТOD) (а); зависимость трещиностойкости (СТOD) от локализации НВ (инициатора хрупкого разрушения) относительно фронта усталостной трещины (б).



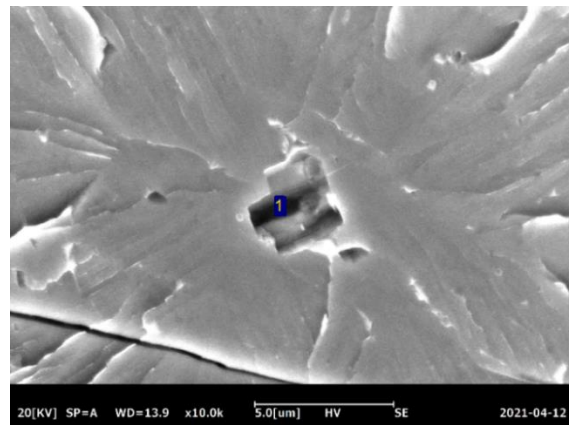
а



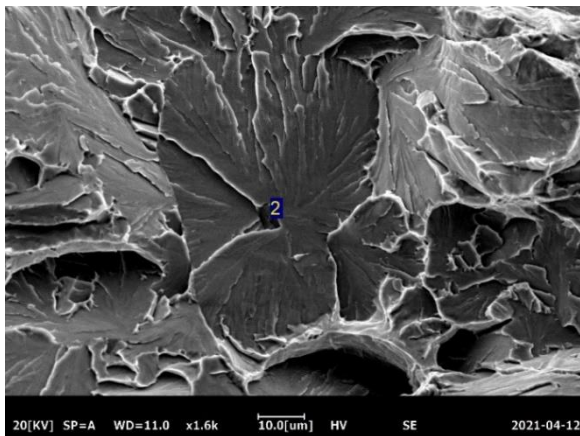
б



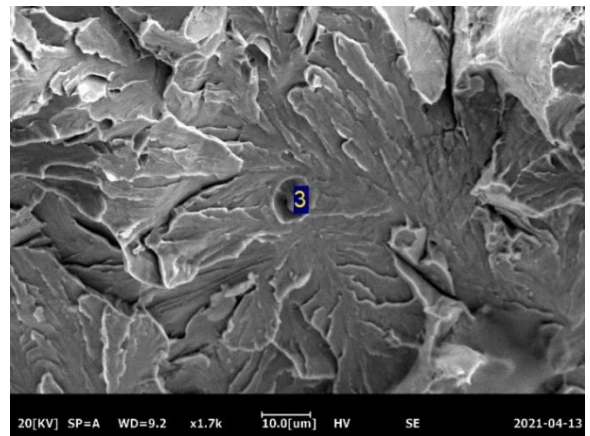
в



г



д



е

Спектр	Массовые доли химических элементов, %									
	C	N	O	Mg	Al	S	Ca	Ti	Fe	Nb
1	5,97	12,36	-	1,42	1,01	0,86	1,18	28,11	46,58	2,52
2	6,42	-	-	-	-	-	-	81,97	11,61	-
3	24,04	-	-	0,79	4,80	14,20	34,77	-	21,39	-

Рисунок 3.38 – Поверхность разрушения образцов с имитированной структурой (после воздействия ТЦ сварки): а, б – сталь 09Г2С; в, г – сталь 06ХГ2НДБ; д, е – сталь 07Г2ДФБ и состав включений. СЭМ.

3.4. Влияние морфологии бейнита на ударную вязкость низкоуглеродистых сталей

В работах [38, 41, 110, 114], посвященных свариваемости с использованием метода имитации термических циклов сварки, исследованию структуры и свойств грубозернистого участка зоны термического влияния (ГЗ ЗТВ), отмечается, что максимальный уровень ударной вязкости и хладостойкости достигается при повышенных скоростях охлаждения (выше 10 °C/c) вследствие формирования микроструктуры, преимущественно состоящей из реечного бейнита

При исследовании структуры и свойств толстолистового проката из трубных сталей, полученного с использованием контролируемой прокатки, существенное снижение характеристик ударной вязкости и хладостойкости авторы работ [305-309] связывали с формированием в микроструктуре областей реечного бейнита. Авторы полагают, что это обусловлено неоднородной структурой аустенита, которая формируется вследствие частичной (неполной) рекристаллизации аустенита.

Таким образом, в имитированной грубозернистой ЗТВ при сварке трубных сталей многократно экспериментально установлено, что наилучшая ударная вязкость и хладостойкость отмечается в образцах со структурой реечного бейнита в сравнении со структурой гранулярного бейнита. В противоположность этому, при изучении структуры и свойств проката (в том числе, промышленного производства) из сталей для электросварных труб также многократно показано, что формирование участков реечного бейнита в матрице гранулярного бейнита сопровождается снижением ударной вязкости и хладостойкости.

Задачей настоящего настоящего раздела работы является установление причин противоположного влияния микроструктуры гранулярного и реечного бейнита на вязкость высокопрочных низкоуглеродистых сталей в состоянии после контролируемой прокатки и после имитации ГЗ ЗТВ при сварке этих же сталей на основе детальных исследований микроструктуры и установления механизма данного противоречия.

В качестве материала исследования применяли толстолистовой прокат промышленного производства АО «ВМЗ» из ряда низкоуглеродистых низколегированных сталей классов прочности К60-К65, содержащих (% по массе): С - 0,04-0,07; Мп - до 1,94; Nb - 0,035-0,065; (Cr+Ni+Cu) - до 0,6; Мо - до 0,28; Ti - 0,018-0,028; не более 0,002 S. Также для сопоставления исследовали менее легированную сталь 09Г2С и более легированную сталь типа 08ХН2МФБ. Исследовали образцы от металла в состоянии после термомеханической обработки в промышленных условиях и подвергнутых имитации термического цикла крупнозернистой ЗТВ при сварке.

Оценку размера и однородности зерна бывшего аустенита проводили после многократного травления с переполировкой в подогретом водном растворе пикриновой кислоты

с добавкой HCl . Травление для выявления действительной микроструктуры стали осуществлялось в 4% растворе HNO_3 в этиловом спирте. Тип бейнита идентифицировали по морфологическим особенностям на основе анализа ДОРЭ карт. Речный бейнит (РБ) - по форме зерна и субзерна, которые имеют форму реек, гранулярный бейнит (ГБ) выделяли с учетом того, что он может иметь развитую поверхность зерен, но при этом проявлять полигональную форму субзерен. Результаты микроструктурных исследований показали, что бейнит, сформировавшийся в стали после термомеханической прокатки и непрерывного охлаждения, может сочетать в себе признаки как гранулярного бейнита, так и речного бейнита.

В ряде случаев в исследуемых сталях в пределах пакетов бейнита, либо по их границам наблюдали иные структурные составляющие: зернограничный феррит, остаточный аустенит, МА - составляющую и цементит.

Для количественной оценки дисперсности микроструктуры использовали два параметра: плотность высокоугловых границ $\rho_{\text{ВУГ}}$ и эффективный (расчетный) диаметр зерен $D_{\text{эф}}$. К высокоугловым (ВУГ) при исследовании относили границы с углами разориентации $> 15^\circ$, а к малоугловым (МУГ) - границы с углами разориентации от 2° до 15° . Из-за высокой степени анизотропии микроструктуры проката за эффективный диаметр $D_{\text{эф}}$ принимали величину $2/\rho_{\text{ВУГ}}$ (величину обратную плотности высокоугловых границ).

Формирование бейнита различной морфологии при ТМО и после имитации ГЗ ЗТВ происходит из исходного аустенита различной морфологии и степени однородности. На рис. 3.39 приведены оптические микрофотографии структуры исследованных сталей после травления на аустенитное зерно.

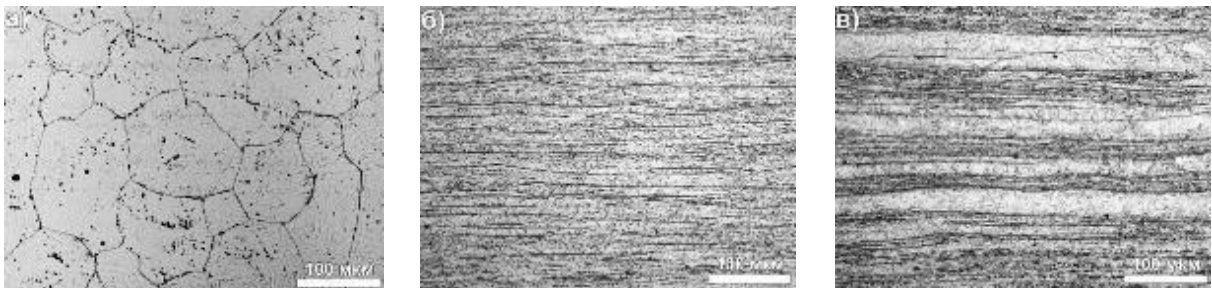


Рисунок 3.39 – Микроструктура бывшего аустенита с различной степенью неоднородности: а) однородная структура в ГО ЗТВ стали 07ХГ2Б; б) относительно однородная структура после ТМО стали 06ХГ2НДБ; в) выражено неоднородная структура после ТМО стали 05Г2НМДБ.

В грубозернистой ЗТВ образование гранулярного и речного бейнита происходит в достаточно однородной рекристаллизованной микроструктуре аустенита с равноосными зернами (рис. 3.39а). В толстолистовом прокате в зависимости от режима термомеханической прокатки может сформироваться как относительно однородная (рис. 3.39 б), так и существенно

неоднородная структура деформированных «оладьеобразных» зерен бывшего аустенита (рис. 3.39 в). В качестве критерия однородной микроструктуры бывшего аустенита в толстолистовом прокате приняли условие, при которых «толщина» аустенитных зерен отличались не более чем в 2,5 раза. В отличие от этого при неоднородной «оладьеобразной» структуре проката толщина «крупных» и «мелких» зерен бывшего аустенита могла различаться на порядок.

Ранее нами было показано [38], что изменение термического цикла (повышение скоростей нагрева и скорости охлаждения) при имитации грубозернистой ЗТВ приводит к измельчению зерна бывшего аустенита, а в конечной структуре – подавляет выделение зернограничного феррита и приводит к замещению гранулярного бейнита на бейнит речной морфологии. Указанные изменения в микроструктуре приводят к увеличению плотности высокоугловых границ. При этом наблюдали корреляцию между увеличением доли РБ (при повышении скорости охлаждения), увеличением плотности высокоугловых границ и возрастанием ударной вязкости и хладостойкости металла ЗТВ.

В работах [308, 310] установлено, что вследствие оптимизации параметров нагрева слябов под прокатку и условий рекристаллизации аустенита в процессе черновой стадии прокатки удается устранить в микроструктуре проката участки грубого речного бейнита в границах крупных зерен бывшего аустенита. Повышение дисперсности и однородности структуры бывшего аустенита привело к формированию однородной дисперсной конечной структуры, позволило увеличить уровень и стабильность значений ударной вязкости и обеспечить требуемый уровень доли вязкой составляющей в изломах образцов при испытаниях падающим грузом (ИПГ).

Для сопоставления плотности ВУГ отдельно в участках ГБ и РБ провели исследование микроструктуры стали 07ХГ2Б, в которой после имитации ГЗ ЗТВ на фоне однородной структуры бывшего аустенита наблюдали как области ГБ, так и области РБ. Для этого на картах границ зерен ДОРЭ выбирали характерные области ГБ и РБ (рис.3.40 а). Анализ показал, что плотность ВУГ участков РБ, составляющая $0,18 \text{ мкм}^{-1}$, значительно больше плотности ВУГ зерен ГБ, составляющей $0,12 \text{ мкм}^{-1}$, соответственно расчетные значения среднего размера эффективного зерна α -фазы (обратная величина ВУГ) показали противоположную картину: $D_{\text{эф}}=11,1 \text{ мкм}$ для участков РБ и $D_{\text{эф}}=16,7 \text{ мкм}$ для гранулярного бейнита, что подтверждает предположение о более мелкодисперсной микроструктуре РБ в ГЗ ЗТВ в сравнении с РБ.

Аналогичное исследование с использованием метода ДОРЭ провели на образцах от толстолистового проката из стали 06ХГ2НДБ после термомеханической прокатки, имеющего достаточно однородную структуру зерен бывшего аустенита (толщина «оладьеобразных» деформированных зерен аустенита различалась менее, чем в 2,5 раза) и конечную микроструктуру, состоящую включающую из гранулярного и речного бейнита. Среднюю

плотность высокоугловых границ (ВУГ) рассчитывали отдельно для каждой из областей ГБ и РБ, причем проводили разделение областей бейнита, сформированных внутри мелких и внутри более крупных зерен бывшего аустенита (рис 3.40 б).

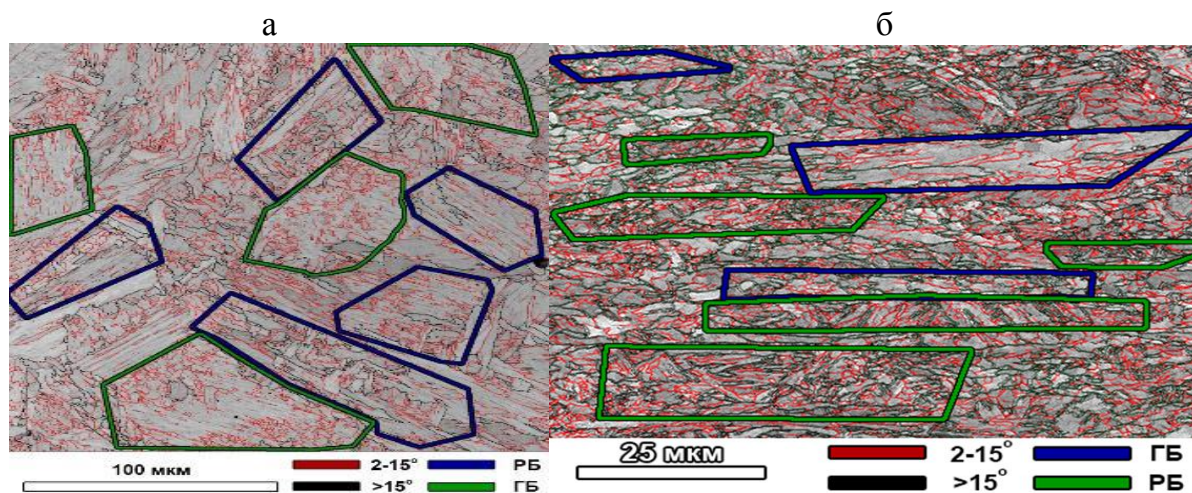


Рисунок 3.40 – Микроструктура ГЗ ЗТВ с выделенными областями РБ и ГБ. Сталь 07ХГ2В (а). Микроструктура с относительно однородным бывшим аустенитом. Сталь 06ХГ2НДВ (б). Карты качества картин Кикучи + границы зерен. ДОРЭ.

Определенная по результатам исследований плотность ВУГ в участках РБ составила $0,86 \pm 1 \text{ мкм}^{-1}$ (расчет размера эффективного α -фазы показал, что $D_{\text{эф}}=2,3 \text{ мкм}$) как в мелких, так и в более крупных зернах бывшего аустенита. При этом плотность ВУГ областей ГБ в мелких и крупных зернах бывшего аустенита различается. В аустенитных зернах со средней толщиной 5,6 мкм плотность ВУГ областей ГБ составляет $0,51 \text{ мкм}^{-1}$ ($D_{\text{эф}}=3,9 \text{ мкм}$), а в зернах аустенита со средней толщиной 12,5 мкм плотность ВУГ составляет $0,63 \text{ мкм}^{-1}$ ($D_{\text{эф}}=3,2 \text{ мкм}$). Анализ показал, что аналогично металлу имитированной ГЗ ЗТВ, в стали после термомеханической прокатки при формировании относительно однородного по размеру аустенитного зерна плотность ВУГ в реечном бейните выше, чем в гранулярном, причем она практически не зависит от формирования пакетов РБ в мелких или более крупных зернах бывшего аустенита. При этом, размер зерна исходного аустенита оказывает влияние на плотность ВУГ в ГБ; вероятно, это обусловлено тем, что границы зерен бывших аустенитных зерен составляют значительную долю ВУГ в гранулярном бейните.

Аналогичное исследование провели на образцах толстолистового проката из стали 05Г2НМДВ, имеющего выраженную неоднородность микроструктуры бывшего аустенита после ТМО. Для сравнения бывшей аустенитной структуры и действительной микроструктуры с одного и того же места были получены оптические микрофотографии после травления на аустенитное зерно, после травления на действительную микроструктуру и ДОРЭ карты (рис. 3.41а).

Анализ результатов исследования микроструктуры показал, что наиболее крупная фракция действительной микроструктуры локализуется в границах крупных зерен бывшего аустенита. Разделение бейнита по морфологии (ГБ и РБ) проводили по ДОРЭ картам после переполитровки образцов. В исследованной стали 05Г2НМДБ в крупных зернах бывшего аустенита наблюдали бейнит смешанной морфологии, который проявлял морфологические признаки гранулярного и речного бейнита: разветвленную форму зерен, наличие как речной, так и полигональной морфологии субзерен. По результатам исследования плотность ВУГ в гранулярном бейните стали 05Г2НМДБ составила $0,36 \text{ мкм}^{-1}$ ($D_{\text{эф}}=5,6 \text{ мкм}$), а в «смешанном» бейните (с признаками ГБ и РБ), сформированном в пределах крупных зерен бывшего аустенита, соответственно $0,22 \text{ мкм}^{-1}$ ($D_{\text{эф}}=9,1 \text{ мкм}$).

Таким образом, в более крупных по размеру зернах аустенита формируются более крупнозернистые продукты промежуточного превращения, при этом они более низкотемпературные (образующиеся при более низких температурах). Ранее это обсуждали в работах [309, 311], наши результаты согласуются с результатами этих работ.

На рис.3.41б приведена микроструктура стали с выраженной неоднородностью размеров зерен бывшего аустенита. В пределах границ крупных зерен бывшего аустенита наблюдали микроструктуру речного бейнита, тогда как в большинстве оставшихся аустенитных зерен располагается гранулярный бейнит. Исследования, проведенные с использованием метода ДОРЭ показали, что плотность высокоугловых границ в ГБ составляет $1,78 \text{ мкм}^{-1}$ ($D_{\text{эф}}=1,12 \text{ мкм}$), а в РБ, образованном в крупных зернах исходного аустенита – $1,28 \text{ мкм}^{-1}$ ($D_{\text{эф}}=1,56 \text{ мкм}$).

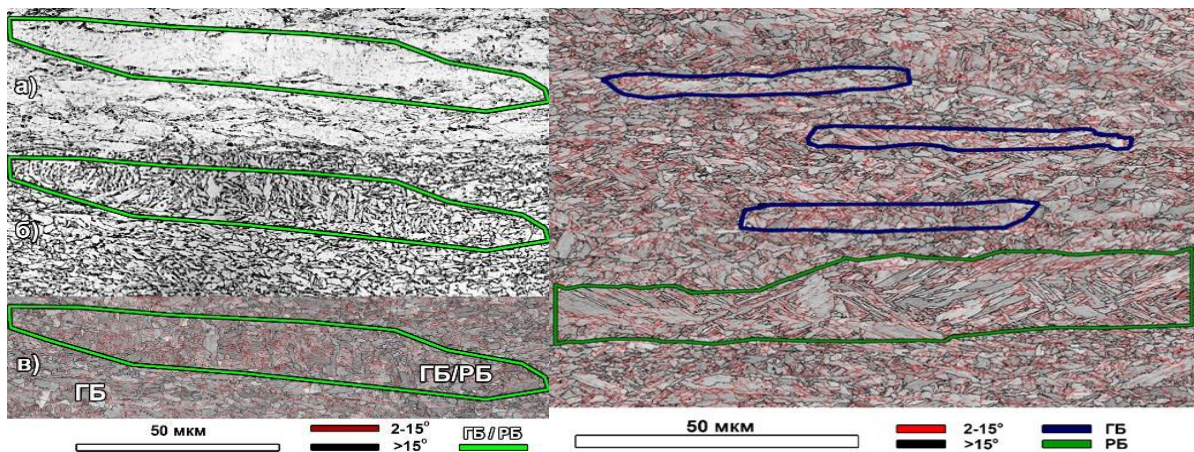


Рисунок 3.41 – Микроструктура с выраженной неоднородностью бывшего аустенита. Сталь 05Г2НМДБ; травление на бывший аустенит (а); микроструктура с выраженной неоднородностью зерен бывшего аустенита. Сталь 08ХН2МФБ. Карта качества Кикучи картин + границы зерен. ДОРЭ.

При $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении из существенно неоднородных по размеру зерен аустенита в действительной микроструктуре α -фазы между продуктами промежуточного превращения формируется еще больший контраст дисперсности (рис. 3.42).

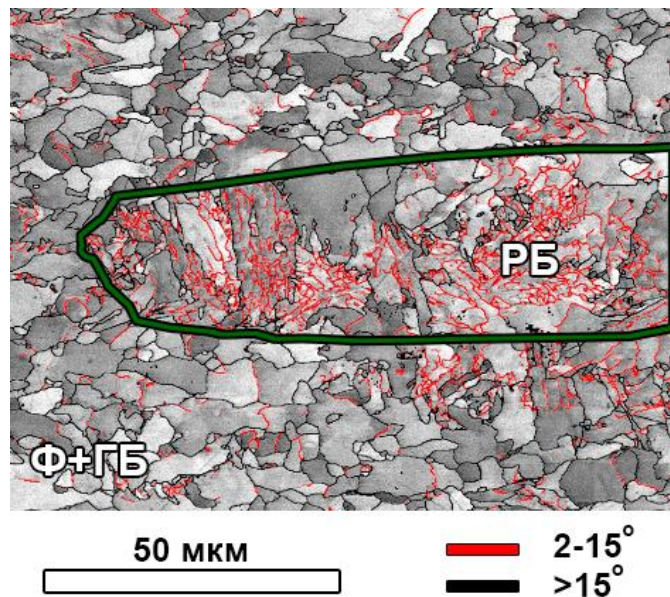


Рисунок 3.42 – Реечный бейнит, образованный из крупного зерна аустенита, в матрице из феррита и гранулярного бейнита. Карта качества Кикучи картин + границы зерен. ДОРЭ.

На фоне однородной матрицы ферритно-бейнитной микроструктуры в стали 09Г2С формируются крупные области РБ. При этом размер эффективного зерна α -фазы феррита увеличивается за счет появления фракции зерен на порядок крупнее (~ 100 мкм), чем в основной матрице микроструктуры (~ 18 мкм).

Таким образом выявлен микроструктурный механизм кажущегося противоречия. В отдельных крупных зернах исходного аустенита вследствие повышения его устойчивости может формироваться реечный бейнит на фоне матрицы, состоящей из гранулярного бейнита. При этом плотность высокоугловых границ в таких участках реечного бейнита ниже, чем в окружающей матрице гранулярного бейнита. В таком случае влияние размера исходного зерна аустенита на эффективный размер зерна α -фазы (обратная величина плотности высокоугловых границ) превалирует над влиянием изменения морфологии бейнита и более низкотемпературный продукт $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения - реечный бейнит оказывается менее дисперсным, чем гранулярный бейнит. Соответственно формирование в микроструктуре таких участков РБ сопровождается снижением хладостойкости.

3.5. Особенности разрушения сварных соединений, выполненных высокочастотной сваркой и установление связей между их микроструктурой и вязкостью

В работах [18, 19, 312-314] делается ряд выводов о структуре и ударной вязкости сварных соединений труб выполненных высокочастотной сваркой:

- ударная вязкость в этих сварных соединениях имеет самые низкие значения по линии сплавления или вблизи нее в узкой зоне $\approx \pm 0,5$ мм;
- оксидные включения в большинстве случаев являлись причинами низких значений ударной вязкости, но не всегда они были обнаружены в изломах образцов с низкими значениями ударной вязкости;
- микроструктура испытанных сварных соединений (после ЛТО) вблизи линии сплавления всегда мельче, или аналогична более удаленным участкам или основному металлу.

В работах [135, 315, 316] при попытке установить связи между микроструктурой и свойствами сварных соединений ТВЧ был сделан вывод о том, что наблюдаемые особенности структуры не объясняют пониженную ударную вязкость и предположили, что важным фактором является кристаллографическая текстура. Плоскость {001} является плоскостью скола кристалла ОЦК железа [317], поэтому особенности их пространственного расположения в металле сварных соединений очень важны. Это явилось основанием для систематических исследований в данном направлении.

В разделе 2.3 экспериментально установлено, что в сварном соединении ТВЧ стали 09Г2С без последующей термической обработки в области линии сплавления формируется зона шириной 100-120 мкм с сильно текстурированной крупнозернистой ферритной микроструктурой с размером зерен 15 мкм. Объемная доля кристаллографических кластеров с плоскостями {001} ориентированными параллельно ($\pm 20^\circ$) составляет 25-27% в сравнении с 12% в основном металле. В сварном соединении труб из стали 05ХГБ после ЛТО (закалка с последующим отпуском) наблюдается область с текстурированной ферритной микроструктурой с размером зерен 10-13 мкм. Объемная доля кристаллографических кластеров {001} составляет 25-30%. Максимальный размер кристаллографических кластеров (потенциальных фасеток скола) в 3-5 раз превышает максимальный размер зерен феррита: максимальный размер зерен феррита после ЛТО составляет 30-78 мкм, кластеров – 120-320 мкм.

Далее приведены результаты систематических испытаний сварных соединений, выполненных высокочастотной сваркой.

Провели испытания на статическое растяжение основного металла и сварного соединения при комнатной и пониженных температурах. Для испытаний на статическое растяжение основного металла и сварного соединения ТВЧ труб из стали 05ХГБ были изготовлены

стандартные поперечные образцы тип IV (№6 и №8) по ГОСТ 1497. Испытания на статическое растяжение проводили по ГОСТ 1497 на универсальной испытательной машине INSTRON 3382 со скоростью нагружения 0,0017 мм/с. Образцы испытывали при температурах 20°C, -60°C и -196°C.

Сварное соединение ТВЧ труб из стали 05ХГБ с толщиной стенки 8 и 12 мм после локальной/ локальной и объемной термических обработок отвечает условию равнопрочности. ЛТО осуществлялась по следующему режиму: нагрев под закалку 920 °С, отпуск – 810 °С; объемная термообработка - высокий отпуск при 680 °С. При температурах 20°C, -60°C и -196°C все образцы разрушились по основному металлу.

На рис. 3.43, 3.44 представлены микрофотографии характерных поверхностей разрушения образцов после испытаний на статическое разрушение в зависимости от температуры испытаний.

Разрушение образцов основного металла при комнатной температуре происходит полностью вязко с образованием чашечного излома. В очаге разрушения располагается ямка с комплексными продуктами раскисления Mg-Al-Ca-S-Ti-O. После ОТО (высокого отпуска) в основном металле труб с толщиной стенки 12 мм проявляется повышенная склонность к образованию расщеплений – трещин перпендикулярных поверхности разрушения и параллельных плоскости прокатки.

Разрушения образцов основного металла при -60°C вне зависимости от вида термической обработки сопровождались образованием расщеплений; внутренняя поверхность расщеплений образована сколом. При этом в плоскости разрушения образование хрупкой составляющей наблюдалось только в образцах основного металла трубы Ø426×12 мм после ОТО. В фокусе разрушения обнаруживали комплексные продукты раскисления Ca-Al-Mg-S-Si-O.

Все образцы сварного соединения при всех температурах испытаний разрушались по основному металлу. Механизм разрушения в образцах ОМ и образцах сварного соединения был аналогичен.

Разрушение при температуре испытания -196°C было абсолютно хрупким, оно начиналось с очаговой фасетки скола. Размер фасетки скола в случае сварного соединения трубы Ø426×8 мм (ЛТО) из стали 05ХГБ составлял 766×355 мкм, в случае той же трубы после ОТО (высокий отпуск) – 205×99 мкм, для Ø426×12 мм (ЛТО) – 128×61 мкм, после ОТО 555×250 мкм. На очаговых фасетках обнаруживали комплексные продукты раскисления.

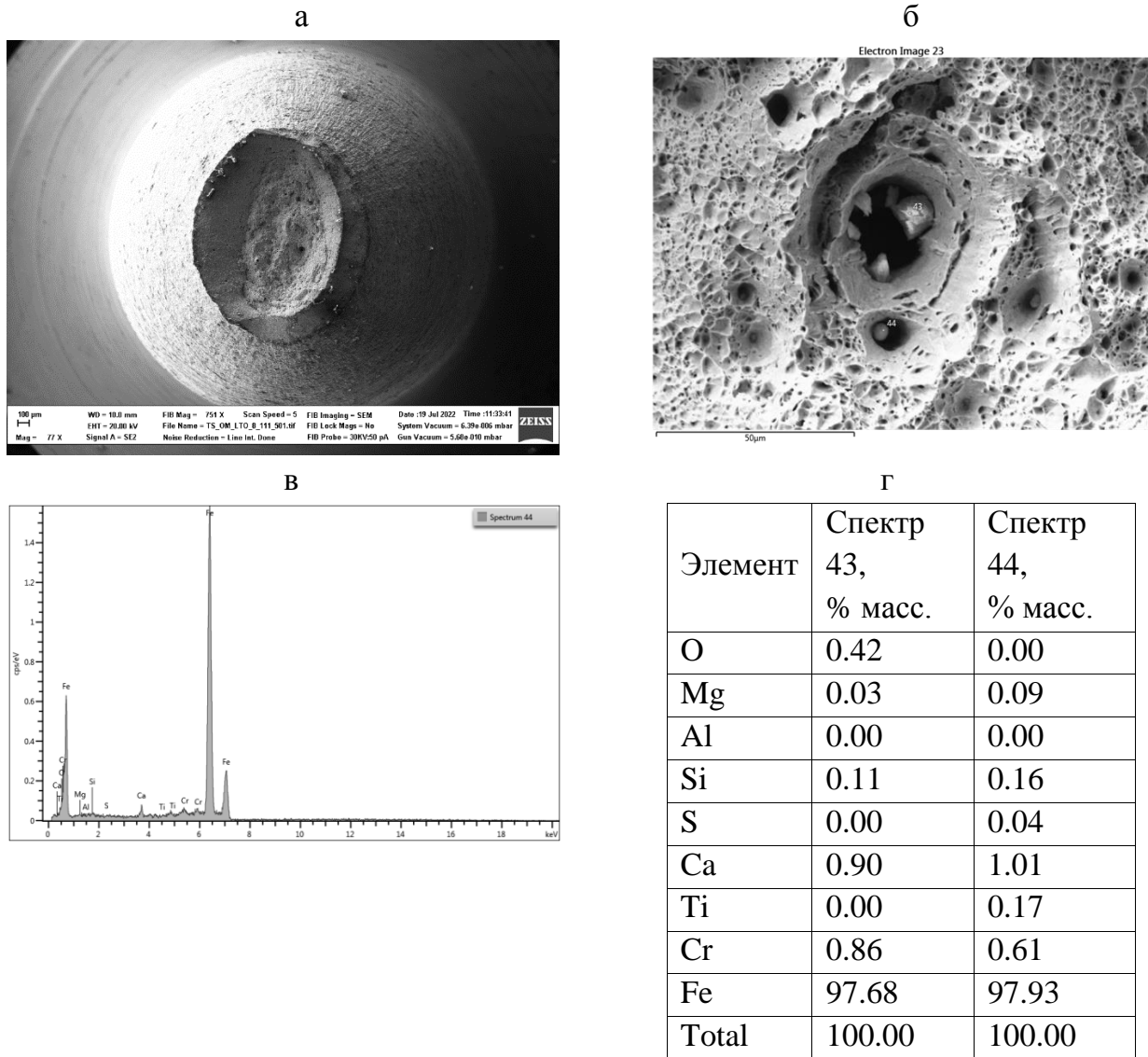


Рисунок 3.43 – Характерный вид поверхности разрушения (а, б) и локальный химический состав включений (в, г). $T_{исп.} = 20^{\circ}\text{C}$. Локальная термообработка – закалка и отпуск. Труба $\text{Ø}426 \times 8$ мм. Основной металл. Сталь 05ХГБ. СЭМ. МРСА.

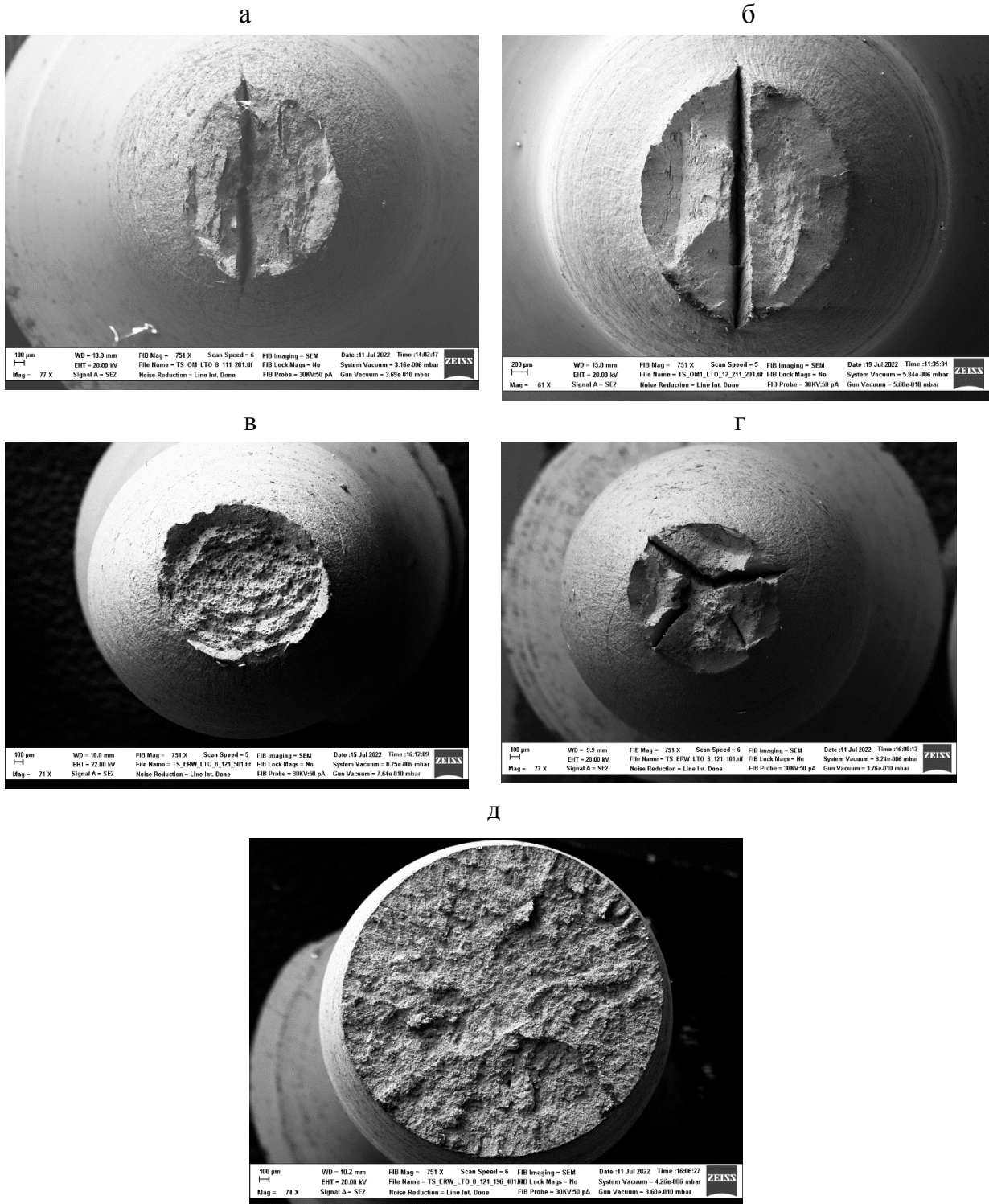


Рисунок 3.44 – Характерный вид поверхности разрушения. $T_{исп.} = -60^{\circ}\text{C}$; а) толщина стенки трубы 8 мм; б) 12 мм; основной металл; в, г, д) труба $\text{Ø}426 \times 8$ мм; сварное соединение; в) $T_{исп.} = 20^{\circ}\text{C}$; г) $T_{исп.} = -60^{\circ}\text{C}$; д) $T_{исп.} = -196^{\circ}\text{C}$. Локальная термообработка – закалка и отпуск. Сталь 05ХГБ. СЭМ.

В целом, попытка обнаружить в сварном соединении охрупченный участок, в том числе и в условиях полностью хрупкого разрушения, и выявить его природу, не увенчалась успехом, - разрушение во всех случаях наблюдали по основному металлу. Это говорит, во-первых - о равнопрочности сварного соединения и основного металла, во-вторых – о его высоком качестве.

Далее приведены результаты анализа изменения динамических кривых ударной вязкости «усилие-прогиб» (F-S) образцов стали 05ХГБ, вырезанных из сварного шва ТВЧ и основного металла труб с толщиной стенки 8 мм и 12 мм. Запись динамических кривых осуществляли стандартным программным обеспечением маятникового копра Zwick Roell PSW 750. Анализ динамических кривых проводили с помощью сопоставления характеристик максимального усилия F_m , прогиба S_m соответствующего максимальному усилию F_m , динамического предела прочности и значений ударной вязкости KCV.

На рис. 3.45 показаны динамические кривые ударных образцов от сварных соединений ТВЧ при всех температурах испытаний.

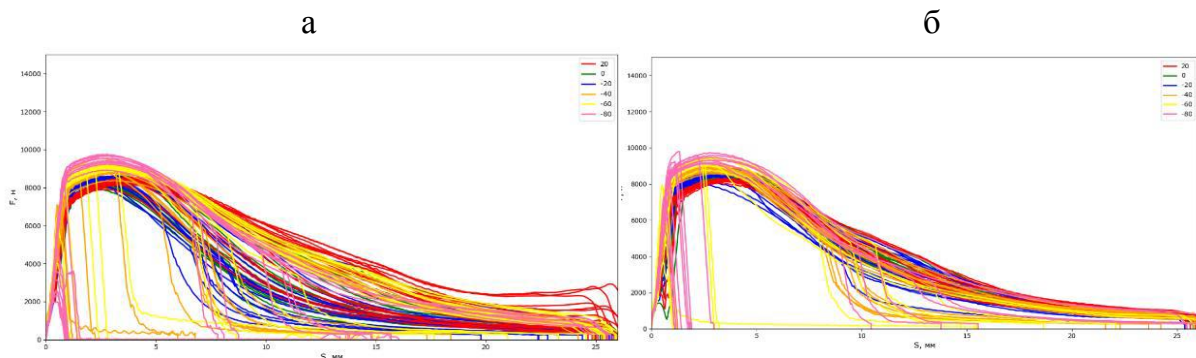


Рисунок 3.45 – Динамические кривые усилие-прогиб при испытании на ударный изгиб; сталь 05ХГБ: а) сварное соединение труб $\text{Ø}426 \times 8$ мм; б) сварное соединение труб $\text{Ø}426 \times 12$ мм. ЛТО закалка+отпуск.

Запись и анализ динамических кривых «усилие-прогиб» (F-S) позволили получить дополнительную информацию о механизмах и стадиях разрушения ударных образцов. Разрушения до достижения динамического предела прочности для основного металла и сварного шва из труб стали 05ХГБ происходили с $KCV \leq 52$ Дж/см² на ранних стадиях разрушения с низкими значениями прогиба $S_m < 1,9$ мм, что позволило установить эту величину в качестве критерия перехода металла в хрупкое состояние.

Разрушение всех образцов основного металла трубы с толщиной стенки 8 мм происходит после достижения динамического предела прочности. Рассеяния ударной вязкости, связанного с разрушением образцов на ранних стадиях, не наблюдается. Для образцов сечением 5×10 мм основного металла трубы с толщиной стенки 12 мм наблюдается несколько случаев разрушений, которые происходят с максимальным усилием, лежащим в интервале между динамическим

пределом текучести и динамическим пределом прочности. Для образцов сечением 10×10 мм основного металла трубы с толщиной стенки 12 мм повышенное рассеяние обусловлено как полностью хрупкими разрушениями, до достижения динамического предела прочности, характерными для данной температуры испытаний, так и скачкообразным ростом максимального усилия F_m (динамического предела прочности) при температурах -60°C и -80°C .

В качестве материала исследования использовали трубы из стали 05ХГБ $\varnothing 426$ мм и толщинами стенок 8 мм и 12 мм после локальной (ЛТО) и объемной (ОТО) термической обработок. Для испытаний на ударный изгиб основного металла (ОМ) и сварного соединения (СС), выполненного высокочастотной сваркой, изготавливали поперечные ударные образцы с V-образным надрезом типа 11 и 13 по ГОСТ 9454. Испытания на ударный изгиб проводили на инструментированном копре Roell Amsler с бойком по ISO 148-1 и записью динамических кривых нагрузка-прогиб при температурах $20^\circ\text{C} \dots -80^\circ\text{C}$. В ряде случаев количество испытанных образцов на точку достигало 50 шт. Всего было испытано более 2000 образцов.

Результаты испытаний приведены на рис. 3.46 – 3.49.

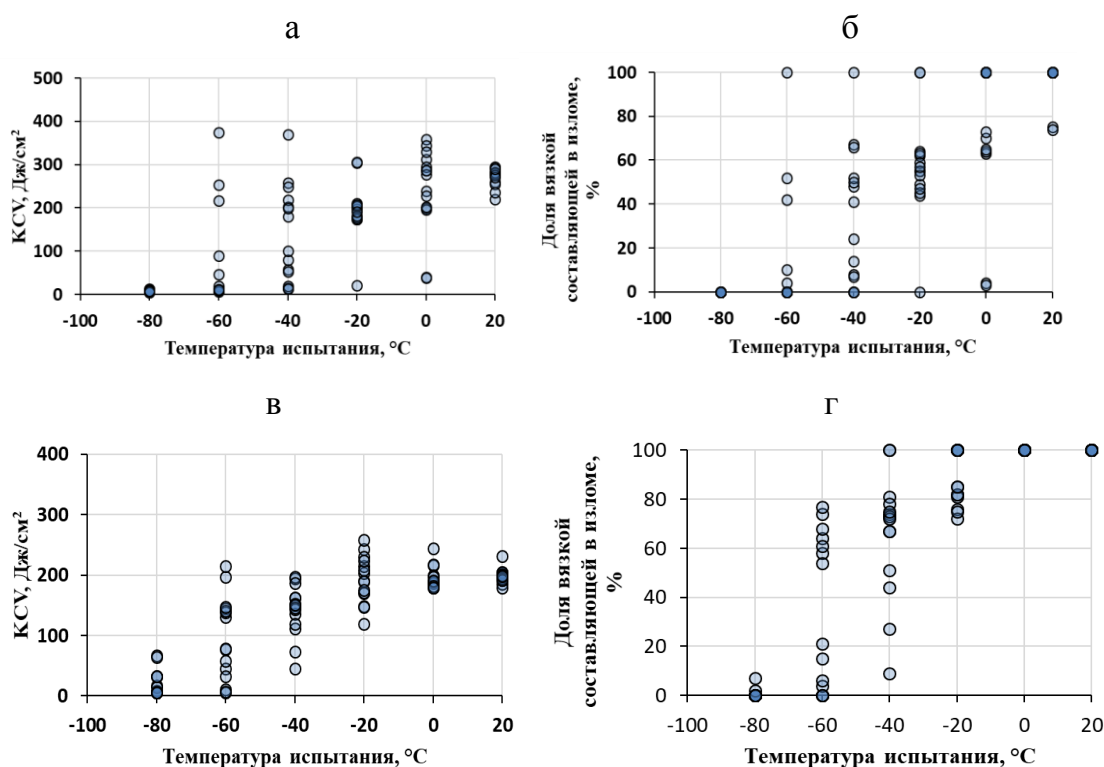


Рисунок 3.46 - серийные кривые ударной вязкости (а, в) и доли вязкой составляющей в изломе (б, г) ударных образцов сварного соединения труб с толщиной стенки 12 мм после ЛТО; а, б - образец тип 11 по ГОСТ 9454; в, г - образец тип 13. Сталь 05ХГБ.

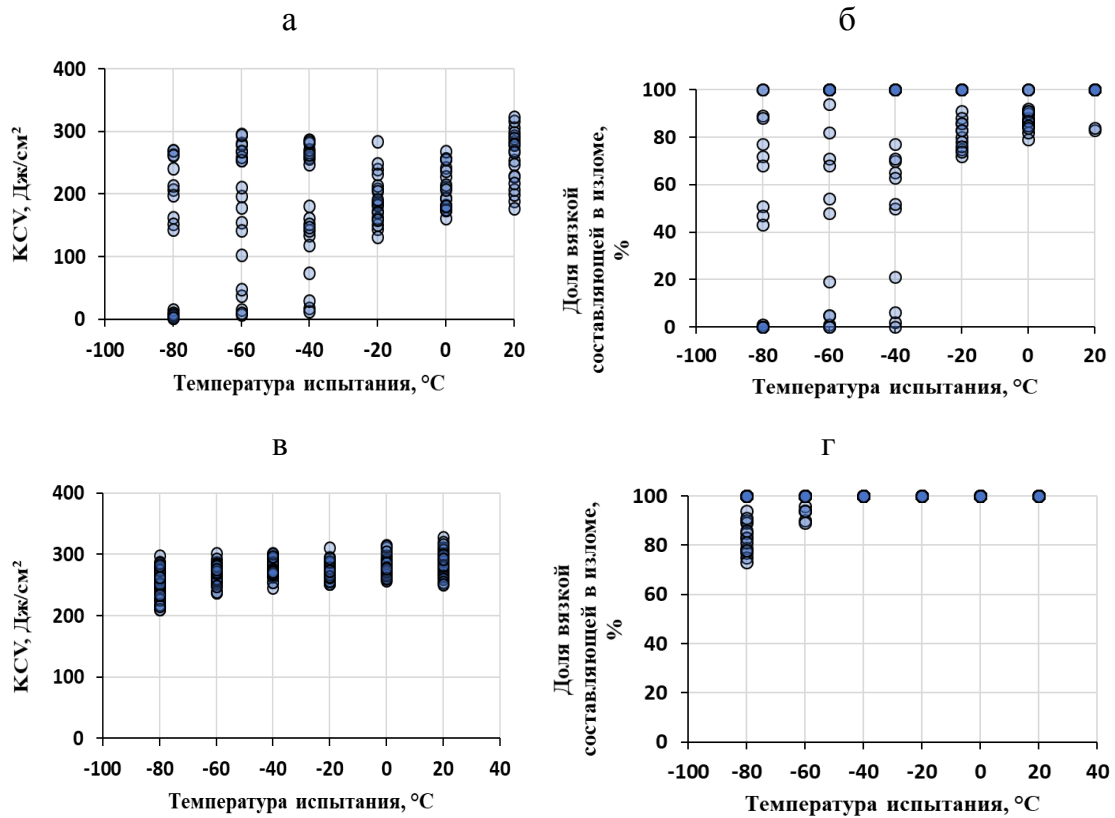


Рисунок 3.47 - сериальные кривые ударной вязкости (а, в) и доли вязкой составляющей в изломе (б, г); образцы типа 13 по ГОСТ 9454 (5×10 мм); а, б – сварное соединение после ЛТО; в, г – основной металл трубы.

Анализ полученных результатов показал, что в основном металле по сравнению с металлом сварного шва ТВЧ для всех типов образцов вне зависимости от вида термической обработки наблюдалось смещение температуры вязко-хрупкого перехода в сторону отрицательных температур на более чем 40°С.

Ударная вязкость сварного соединения показывает рассеяние значений: наличие неожиданно низких и высоких одновременно. Такое рассеяние не наблюдается в основном металле толщиной 8 мм и до -80°С при испытании основного металла толщиной 12 мм на образцах типа 13 (5×10 мм).

Разрушение образцов сварного шва и основного металла стали 05ХГБ в интервале вязко-хрупкого перехода с низкими значениями соотношений ударной вязкости <math>< 52 \text{ Дж/см}^2</math> и доли вязкой составляющей <math>< 10\%</math> в изломах указывает на хрупкое разрушение, обусловленное влиянием дополнительного охрупчивающего фактора.

Образцы основного металла 10×10×55 мм показывают большие значения ударной вязкости по сравнению с образцами 5×10×55 мм. При этом на образцах 5×10×55 мм наблюдается смещение температуры вязко-хрупкого перехода и температуры пониженной хладостойкости в сторону отрицательных температур более чем на 20°С. Образцы сварного соединения ТВЧ

10×10×55 мм показывают большие значения ударной вязкости по сравнению с образцами 5×10×55 мм. При этом для образцов 10×10×55 достигается нижний порог хладноломкости при температуре -80°C для ЛТО и -60°C для ОТО. Также наблюдается смещение как температуры вязко-хрупкого перехода, так и температуры пониженной хладостойкости в сторону отрицательных температур на 40°C.

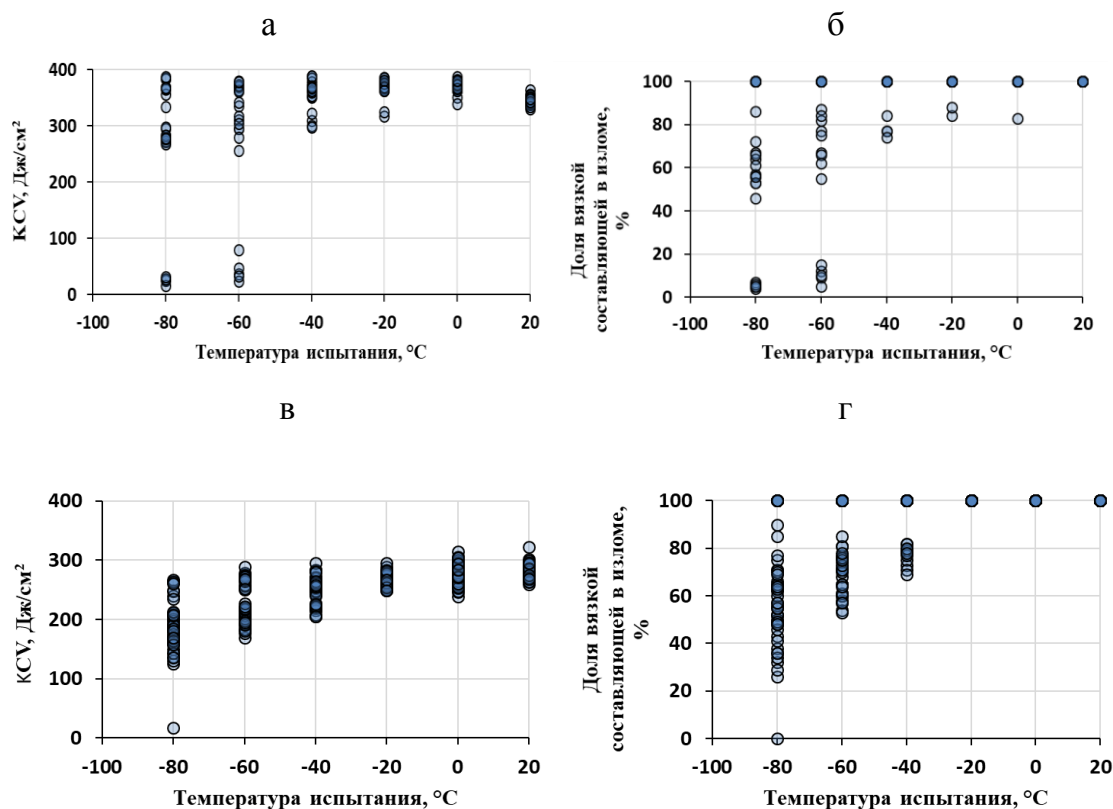


Рисунок 3.48 - Серийные кривые ударной вязкости (а, в) и доли вязкой составляющей в изломе (б, г) ударных образцов основного металла труб с толщиной стенки 12 мм; а, б - образец тип 11 по ГОСТ 9454; в, г - образец тип 13.

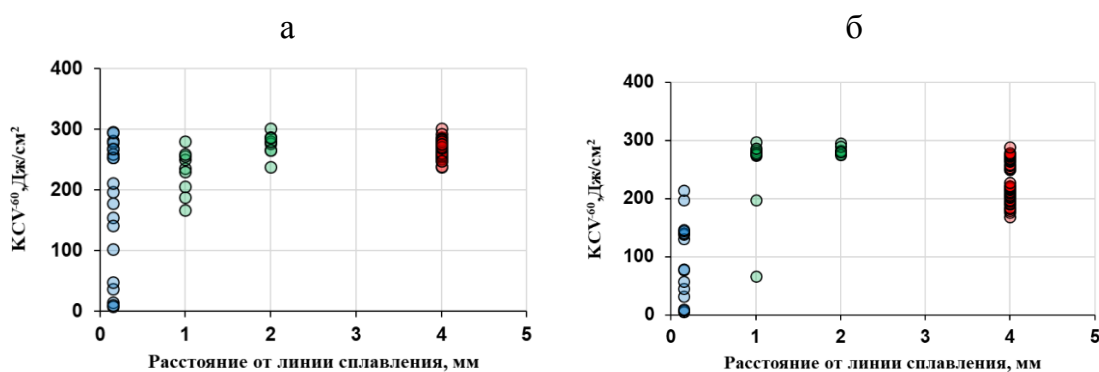


Рисунок 3.49 - Зависимость ударной вязкости от положения надреза образца: 0 – по линии сплавления, 4 мм – основной металл; а) труба с толщиной стенки 8 мм, б) труба с толщиной стенки 12 мм (образец тип 13 (5×10 мм)). Сталь 05ХГБ. ЛТО.

С увеличением расстояния от линии сплавления снижается рассеяние значений ударной вязкости. Наблюдается смещение температуры пониженной хладостойкости в сторону отрицательных температур. При толщине стенки трубы 12 мм температуру пониженной хладостойкости наблюдали в области линии сплавления и при смещении надреза на 1 мм, при толщине стенки 8 мм - только в области линии сплавления.

3.6. Установление связей между микроструктурой и вязкостью сварных соединений, выполненных высокочастотной сваркой

В табл. 3.4 приведены количественные результаты оценки причин хрупкого разрушения в сварном соединении труб ТВЧ Ø426 мм с толщинами стенок 8 и 12 мм из стали 05ХГБ. В качестве основных источников хрупкого разрушения рассматривали: фасетки скола (Ф), множество очаговых фасеток скола (Ф_{мн.}), сферические неметаллические включения (СНВ), линзовидные неметаллические включения (ЛНВ), сварочные окислы (О).

Таблица 3.4 - Результаты оценки причин хрупкого разрушения в сварных швах ТВЧ.

Ширина образца/ толщина стенки, мм	ТО	Выборка		Т, °С/ Кол- во обр.	Образец / Кол-во образцов				
		КСV, Дж/см ²	ВС, %		Ф	Ф _{мн.}	СНВ	ЛНВ	О
5/8	ЛТО	12-30	0-6	-40/ 3	16/1	13/1		20/1	
		119-61	50-70	-40 / 3				1, 2, 4 / 3	
5/8	ОТО	29	2	-20 / 1	10/ 1				
		149	75	-20 / 1				19/ 1	
		10-34	0-8	-40 / 5	5,18/2	4,8/2		13/1	
		133	51	-40 / 1	20/1				

Продолжение таблицы 3.4

Ширина образца/ толщина стенки, мм	ТО	Выборка		Т, °С/ Кол- во обр.	Образец / Кол-во образцов				
		КСV, Дж/см ²	ВС, %		Ф	Ф _{мн}	СНВ	ЛНВ	О
5/12	ЛТО	45	9	-40 / 1			4/1		
		73	27	-40 / 1				10/1	
		119- 151	44-75	-40 / 2			15/1	13/1	
		5-45	0-4	-60 / 4	2,5 / 2		13/1	6/1	
		58-79	6-21	-60 / 3	4,7,12/ 3				
		131- 144	58-64	-60 / 2				1,3/2	
10/12	ЛТО	38-40	3-4	0 / 2					8,15/ 2
		15-18	0	-40 / 3	7,12/2				
		57-101	8-24	-40 / 1				2,15/2	
		199- 202	48-50	-40 / 3				1,3,11/3	
5/12	ОТО	7-15	0	-60 / 6	5,10,13 ,14	11/1		15/1	
		52-54	4	-60 / 2	3/1			4/1	
		165- 205	60-70	-60 / 3				2,8,9/3	
10/12	ОТО	10-15	0	-40 / 5	10/ 1	2,8/2	3 / 2	7/1	
		103- 104	19-22	-40 / 2				4, 13/2	
		162	34	-40/1				5/1	

Далее подробно проиллюстрирован характер разрушения сварного соединения на примере труб с толщиной стенки 12 мм при испытании образцов сечением 10×10 мм.

На рис. 3.50 - 3.52 представлены результаты анализа механизмов и источников разрушения при испытании на ударный изгиб образцов сварного соединения труб $\text{Ø}426 \times 12$ мм (ЛТО закалка + отпуск) на образцах типа 11 ($10 \times 10 \times 55$ мм), испытанных при температуре 0°C . 2 из 15 образцов разрушились хрупко до достижения динамического предела текучести с прогибом 17 и 20 мм. Источниками хрупкого разрушения послужили фасетки со сварочными окислами с повышенным содержанием Si и Mn (рис. 3.50). Крупные окислы достигали размеров 1000×130 мкм.

5 из 9 образцов разрушились в смешанном режиме на поздней стадии разрушения с прогибом 24 мм. Характерным источником разрушения является фасетка со сферическим неметаллическим включением Ca-S-Si-Mg-Al-O-C.

8 из 15 образцов разрушились в полностью вязком режиме с прогибом 24-27 мм.

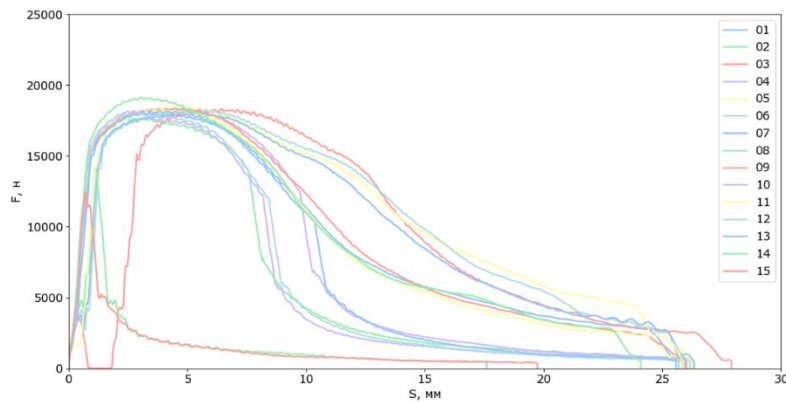
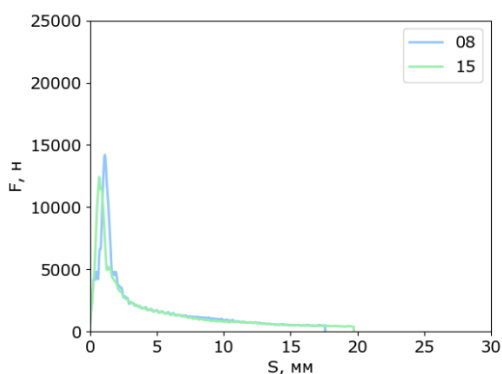


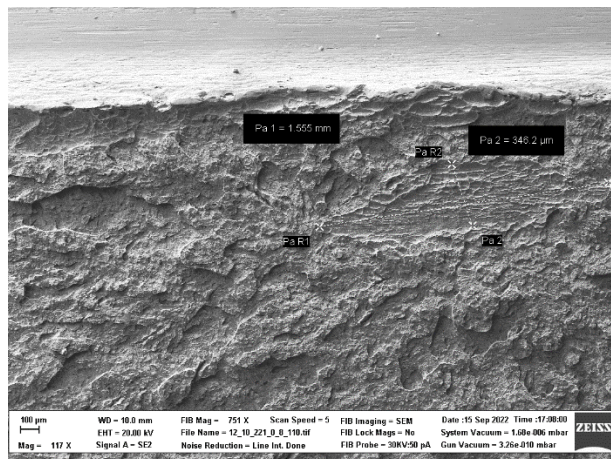
Рисунок 3.50 – Динамические кривые усилие-прогиб F-S. $T_{\text{исп.}} = 0^\circ\text{C}$. ЛТО – закалка и отпуск. Образец $10 \times 10 \times 55$ мм. Сварное соединение. Толщина стенки 12 мм. Сталь 05ХГБ.

Результаты изучения характера и источников хрупкого разрушения образцов $10 \times 10 \times 55$ мм сварного соединения труб ТВЧ с толщиной стенки 12 мм после локальной термической обработки закалки с отпуском, испытанных при -40°C приведены на рис. 3.53-3.57.

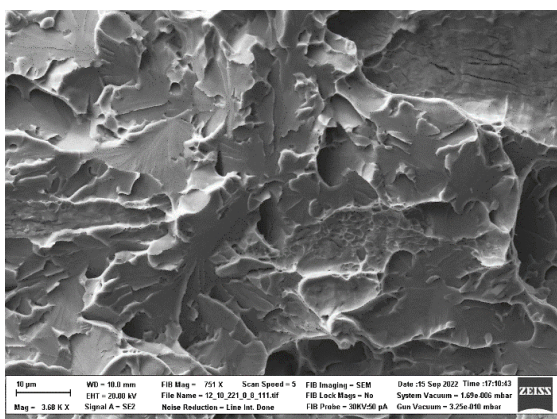


8	15
40 Дж/см ²	38 Дж/см ²

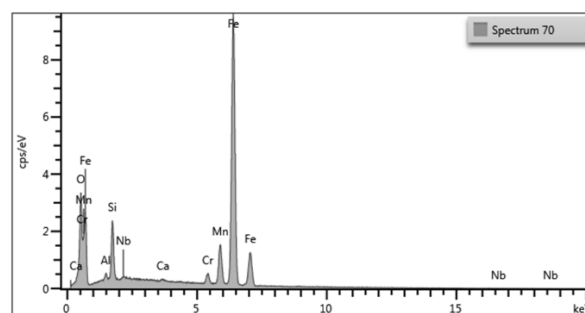
а) Динамические кривые усилие-прогиб F- S двух образцов (№8 и №15). $T_{исп.} = 0^{\circ}\text{C}$.



б) Разрушение на ранней стадии в присутствии сварочного окисла 1000 x 131 мкм. СЭМ.



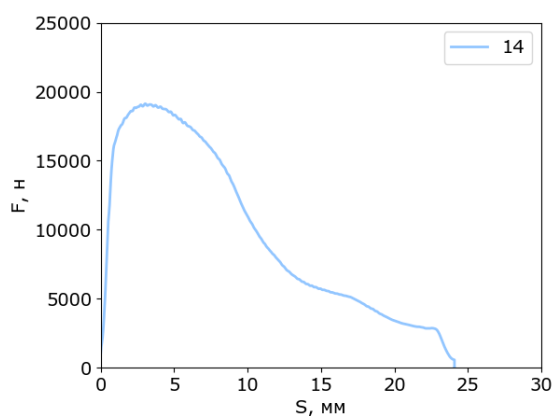
в) Фасетка со сварочным окислом. СЭМ.



Элемент	%
O	11.78
Al	0.69
Si	5.11
Ca	0.13
Cr	1.62
Mn	8.89
Fe	71.30
Nb	0.50
Total	100.00

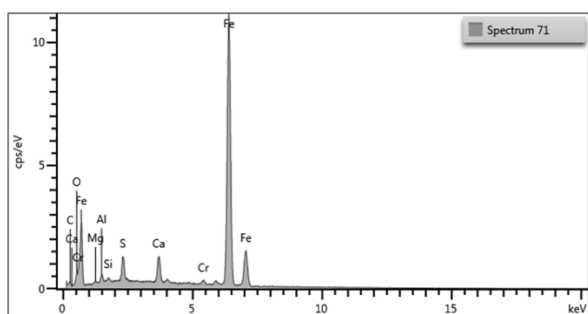
г) Локальный химический состав в области сварочного окисла. РСМА.

Рисунок 3.51 - Характерные источники разрушения. $T_{исп.} = 0^{\circ}\text{C}$. Локальная термообработка – закалка и отпуск. Образец 10×10×55мм. Толщина стенки 12 мм. Сталь 05ХГБ; хрупкое разрушение.



14
200 Дж/см ²

а) Динамическая кривая усилие-прогиб F- S образца №14. T_{исп.} = 0°C

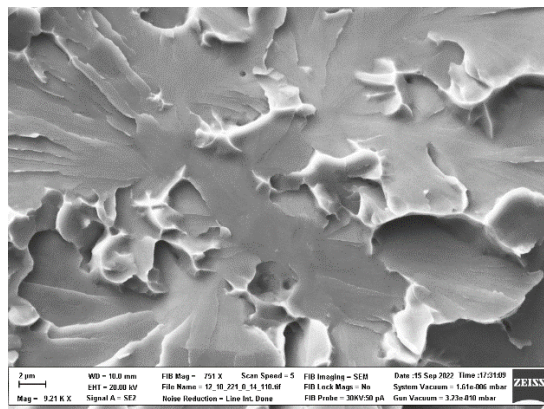


Элемент	%, масс.
C	2.68
O	2.52
Mg	0.23
Al	1.04
Si	0.35
S	2.51
Ca	3.12
Cr	0.76
Fe	86.78
Total	100.00

в) Локальный химический состав. Сферическое неметаллическое включение.

Рисунок 3.52 – Характерные источники разрушения. T_{исп.} = 0°C. Локальная термообработка – закалка и отпуск. Образец 10×10×55мм. Толщина стенки 12 мм. Сталь 05ХГБ. СЭМ. Минимальные из высоких значений KCV⁰. Смешанное разрушение на поздней стадии.

7 из 15 образцов разрушились до достижения динамического предела прочности в смешанном режиме и полностью хрупко с прогибом 2-3 мм. В 2 из 3 рассмотренных случаев источником разрушения послужила очаговая фасетка без неметаллических включений. В 1 из 3 случаев источником разрушения послужила фасетка вблизи крупного сварочного окисла 1500×330 мкм (рис. 3.55).



б) Фасетка со сферическим неметаллическим включением 2 мкм.

2 из 15 образцов разрушились в смешанном режиме после достижения динамического предела прочности на ранней стадии разрушения с прогибом 5 мм и 7 мм. В рассмотренном случае (образец 15) источником разрушения была фасетка рядом с крупным сварочным окислом 600×300 мкм (рис. 3.56).

6 из 15 образцов разрушились в смешанном режиме на поздней стадии разрушения с прогибом 14-24 мм. В 3 из 3 рассмотренных случаев источниками разрушения являлись фасетки со следами линзовидных неметаллических включений Ca-S-Mg-Al-Si-O (рис. 3.57). Лишь один образец из 15 разрушился в полностью вязком режиме с прогибом 26 мм.

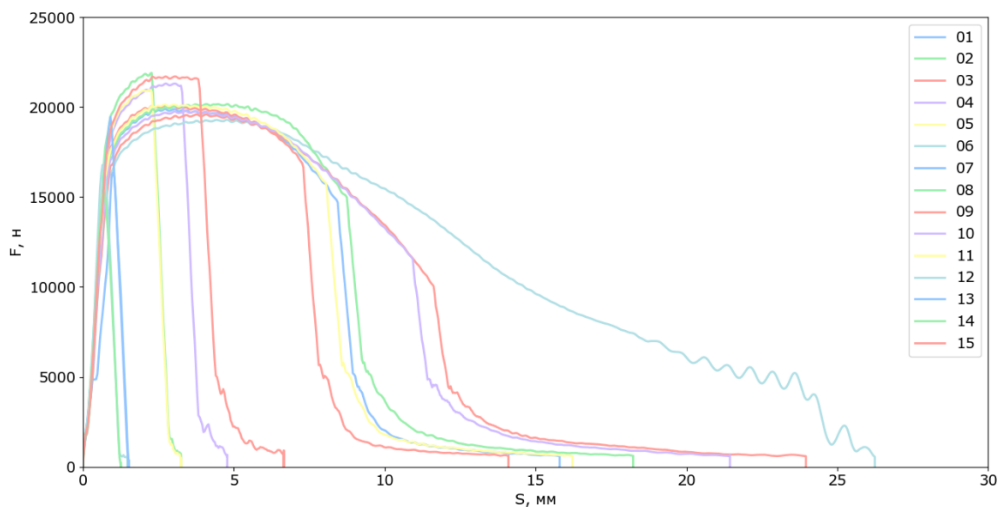
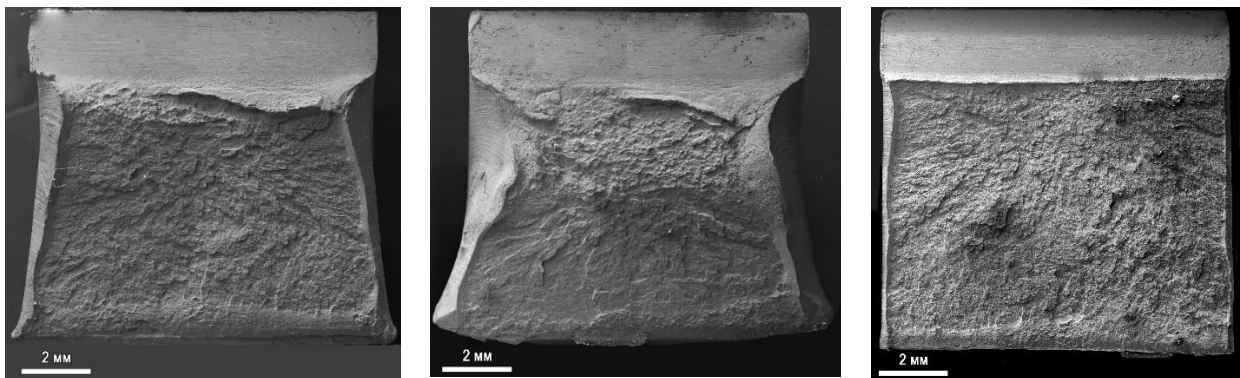


Рисунок 3.53 –Динамические кривые усилие-прогиб F-S. $T_{исп.} = -40^{\circ}\text{C}$. Локальная термообработка – закалка и отпуск. Образец $10 \times 10 \times 55$ мм. Толщина стенки 12 мм. Сталь 05ХГБ.



15

Смешанное разрушение на ранней стадии

1

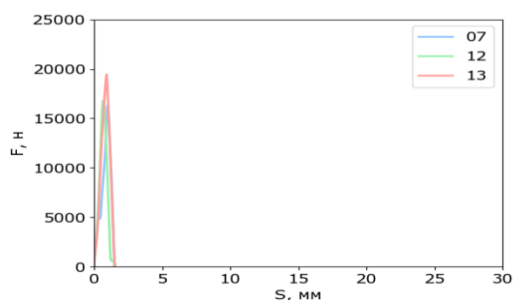
Смешанное разрушение на поздней стадии

7

Хрупкое разрушение

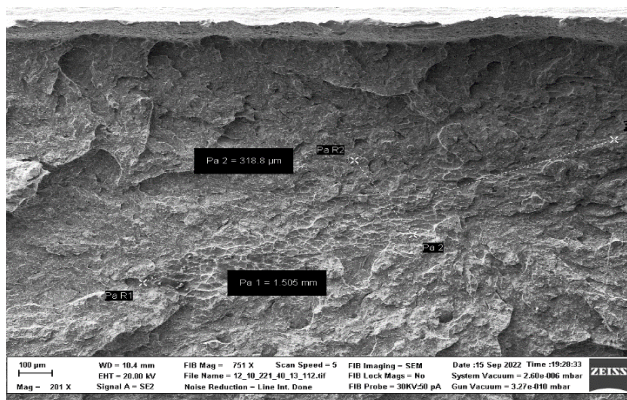
Рисунок 3.54 –Характерный вид поверхностей разрушения (образцы №№ 15, 1, 7).

$T_{исп.} = -40^{\circ}\text{C}$. Локальная термообработка – закалка и отпуск. Образец $10 \times 10 \times 55$ мм. Толщина стенки трубы 12 мм. Сталь 05ХГБ. СЭМ.

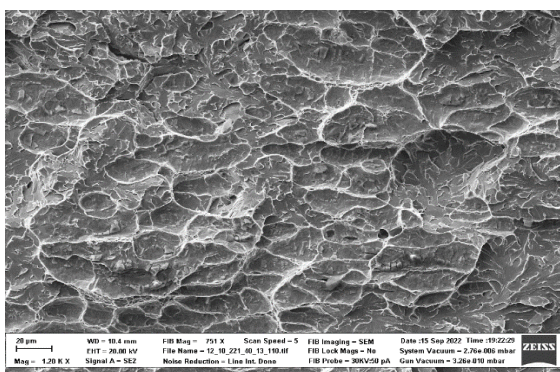


7	12	13
15 Дж/см ²	14 Дж/см ²	18 Дж/см ²

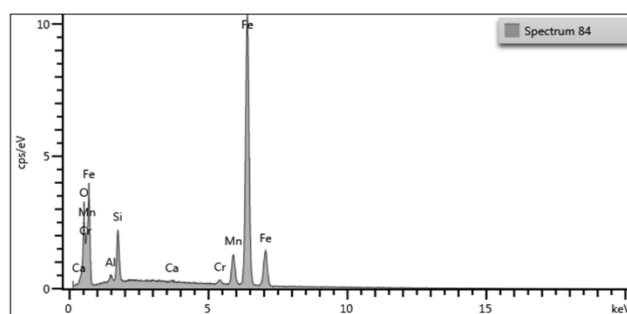
а) Динамические кривые усилие-прогиб F- S трех образцов. T_{исп.} = -40°C.



б) Образец 13. Фасетка рядом со сварочным окислом 1500 × 330 мкм. СЭМ.



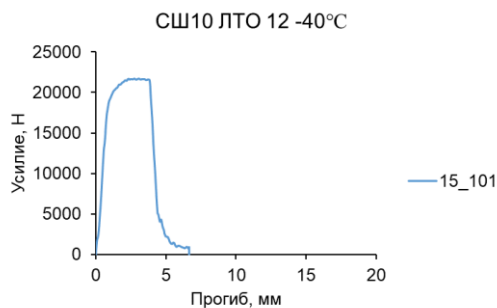
в) Образец 13. Сварочный окисел. СЭМ.



Элемент	1	2	3
O	14.45	13.57	8.76
Al	1.57	1.50	0.74
Si	9.37	8.40	4.82
S	0.09		
Ca	0.32	0.37	0.16
Cr	0.73	0.80	0.65
Mn	14.67	14.08	7.28
Fe	58.79	61.05	77.59
Nb		0.23	
Total	100.00	100.00	100.00

г) Образец 13. Локальный химический состав. РСМА.

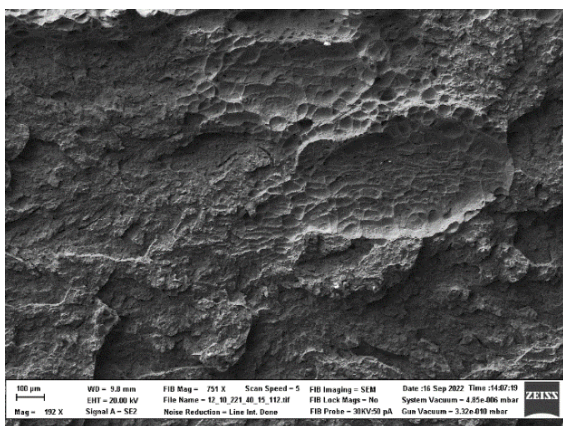
Рисунок 3.55 - СШ10 ЛТО 12. Характерные источники разрушения. T_{исп.} = -40°C. ЛТО – закалка и отпуск. Образец 10×10×55мм. Толщина стенки 12 мм. Сталь 05ХГБ. Хрупкое разрушение. Низкие значения KCV⁻⁴⁰.



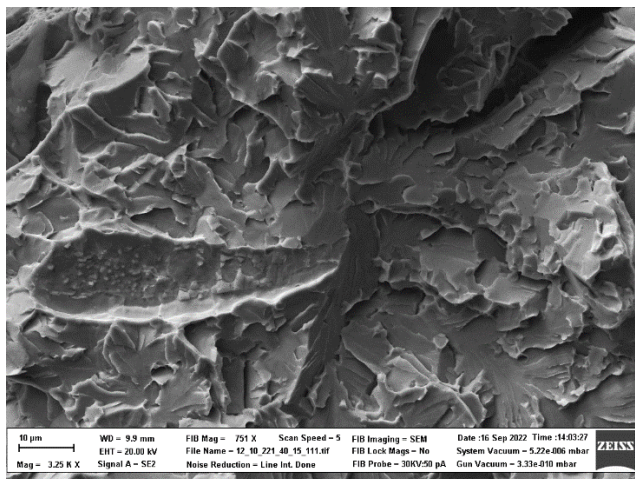
15
101 Дж/см ²

а) Динамические кривые усилие-прогиб

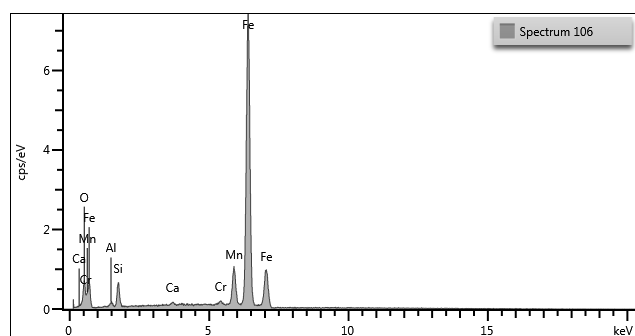
F- S. T_{исп.} = -40°C.



в) Сварочный окисел. СЭМ.



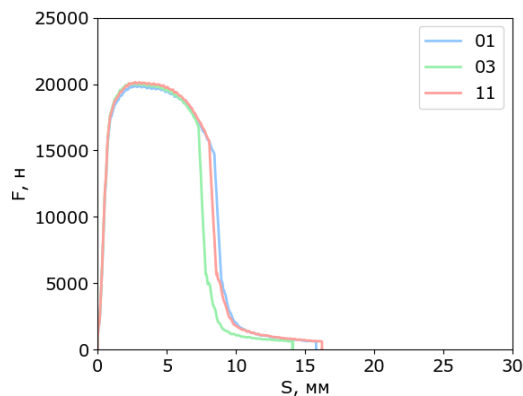
б) Фасетка рядом с крупным сварочным окислом 600×300 мкм. СЭМ.



Элемент	%, масс.
O	3.96
Al	0.52
Si	2.42
Ca	0.31
Cr	0.52
Mn	9.11
Fe	83.15
Total	100.00

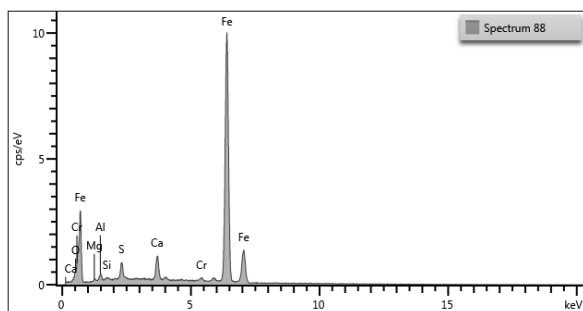
г) Локальный химический состав в области окисла. РСМА.

Рисунок 3.56 - СШ10 ЛТО 12. Характерные источники разрушения. T_{исп.} = -40°C. ЛТО – закалка и отпуск. Образец 10×10×55мм. Толщина стенки 12 мм. Сталь 05ХГБ. Смешанное разрушение на ранней стадии после достижения динамического предела прочности Средние значения KCV⁻⁴⁰.



1	3	11
131 Дж/см ²	144 Дж/см ²	199 Дж/см ²

а) Динамические кривые усилие-прогиб F-S. T_{исп.} = -40°C

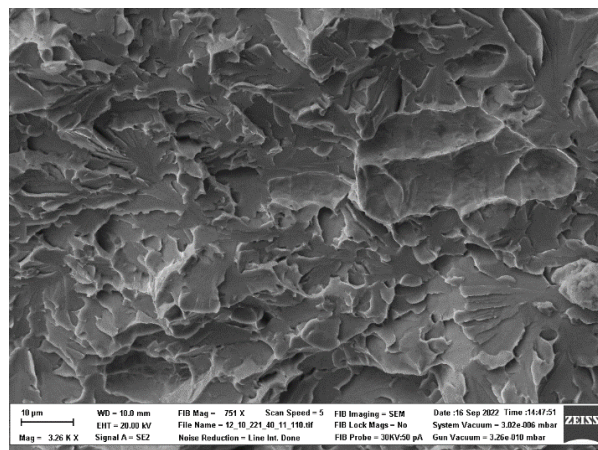


Элемент	%, масс.
O	1.21
Mg	0.44
Al	1.07
Si	0.21
S	1.89
Ca	3.18
Cr	0.64
Fe	91.36
Total	100.00

в) Образец 11. Локальный химический состав неметаллического включения. РСМА.

Рисунок 3.57 - Характерные источники разрушения. T_{исп.} = -40°C. Локальная термообработка – закалка и отпуск. Образец 10×10×55мм. Толщина стенки 12 мм. Сталь 05ХГБ. Смешанное разрушение на поздней стадии Минимальные из высоких значений KCV⁻⁴⁰.

В целом, рассмотрение наиболее сильных охрупчивающих факторов, привело к следующим заключениям. Их действие наблюдается при хрупком разрушении и смешанном разрушении до достижения динамического предела прочности (исчерпания пластичности). В таком случае доля вязкой составляющей в изломах вне зависимости от расположения надреза вида термической обработки, толщины стенки трубы и размера образцов, не превышает 10%, а значения ударной вязкости не превышают 52 Дж/см².



б) Образец 11. Фасетка с остатками линзовидного неметаллического включения. СЭМ.

В сварном соединении ТВЧ в таких образцах наблюдали все возможные источники хрупкого разрушения: очаговая фасетка, несколько слабо разориентированных очаговых фасеток, очаговая фасетка с «линзовидным» неметаллическим включением, очаговая фасетка со сферическим неметаллическим включением и очаговая фасетка вблизи крупного сварочного окисла.

Появление низких значений ударной вязкости $KCV \leq 52$ Дж/см² при температурах 0...-20°C для образцов типа 11 по ГОСТ 9454 сварного соединения труб $\varnothing 426 \times 12$ мм связано с действием наиболее сильного охрупчивающего фактора – крупных скоплений сварочных окислов с повышенным содержанием Si – 4-5% и Mn – 9-15%, достигавших размеров 1555×346 мкм (в изломах). Сварочные окислы располагались как по центру, так и на расстояниях 1,9-3,6 мм от внешней поверхности трубы. Влияние сварочных окислов проявлялось исключительно в образцах $10 \times 10 \times 55$ мм; в образцах размером $5 \times 10 \times 55$ мм (тип 13) изготовленных из сварного соединения труб с толщиной стенки 12 мм, и в образцах $5 \times 10 \times 55$ мм из сварного соединения труб с толщиной стенки 8 мм влияния сварочных окислов на процесс разрушения не обнаружено.

Появление низких значений ударной вязкости $KCV \leq 52$ Дж/см² при температуре -20°C для образцов типа 13 из сварных соединений труб $\varnothing 426 \times 8$ мм связано с разрушением крупной очаговой фасетки скола без неметаллических включений размерами 120×90 мкм. Это указывает на совместное влияние кристаллографической текстуры и повышенного размера зерен феррита в зоне линии сплавления. В основном металле трубы с толщиной стенки 8 мм выбросов аномально низких значений ударной вязкости не наблюдается. Температура пониженной хладостойкости не достигается. В основном металле трубы со стенкой толщиной 12 мм в образцах $5 \times 10 \times 55$ мм появление аномально низких значений ударной вязкости наблюдается при -80°C в случае ЛТО закалки с отпуском и -60°C в случае объемной термообработки в виде высокого отпуска.

Источниками хрупкого разрушения в таком случае являлись очаговые фасетки без неметаллических включений, достигавшие размеров 101×49 мкм, и очаговые фасетки, достигавшие размеров 114×37 мкм, со сферическими комплексными продуктами раскисления и модифицирования размером ~ 2 мкм. Аналогичные источники хрупкого разрушения наблюдали в образцах $10 \times 10 \times 55$ мм при -80°C в случае локальной термообработки закалки и отпуска и -60°C после объемной термообработки – высокого отпуска. Размеры одиночных очаговых фасеток не превышали 211×88 мкм, в то время как размеры фасеток со сферическими неметаллическими включениями размерами 2-3 мкм достигали 69×81 мкм.

Превышение значений ударной вязкости $KCV > 52$ Дж/см² сопровождается изменением характера разрушения. Образец разрушается после достижения максимального усилия F_m . В этом случае динамический предел прочности реализуется. При попадании на ранней стадии в поле напряжений продвигающейся магистральной вязкой трещины охрупчивающего фактора

происходит скол. Образцы разрушаются в смешанном режиме с преобладанием хрупкой составляющей в изломах. Ударная вязкость изученных образцов, проявивших такой механизм разрушения, составила 54 – 104 Дж/см², а доля вязкой составляющей 4-22%. Основными источниками хрупкого разрушения в таких случаях для сварного соединения ТВЧ были очаговые фасетки скола, достигавшие размеров 144×95 мкм с деформированными («линзовидными») комплексными продуктами раскисления размерами до 19×35 мкм, изменившими свою форму в процессе сварки. Формирование таких включений происходит в результате одновременного действия деформации и сварочного нагрева. В основном металле «линзовидных» неметаллических включений и обусловленного ими разрушения не наблюдали.

Если в поле напряжений магистральной трещины на ранней стадии не встречается сильный охрупчивающий фактор, тогда разрушение происходит с образованием и продвижением вязкой магистральной трещины. Уменьшение сечения и деформация приводят к локализации напряжений в центральной и нижней частях образца. При достижении значений усилия превышающего напряжение скола в локальном объеме металла, происходит хрупкое разрушение под действием менее сильных охрупчивающих факторов. Для отобранных образцов значения ударной вязкости при таком механизме разрушения составили 119-205 Дж/см². Доля вязкой составляющей составила 34-70%. Основными источниками скола при таком типе разрушения в металле сварного соединения ТВЧ служат очаговые фасетки размерами до 91×67 мкм для трубы с толщиной стенки 8 мм и до 171×119 мкм для трубы с толщиной стенки 12 мм с «линзовидными» неметаллическими включениями (их следами) достигающими 22×13 мкм и 53× 22 мкм соответственно.

Для основного металла основным источником хрупкого разрушения в смешанном режиме на поздней стадии послужили фасетки скола в областях хрупкого наклонного разрушения, достигавшие размеров 148×61 мкм для трубы с толщиной стенки 8 мм и 177×91 мкм для трубы с толщиной стенки 12 мм.

В сварном соединении появление anomalно низких значений ударной вязкости в образцах 10×10×55 мм со стенкой трубы 12 мм при температурах 0...-20°C обусловлено действием наиболее сильного охрупчивающего фактора – сварочных окислов; при их отсутствии появление anomalно низких значений ударной вязкости наблюдали при -40°C.

При снижении температуры испытания до -40°C в сварном соединении ТВЧ в действие вступают все возможные охрупчивающие факторы: очаговая фасетка, несколько смежных очаговых фасеток, очаговая фасетка с линзовидным неметаллическим включением, очаговая фасетка со сферическим неметаллическим включением и очаговая фасетка с крупным сварочным окислом (для образцов сечением 10×10 мм).

Разрушение образцов со смещенным от линии сплавления надрезом происходило преимущественно вязко и в смешанном режиме на поздней стадии. Основными источниками хрупкого разрушения в образцах со смещением надреза на 1 мм являлись очаговые фасетки скола, несколько смежных очаговых фасеток скола и фасетки скола с «линзовидными» неметаллическими включениями - комплексными продуктами раскисления и модифицирования стали. Множественные очаговые фасетки скола не являлись источниками хрупкого разрушения при смещении надреза на 2 мм, что может указывать на ослабление роли текстуры и размера зерен с удалением от линии сплавления.

В ОМ трубы со стенкой 12 мм (для труб с толщиной стенки 8 мм не наблюдали) во всех типах образцов появление аномально низких значений ударной вязкости наблюдается при -60°C...-80°C. Источниками хрупкого разрушения являлись одиночные очаговые фасетки максимальным размером 101-211 мкм без неметаллических включений и очаговые фасетки максимальным размером 69-114 мкм со сферическими неметаллическими включениями.

Смешанное разрушение основного металла (при -60...-80°C) начиналось с образования магистральной вязкой трещины, затем сопровождалось последовательным переходом вязкой трещины в расщепления и в области хрупкого наклонного разрушения, либо хрупкой составляющей. Основными источниками разрушения в таком случае являлись очаговые фасетки скола максимальным размером 148-177 мкм для труб обоих изученных размеров.

В основном металле механизм хрупкого разрушения примерно тот же, но в связи с более мелким размером зерна охрупчивающие факторы проявляют себя при более низких температурах. Переходная температура в основном металле на 20-40°C и более ниже, чем в сварном соединении. Основными причинами этого являются зона крупного зерна и неблагоприятная кристаллографическая текстура вблизи линии сплавления, дополнительным охрупчивающим фактором являются изменение формы и ориентации неметаллических включений в процессе сварочного нагрева и осадки кромок при сварке ТВЧ.

Заключение по главе 3

1. Установлено, что ударную вязкость и хладостойкость сварного шва определяют: размер и пространственная ориентация столбчатых кристаллов бывшего аустенита, размер, форма и расположение зерен зернограничного феррита, сочетание зерен ЗГФ с неблагоприятными неметаллическими включениями, а также размер и количество кристаллографических кластеров {001} параллельных плоскости разрушения.

Важнейшая причина снижения ударной вязкости и хладостойкости на образцах с надрезом по центру сварного шва состоит в наличии фракции крупных зерен зернограничного феррита (эквивалентный диаметр зерен 80-140 мкм), удлиненной формы и вытянутых вдоль

параллельных надрезу ударных образцов границ столбчатых зерен бывшего аустенита осевой ориентации. Совпадение таких зерен ЗГФ и неметаллических включений размером 3-5 мкм и более облегчает формирование очаговых фасеток транскристаллитного скола вблизи надреза и увеличивает долю хрупкой составляющей в изломах образцов.

При разрушении по центру сварного шва фронт магистральной трещины проходит по непрерывной цепочке близко ориентированных зерен зернограничного феррита, сформировавшихся вдоль границ столбчатых зерен аустенита (параллельных надрезу), что повышает склонность к транскристаллитному сколу. При этом при боковой ориентации столбчатых зерен бывшего аустенита фронт магистральной трещины, проходя поперек зерен бывшего аустенита, пересекает лишь отдельные зерна зернограничного феррита.

Исследования показали, что доля кристаллографических кластеров $\{001\}$ в плоскости излома составляет 13-14% и мало отличается как по центру сварного шва, так и в сечении со смещением от его центра, и в основном металле трубы. При этом распределение этих кластеров по размерам существенно различается: наиболее крупные кластеры $\{001\}$ размерами до 160 мкм наблюдали только в сечении по центру сварного шва на участках микроструктуры, соответствующих крупным зернам зернограничного феррита. Эта особенность микроструктуры и оказывает охрупчивающее влияние на металл сварного шва.

В смежных зернах бывшего аустенита наблюдали существенное отличие доли потенциальных фасеток скола в пределах от 0,5% до 23,5%. При разрушении по зернам бывшего аустенита боковой ориентации такая текстура приводила к более частому чередованию участков микроструктуры с благоприятно и неблагоприятно ориентированными плоскостями скола, что затрудняет распространение транскристаллитного разрушения. Это объясняется тем, что переход трещины из зерна бывшего аустенита с большим содержанием плоскостей скола $\{001\}$ в зерно с их меньшим содержанием и наоборот происходит в образцах с надрезом со смещением от центра шва чаще, чем в образцах по центру шва.

В качестве дополнительного охрупчивающего фактора следует отметить отдельные участки межзеренного разрушения, которые наблюдали в изломах на границах раздела между игольчатым ферритом и зернограничным ферритом. При разрушении образцов с надрезом по центру шва наблюдали большее количество таких участков.

В микроструктуре сварного шва преобладает благоприятная для ударной вязкости и сопротивления хрупкому разрушению структурная составляющая – игольчатый феррит, с высокой плотностью высокоугловых границ α -фазы. Отрицательное влияние на ударную вязкость металла шва проявляется при наличии в нем крупных вытянутых вдоль границ бывших зёрен аустенита зерен зернограничного феррита одной кристаллографической ориентировки, при этом неблагоприятно ориентированных по отношению к поверхности

разрушения ударного образца и вызывающих в изломах формирование по механизму транскристаллитного скола после испытания протяжённых областей хрупкого разрушения. Эти участки ЗГФ могут быть дополнительно охрупчены наличием неметаллических включений, которые не проявляют себя в качестве источников скола в аналогичных условиях в мелкозернистой матрице как шва, так и основного металла.

2. Для грубозернистой зоны термического влияния при сварке установлены следующие основные взаимосвязи между микроструктурой и ударной вязкостью.

С точки зрения матрицы микроструктуры ударная вязкость и хладостойкость повышаются при исключении зернограницного и видманштеттова феррита и замене гранулярного бейнита реечным бейнитом. Основным механизмом повышения вязкости при этом является увеличение плотности высокоугловых границ за счет формирования пакетов РБ и повышения вклада границ зерен бывшего аустенита (при возрастании скорости охлаждения). Сопоставление влияния этих факторов привело к заключению, что ключевым фактором является замена гранулярного бейнита на реечный бейнит.

С точки зрения МА - составляющей, картина не столь однозначна. С одной стороны, граница раздела ферритных составляющих микроструктуры и МА - составляющей может послужить местом зарождения скола. С другой стороны, МА - составляющая оказывает слабое сопротивление распространению хрупких микротрещин. МА - составляющая играет роль дополнительного охрупчивающего фактора. Сочетание крупных частиц МА - составляющей и сетки зернограницного феррита, совместно с микроструктурой, преимущественно состоящей из гранулярного бейнита не позволяет обеспечить требуемый уровень вязкости. Переход к более дисперсной микроструктуре реечного бейнита не приводит к образованию непрерывной сетки частиц МА - составляющей по границам зерен бывшего аустенита.

Увеличение доли и размера частиц МА-составляющей и остаточного аустенита приводит к снижению уровня ударной вязкости, при этом, механизм влияния на разрушение металла в исследованной области размеров (0,9-2,3 мкм) и объёмной доли (0,3-3%) частиц МА-составляющей не установлен. Иными словами, предположение о возможности зарождения трещин скола на частицах МА-составляющей в исследованных сталях (после имитации по однократному циклу) не подтверждено. Даже в случае наибольшей доли и размера МА-составляющей и остаточного аустенита в микроструктуре зарождения трещин скола на этих частицах микроструктуры не наблюдали.

В случае нагрева грубозернистой зоны термического влияния в межкритическую $\alpha+\gamma$ область наблюдали существенное снижение вязкости даже в сталях, которые не склонны к ухудшению вязкости при влиянии первого цикла. В этом случае установлено повышение доли, размера МА - составляющей и неблагоприятное расположение этих участков в виде цепочек по

границам зерен. Это дает основание считать МА - составляющую основной причиной снижения ударной вязкости в данном случае.

3. В ряде случаев наблюдали рассеяние ударной вязкости различных участков сварного соединения при этом отсутствовала зависимость вязкости от типа микроструктуры матрицы, что дало основание предполагать наличие других (более сильных охрупчивающих факторов). Для выяснения механизма наблюдаемого явления исследовали влияние параметров микроструктуры на ударную вязкость и механизм разрушения имитированной грубозернистой области ЗТВ различных по структуре уровню прочности (от класса прочности К50 до К90) низколегированных трубных сталей.

Показано, что триггер скола, имеющий наименьшее напряжением скола, определяющий минимальный уровень ударной вязкости ГЗ зоны термического влияния исследованных сталей, представляет собой включение нитрида титана, находящееся в крупном пакете бейнита, в котором ориентация преимущественных плоскостей скола {001} близка к плоскости разрушения. При этом критическое событие - это переход трещины скола через границу бейнитного пакета, в котором она зародилась в матрицу.

Напряжение скола такого триггера зависит от строения частицы нитрида титана. Если частица нитрида титана со всех сторон контактирует с ферритной матрицей, то такой триггер обладает наименьшим напряжением скола. Если включение нитрида титана контактирует с ферритной матрицей лишь частью поверхности, то напряжение, необходимое для перехода хрупкой трещины из частицы в феррит, повышается, вследствие рапространения её на границе с частицами сульфидов и оксидов по механизму отслоения, что приводит к затуплению вершины трещины. Иными словами, вероятность перехода хрупкой трещины из включения в матрицу α -фазы зависит не только от размера частицы нитрида, определяемого содержанием в стали Ti и N, но и от её состава и морфологии, влияющей на характер контакта включений с матрицей. Последнее связано с формированием других неметаллических включений в стали в процессе раскисления и модифицирования стали и взаимодействием частиц TiN с ними.

Данных о неблагоприятном влиянии титана на хладостойкость проката в литературе практически нет, более того, следует отметить, что значительные добавки титана с содержанием, существенно превышающим его стехиометрическое соотношение с азотом, используются в промышленных условиях для производства рулонного проката из высокопрочной стали с высокой пластичностью и штампуемостью.

В настоящей работе результаты об охрупчивающем влиянии крупных частиц нитрида титана (карбонитрида титана и/или ниобия) получены как на имитированных образцах, так и на реальных сварных соединениях труб. При этом, чем крупнее размер зерна, тем раньше (ближе к надрезу образца для испытания на ударный изгиб) происходит инициирование трещины скола,

установлено, что на расстоянии, ≥ 3 мм от надреза охрупчивающее влияние нитридных частиц не проявляется. Также описываемое охрупчивающее влияние частиц карбонитридов выявлено для сталей различных классов прочности, в том числе – класса прочности K50-52 с высоким уровнем пластичности, а также и высокопрочной стали категории прочности K90.

В случае блокировки перехода хрупкой трещины из частиц нитридов титана в ферритную матрицу наибольшее влияние на ударную вязкость металла оказывает плотность высокоугловых границ, возрастание которой приводит к повышению ударной вязкости и хладостойкости. Влияние параметров термического цикла сварки (скорости охлаждения) и соответствующего изменения микроструктуры матрицы на ударную вязкость ЗТВ сталей, содержащих крупные включения нитрида титана ограничено, поскольку в этом случае наиболее сильно влияющий микроструктурный фактор, определяющий хладостойкость, наследуется из исходного основного металла.

4. При сопоставлении влияния гранулярного и речного бейнита на вязкость и хладостойкость сварного соединения и основного металла труб (листового проката) удалось установить микроструктурный механизм кажущегося противоречия: в ГЗТВ микроструктура РБ оказывает благоприятное влияние, а в ОМ участки РБ в матрице ГБ снижают ударную вязкость и хладостойкость.

В структуре имитированной грубозернистой области ЗТВ бывшие зерна аустенита однородны по размеру и полигональны по форме. Плотность высокоугловых границ в структуре речного бейнита больше, чем у гранулярного бейнита. Повышение доли речного бейнита с меньшей величиной «эффективного» зерна повышает ударную вязкость и хладостойкость металла грубозернистой области зоны термического влияния.

В случае, когда структура бывшего аустенита в сталях после термомеханической обработки состоит из существенно неоднородных по размеру зерен бывшего аустенита, действительная микроструктура проката включает в себя бейнит различной морфологии. Гранулярный бейнит образуется в более мелких зернах бывшего аустенита. В пределах наиболее крупных зерен бывшего аустенита формирующийся бейнит проявляет морфологические признаки речного бейнита, то есть продукта более низкотемпературного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Это в первую очередь обусловлено повышением устойчивости крупнозернистого аустенита. Однако, исследования с помощью метода ДОРЭ показывают, что плотность высокоугловых границ в РБ при этом ниже, чем в гранулярном бейните. Это на первый взгляд противоречит известным данным, полученным на металле ЗТВ, когда плотность ВУГ выше в РБ, чем в ГБ. Но, в этом случае влияние размера исходного зерна аустенита на эффективный размер зерна α -фазы (плотность высокоугловых границ) превалирует над влиянием морфологии бейнита (переход от ГБ к РБ). Таким образом, установлен механизм того, каким образом в прокате (ОМ) более

низкотемпературная форма речного бейнита показывает плотность ВУГ ниже, чем гранулярный бейнит.

Ударная вязкость и хладостойкость металла, микроструктура которого состоит из смеси гранулярного и речного бейнита, повышается при увеличении плотности высокоугловых границ, которая определяется морфологией бейнита и размером зерен исходного аустенита. В случае однородной исходной структуры аустенита формирование морфологически более мелкодисперсного речного бейнита приводит к повышению ударной вязкости и хладостойкости. В том случае, если в исходной структуре аустенита сформировались на фоне относительно мелкозернистой матрицы аномально крупные зерна, то, хотя в этих зернах формируется более низкотемпературная форма бейнита - речный (вследствие локального повышения устойчивости аустенита), плотность высокоугловых границ в нем, оказывается ниже, чем в окружающих областях гранулярного бейнита вследствие влияния размера исходного зерна аустенита. Последнее приводит к снижению ударной вязкости и снижению хладостойкости стали.

5. При сопоставлении микроструктуры, особенностей разрушения и ударной вязкости сварных соединений, выполненных высокочастотной сваркой установлены следующие закономерности.

В сварном соединении появление аномально низких значений ударной вязкости в образцах сечением 10×10 мм при наиболее высоких температурах испытания ($0 \dots -20^\circ\text{C}$) обусловлено действием наиболее сильного охрупчивающего фактора – крупных сварочных окислов (их скоплений) достигавших размеров до 1500×350 мкм. При отсутствии сварочных окислов появление аномально низких значений ударной вязкости наблюдали при существенно более низких температурах испытания (-40°C и ниже).

При температуре -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 неметаллическим включением, очаговая фасетка со сферическим неметаллическим включением и очаговая фасетка с крупным сварочным окислом (только для образцов сечением 10×10 мм).

Снижение ударной вязкости при разрушении крупной фасетки скола без неметаллических включений указывает на совместное влияние кристаллографической текстуры и повышенного размера зерен феррита в зоне линии сплавления. Во всех случаях размер фасеток как минимум на порядок превышал средний размер зерна α -фазы.

Смешанное разрушение наблюдали от температур испытания -20°C на образцах сечением 10×10 мм и -40°C на образцах сечением 5×10 мм. Смешанное разрушение для образцов с $KCV > 52$ Дж/см² начинается с распространения магистральной вязкой трещины. Разрушение

происходит либо на ранней стадии сразу после достижения динамического предела прочности, либо на поздней стадии. Основными источниками разрушения в обоих случаях являлись очаговые фасетки скола, достигавшие размеров 91×67 мкм для трубы с толщиной стенки 8 мм и до 171×119 мкм для трубы с толщиной стенки 12 мм с линзовидными неметаллическими включениями (их следами), достигавшими размеров 22×13 мкм и 53×22 мкм, соответственно.

При смещении надреза образца относительно линии сплавления разрушение образцов происходило преимущественно вязко или в смешанном режиме на поздней стадии. Основными источниками хрупкого разрушения в образцах со смещением надреза на 1 мм являлись очаговые фасетки скола, несколько смежных очаговых фасеток скола и фасетки скола с «линзовидными» неметаллическими включениями комплексными продуктами раскисления и модифицирования стали. Множественные очаговые фасетки скола не являлись источниками хрупкого разрушения при смещении надреза на 2 мм, что может указывать на ослабление роли текстуры и размера зерен с удалением от линии сплавления.

В основном металле трубы со стенкой толщиной 12 мм (для труб с толщиной стенки 8 мм не наблюдали) во всех типах образцов появление аномально низких значений ударной вязкости наблюдается при -60°C ... -80°C . Источниками хрупкого разрушения являлись одиночные очаговые фасетки максимальным размером 101-211 мкм без неметаллических включений и очаговые фасетки максимальным размером 69-114 мкм со сферическими неметаллическими включениями.

Смешанное разрушение основного металла (при -60 ... -80°C) начиналось с образования магистральной вязкой трещины, затем сопровождалось последовательным переходом вязкой трещины в расщепления и в области хрупкого наклонного разрушения, либо хрупкой составляющей. Основными источниками разрушения в таком случае являлись очаговые фасетки скола максимальным размером 148-177 мкм для труб обоих изученных размеров.

В основном металле механизм хрупкого разрушения примерно тот же, что в сварном соединении, но в связи с более мелким размером зерна α -фазы охрупчивающие факторы в данных условиях проявляют себя при более низких температурах. Переходная температура в основном металле на 20 - 40°C и более ниже, чем в сварном соединении.

4. ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ ПРИ ИСПЫТАНИЯХ НА УДАРНЫЙ ИЗГИБ СВАРНОГО ШВА И ОСНОВНОГО МЕТАЛЛА НИЗКОУГЛЕРОДИСТЫХ ТРУБНЫХ СТАЛЕЙ И МИКРОСТРУКТУРНЫЕ ФАКТОРЫ, ОПРЕДЕЛЯЮЩИЕ РАССЕЯНИЕ ЗНАЧЕНИЙ УДАРНОЙ ВЯЗКОСТИ

4.1. Ранжирование основных охрупчивающих факторов

Полученные при систематических исследованиях микроструктуры и свойств сварных соединений результаты обобщены на рис. 4.1 и в таблицах 4.1, 4.2. На основе анализа всего комплекса полученных результатов проанализировано и обобщено влияние всех рассмотренных микроструктурных факторов на вязкость сварного соединения при высокочастотной сварке.

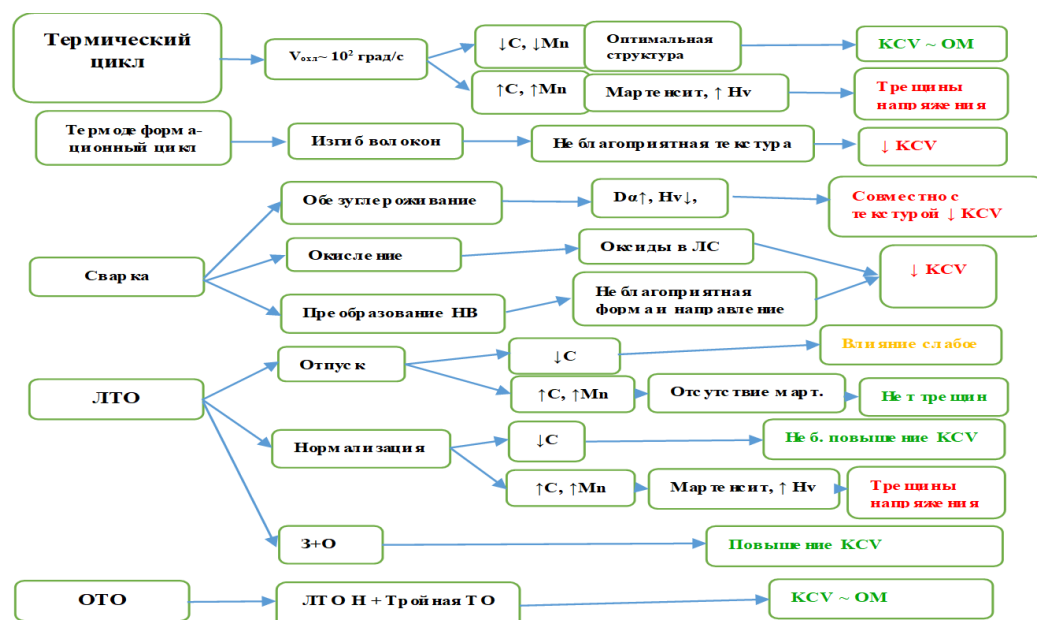


Рисунок 4.1 - Схема выявленных факторов, влияющих на вязкость шва ТВЧ

На основе всего комплекса полученных результатов проанализировано и обобщено влияние всех рассмотренных микроструктурных факторов на вязкость сварного соединения и основного металла. На этой основе впервые выстроена иерархия микроструктурных механизмов, определяющих уровень вязких свойств сварных соединений для исследованных типов сварки, которая позволила выстроить системный подход к оптимизации их структуры и свойств.

Далее проведено ранжирование (составлена иерархия) микроструктурных факторов, негативно влияющих на ударную вязкость сварных соединений от максимально охрупчивающих до практически не оказывающих влияния.

Для зоны термического влияния при дуговой сварке под флюсом:

а) инициатор хрупкого разрушения, обладающий наименьшим напряжением скола - крупный бейнитный пакет (>150 мкм), ориентация плоскостей скола {001} которого близка к поверхности разрушения и внутри которого находится крупное включение нитрида титана. Неблагоприятным является случай, когда частица TiN со всех сторон окружена ферритной матрицей. В ином случае (контакт TiN с матрицей с 1-2 сторон) напряжение, необходимое для перехода трещины из включения в феррит повышается из-за развития ее на границе с сульфидами и оксидами по механизму отслоения и затупления вершины;

Таблица 4.1 - Влияние микроструктуры на вязкость ЗТВ (ДСФ)

Имитация термических циклов в ЗТВ		
Зона	Особенности	Влияние на вязкость и хладостойкость
Нагрев до 600-1100°C	Мелкое зерно аустенита	Незначительное
Нагрев до 1350-1430°C (КЗ ЗТВ)	Крупное зерно аустенита Скорость охлаждения ниже оптимальной	Значительное, зависит от состава (свариваемости) стали
	Термический цикл (время выше 1100°C) влияет на размер зерна γ	Снижается при повышении размера зерна γ
	Термический цикл ($V_{\text{охл.}}$) и состав стали определяют микроструктуру КЗ ЗТВ	Повышается при возрастании доли РБ и снижении доли ЗГФ, ВФ, ГБ
	При наличии крупных частиц TiN влияние микроструктуры может не проявляться	Зависит от морфологии частиц TiN и их связи с матрицей
	Частицы МА-составляющей мелкие, равномерно распределенные, доля <4%	Незначительное
Нагрев до 1350-1430°C + $\alpha+\gamma$	Частицы МА-составляющей крупные, располагаются по границам зерен	Резко снижается
Сопоставление сварного соединения и имитированной ЗТВ		
Подтверждено соответствие имитированной ЗТВ и реального сварного соединения		
Подтверждено, что минимальной вязкостью и хладостойкостью обладает КЗ ЗТВ		
Роль охрупчивающих частиц установлена для имитированного металла и для СС		

Таблица 4.2 - Влияние микроструктуры на вязкость сварного шва (ДСФ).

Параметры микроструктуры	Выявленные особенности	Влияние на вязкость и хладостойкость
Зерно бывшего аустенита	Ширина зерен 100-200 мкм; Границы зерен осевой ориентировки в плоскости разрушения.	Влияние неблагоприятное
Зернограничный феррит (ЗГФ)	Средний размер зерен 10-30 мкм, длина до 200 мкм	ЗГФ + НВ – инициатор хрупкой трещины
Видманштеттов феррит и границ БАЗ	Отдельные зерна до 300 мкм	ВФ + НВ – инициатор хрупкой трещины
Матрица игольчатого феррита (ИФ)	Максимальная плотность ВУГ, зерно 2-3 мкм	Влияние благоприятное, при зарождении трещины обеспечивает их торможение
Неметаллические включения	Мелкие оксидные включения (ср. размер 1 мкм), распределены равномерно	На мелких – зарождение ИФ; На крупных - трещины
	НВ из проката	Размером более 3 мкм охрупчивают
МА-составляющая	Мелкие, равномерно распределенные, доля < 3%	Влияние не установлено
Кристаллографическая текстура	Кластеры {001} до 160 мкм в ЗГФ по центру СШ	Влияние неблагоприятное

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) предположение о способности частиц МА-составляющей провоцировать скол в исследованных сталях в исследованной области их размеров (до 4 мкм) и объемной доли (до 3 %) в случае однократного нагрева не подтверждено.

д) с точки зрения микроструктуры матрицы важнейшим фактором, определяющим вязкость крупнозернистого участка ЗТВ является плотность высокоугловых границ зерен, которая возрастает в ряду: зернограничный феррит (включая ВФ), гранулярный бейнит, речный бейнит. Поэтому формирование ЗГФ включая видманштеттов феррит и ГБ также являются охрупчивающими факторами.

Для шва при автоматической многодуговой дуговой сварке:

а) основная причина пониженных значений ударной вязкости образцов с надрезом по центру сварного шва состоит в наличии фракции крупных зерен зернограничного феррита размером 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 вблизи надреза. Наиболее опасными очагами хрупкого разрушения являются крупные зерна ЗГФ видманштеттовой морфологии;

б) наиболее крупные кристаллографические кластеры $\{001\}$ размерами до 160 мкм по центру сварного шва, на участках микроструктуры с крупными зернами зернограничного феррита оказывают существенное охрупчивающее влияние;

в) дополнительный охрупчивающий фактор - отдельные участки межзеренного разрушения по границам раздела между игольчатым ферритом и зернограничным ферритом;

г) формирование микроструктуры, содержащей не только ИФ, но и другие продукты превращения аустенита (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 частицах 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 ($\pm 20^\circ$) по отношению к плоскости распространения магистральной трещины), что обусловлено повышением индекса кристаллографической текстуры вблизи линии сплавления (~ 500 мкм), а также формированием более крупного зерна феррита;

в) деформированные (линзовидные) неметаллические включения, попавшие в область линии сплавления из основного металла, изменившие свою форму в ходе сварочного нагрева и осадки кромок, а также их сочетание с крупнозернистой структурой с неблагоприятной кристаллографической текстурой;

г) 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 частицах МА- составляющей не наблюдали.

В прокате (основном металле трубы) аналогично сварному соединению при температурах испытания выше переходной температуры для матрицы 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) Уменьшение вязкости обусловлено в порядке снижения $T_{исп.}$: 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 основном металле мелкие эндогенные неметаллические включения на фоне мелкозернистой структуры, как инициаторы хрупких трещин себя не проявляют.

Проанализированы причины проявления основных микроструктурных охрупчивающих факторов (табл.4.3) при ТВЧ (окисление кромок металла, деформация и течение металла при осадке, недостаточная скорость осадки, формирование тугоплавких окислов, деформация НВ и др.) и дуговой сварке (крупное зерно аустенита, низкая скорость охлаждения, пониженная устойчивость аустенита, размер и морфология НВ) и предложены возможные способы их устранения (ослабления) путем совершенствования состава и чистоты стали, параметров сварки, сварочных материалов, термической обработки и др.

Таблица 4.3 - Анализ основных причин, вызывающих проявление охрупчивающих факторов.

Вид сварки/зона СС	Основные охрупчивающие микроструктурные факторы	Основные причины	Способы устранения
ТВЧ	Сварочные окислы	Окисление кромок металла Недостаточная скорость осадки Тугоплавкие окислы	Повышение скорости сварки, снижение времени окисления, очистка/защита кромок. Состав стали
	Крупное зерно в ЛС	Термический цикл, обезуглероживание	ЛТО/ОТО
	Кристаллографическая текстура	Деформация металла при осадке	ЛТО нормализация
	«Линзообразные» НВ	Деформация НВ из ОМ	Повышение чистоты стали по НВ
ДСФ/центр шва	Зернограничный феррит + кристаллографические кластеры	Низкая скорость охлаждения Низкая устойчивость аустенита	Состав стали, сварочной проволоки, ↓тепловложения при сварке, ТО, альтернативные виды сварки
	НВ	Соотношение размера зерна и размера НВ/морфология НВ	Повышение чистоты стали по НВ, снижение содержания N
	Замена ИФ другими продуктами превращения	Плотность и размер оксидных включений, $V_{\text{охл.}}$	Состав стали/флюса, ↑ $V_{\text{охл.}}$ сварочной проволоки
ДСФ/ЗТВ	Крупные очаговые фасетки/бейнитные пакеты	Крупное зерно аустенита	↓тепловложения при сварке, ТО, альтернативные виды сварки
	НВ	Соотношение размера зерна и размера НВ/морфология НВ	Повышение чистоты стали по НВ, снижение содержания N
	ЗГФ/ВФ/ГБ	Низкая скорость охлаждения Низкая устойчивость аустенита	↓тепловложения при сварке, состав стали

4.2. Общие закономерности разрушения сварных соединений и основного металла

Настоящий раздел посвящен обсуждению вопроса о механизме разрушения рассматриваемых в работе материалов (как сварных соединений, так и основного металла). Основное внимание уделено характеру разрушения: постепенному уменьшению значений

вязкости при снижении температуры испытания (без существенного разброса), либо рассеянию (расслоению) значений ударной вязкости в широких пределах.

При проведении систематических испытаний на ударный изгиб трубных сталей (до 50 образцов на точку) наблюдали различную картину:

- близкие значения ударной вязкости при каждой температуре испытания и их плавное уменьшение при снижении температуры испытания (рис. 4.2);

- рассеяние значений ударной вязкости (одновременно присутствуют высокие, низкие, иногда и средние значения ударной вязкости) при испытании номинально одинаковых образцов (рис.4.3);

- рассеяние может наблюдаться как в широком интервале температур испытания, так и при достижении определенной пониженной температуры.

Основная гипотеза, объясняющая характер серийной кривой ударной вязкости (плавное снижение или рассеяние) – связана с тем, определяется ли переход из вязкого разрушения в хрупкое влиянием матрицы микроструктуры, либо проявляется влияние более сильных дополнительных охрупчивающих факторов.

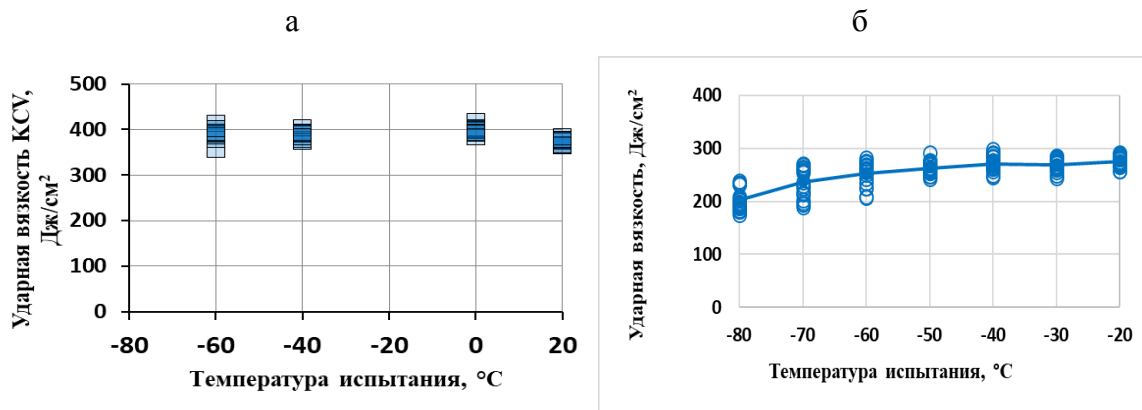


Рисунок 4.2 - серийные кривые ударной вязкости KCV основного металла труб: а) Ø1420×27,7 мм из стали 06XГ2НМДБ (K65); б) Ø 426×8 мм из стали 05XГБ (K52).

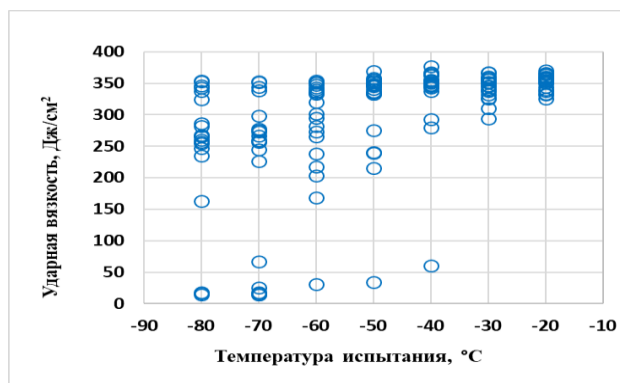


Рисунок 4.3 - Серийная кривая ударной вязкости KCV основного металла трубы Ø 426×12 мм из стали 05XГБ (K52).

McMahon and Cohen [318] показали, что карбиды, расположенные на границе зерен, могут быть основным источником зарождения микротрещин, вероятность образования микротрещин увеличивается с понижением температуры испытания и увеличения размера карбида. В работе [319] смоделировано инициирование трещины у зернограничного карбида при скоплении дислокаций. Образовавшаяся микротрещина впоследствии распространяется в соответствии с теорией Гриффитса под совместным воздействием напряжения от скопления дислокаций и внешнего приложенного напряжения. Важным является размер карбидных частиц; в работе [320] сообщается о критическом значении 0,7 мкм, ограничивающем размер частиц для феррито-перлитной микроструктуры с эффективной поверхностной энергией 12 Дж/м². Еще одна модель зарождения трещин в феррито-карбидной микроструктуре за счет скольжения показывает, что карбид трескается, когда деформация матрицы достигает критического значения [321]. Экспериментальные наблюдения [22, 96] растрескавшихся карбидов в зонах пластической деформации (очень близко к вершине трещины или корню надреза) указывают на то, что для достижения зарождения микротрещин необходима значительная пластическая деформация.

В работе [320] показано, что трещина скола может быть инициирована включением MnS на границе зерна в интервале вязко-хрупкого перехода.

За последние несколько десятилетий совершенствование металлургических технологий привело к снижению содержания углерода и примесей в конструкционных сталях, что резко снижает плотность и размер карбидных и неметаллических включений и уменьшает вероятность зарождения трещины скола по этим причинам. При этом сообщается, что частица TiN может быть потенциальным местом зарождения хрупкой трещины. Ряд исследователей [245, 267, 323-325] сообщили, что в частицах TiN можно наблюдать трещину скола из-за высокого напряжения сжатия между нитридом и окружающей матрицей. Микродифракционный анализ частиц TiN показывает, что зарождение трещин в TiN может происходить за счет столкновения скоплений дислокаций [267]. В работе [245] продемонстрировали, что частицы TiN могут образовываться на уже существующих включениях Al₂O₃, которые действуют как дефекты внутри частиц. В общем, TiN частицы имеют кубическую форму и очень прочную связь с матрицей, однако сообщалось о трещинах, инициированных отслоением частиц TiN от окружающей матрицы [245-323].

Если поверхность раздела матрица/включение остается неповрежденной под нагрузкой, высокое напряжение может передаваться от матрицы к включению и при достижении критического значения, трещина скола может возникать в частице TiN [323]. Согласно работе [325], частица TiN, имеющая размер более 0,5 мкм, может инициировать трещину скола.

Во всех перечисленных случаях трещина скола зарождается через разрушение какой-либо микроструктуры под действием растягивающего напряжения, способствующего образованию

микротрещины. Однако это нельзя рассматривать как единственный механизм, ответственный за начало хрупкого разрушения. Например, трещина скола может распространяться от дефекта (например, поры), зародившийся под действием пластической деформации. В таких обстоятельствах инициирование трещины в результате скола может быть вызвано не только напряжением процесса, но также контролируется уровнем приложенной деформации.

В работах [278, 326] хрупкое разрушение стали, содержащей частицы нитрида титана, предлагается описать последовательностью следующих критических шагов.

1) Инициирование трещины скола частицами, такими как TiN или карбиды по границам зерен. Так как частицы TiN часто образуются неомогенно (например, на частицах Al_2O_3) внутренние трещины, как ожидается, останутся в пределах этих частиц, но внутри их могут распространяться даже при низком уровне напряжений [245, 267, 323, 324, 327, 328]. Разрушение границы раздела частица/матрица также может привести к образованию хрупкой трещины.

2) Распространение микротрещины размером с частицу через границу частица/матрица.

3) Распространение микротрещины размером с зерно через первую границу зерна матрица-матрица. В зависимости от размера зерна или размера частиц, контролирующих распространение трещины, напряжение хрупкого разрушения может быть рассчитано из обобщенного уравнения Гриффитса, приведенного ниже [278, 329-331].

$$\sigma_f = \sigma_m = \sqrt{\frac{2E\gamma_m}{(1-\nu^2)d_i}} \quad (4.1)$$

где i может быть как частицей, так и матрицей (d_i – соответственно, может быть размером частицы (d_p) или размером зерна матрицы (d_m); γ_{pm} и γ_{mm} – соответствующие эффективные поверхностные энергии распространения трещины через границу «частица/матрица» или «матрица/матрица».

Обычные значения для модуля Юнга E и коэффициента Пуассона ν для сталей низколегированных сталей составляют 200 ГПа и 0,3 соответственно. Для того, чтобы рассмотреть распространение трещины при минимально возможном напряжении разрушения, значения γ_{pm} и γ_{mm} были взяты из литературы как 7 и 52 Дж/м² [332-335]. Таким образом, для различных комбинаций размера зерна и размера частиц может быть построена диаграмма напряжения разрушения.

Для трещин, инициированных зернограницными карбидами, также необходимо принять во внимание напряжения разрушения карбидов. Известно, что поверхностная энергия зернограницных карбидов немного больше (9 Дж/м²), чем у частиц TiN (7 Дж/м²) [329, 331].

Согласно уравнению 4.1 для растрескивания зернограничных карбидов потребуется более высокое напряжение разрушения (в 3–5 раз) по сравнению с TiN, так как γ_{pm} немного выше, а δ_{pm} намного ниже в случае зернограничных карбидов, чем TiN. Это показывает, что частицы TiN должны разрушаться до зернограничных карбидов.

Из более ранних работ известно, что распространение трещины может контролироваться либо границами между частицами и ферритом, либо границами ферритных зерен [273, 318, 320, 325, 336-338].

Современный подход рассматривает конкуренцию между этими двумя величинами в локальных зонах. Т.е. существует критическое значение размера зерна, ниже которого $\sigma_{mm} > \sigma_{pm}$ и, следовательно, локальное напряжение разрушения (σ_f) будет соответствовать σ_{mm} , т. е. размер зерна будет контролировать распространение трещины. Выше критического размера зерна $\sigma_{pm} > \sigma_{mm}$, следовательно, σ_{pm} будет локальным напряжением разрушения, т.е. распространение трещины, контролируемое частицами, будет преобладать. Отмечается, что для расчета σ_{mm} следует учитывать эффективный размер зерна (исходя из высокоугловых границ), потому что малоугловые границы неэффективны для торможения микротрещин.

Аналогичным образом, для расчета σ_{pm} можно использовать размер наиболее крупной фракции (5%) частиц, так как эти частицы равны или больше размера, наблюдаемого для инициирования хрупких трещин [325], что подтверждено экспериментально в работе [339]. Около 4-5 частиц TiN на мм^2 имеют такой размер и, следовательно, и ожидается, что примерно от 400 до 500 таких частиц будут присутствовать на всем поперечном сечении образца Шарпи. Следовательно, имеется достаточная вероятность обнаружения крупной частицы перед корнем надреза (на расстоянии 500 мкм, что соответствует площади 5 мм^2), где напряжение достигает максимального значения (примерно 20-25 частиц TiN) [340].

Согласно настоящему подходу трещина скола, инициированная крупной частицей TiN (находящаяся внутри ферритного зерна), может тормозиться границей ферритного зерна при условии, что размер зерна феррита меньше некоего критического значения. С другой стороны, граница зерен феррита не будет эффективна в сопротивлении распространению трещины, если размер зерна феррита больше критического размера. Таким образом, настоящая гипотеза дает теоретическую основу экспериментальному выводу о том, что крупные частицы TiN, расположенные в крупном зерне феррита, способствует растрескиванию [326, 327, 341].

На основе многочисленных испытаний на ударный изгиб образцов от труб $\text{Ø}426 \text{ мм}$ с толщиной стенки 8 и 12 мм из стали 05ХГНБ получена информация о механизме и характере разрушения сварного соединения ТВЧ в области линии сплавления и в области основного металла. Руководствуясь этим, была произведена оценка влияния изменений микроструктуры, вносимых в основной металл сваркой ТВЧ. Далее вопрос рассмотрен на примере стали 05ХГНБ

с толщиной стенки 12 мм при массовых испытаниях на ударный изгиб стандартных номинально идентичных образцов размерами 10×10×55 мм с V-образным надрезом. В исходном состоянии, в качестве которого рассматриваем металл трубы до сварки, 34 из 300 разрушенных образцов 10×10×55 мм основного металла и основного металла после объемной термической обработки показали значения ударной вязкости ≤ 52 Дж/см². Однако, при температурах испытаний -40°C и более высоких температурах никаких разрушений с низкой энергоемкостью не наблюдали. Это следует из рассмотрения температурных зависимостей, как ударной вязкости, так и доли вязкой составляющей в изломе. При температуре испытаний -60°C 20% образцов разрушились, показав низкую энергоемкость: ударная вязкость не превышала 52 Дж/см². При этом остальные 80% испытанных образцов разрушились с высокой энергоемкостью, которую можно было спрогнозировать по результатам испытаний при более высоких температурах. При температуре испытаний -80°C разрушение образцов с низкой энергоемкостью происходило при значениях минимальной ударной вязкости 16 Дж/см² и значениях вязкой составляющей порядка 4%. При этом остальные 80% образцов разрушались с прогнозируемой энергоемкостью. Все это говорит о том, что в рассеянии ударной вязкости сварного шва при температурах -60°C и ниже возникает вторая мода. Это следует рассматривать как результат влияния на разрушение дополнительного охрупчивающего фактора, проявление которого весьма локально. Стоит отметить, что даже при температуре -80°C нижний порог хладноломкости не достигается.

73 из 180 разрушенных образцов 10×10×55 мм от сварных швов ТВЧ после ЛТО и ОТО показали значения ударной вязкости ≤ 52 Дж/см². После сварки ТВЧ с ЛТО уже при температуре испытаний -40°C с низкой энергоемкостью разрушались 30% образцов, хотя единичные разрушения имели место при температурах 0°C и -20°C. При этом остальные образцы разрушались, образуя значительную долю вязкого излома. При температуре испытаний -80°C все образцы разрушались хрупко. Иными словами, при -80°C достигался нижний порог хладноломкости на всей протяженности линии сплавления изучаемого сварного шва.

После сварки ТВЧ с ЛТО и последующей ОТО нижний порог хладноломкости достигался уже при -60°C. При этом доля образцов, разрушившихся с низкой энергоемкостью, при температуре испытаний -40°C составляла примерно 50% от испытанных.

Описанную ситуацию следует рассматривать как проявление квази-порога хладноломкости, возникновение которого происходит вследствие процессов сварки ТВЧ. Предлагается называть эту температуру возникновения второй моды квази-порогом хладноломкости потому, что с одной стороны при этой температуре возникает реальная возможность разрушения с неприемлемо низкой энергоемкостью. С другой стороны сама эта возможность появления неприемлемо низких значений не является свойством, присущим изучаемому металлу, а обусловлена воздействием на него дополнительных охрупчивающих

факторов. При этом сохраняются общие закономерности, обусловленные хладноломкостью ферритных сталей, в том числе общий ход температурных зависимостей ударной вязкости с верхним и нижним порогами хладноломкости. Описанная ситуация является частным случаем общей закономерности: возникновение второй моды при сохранении (на фоне) прогнозируемого хода температурной зависимости ударной вязкости (первой моды).

Влияние различных охрупчивающих факторов на ударную вязкость изучаемого металла проанализировано на основании исследования изломов, испытанных на ударный изгиб образцов, а именно на выявлении и анализе очаговых фасеток транскристаллитного скола, то есть тех фасеток, от которых распространялось хрупкое разрушение в образцах, разрушенных по хрупкому и вязко-хрупкому механизмам.

На основе фрактографических данных было выполнено распределение образцов по типам очагов скола. В табл. 4.4 приведены данные, обобщающие полученные результаты. Всего в таблицу вошли результаты изучения 50 образцов с надрезом по линии сплавления сварного соединения ТВЧ (СС) и 15 образцов основного металла исследованных труб из стали 05ХГБ, в которых определенную долю составлял хрупкий излом.

Таблица 4.4 - Результаты обобщения типа очагов хрупкого разрушения всех изученных образцов

Образец	Ударная вязкость	Всего осмотрено изломов	Тип очагов скола		
			Без неметаллических включений	С неметаллическими включениями	Со сварочными окислами
СС	≤ 52	38	13	19	6
СС	> 52	12	2	9	1
ОМ	≤ 52	11	4	2	-
ОМ	> 52	4	22	2	-

38 из изученных образцов СС разрушились с низкой энергоемкостью. Из этих образцов 13 имели очаг хрупкого излома в виде одиночной очень крупной фасетки или группы фасеток. 19 образцов содержали в очаговой фасетке неметаллическое включение. 6 образцов в очаге разрушения содержали крупный сварочный окисел.

12 из изученных образцов СС разрушились со средней или высокой энергоемкостью, хотя и включали долю хрупкой составляющей в изломах. Из этих образцов только 2 имели очаг хрупкого скола в виде одиночной очень крупной фасетки, а 9 образцов имели очаговую фасетку с линзовидным неметаллическим включением. Один образец разрушился из-за крупного

сварочного окисла.

Таким образом, можно полагать, что одним из главных дополнительных охрупчивающих факторов в сварных соединениях ТВЧ являются линзовидные неметаллические включения. Однако степень их охрупчивания зависит от окружающей микроструктуры. Полагаем, что если вблизи надреза на пути распространения встречалось линзовидное неметаллическое включение в ослабленном (крупном) участке микроструктуры, то хрупкое разрушение происходило на ранней стадии. Если же деформированное неметаллическое включение не попадало в крупное зерно вблизи надреза, то разрушения происходили по вязко-хрупкому механизму на более поздних стадиях.

Очаговые фасетки, приводящие к образованию разрушений с низкой энергоемкостью, наблюдаются реже и возникают в крупных зернах с неблагоприятной кристаллографической ориентацией или в кластерах соответствующим образом ориентированных зерен. Крупные скопления окислов располагались вблизи надреза образцов, показавших минимальные значения ударной вязкости уже при температуре испытаний 0°C , при которой абсолютное большинство образцов показывали высокие значения ударной вязкости. Также разрушения, обусловленные окислами, наблюдались и при более низких температурах: -40°C и -60°C . При разрушении крупные скопления окислов являются существенными концентраторами напряжений. Из изучения изломов следует, что деформация приводит к хрупкому разрушению окислов, а также к вязкому разрушению перемычек между ними. Таким образом, происходит образование участка излома с окислами, который служит очагом хрупкого разрушения всего образца.

Влияние неметаллических включений сварочного происхождения особенно заметно вблизи надреза, то есть при разрушении на ранней стадии до достижения динамического предела прочности и на ранней стадии разрушения после достижения динамического предела прочности. Это следует из обнаруженного окисла в очаговой фасетке при разрушении образца с ударной вязкостью 57 Дж/см^2 . В 1 из 10 рассмотренных удаленных друг от друга на расстоянии 10 мм металлографических сечениях сварного соединения ТВЧ наблюдали крупные скопления окислов сложного состава с повышенным содержанием Si и Mn. Сопоставление особенностей микроструктуры и характера разрушения образцов при испытаниях на ударный изгиб позволило выявить негативное влияние обнаруженных окислов на результаты испытаний на ударный изгиб.

К другим возможным причинам хрупких разрушений сварных соединений ТВЧ относятся: линзовидные неметаллические включения, слабо деформированные (практически сферические) неметаллические включения, а также участки микроструктуры, состоящие из крупных зерен со слабо разориентированными плоскостями скола (с отсутствием компоненты кручения или ее близкими значениями). В случае наличия в сварном соединении ТВЧ большого количества сварочных окислов, подобно изученным сварным соединениям стали 09Г2С, эти

причины, по-видимому, оказывают меньшее влияние, чем образование окислов. Но в изученных сварных соединениях стали 05ХГБ наблюдается незначительное количество окислов сварочного происхождения, что дало возможность для анализа других факторов охрупчивания, упомянутых выше. Из вышеописанного можно сделать предположение о том, что сварочные окислы являются наиболее сильным охрупчивающим фактором, определяющим качество стали, однако их влияние не зависит от температуры испытаний на ударный изгиб.

При достижении температуры квази-порога, при которой наблюдаются множественные хрупкие разрушения, вероятность разрушений, обусловленных другими вышеперечисленными факторами, существенно повышается. В таком состоянии металла, при попадании на траекторию распространения магистральной трещины вблизи надреза любого из охрупчивающих факторов, он выступает инициатором скола.

При сопоставлении результатов по основному металлу и сварному соединению труб из стали 05ХГБ получены следующие результаты.

При температуре -40°C в сварном соединении ТВЧ трубы со стенкой 8 мм и при температурах -60°C для образцов $5 \times 10 \times 55$ мм и -40°C трубы со стенкой 12 мм в действие вступают все возможные охрупчивающие факторы: очаговая фасетка, несколько смежных очаговых фасеток, очаговая фасетка с «линзовидным» неметаллическим включением, очаговая фасетка со сферическим (слабо деформированным) неметаллическим включением и крупный сварочный окисел (только для образцов $10 \times 10 \times 55$ мм). В основном металле источниками хрупкого разрушения являются одиночные очаговые фасетки скола и очаговые фасетки скола со сферическими неметаллическими включениями.

Появление выбросов аномально низких значений ударной вязкости ≤ 52 Дж/см² в образцах $10 \times 10 \times 55$ мм сварного шва ТВЧ со стенкой трубы 12 мм при температурах выше -40°C обусловлено действием наиболее сильного охрупчивающего фактора – сварочных окислов достигавших размеров 1555×346 мкм (в плоскости надреза) с повышенным содержанием Si – 4-5% и Mn – 9-15%. В образцах $5 \times 10 \times 55$ мм как в трубе с толщиной стенки 8 мм, так и в трубе с толщиной стенки 12 мм влияния сварочных окислов не наблюдалось. Появление аномально низких значений ударной вязкости с $\text{KCV} \leq 52$ Дж/см² при температуре -20°C для образцов сварного шва ТВЧ $5 \times 10 \times 55$ мм в трубе со стенкой 8 мм после объемной термообработки высокого отпуска связано с разрушением крупной очаговой фасетки скола без НВ размерами 120×90 мкм. Это может указывать на совместное влияние текстуры и размера зерен.

В ОМ трубы со стенкой 12 мм в образцах $5 \times 10 \times 55$ мм появление аномально низких значений ударной вязкости наблюдается при -80°C в случае ЛТО закалки с отпуском и -60°C в случае ОТО высокого отпуска. Источниками хрупкого разрушения являлись одиночные очаговые фасетки размерами до 101×49 мкм без НВ и фасетки, достигавшие 114×37 мкм со

сферическими комплексными продуктами раскисления размером 2 мкм. Аналогичные источники хрупкого разрушения наблюдаются в образцах $10 \times 10 \times 55$ мм мкм при -80°C в случае ЛТО заковки и отпуска и -60°C в случае ОТО – высокого отпуска. Размеры одиночных очаговых фасеток скола достигали 211×88 мкм, в то время как размеры фасеток со сферическими НВ 2-3 мкм достигали 69×81 мкм.

Смешанное разрушение для образцов СС с $KCV > 52$ Дж/см² начинается с распространения магистральной вязкой трещины. Разрушение происходит либо на ранней стадии сразу после достижения динамического предела прочности, либо на поздней стадии. Основными источниками разрушения в обоих случаях являются фасетки скола, достигавшие размеров 91×67 мкм для трубы с толщиной стенки 8 мм и до 171×119 мкм для трубы с толщиной стенки 12 мм с «линзовидными» неметаллическими включениями (их следами) достигавшими 22×13 мкм и 53×22 мкм соответственно. Разрушение основного металла начиналось с образования магистральной трещины. Затем сопровождалось последовательным переходом вязкой трещины в расщепления и в области хрупкого наклонного разрушения, либо хрупкой составляющей. Основными источниками разрушения в таком случае являлись очаговые фасетки скола, достигавшие 148-177 мкм для труб с толщиной стенки 8 и 12 мм.

Проведены многочисленные фрактографические исследования изломов ударных образцов основного металла труб ТВЧ $\varnothing 78-426$ мм, показавших пониженные значения ударной вязкости. Исследовали прокат и основной металл труб (после ЛТО по режиму заковка + высокий отпуск). Исследовали изломы поперечных ударных образцов KCV, имеющих пониженные значения ударной вязкости относительно средних значений для данной температуры испытания.

Для основного металла трубы $\varnothing 78 \times 5,5$ мм из стали 08ХМФЧА получены следующие результаты: при некоторых температурах испытания наблюдаются пониженные значения ударной вязкости по сравнению с основной массой (рис.4.4).

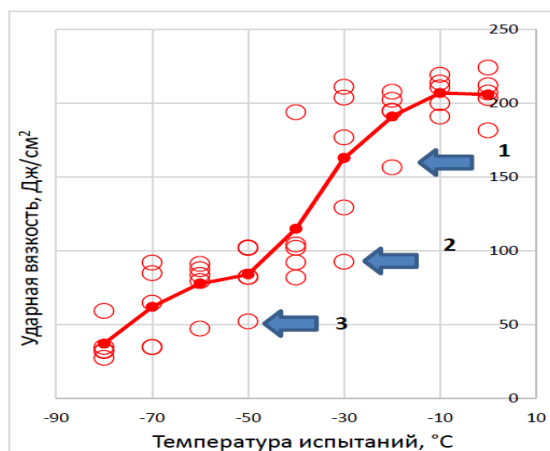


Рисунок 4.4 - Серийная кривая ударной вязкости основного металла трубы $\varnothing 78 \times 5,5$ мм. Сталь 08ХМФЧА.

Исследование изломов показало, что разрушение образца 1 ($KCV^{-20} = 157 \text{ Дж/см}^2$) на начальном этапе происходило по вязкому механизму. Расщепление возникло по крупному скоплению карбидов ниобия (рис. 4.5а), что спровоцировало изменение механизма разрушения от вязкого к хрупкому транскристаллитному сколу. В зоне очага разрушения образца 2 ($KCV^{-30} = 93 \text{ Дж/см}^2$) на поверхности изломов наблюдали несколько крупных ямок в центре которых находятся протяженные (до 130 мкм) фасетки скола/квасискола, предположительно, по бейнитным колониям (рис.4.5б). После возникновения этих ямок механизм разрушения меняется с вязкого на хрупкий транскристаллитный скол. Хрупкий транскристаллитный скол наблюдали в изломе образца 3 ($KCV^{-50} = 52 \text{ Дж/см}^2$). В очаге разрушения образца обнаружена крупная (170 мкм) вытянутой формы фасетка скола. При более низких температурах испытания ($-70\dots-80^\circ\text{C}$) никаких особенностей в изломах не обнаружено.

Переходная температура вязко-хрупкого перехода основной матрицы данного металла около -70°C . Изменение механизма разрушения от вязкого к хрупкому транскристаллитному сколу при температурах испытания $-30\dots-50^\circ\text{C}$ связано с наличием крупных фасеток скола, а при более высоких температурах испытания и со скоплением крупных частиц карбонитридов ниобия.

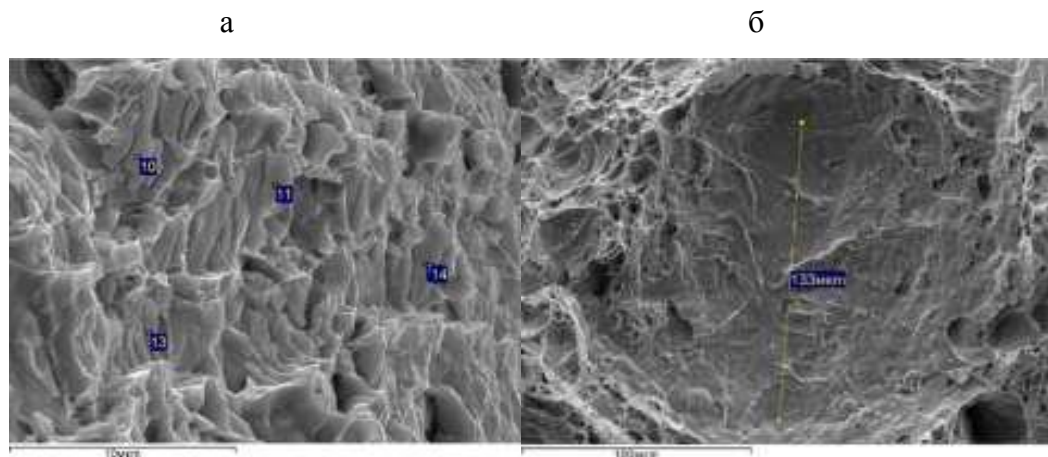


Рисунок 4.5 - а) скопление включений карбонитрида ниобия; б) крупная фасетка скола. Основной металл трубы $\text{Ø}78 \times 5,5 \text{ мм}$ из стали 08ХМФЧА. СЭМ.

При исследовании основного металла трубы $\text{Ø}219 \times 8 \text{ мм}$ из стали марки 13ХФА показано, что он характеризуется достаточной хладостойкостью (рис. 4.6а) с отдельными выпадами, при этом в структуре на фоне мелкозернистой феррито-перлитно-бейнитной структуры (10-11 номер зерна по ГОСТ 5639) наблюдаются участки структурной неоднородности в виде протяженных областей бейнитной структуры, вытянутых вдоль направления прокатки. (рис. 4.6б).

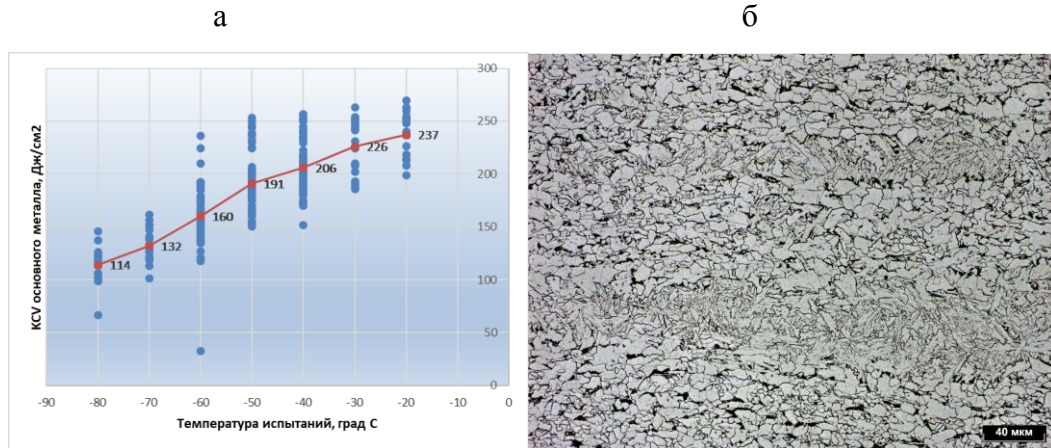


Рисунок 4.6 – Сериальная кривая ударной вязкости (а); микроструктура (б) основного металла трубы $\text{Ø}219 \times 8$ мм из стали марки 13ХФА.

В очаге разрушения образца, испытанного при -60°C (ударная вязкость 30 Дж/см^2 при среднем значении 160 Дж/см^2), не выявлено неметаллических включений. Причиной разрушения послужил хрупкий транскристаллитный скол, спровоцированный, вероятно, наличием протяженных колоний бейнита в осевой зоне – наблюдается группа вытянутых в направлении прокатки фасеток скола, имеющих близкую ориентировку. Образцы, испытанные при -70 и -80°C и имеющие наиболее низкие значения ударной вязкости разрушились по механизму хрупкого транскристаллитного скола (в образце, испытанном при -70°C , на начальном этапе разрушения – вязкий излом). В очагах разрушения не выявлены ни неметаллические включения, ни крупные фасетки скола. Переходная температура данного металла $-70 \dots -80^\circ\text{C}$, при более высоких температурах испытания скол провоцирует группа фасеток скола, имеющих близкую ориентировку.

При анализе серийных кривых, построенных по результатам испытаний образцов от основного металла труб $\text{Ø}325 \times 10$ мм из стали 13ХФА, отмечено, что стабильность значений КСВ наблюдается до температуры -40°C , при более низких температурах испытания наблюдается рассеяние со значениями ударной вязкости $7-40 \text{ Дж/см}^2$ (рис. 4.7).

При температуре испытания -50°C исследуемые образцы, разрушились хрупким сколом, в очаговой фасетке наблюдали неметаллические включения размером $3-5 \text{ мкм}$ (алюминаты кальция, оксиды РЗМ), ставшие инициаторами хрупкой трещины, либо их нет, но размер фасеток скола $60-130 \text{ мкм}$. При температуре испытания -60°C исследуемые образцы, разрушились хрупким сколом. В фасетках среднего размера наблюдали включения размером $2-2,5 \text{ мкм}$, явившиеся инициаторами хрупкой трещины. При температуре испытания -70°C исследуемые образцы, разрушились сколом, НВ в очаге разрушения не обнаружены.

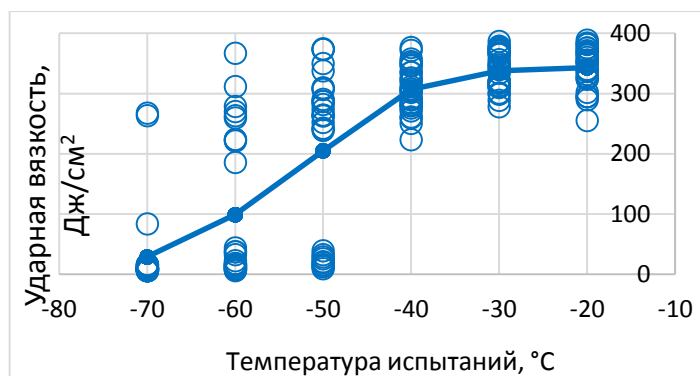


Рисунок 4.7 - Зависимость величины ударной вязкости от температуры испытаний основного металла труб $\text{Ø}325 \times 10$ мм из стали 13ХФА.

Таким образом, переходную температуру матрицы можно оценить около -70°C . В области вязко-хрупкого перехода (при большом рассеянии ударной вязкости) НВ наблюдаются в очаговых фасетках, при более высокой температуре испытания – в крупных фасетках скола, затем в средних, при температуре испытания наблюдали просто однородный хрупкий излом.

Испытания на ударный изгиб основного металла трубы $\text{Ø} 426 \times 8$ мм из стали 13ХФА показали, что в поперечном направлении высокие результаты по ударной вязкости наблюдаются до температуры испытания -40°C (выше 170 Дж/см^2), при этом во всем диапазоне исследованных температур от -50 до -80°C «резких» выпадов по значениям ударной вязкости нет (минимальные значения 130 и 90 Дж/см^2 , соответственно), что говорит о достаточно стабильном и высоком уровне хладостойкости металла. В этом случае исследования не выявили каких-либо особенностей изломов.

Исследовали поперечные образцы от СС трубы $\text{Ø}426 \times 8$ мм класса прочности К56 из стали марки 13ХФА после ЛТО по режиму «закалка + отпуск» при температуре $(1000)^\circ\text{C}$ и $(780)^\circ\text{C}$, соответственно. Далее трубы подвергали объемному отпуску в проходной печи при температуре $(670-690)^\circ\text{C}$. Изучали поверхность изломов 5 образцов, показавших пониженные значения ударной вязкости ($5-12 \text{ Дж/см}^2$ при температурах испытания $-30 \dots -60^\circ\text{C}$) (рис.4.8 а).

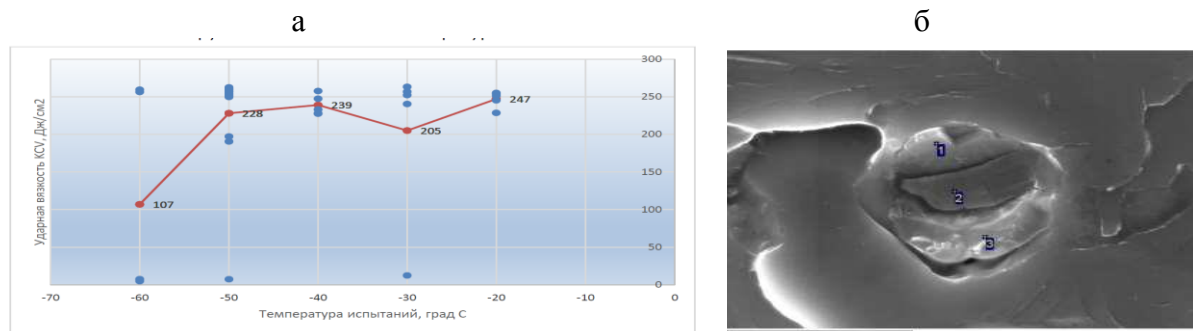


Рисунок 4.8 – а) сериальная кривая ударной вязкости СС $\text{Ø}426 \times 8,0$ мм из стали 13ХФА; б) неметаллическое включение, послужившее инициатором хрупкой трещины. СЭМ.

В очаге разрушения образца, испытанного при -30°C , выявлено НВ, послужившее инициатором хрупкой трещины (рис. 4.8 б). НВ унаследовано от рулонного проката, содержит в себе Ca, O, S, Al, Mg, Ce, La. Образцы, испытанные при -60 и -50°C , разрушились по механизму хрупкого транскристаллитного скола. НВ в очагах разрушения не обнаружены. В изломах также не выявлены крупные фасетки скола, которые бы указывали на присутствие грубой микроструктуры металла.

Исследовали образцы от сварного соединения труб $\text{Ø}325 \times 10$ мм из стали 13ХФА. В образцах, испытанных при -20°C наблюдали хрупкий транскристаллитный скол. Инициаторами хрупкой трещины стали унаследованные из проката и вытянутые при сварочном нагреве и осадке НВ размером 5-12 мкм. Состав НВ – алюминаты кальция, сульфид кальция.

В образце, испытанном при -30°C наблюдали хрупкий транскристаллитный скол. Инициатором хрупкой трещины стало унаследованное из проката и вытянутое при сварочном нагреве и осадке НВ, в его составе – алюминаты кальция, сульфид кальция, периклаз, оксиды лантана и церия. Вне очага разрушения выявлены крупные НВ (85-170 мкм) как унаследованные из проката, так и сварочные оксиды. Во втором образце, испытанном при -30°C также наблюдали хрупкий транскристаллитный скол. Причина хрупкого разрушения – крупное ~ 2 мм, скопление сварочных окислов.

В образце, испытанном при -40°C наблюдали хрупкий транскристаллитный скол. Очагом хрупкого разрушения стало крупное, 87 мкм, включение сульфида кальция, унаследованное из проката. Вне очага разрушения присутствуют крупные (500-855 мкм) скопления сварочных НВ и НВ, унаследованных из проката. Следует отметить, что наблюдаемые вне очага – крупные включения – оказывают негативное влияние на распространение трещины и снижают вязкость. Все исследованные образцы показали крайне низкую ударную вязкость – 7-12 Дж/см².

Исследованы изломы ударных образцов от сварного соединения труб $\text{Ø}325 \times 8$ мм из стали 09ГСФ класса прочности К56 с низкими значениями ударной вязкости при -60°C (рис. 4.9). Причиной разрушения послужили унаследованные из проката НВ размером 2-3 мкм (рис. 4.10а). В составе НВ выявлены алюминаты кальция, сульфид кальция, оксиды лантана и церия.

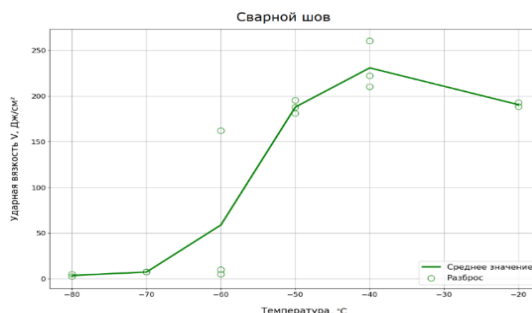
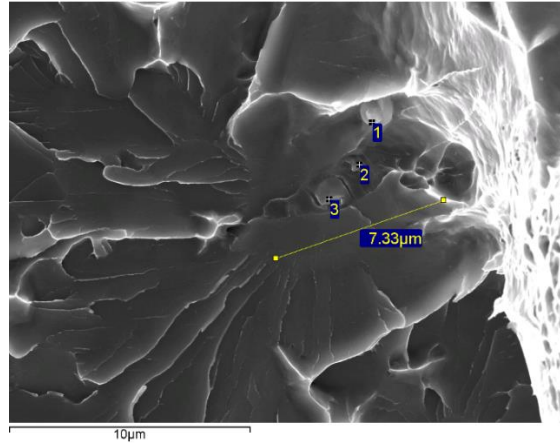


Рисунок 4.9 – Серийная кривая ударной вязкости СС трубы $\text{Ø}325 \times 8$ мм из стали 09ГСФ.

а



в

г

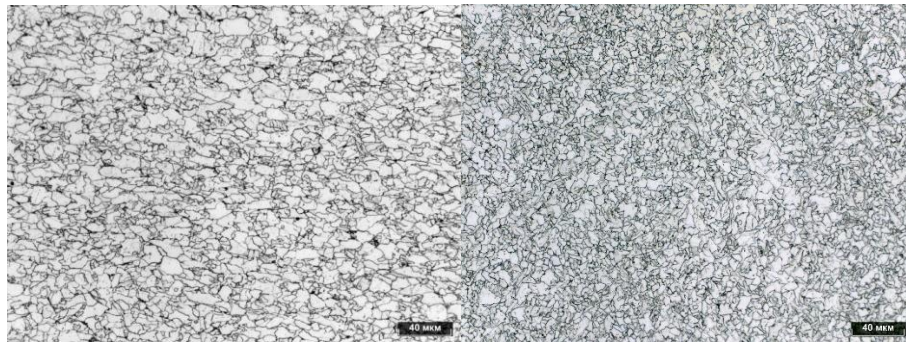
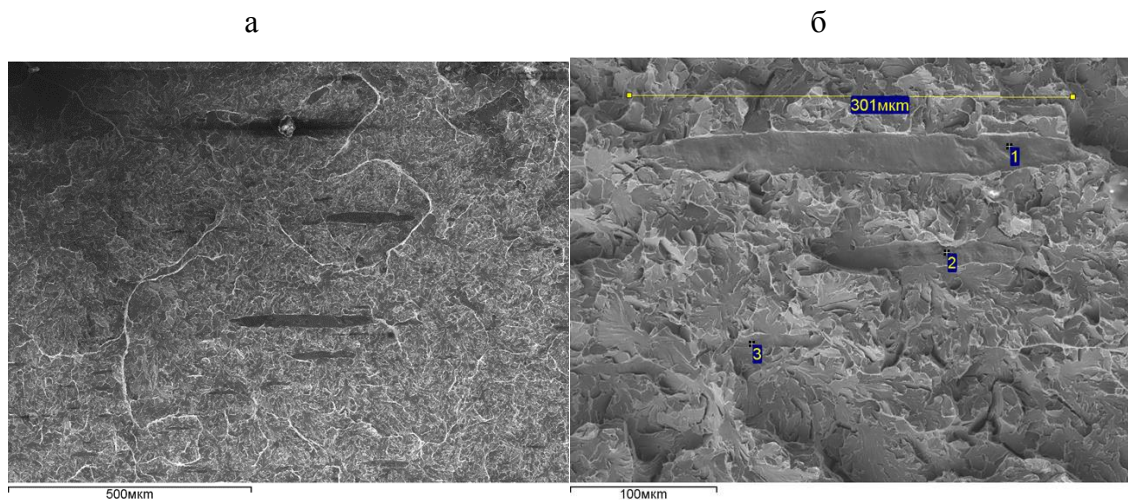


Рисунок 4.10 – а) унаследованное из проката неметаллическое включение. СЭМ; б) микроструктура основного металла; в) микроструктура сварного соединения. ОМ.

Микроструктура основного металла исследуемой трубы представляла собой феррито-перлитную смесь с присутствием вытянутых вдоль направления прокатки бейнитных участков речной морфологии. Размер ферритного зерна соответствовал 11-10 номеру по ГОСТ 5639. В сварном соединении в зоне ЛТО наблюдали дисперсную преимущественно ферритную микроструктуру преимущественно квазиполигональной морфологии с величиной зерна 11÷13 номера. Таким образом металлографически в сварном соединении сформировалась более дисперсная структура, чем в основном металле (рис.4.10 б, в).

Исследовали сварное соединение труб Ø219x8 мм из стали марки 13ХФА. При оценке ударной вязкости сварного соединения нестабильность отмечается во всем диапазоне исследованных температур от -20 до -60°C. При исследовании изломов образцов (рис. 4.11) во всех случаях установлено наличие в металле неметаллических включений больших размеров порядка 100-300 мкм. Так, в образце, испытанном при температуре -40°C наблюдали хрупкий транскристаллитный скол. В зоне очага хрупкого разрушения наблюдали эндо-экзогенные многофазные НВ (сульфиды и алюминаты кальция, магнезиальную шпинель, оксиды лантана и церия), унаследованные из рулонного проката и деформированные в направлении течения

металла при нагреве и осадке кромок во время сварки. НВ присутствуют по всей поверхности излома, размеры отдельных включений до 300 мкм.



в

Спектр	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Cr	Mn	Fe	La	Ce	Итого
1	15.44	1.96	14.57	0.90	3.24	13.40	0.30	0.39	48.24	0.38	1.18	100.00
2	47.16	18.40	31.77			0.82			1.86			100.00
3	28.75	2.21	17.17	0.81	0.55	14.94			31.86	0.90	2.82	100.00

Рисунок 4.11 – Неметаллические включения, унаследованные из проката (а, б) и их состав (в). СЭМ. Сварное соединение труб Ø219x8 мм из стали марки 13ХФА.

Таким образом, в изломах образцов от сварного соединения практически всегда наблюдали НВ в качестве инициаторов хрупкого разрушения. При этом отметили следующее:

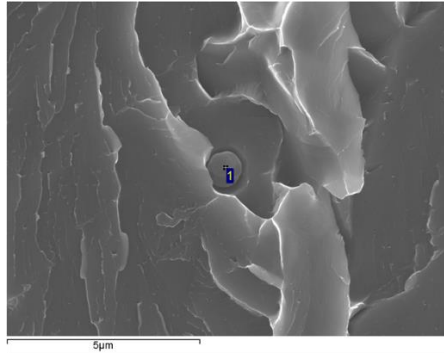
- чем крупнее НВ, тем при более высокой температуре испытания установили их охрупчивающее влияние;
- наиболее мелкие включения (скопления НВ размером 2-3 мкм) влияют уже вблизи переходной температуры для металла матрицы.

Разница во влиянии НВ не может быть объяснена металлографической микроструктурой, поскольку она в СС дисперснее. Она связана с кристаллографической текстурой металла сварного соединения (в том числе неблагоприятным расположением плоскостей скола {001} феррита параллельно плоскости разрушения) и/или «кристаллографическим», а не «металлографическим» зерном (скоплениями (кластерами) зерен, имеющих близкую ориентацию) (см. раздел 2.3).

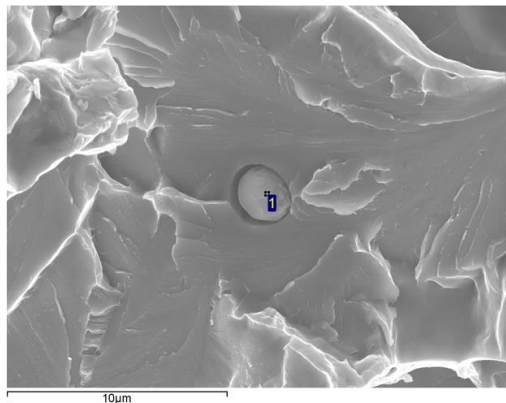
Также важно неблагоприятное расположение НВ параллельно плоскости разрушения в результате осадки кромок при сварке.

Экспериментально изучили преобразование неметаллических включений при деформации. На рис. 4.12 приведены два примера типичных эндогенных включений

оксисульфида кальция небольшого размера 1-2 мкм и глобулярной формы. Следует отметить, что исследовали образцы после имитации термического цикла сварки ТВЧ с деформацией (изгибом волокон). Включения труднодеформируемые в отличие от сульфида марганца и форму свою они не изменили.

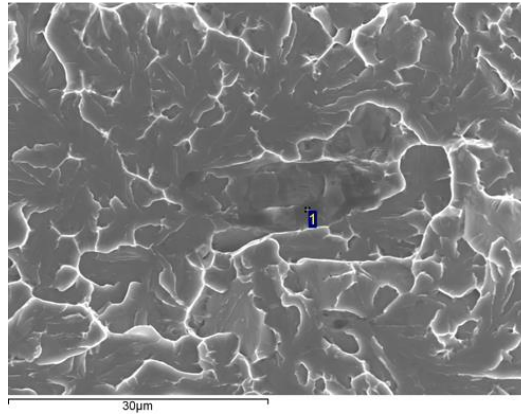


Spectrum	In stats.	O	Mg	Al	S	Ca	Cr	Mn	Fe	Total
1	Yes	1.40	0.18	0.76	9.72	11.28	0.61	0.57	75.50	100.00

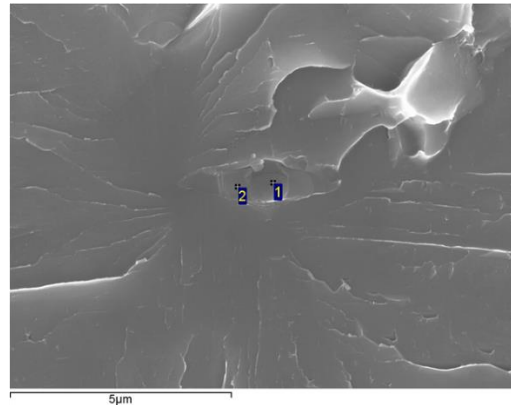


Spectrum	In stats.	O	Mg	Al	S	Ca	Cr	Fe	Total
1	Yes	26.91	1.20	1.01	6.90	39.89	0.27	23.82	100.00

Рисунок 4.12 – глобулярные НВ и их химический состав после имитации термодформационного цикла сварки ТВЧ (без расплавления, максимальная температура цикла 1180°C). Сталь 05XГБ.



Spectrum	In stats.	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Cr	Mn	Fe	Total
1	Yes	11.38	1.41	8.15	0.54	0.46	7.18	0.52	0.62	69.73	100.00



Spectrum	In stats	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Cr	Mn	Fe	Total
1	Yes			0.34	0.26	3.73	3.54	0.72	0.75	90.65	100.00
2	Yes	3.23	0.31	1.82	0.26	0.22	1.13	0.63	0.72	91.69	100.00

Рисунок 4.13 – линзовидные (деформированные) НВ и их химический состав в образцах от сварного соединения трубы из стали 05ХГБ. СЭМ.

В образцах сварного соединения труб ТВЧ из стали 05ХГБ обнаружены эндогенные включения, имеющие форму линзы (рис. 4.13) Они расположены вблизи линии сплавления и приобрели свою линзовидную форму в результате нагрева до температуры плавления и деформации при осадке кромок в процессе сварки ТВЧ. Кроме линзовидной формы следует отметить и их неблагоприятное расположение – в потенциальной плоскости разрушения при испытании на ударный изгиб поперечного образца от сварного соединения.

С использованием большого массива результатов испытаний (более 2000 образцов) от основного металла и сварного соединения сопоставили их хладостойкость.

Сравнение уровня хладостойкости (T_{50}) основного металла и сварного соединения труб $\varnothing 426$ мм из стали 05ХГБ и 05ХГБ(Ni) показало следующее (табл.4.5) (следует отметить, что оценивали хладостойкость матрицы структуры, исключая пониженные значения, которые при исследовании изломов показали влияние дополнительных охрупчивающих факторов (крупных фасеток скола, неметаллических включений)):

Таблица 4.5 – Сопоставление порога хладноломкости T_{50} основного металла и сварного соединения труб $\varnothing 426$ мм из стали 05ХГБ и 05ХГБ(Ni) с толщиной стенки 8 и 12 мм.

Материал/зона/ толщина стенки, мм	T_{50} , °С (без дополнительных факторов (матрица))
05ХГБ(Ni)/ОМ/8	-102
05ХГБ(Ni)/ОМ/12	< -120
05ХГБ/ОМ/8	-85
05ХГБ/ОМ/12	-66
05ХГБ(Ni)/СВ/8	-50
05ХГБ(Ni)/СВ/12	-40
05ХГБ/СВ/8	-45
05ХГБ/СВ/12	-32

- T_{50} основного металла (ОМ) труб из стали 05ХГБ составил -85 и -66°С для толщин стенок 8 и 12 мм, соответственно; T_{50} основного металла труб из стали 05ХГБ(Ni) существенно ниже и находился на уровне -102...-120°С.

- порог хладноломкости T_{50} сварного соединения из стали 05ХГБ составил -45 и -32°С для толщин стенок 8 и 12 мм, соответственно. T_{50} сварного соединения из стали 05ХГБ(Ni) составил -50 и -40°С для толщин стенок 8 и 12 мм, соответственно.

Таким образом:

Сопоставление хладостойкости матрицы ОМ и СС (после ЛТО по режиму 3+0) показало, что порог хладноломкости ОМ на 30-50°С ниже, чем СС, несмотря на то, что металлографически дисперсность структуры сварного соединения выше.

Кроме того, проведены систематические исследования ударной вязкости основного металла и СС труб $\varnothing 426$ мм с толщиной стенки 8 и 12 мм из стали 05ХГ2ФБ (К60) (рис. 4.14).

Ударная вязкость КСВ проката толщиной 8 мм демонстрирует стабильные значения до температуры -40°C . При -50 и -60°C отмечаются единичные «выпады» ниже 90 Дж/см². Аналогичная динамика фиксируется при оценке доли вязкой составляющей, при этом значения ДВС КСВ не ниже 50% отмечаются до температуры -30°C , при более низких температурах (-40 и -50°C) – единичные «выпады», при температурах $-60\dots-80^{\circ}\text{C}$ стабильность резко снижается. Ударная вязкость КСВ проката толщиной 12 мм демонстрирует стабильные значения только до температуры -20°C . При более низких температурах как КСВ, так и ДВС КСВ демонстрируют нестабильность результатов. На образцах шириной 5 мм, изготовленных из проката толщиной 12 мм, ситуация значительно улучшается и значения ударной вязкости и хладостойкости демонстрируют уровень не ниже аналогичного для проката 8 мм – получен единичный «выпад» по КСВ при -60°C , по ДВС КСВ значения не ниже 50% фиксируются также до -60°C (за исключением единичного «выпада»).

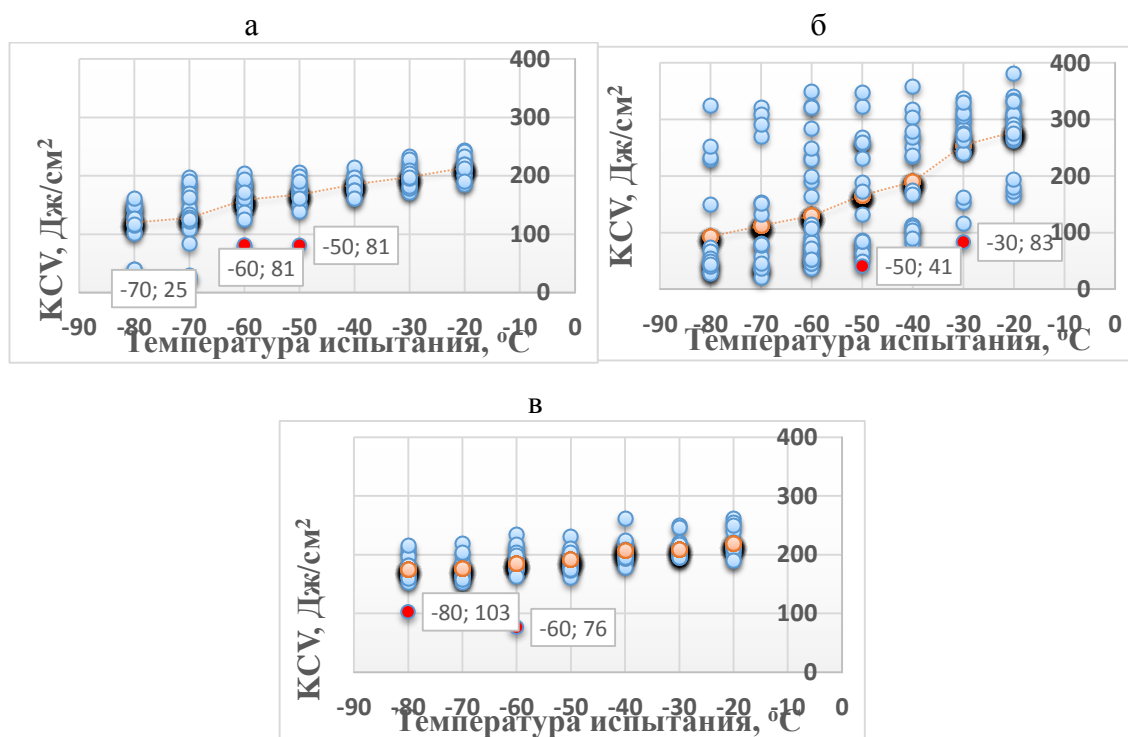
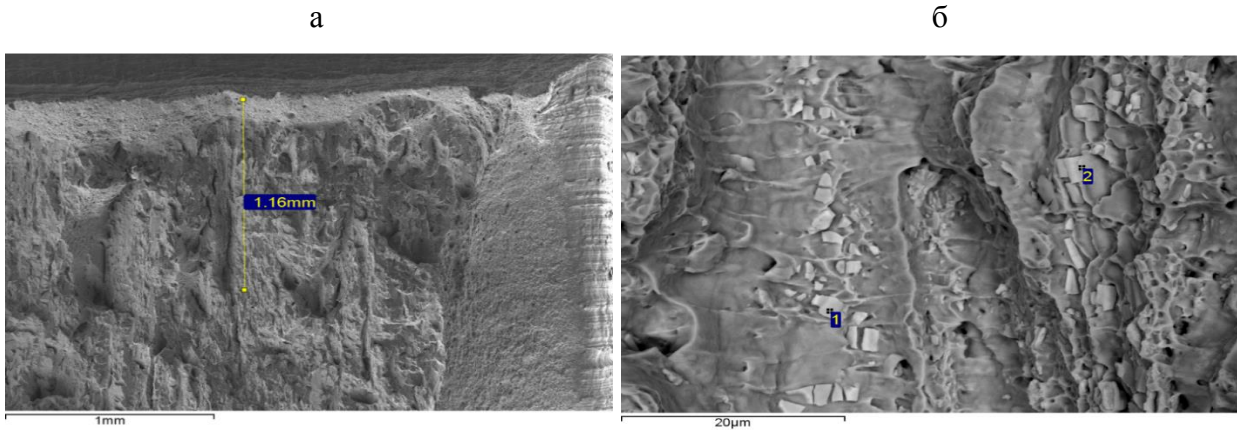


Рисунок 4.14 - Влияние температуры испытания на ударную вязкость (КСВ) на поперечных образцах рулонного проката из стали 05ХГ2ФБ (К60) толщиной 8 мм (а – образцы шириной 5 мм) и толщиной 12 мм (б – образцы шириной 10 мм и в – образцы шириной 5 мм): а – 8 мм; б, в - 12 мм.

Для определения причин низкой ударной вязкости и хладостойкости проката толщиной 8 и 12 мм проведено фрактографическое исследование образцов с низкими значениями при различных температурах. Во всех исследованных случаях выявлено хрупкое разрушение по механизму транскристаллитного скола. В двух образцах из б в очаге разрушения выявлено

крупное скопление включений NbC протяженностью около 1160-1500 мкм, в одном образце - крупное неметаллические включение размером 25 мкм (сульфиды и алюминаты кальция), в 4 случаях наблюдали крупные вытянутые в направлении прокатки фасетки скола (135-250 мкм) (рис.4.15-4.19).



В

Spectrum	C	Si	Cr	Mn	Fe	Nb	Total
1	8.67	0.24	0.61	1.52	64.09	24.88	100.00
2	10.22	0.35	0.55	1.27	52.84	34.77	100.00

Рисунок 4.15 – Вид излома и состав включений образца от проката толщиной 8 мм ($KCV^{-50}=81$ Дж/см²). В очаге разрушения крупное скопление включений NbC протяженностью около 1160 мкм. СЭМ.

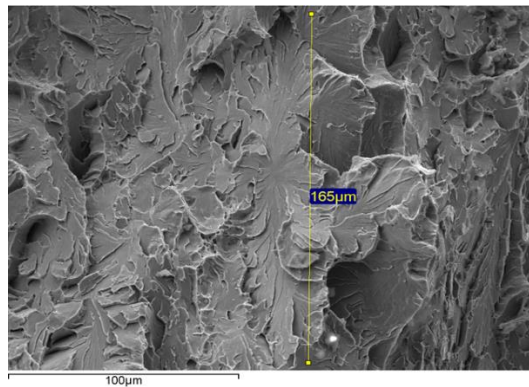


Рисунок 4.16 – Вид излома образца от проката толщиной 8 мм ($KCV^{-60}=81$ Дж/см²). Крупная вытянутая в направлении прокатки очаговая фасетка скола размером около 165 мкм по участку грубого бейнита. СЭМ.

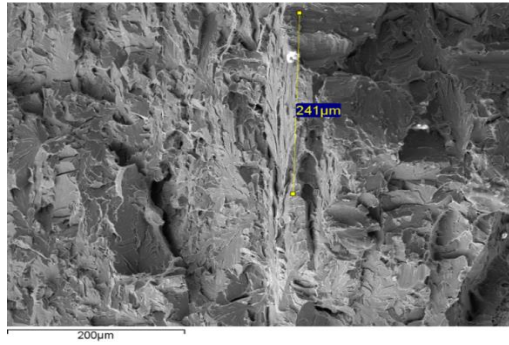


Рисунок 4.17 – Вид излома образца от проката толщиной 8 мм ($KCV^{-70}=25$ Дж/см²). Расщепление, на поверхности которого выявлены крупные вытянутые в направлении прокатки фасетки скола размером до 240 мкм, свидетельствующие о грубой структуре металла по месту разрушения. СЭМ.

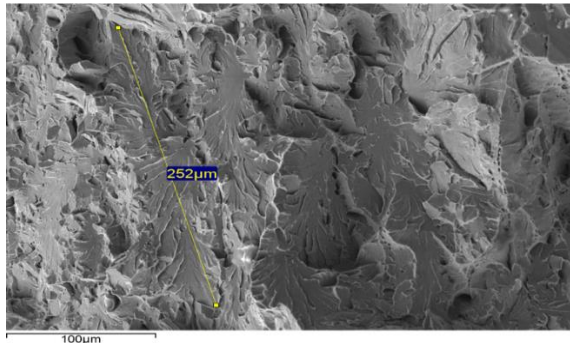
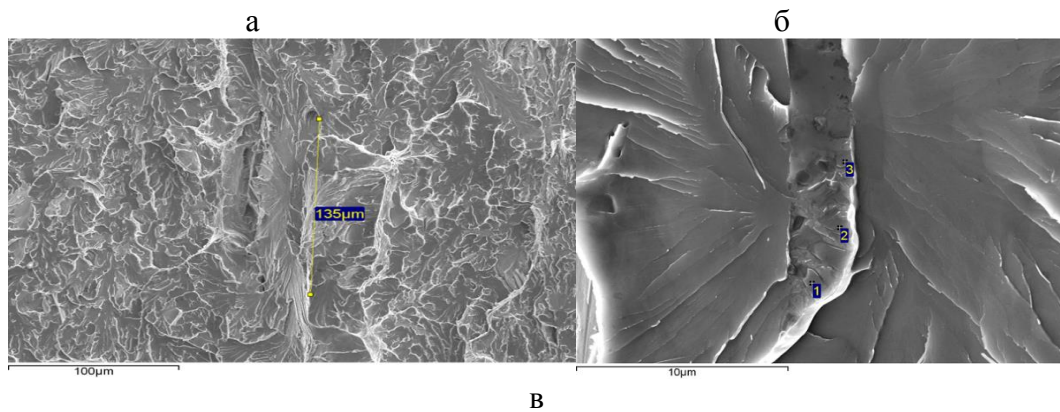


Рисунок 4.18 – Вид излома образца от проката толщиной 8 мм ($KCV^{-30}=83$ Дж/см²). Крупная вытянутая в направлении прокатки очаговая фасетка скола размером около 250 мкм по участку грубого бейнита. СЭМ.



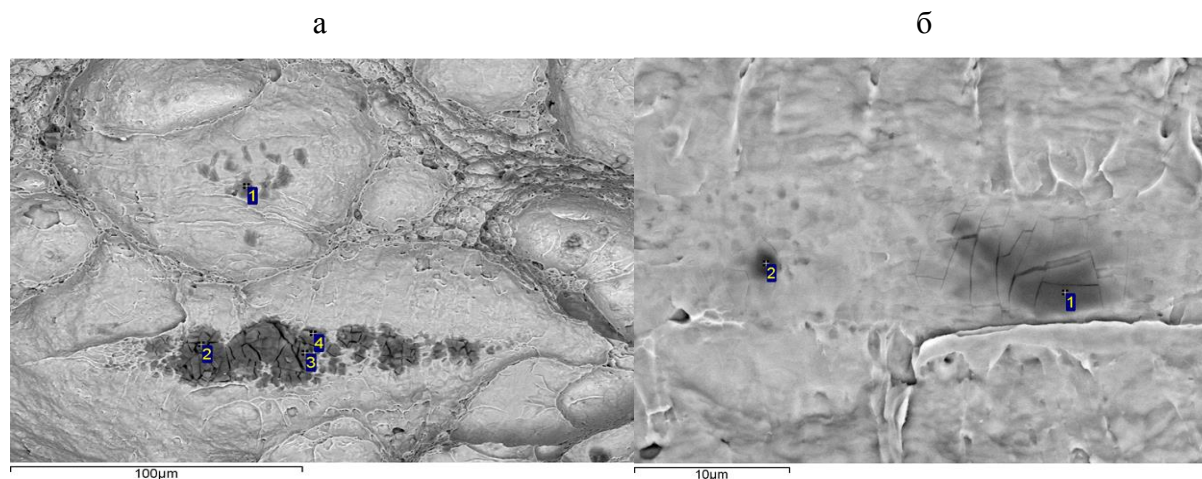
Spectrum	O	Al	Si	S	Ca	Cr	Mn	Fe
1	3.11	4.17	0.23		3.69	0.56	1.16	87.09
2	2.69	2.97	0.24		2.50	0.56	1.07	89.96
3	3.44	4.42	0.20	0.38	4.28	0.51	1.07	85.71

Рисунок 4.19 – Вид излома (а, б) и состав включений (в) образца от проката толщиной 8 мм ($KCV^{-50}=81$ Дж/см²). НВ размером 25 мкм (сульфиды и алюминаты кальция) и крупная вытянутая в направлении прокатки очаговая фасетка скола размером около 135 мкм. СЭМ.

Ударная вязкость поперечных образцов Шарпи от ОМ труб $\text{Ø}426 \times 8$ мм характеризуется значениями, удовлетворяющими предъявляемым требованиям не менее 59 Дж/см^2 до температуры -40°C . ОМ трубы $\text{Ø}426 \times 12$ мм демонстрирует нестабильность и неудовлетворительные значения во всем интервале исследованных температур. Ударная вязкость KCV СС труб $\text{Ø} 426 \times 8$ мм на поперечных образцах показала стабильно высокие значения в диапазоне температур от -20 до -50°C , для труб $\text{Ø} 426 \times 12$ мм «выпады» фиксируются во всем диапазоне исследованных температур. Для определения причин низкой ударной вязкости ОМ и СС труб проведены фрактографические исследования изломов ударных образцов.

При изучении изломов образцов ОМ труб, показавших низкие значения ударной вязкости установлено хрупкое разрушение по механизму транскристаллитного скола. Причиной хрупкого разрушения послужила грубая микроструктура (локальный участок), о чем свидетельствуют крупные вытянутые в направлении прокатки очаговые фасетки скола размером около 80 (при температуре испытания -60°C) до 330 мкм . В 5 случаях из 8 дополнительным охрупчивающим фактором служили достаточно крупные НВ ($10\text{-}50 \text{ мкм}$), либо скопление НВ.

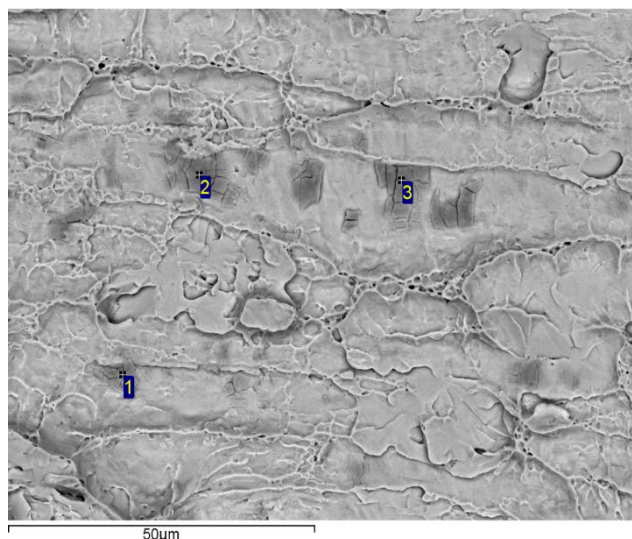
При исследовании изломов образцов от СС с ударной вязкостью $5\text{-}52 \text{ Дж/см}^2$ установлено хрупкое разрушение по механизму транскристаллитного скола. В очаге хрупкого разрушения выявили скопления унаследованных из проката НВ (алюминатов и сульфидов кальция) или сварочных окислов, способствовавших снижению сопротивления металла хрупкому разрушению (рис. 4.20-4.21).



В

Spectrum	O	Mg	Al	Si	S	Ca	Cr	Mn	Fe
1	14.54	2.15	12.38	0.91	0.60	13.84	0.32	0.90	54.34
2	15.81	29.42	2.46	0.31	0.35	2.68	0.25	0.71	48.00

Рисунок 4.20 – Вид излома (а, б) и состав включений (в) образца от СС трубы $\text{Ø} 426 \times 12$ мм ($\text{KCV}^{-20} = 41 \text{ Дж/см}^2$). В очаге разрушения крупное ($3,6 \text{ мм}$) скопление унаследованных из проката НВ алюминатов и сульфидов кальция, оксидов магния. СЭМ.



Spectrum	O	Al	Si	Cr	Mn	Fe	Nb
1	9.47	0.32	4.36	0.69	8.30	76.52	0.34
2	28.45	1.12	11.56	1.62	25.74	30.13	1.38
3	10.33	0.34	6.07	0.46	30.46	51.48	0.85

Рисунок 4.21 – Вид излома и состав включений образца от сварного соединения трубы $\varnothing 426 \times 12$ мм ($KCV^{-20} = 27$ Дж/см²). В очаге разрушения крупное (1,1 мм) скопление сварочных окислов, в составе которых входят Al, Si, Cr, Mn, Fe, Nb. СЭМ.

Сопоставление основного металла и сварного соединения приводит к следующим заключениям:

- появление аномально низких значений ударной вязкости в ОМ менее вероятно и проявляется при существенно более низких температурах испытания;
- это обусловлено отсутствием неблагоприятно ориентированных НВ и неблагоприятной кристаллографической текстуры, приводящей к формированию крупных потенциальных фасеток скола;
- микроструктурная неоднородность присутствует в обоих случаях (в ОМ и в СС), но имеет разную природу.

Итак, выявлено три особенности микроструктуры оказывающих влияние на вязкость исследуемых сталей: области с пониженной плотностью высокоугловых границ (повышенным эффективным размером зерна α -фазы), формирование неблагоприятной кристаллографической текстуры (при которой вязкость определяется не размером зерна, а размером потенциальных фасеток скола) и неметаллические включения.

Плотность ВУГ (обратная величина размера зерна) – основной механизм, оказывающий влияние на вязкость ферритной матрицы. Но на хладостойкость влияет не средний размер зерна, а фракция наиболее крупных зерен. Повышение плотности ВУГ достигается:

- при ТМО – измельчением и последующим наклепом аустенита (внутризеренное зарождение α -фазы) и управлением $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением (легирование, микролегирование и ускоренное охлаждение);

- при термической обработке (проката, ОМ трубы и сварного соединения) – измельчением зерна аустенита при нагреве и термоулучшением (закалкой с последующим отпуском);

- в ЗТВ при дуговой сварке – измельчением зерна аустенита (ограниченным) за счет оптимизации термического цикла и формированием структуры речного бейнита (скорость охлаждения и легирование стали);

- в сварном шве при дуговой сварке – формированием структуры игольчатого феррита за счет внутризеренного зарождения на оксидных включениях (оптимальный размер – 0,5-1 мкм).

Достижимая плотность ВУГ – максимальна при ТМО и в ИФ, минимальна – в ЗТВ.

При этом наряду с однородной микроструктурой матрицы возможно формирование микроструктурной неоднородности:

- при ТМО неоднородность по большей части обусловлена формированием более крупных зерен аустенита (неполная рекристаллизация) в черновой стадии прокатки и неблагоприятной ориентировкой отдельных γ -зерен относительно направления прокатки, в результате в некоторых аустенитных зернах формируется более грубая микроструктура α -фазы. Микроструктура может представлять собой крупнозернистый феррит или бейнит с пониженной плотностью ВУГ. В большей степени это характерно для технологической схемы ЛПК в связи с крупнозернистой структурой перед прокаткой, но наблюдается и на НШС и толстолистовых станах;

- в ЗТВ – в случае недостаточной скорости охлаждения и неоптимального легирования вместо целевой структуры РБ могут формироваться зернограничный феррит, видманштеттов феррит и гранулярный бейнит;

- в шве при дуговой сварке наряду с игольчатым ферритом могут формироваться крупные зерна зернограничного феррита, видманштеттового феррита и бейнита. Основные причины: неоптимальный размер и плотность оксидных частиц, легирование и условия охлаждения;

- в сварном соединении при высокочастотной сварке в узкой зоне вблизи линии сплавления формируется более крупнозернистая структура; кроме того, вследствие термомеханического воздействия при сварке формируется кристаллографическая текстура, при которой образуются существенная доля (25-27%) кристаллографических кластеров со слабо разориентированными плоскостями $\{001\}$, которые расположены в плоскости надреза поперечных образцов для испытания на ударный изгиб. В этом случае хладостойкость металла определяется не металлографически определяемым размером зерна, а размером потенциальной

фасетки скола (кластера или группы кластеров). По полученным данным максимальный размер такого кластера в 4-5 раз превышает максимальный размер зерна феррита.

Итак, в результате описанных процессов во всех случаях мы наблюдаем наряду с дисперсной матрицей (с повышенной плотностью ВУГ и, соответственно малым эффективным размером зерна) формирование зон с пониженной плотностью ВУГ (более крупнозернистых).

Наряду с формированием микроструктурной неоднородности существенное влияние на вязкость и хладостойкость рассматриваемых сталей оказывают неметаллические включения. В нашей работе, выявлено существенное влияние неметаллических включений на хладостойкость сварного соединения (и основного металла), в том числе:

- карбонитридов титана и ниобия неблагоприятной морфологии;
- оксидных включений, не удаленных в грат при высокочастотной сварке
- линзовидных эндогенных включений, унаследованных из проката и вытянутых при сварочном нагреве и осадке в плоскости разрушения;
- глобулярных включений – продуктов раскисления и модифицирования (эндогенных) размером более 3 мкм.

Наблюдаемое в ряде случаев рассеяние значений ударной вязкости обусловлено тем, что разрушение контролируется не матрицей микроструктуры, а дополнительными более сильными охрупчивающими факторами. 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 снижение вязкости практически до нуля может произойти при температуре испытания на 30-50°C выше переходной температуры для матрицы.

Это подтверждается двумя фактами, выявленными при фрактографических исследованиях:

- преждевременное разрушение при высоких температурах испытания практически всегда связано с крупной очаговой фасеткой скола и НВ;
- размер очаговых фасеток, в которых не наблюдали НВ практически всегда больше, чем в случае, когда в очаге разрушения наблюдали НВ.

Важным моментом является установление критического размера зерна, при котором проявляется влияние неметаллических включений.

Для этого проведен анализ различных исследованных структур, из которых следует:

1. Микроструктура игольчатого феррита имеет плотность высокоугловых границ порядка 1 мкм^{-1} , соответственно, размер зерна α -фазы $\sim 2 \text{ мкм}$. Охрупчивание неметаллическими включениями практически не наблюдается, даже, если микротрещина зарождается, она всегда останавливается на высокоугловых границах ИФ.

2. Шов дуговой (сталь 07ХГ2Б). Средний размер (метод описанных эллипсов) эффективного зерна ИФ: $3,7 \times 1,7$ мкм, максимальный размер 40-50 мкм. Вторая структурная составляющая – зернограничный феррит. Зерна полигонального феррита имели как равноосную форму, так и вытянутую морфологию с соотношением осей описанного эллипса достигающим 6. Размеры ЗГФ в первом случае составляли 11-16 мкм, в то время как во втором - по большой оси 16-60 мкм, а по малой 5-20 мкм.

Зернограничный феррит квазиполигональной морфологии: соотношение осей описанного эллипса для таких зерен могло достигать 8; размер зерен по большой оси составлял 50-200 мкм, а по малой оси 15-25 мкм. Зернограничный феррит с боковыми видманштеттовыми пластинами проявлял частично реечную морфологию. Отдельные зерна достигали размеров 300 мкм на 50 мкм по осям описанного эллипса.

Сочетание крупных зерен зернограничного феррита 150-300 мкм по длинной стороне описанного эллипса и неметаллических включений размерами 4-5 мкм приводило к разрушению сколом практически без продвижения вязкой магистральной трещины и охрупчиванию металла.

3. Прокат толщиной 8 мм из стали 05ХГБ. Средний диаметр зерна феррита составляет – 3,2 мкм; максимальный диаметр зерна феррита – 33 мкм. Рассеяния ударной вязкости не наблюдали до -80°C (на образцах 5×10 мм).

4. Прокат толщиной 12 мм из стали 05ХГБ. Средний диаметр зерна феррита составляет – 3,5 мкм; максимальный диаметр зерна феррита – 52 мкм. Наблюдали рассеяние ударной вязкости при -60°C (на образцах 5×10 мм – при -80°C)

5. Сварное соединение трубы $\text{Ø}426 \times 8$ мм из стали 05ХГНБ (ЛТО). Средний диаметр зерна феррита – 3,6 мкм; максимальный диаметр зерна феррита – 36 мкм (рассеяние при -40°C (единичный случай -20°C). При этом максимальный размер кристаллографического кластера $\{100\}$ - 204 мкм.

6. Сварное соединение трубы $\text{Ø}426 \times 12$ мм 05ХГНБ (ЛТО). Средний диаметр зерна феррита – 3,6 мкм. Максимальный диаметр зерна феррита – 36 мкм (рассеяние при -40°C (единичные случаи -20 и 0°C). При этом максимальный размер кристаллографического кластера $\{100\}$ составил 150 мкм.

7. Имитированная ЗТВ; сталь 04ГНДБ. При скорости охлаждения $32^{\circ}\text{C}/\text{с}$ средний размер зерна составил 5,5 мкм. Максимальный – 75 мкм (доля фракции 70-80 мкм всего 0,7%). При этом наблюдали еще рассеяние KCV^{-20} с минимальными значениями. При скорости охлаждения $8^{\circ}\text{C}/\text{с}$ рассеяние ударной вязкости наблюдали и при $+20^{\circ}\text{C}$ (средний размер зерна α -фазы составил 8 мкм; максимальный – 120 мкм). В стали 05ХГБ рассеяние KCV^{-20} наблюдали (средний размер зерна составил 7 мкм, максимальный – 120 мкм).

8. Имитированная ЗТВ, сталь 07ХГ2НДБ (класс прочности К60). Рассеяние KCV⁻²⁰ наблюдается в исследуемой стали в связи с влиянием частиц TiN неблагоприятной морфологии и размера как в случае максимальной фракции зерен феррита 110-150 мкм, так и 80-100 мкм.

9. Основной металл толщиной 27,7 мм из стали типа 05ХГ2НМДБ (К65). Средний диаметр зерна феррита составил – 3,1 мкм; максимальный диаметр зерна феррита – 79 мкм. Рассеяние не проявляется полностью, начинается при -60...-80°С, хотя формирование расщеплений и связано с НВ (включая TiN). В металле после ТМСР формируются расщепления, которые способствуют релаксации напряжений и препятствуют реализации плоского скола (за счет наклонного излома).

Таким образом критический размер зерна α -фазы (максимальная фракция), при котором начинает наблюдаться охрупчивающее влияние НВ по имеющимся данным в исследуемых сталях находится в интервале 50-80 мкм.

При этом величина зерна 50 мкм приводит к охрупчиванию в исследуемых сталях при низких температурах (-60°С);

Сопrotивление хрупкому разрушению металла вблизи линии сплавления сварного соединения ТВЧ контролируется не «металлографическим» размером зерна, а размером потенциальной фасетки скола, которая в 4-5 раз больше (по максимальным размерам);

Металл после ТМО в меньшей степени подвержен охрупчиванию НВ при равном размере зерна, поскольку НВ инициируют образование расщеплений.

Заключение по главе 4

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

Характер серийной кривой ударной вязкости (плавное снижение или рассеяние) зависит от того, оказывает ли основное влияние матрица микроструктуры, либо проявляется влияние 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 {001}, 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 исследуемых 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 прокате (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 снижение вязкости практически до нуля может произойти при температуре испытания на 30-50°С выше переходной температуры вязко-хрупкого перехода для матрицы.

5. ПРИМЕНЕНИЕ ПОЛУЧЕННЫХ РЕЗУЛЬТАТОВ И УСТАНОВЛЕННЫХ ЗАКОНОМЕРНОСТЕЙ В ПРОМЫШЛЕННЫХ УСЛОВИЯХ ДЛЯ УСОВЕРШЕНСТВОВАНИЯ ТЕХНОЛОГИЙ, ПОВЫШЕНИЯ УРОВНЯ СВОЙСТВ ТРУБНОЙ ПРОДУКЦИИ, ОСВОЕНИЯ НОВЫХ ВИДОВ ПРОДУКЦИИ

На основании результатов проведенных исследований и установленных закономерностей формирования структуры и свойств сварных соединений была сформирована программа опробования и внедрения в промышленных условиях новых и усовершенствованных технологий, составов сталей, режимов термической обработки и их комбинаций, а также освоения новых видов трубной продукции с повышенным комплексом свойств.

5.1. Исследования и разработки в области дуговой сварки под флюсом

5.1.1. Изыскание путей снижения тепловложения при сварке

Одним из основных направлений повышения ударной вязкости и хладостойкости продольных сварных соединений труб большого диаметра является снижение погонной энергии сварки. В силу чрезмерных тепловложений стандартная технология многодуговой сварки под флюсом не позволяет обеспечить благоприятную скорость охлаждения сварного соединения (рис.5.1).

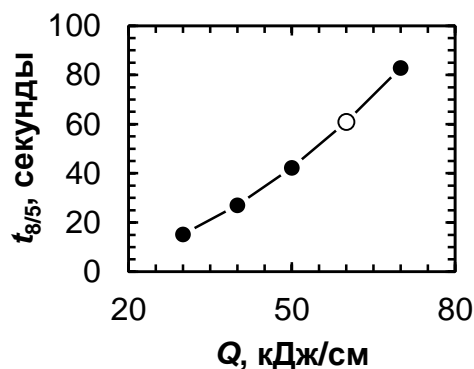


Рисунок 5.1 – Расчетная зависимость времени охлаждения металла толщиной 28 мм в интервале температур 800-500 °С от погонной энергии сварки.

Эффективность плавления электродной проволоки зависит от ее диаметра и вылета, рода и полярности сварочного тока [342, 343]. При этом нагрев и плавление сварочной проволоки происходит главным образом за счёт теплоты, выделяющейся в вылете сварочной проволоки (закон Джоуля-Ленца) и в процессе горения электрической дуги. Экспериментально

установлено, что при сварке постоянным током обратной полярности глубина проплавления металла примерно на 40-50% больше, а объем расплавленного электродного металла – меньше, чем при сварке постоянным током прямой полярности (рис. 5.2).

Аналитическая зависимость скорости подачи электродной проволоки w [мм/с] от сварочного тока и длины вылета [35]:

$$w = \frac{1}{H_m + b} (\varphi j + R_w L j^2); \quad (5.1)$$

H_m – эмпирическая константа (полная энергия, вводимая в единицу объема сварочной проволоки) для стали $H_m = 11,1$ [Дж/мм³];

b – коэффициент, зависящий от электрического сопротивления материала сварочной проволоки, для стали $b = 4,0$ [Дж/мм³];

-●- обратная полярность; -●- переменный ток; -●- прямая полярность.

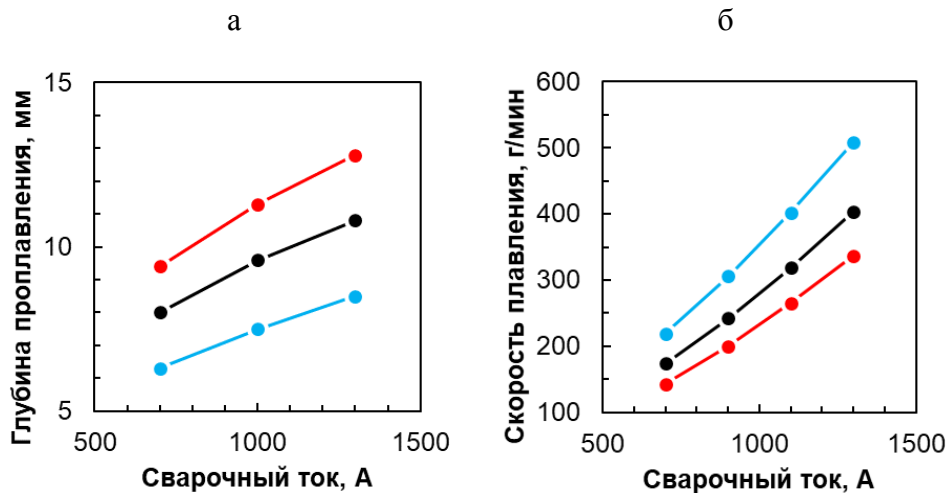


Рисунок 5.2 – Влияние полярности сварочного тока на глубину проплавления (а) и скорость плавления электродного металла (б) при автоматической дуговой сварке под флюсом стальным плавящимся электродом $\varnothing 4$ мм с вылетом 35 мм.

φ – эквивалентное напряжение нагрева электрода [в]:

$$\varphi = V_A + V_W + V_E;$$

V_A – падение напряжения в приэлектродной области.

V_W – работа выхода электронов для материала сварочной проволоки;

V_E – потенциал ионизации электрической дуги;

j – плотность тока [А/мм²]:

$$j = \frac{4I}{\pi d^2};$$

I – сварочный ток [А];

d – диаметр сварочной проволоки [мм];

R_w – удельное сопротивление сварочной проволоки, для стали

$R_w = 1,2$ [МОм·мм];

L – вылет сварочной проволоки [мм].

Связь объёма наплавляемого металла V [г/с] со скоростью подачи и диаметром сварочной проволоки:

$$V = w \frac{\pi d^2}{4} \rho; \quad (5.2)$$

ρ – плотность металла сварочной проволоки в твёрдом состоянии, для стали $\rho = 7,8 \cdot 10^{-3}$ [г/мм³].

Из приведённого уравнения (5.1) следует, что скорость плавления сварочной проволоки главным образом зависит от её диаметра и вылета, рода и полярности сварочного тока (определяет величину падения напряжения). При малом токе и коротком вылете более значимо первое слагаемое уравнения (5.1), при малом диаметре проволоки, длинном вылете и большом токе – второе слагаемое уравнения (5.1). Увеличение вылета приводит к увеличению сопротивления и дополнительному нагреву сварочной проволоки, а также к ускоренному расплавлению и повышению доли электродного металла в металле сварного шва. При этом глубина проплавления несколько уменьшается (рис. 5.3). Уменьшение диаметра проволоки при неизменной силе тока также приводит росту скорости подачи и плавления сварочной проволоки. Более того, высокая плотность тока снижает подвижность столба дуги, что ведёт к увеличению глубины проплавления и снижению ширины шва [344]. Процесс плавления электродной проволоки оказывает большое влияние на качество и производительность сварки.



Рисунок 5.3 – Токоподводящий мундштук с керамическим наконечником для сварки под флюсом с большим вылетом электродной проволоки.

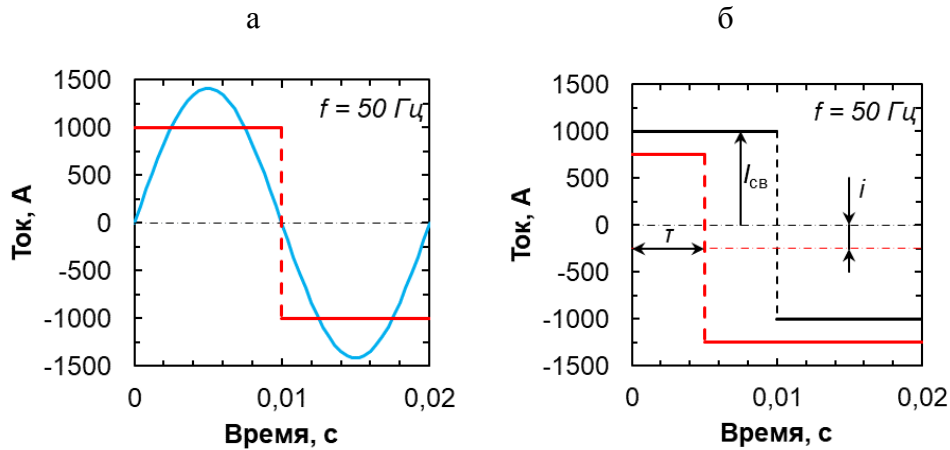


Рисунок 5.4 – Синусоидальный и симметричный прямоугольный сварочный ток при равных действующих значениях (а). Вариант несимметричного прямоугольного сварочного тока (б).

Существенно расширить возможности сварки позволяет переменный сварочный ток прямоугольной формы, по факту представляющий собой биполярные импульсы постоянного тока (рис. 5.4 а). Например, наложение постоянного тока уменьшает амплитудное значение переменного тока в положительной области и увеличивает в отрицательной (рис. 5.4 б), что в свою очередь ведет к уменьшению глубины проплавления и увеличению коэффициента наплавки.

Для отработки технологий сварки, анализа регистрируемых показателей сварки и оценки эффективности снижения тепловложений на ударную вязкость в ЗТВ сварного соединения использовали пластины размерами $1900 \times 220 \times 20$ мм из стали 06ХГ2НМДБ. Сварку контрольных сварных соединений (КСС), по аналогии с технологией сварки труб, осуществляли в три этапа: сварка сборочного шва, «внутреннего» шва, затем «наружного» шва. Экспериментальные режимы разрабатывали на основе номинальных режимов, с учётом представлении изложенных в теоретической части работы.

В экспериментах осуществили сварку по следующим вариантам:

- 1 – стандартная технология;
- 2 - с измененной формой тока;
- 3 - с применением проволоки $\varnothing 3$ мм;
- 4 - с большими вылетами;
- 5- сочетание сварки проволоками малого диаметра для внутреннего шва и технологии сварки с большими вылетами для наружного шва.

Максимально достигнутый эффект по снижению тепловложений: 12% для внутреннего шва и 13% для наружного шва относительно номинальных значений.

Все сваренные пластины, в том числе по экспериментальным технологиям, имеют однородные сварные швы с плавным переходом к основному металлу. В ходе визуального и ультразвукового контроля КСС поверхностных и внутренних дефектов не выявлено.

Разработаны и опробованы три вида технологии сварки внутренних и наружных швов, основывающиеся на повышении удельной эффективности плавления электродной проволоки (коэффициента наплавки) при многодуговой сварке без повышения сварочного тока. Полученные результаты подтверждают, что управлять скоростью плавления электродной проволоки можно не только за счёт силы сварочного тока, но и за счёт его формы, вылета и диаметра электродной проволоки:

- сварка с измененной формой переменного тока. Чем меньше длительность положительного полупериода, тем больше времени ток протекает в состоянии прямой полярности, больше коэффициент наплавки и меньше глубина проплавления. И наоборот, чем больше длительность положительного полупериода, тем меньше времени ток протекает в состоянии обратной полярности, меньше коэффициент наплавки и больше глубина проплавления.

- сварка проволокой $\varnothing 3$ мм. Проволока меньшего диаметра плавится интенсивнее при заданном сварочном токе и за счёт возрастающей плотности тока обеспечивает большую глубину проплавления.

- сварка с большими вылетами. Увеличение вылета сварочной проволоки увеличивает сопротивление, что приводит к разогреву сварочной проволоки и ее ускоренном расплавлению. Применение специализированных мундштуков позволяет увеличить вылет электродной проволоки до 135 мм без каких-либо отрицательных влияний на процесс сварки.

Наиболее интересным является влияние технологии сварки на результаты испытаний контрольных сварных соединений на ударный изгиб. В большинстве случаев при испытаниях КСС по линии сплавления (рис. 5.5) можно отметить рост значений ударной вязкости относительно номинального случая, что подтверждает факт влияния технологии сварки на свойства металла ЗТВ.

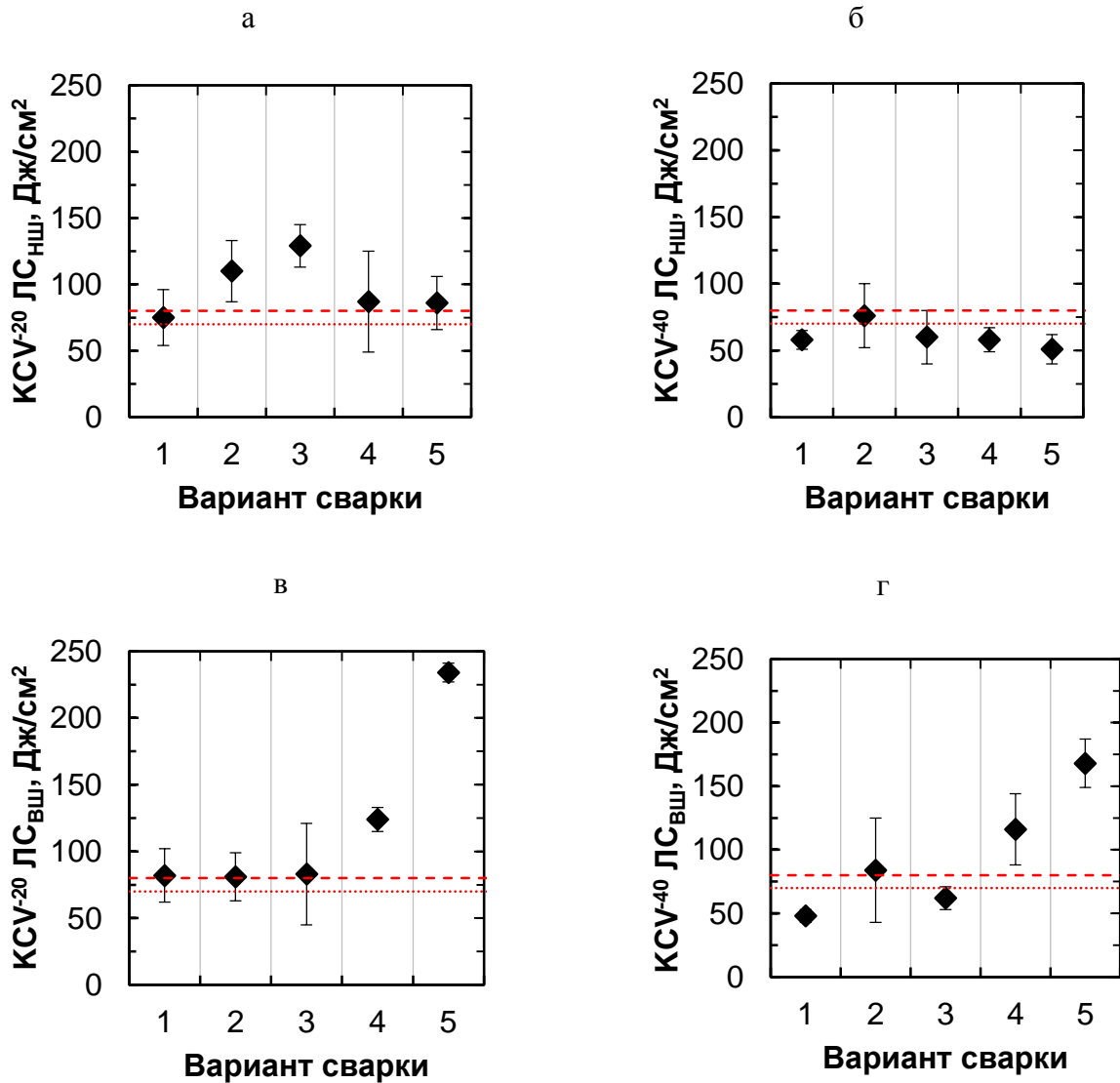


Рисунок 5.5 – Ударная вязкость контрольных СС при испытаниях по линии сплавления 50/50: а, б – наружный шов; в, г – внутренний шов; а, в – температура испытания -20°C ; б, г – температура испытания -40°C . Варианты сварки – см. по тексту.

Анализ всего комплекса результатов показывает:

- наибольшей эффективностью по наплавке и, соответственно, потенциалом по снижению тепловложений обладает технология сварки с большими вылетами. Мундштук с большим вылетом (рис.5.3) в среднем обеспечивает на $40\pm 5\%$ выше скорость плавления электродной проволоки по сравнению со скоростью плавления при стандартном вылете и сопоставимых значениях тока.

- замена электродной проволоки $\varnothing 4$ мм на $\varnothing 3$ мм и технология сварки с изменённой формой переменного тока обеспечивают независимо друг от друга сопоставимую эффективность: в среднем на $20\pm 5\%$ выше по сравнению со скоростью плавления проволок при сварке по стандартной технологии. Увеличенный объем электродного металла, расплавляемый в

единицу времени, позволяет увеличить скорость сварки и/или снизить сварочный ток, что и приводит к снижению погонной энергии сварки.

В экспериментах достигнут эффект по снижению тепловложений на 13% для внутреннего шва и 14% для наружного шва относительно номинальных значений. Это позволило на 25-30% уменьшить время пребывания металла в интервале фазовых превращений (повысить скорость охлаждения до 9-11 °C/с).

Влияние технологии сварки на вязкостные свойства металла шва связано с объемом расплавленного флюса, скоростью и продолжительностью металлургических процессов в жидкой ванне, в том числе дегазацией металла шва.

Увеличение скорости сварки, снижение сварочного тока и напряжения, а также изменение формы переменного тока (увеличение длительности протекания тока в состоянии прямой полярности) – сокращает объем и время взаимодействия жидкого металла с флюсом, что отражается на содержании марганца (основного составного и легирующего компонента сварочного флюса) в литом металле шва и на интенсивности дегазации расплавленного металла шва. Очевидно, что наибольшее количество флюса расплавляется и участвует в формировании шва при сварке по номинальной технологии с наибольшими тепловложениями, наименьшее – при сварке по экспериментальной технологии с увеличенной скоростью.

Опробованные технологии сварки позволяют сформировать полноценное сварное соединение, однако характеризуются различной эффективностью и применимостью: мундштуки с большими вылетами не подходят для использования на внутренних станах и, соответственно, не предназначены для сварки внутреннего шва; электродная проволока $\varnothing 3$ мм имеет ограничения по максимальному току и скорости подачи; для трансформации формы сварочного тока требуются инверторные источники питания и соответствующее программное обеспечение. В тоже время немаловажной характеристикой сварного соединения является форма, которая опосредованно оказывает влияние на результаты испытаний. В этой связи оптимальным вариантом для сварки продольных швов труб представляется сочетание технологии сварки проволоками малого диаметра для внутреннего шва и технологии сварки с большими вылетами для наружного шва.

Сварка с применением холодной присадки представляет собой технологию, при которой в зону сварки, наряду с активными электродами, вводится дополнительная обесточенная проволока, используемая как присадочный металл и не являющаяся по факту электродом. В известных работах [345, 346] данный способ сварки реализован преимущественно по схемам 1 либо 2 «активных» и 1 «холодный» электрод, а характерной особенностью является то, что «холодная» присадка рассматривается не как способ снижения энергии сварки, а как способ её перераспределения между основным и электродным металлом. По мнению авторов работы,

сварка с холодной присадкой позволяет отвести часть тепловой энергии дуги, затрачиваемой на плавление основного металла, направить её на плавление вводимой присадки и, тем самым, обеспечить повышенную скорость охлаждения сварного соединения. Однако, при такой реализации технологии, скорость сварки не превышает 30 м/час, что значительно ограничивает её применимость для производства прямошовных электросварных труб.

Перспективным направлением для развития технологии многодуговой сварки под флюсом продольных швов труб, с точки зрения возможности управления формой шва и снижения теплового воздействия на основной металл, является сварка с непосредственным введением холодной присадки в зону сварки. При многодуговом процессе плавление вводимой «холодной» присадки может происходить не только за счёт тепла ближайших электрических дуг, но и за счёт тепла жидкой ванны (при высокой погонной энергии сварки). Более того, введение присадки можно рассматривать как дополнительный способ доставки химических элементов [346] в сварное соединение, склонных к выгоранию.

В качестве свариваемых материалов использовали пластины с номинальным размером 2000×220×17 мм из промышленного листового проката (табл. 5.1).

Таблица 5.1 – Химический состав опытных сталей, % по массе:

Сталь	C	Si	Mn	Al	Cr	Ni	Cu	Ti	N	V	Nb	Mo
05ХГ2НДФБ	0,049	0,16	1,46	0,036	0,204	0,179	0,137	0,015	0,0029	0,046	0,052	0,004
09Г2ФБ	0,089	0,30	1,62	0,024	0,025	0,008	0,020	0,016	0,0040	0,047	0,042	0,001

Сварку пластин осуществляли на лабораторном шестидуговом сварочном стенде в три этапа (по аналогии с технологией сварки ТБД). Для оценки стабильности протекания сварочного процесса, отсутствия дефектов и оказания влияния на геометрические параметры швов (проплавление, усиление, ширина шва), а также механические свойства, были разработаны пять схем расположения сварочных электродов и соответствующие им режимы сварки с внедрением холодной присадки в многодуговой тандем при сварке наружного шва (холодный электрод на 2, 3, 4, 5, 2 и 4 (добавлен 5 активный электрод) позициях. За основу была взята стандартная четырехдоговая схема расположения сварочных электродов и соответствующие параметры сварки. Для плавления холодной присадки в технологию были внесены ряд изменений в зависимости от расположения холодной присадки. Сварка внутренних швов на всех пластинах выполнялась на стандартных параметрах сварки производственной линии 1420 ТЭСЦ-4. Построение полей максимальных температур сварного соединения, а также расчёт скорости охлаждения в диапазоне от 800 °С до 500 °С производили в разработанной математической модели при помощи программы COMSOL Multiphysics. Расчёты тепловложения при сварке показали его изменение

от 0 до -22,8%. С помощью математической модели были рассчитаны поля максимальных температур и термические циклы в ЗТВ наружного шва. Было установлено, что в зависимости от технологии сварки скорость охлаждения металла в исследуемых точках ЗТВ варьируется в интервале от 6,6 °C/с (для стандартной технологии) до 11,3 °C/с (для экспериментальной технологии сварки с «холодной» присадкой на третьей позиции).

Введение холодной присадки способствует повышению твёрдости металла шва с 210 до 230 HV1 и зоны термического влияния с 180 до 195 HV1. За счёт большого снижения тепловложений при сварке наружного шва в зоне повторного нагрева наблюдается снижение твёрдости с 240 до 230 HV1 и уменьшение размеров самой зоны (рис.5.6).

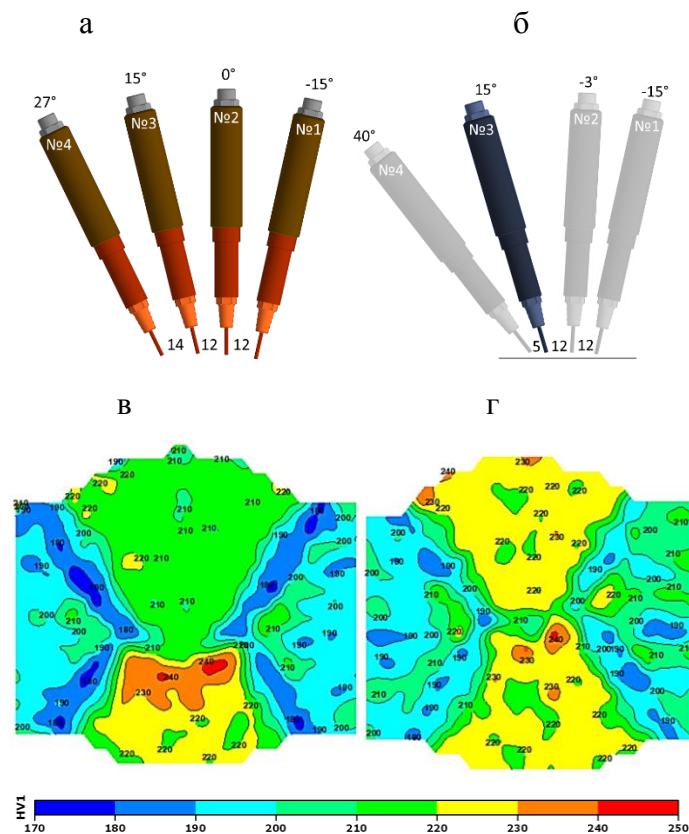


Рисунок 5.6 - Схема расположения сварочных электродов: а) стандартная схема расположения сварочных электродов; б) с «холодным» электродом на третьей позиции и соответствующие им карты распределения твёрдости (в, г).

На исследуемом участке ЗТВ в рассматриваемых сварных соединениях сформировалась бейнитная микроструктура (рис. 5.7), преимущественно гранулярной морфологии с присутствием МА-составляющей. Бейнита речной морфологии в образце 2 несколько больше по сравнению с образцом 0. Объемная доля МА-участков составляет 1 и 2 %. В исследуемой области шва структура исходных аустенитных зерен более дисперсная в образце 2, что вероятно, связано с более высокой скоростью кристаллизации и охлаждения шва, что также

подтверждается его более высокой твердостью. При этом заметных отличий в морфологии игольчатого и зернограничного феррита в данных швах отмечено не было. Таким образом, установлено уменьшение ширины аустенитных зерен при максимальном снижении тепловложения и некоторое повышение доли реечного бейнита в структуре ОШЗ (при этом сохраняется преимущественно структура гранулярного бейнита), что не позволило существенно улучшить вязкость.

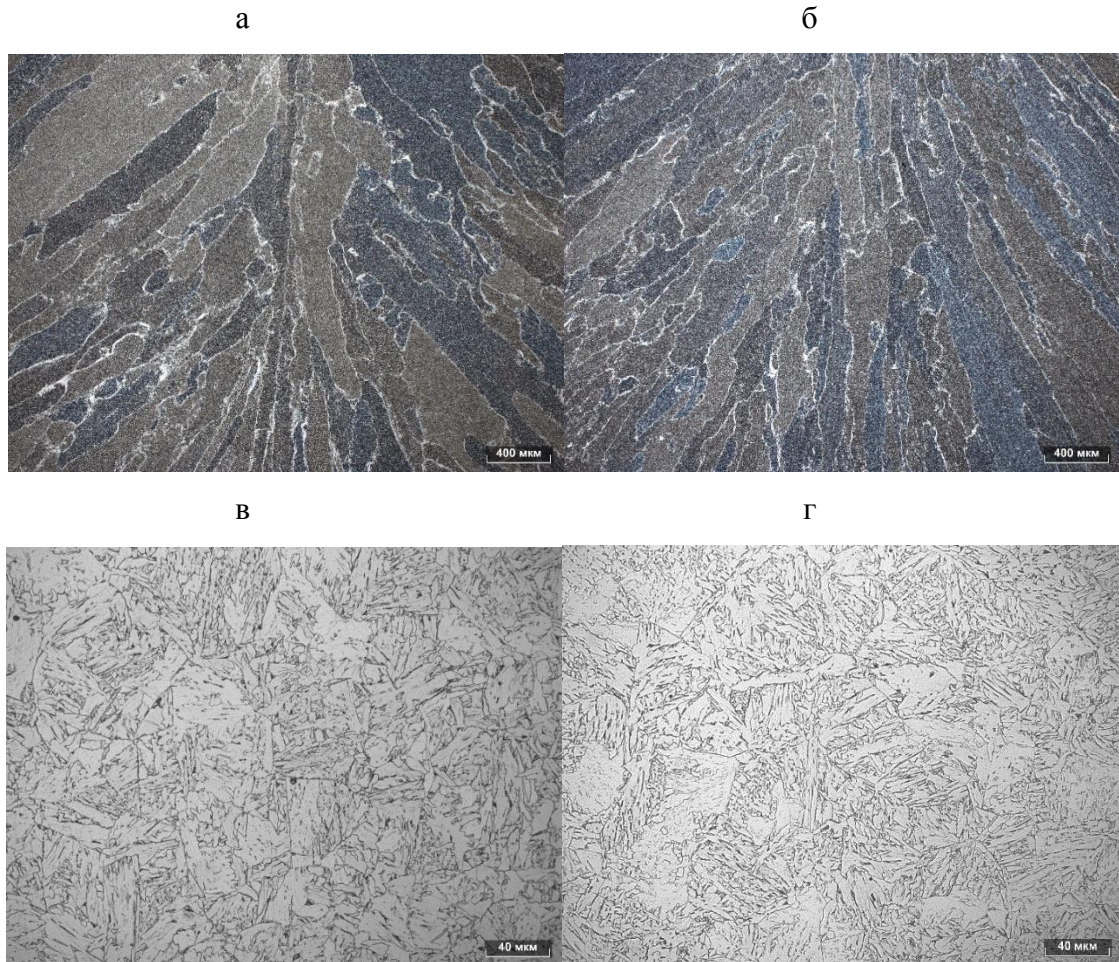


Рисунок 5.7 - Микроструктура сварных швов (а, б) и ЗТВ (в, г), выполненных по стандартной технологии (а, в) и с «холодным» электродом на третьей позиции (б, г).

При исследовании ударной вязкости отмечено повышение минимальных значений при сварке с холодной дугой при температуре испытания -20°C (рис.5.8).

В настоящее время реализуются работы по промышленному опробованию технологии сварки с холодным электродом на 3 позиции при сварке наружного шва в условиях ТЭСЦ-4 АО «ВМЗ».

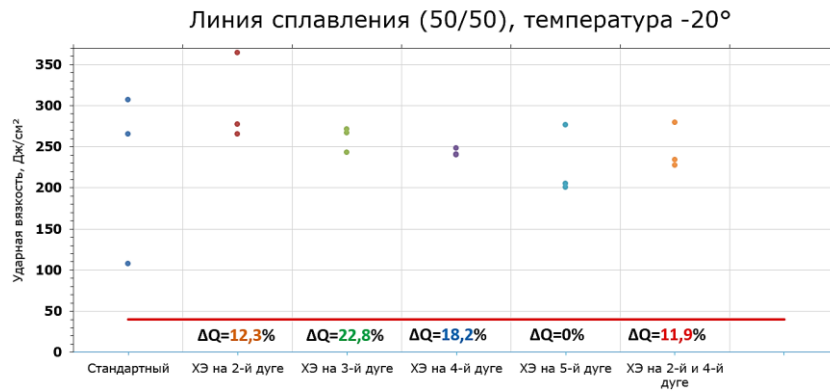


Рисунок 5.8 – Результаты испытаний на ударный изгиб образцов из наружного шва пластин, сваренных по стандартной технологии и с применением холодного электрода.

5.1.2. Исследование возможности использования внешних воздействий в процессе и после завершения сварки

Ультразвуковые (УЗ) колебания, вводимые в сварочную ванну, интенсифицируют процесс дегазации жидкого металла, способствуют его дополнительному перемешиванию, препятствуют возникновению дендритной ликвации и концентрации неметаллических включений на границах зерен, что в целом положительно влияет на формирование однородной структуры металла шва в процессе кристаллизации [347, 348].

Целью настоящего раздела работы было изучить влияние ультразвуковых колебаний на процесс сварки, качество, структуру и свойства сварного шва. Спроектирована и разработана оснастка для применения оборудования в условиях существующих сварочных станков ТЭСЦ-4. В ходе экспериментальных исследований опробованы и отработаны режимы сварки труб большого диаметра с применением ультразвукового воздействия в процессе сварки. Схема подключения ультразвукового преобразователя представлена на рис. 5.9.

Проведены эксперименты по изучению влияния ультразвуковых колебаний на процесс устранения внутренних дефектов сварного шва (шлак, пора и т. д.). Для этого были смоделированы условия образования дефектов сварного шва и проведен эксперимент по оценке влияния УЗ колебаний на процесс их устранения. На участках опытной трубы были искусственно созданы различные условия для провоцирования внутренних дефектов сварного шва (шлак, поры, пузыри и т.д.) в том числе созданием искусственных дефектов сваркой, внесением в разделку (окалины, корунда и др. материалов).



Рисунок 5.9 - Схема подключения ультразвукового преобразователя.

Результаты экспериментов показали, что при сварке по стандартному режиму в шве происходит образование внутренних дефектов, таких как шлаковое включение, пора. При ультразвуковом воздействии на сварочную ванну в процессе её кристаллизации, образования внутренних дефектов не выявлено. При использовании ультразвукового воздействия, в сварочной ванне происходит рафинирование расплава и убираются возникающие в процессе кристаллизации пузырьки газа, а также шлаковые включения.

Выявлено влияние ультразвукового воздействия в сварочной ванне на формирование шва и устранение внешних дефектов. В ходе экспериментов были выбраны режимы сварки, провоцирующие наружный дефект - «подрез». Показано, что на участке сварного шва, где происходило воздействие УЗ колебаний на сварочную ванну, количество дефектов – «подрез» значительно ниже (в 3,8 раз). Это можно объяснить повышением «жидкотекучести» сварочной ванны, под действием УЗ колебаний, до момента ее кристаллизации. Исходя из этого, при сварке с ультразвуковым воздействием, заполнение расплавленным металлом пространства под слоем флюса происходит более равномерно и стабильно, что способствует устранению наружных дефектов и стабильному формированию валика сварного шва.

Исследовали возможности повышения скорости охлаждения шва и ЗТВ путем принудительного охлаждения после сварки. Современный уровень технологии сварочного производства обеспечивает требуемые свойства металла шва, но в металле ЗТВ затруднительно достигать уровня свойств, идентичного значениям основного металла. В связи с этим требуется поиск путей совершенствования композиции легирования сталей и оптимизации сварочной технологии, которая применяется на трубосварочных станах. Исследования, показали (см гл.3), что для обеспечения требуемой надежности сварного соединения в процессе сварки в интервале температур 800-500 °С необходимо обеспечить повышенную скорость охлаждения ≥ 15 °С/с, однако при сварке труб с толщиной стенки более 25 мм этот показатель не достижим и находится в пределах 5-9 °С/с. Кроме того, при сварке толстостенных труб заметно снижается

производительность, поскольку после выполнения внутреннего шва перед наложением наружного применяют естественное остывание металла зоны сварного соединения. Для остывания металла шва и околошовной зоны труб с толщиной стенки ≥ 25 мм до температуры $40\div 50$ °С требуется $40\div 50$ минут. Проведенными работами было показано, что при сварке под флюсом при температуре свариваемого металла ~ 100 °С скорость охлаждения металла ЗТВ снижается вдвое.

Многочисленные исследования показали (см. главу 3), что зависимость ударной вязкости от скорости охлаждения (тепловложения при сварке) имеет вид кривой с максимумом и при снижении скорости охлаждения ниже ~ 10 °С/с наблюдается резкое падение вязкости. Одним из способов решения проблемы является применение принудительного охлаждения шва и ЗТВ непосредственно после сварки с началом охлаждения из аустенитной области.

Разработано устройство локального интенсивного теплоотвода сварного шва и металла ЗТВ и смонтировано на участке сварки продольного наружного шва линии 1420 мм ТЭСЦ-4 (рис. 5.10). На трубах $\varnothing 1420 \times 27,7$ мм из стали типа 05Г2НМДБ класса прочности К65 был проведен эксперимент с применением различных режимов принудительного охлаждения шва. Оценка достигнутой скорости охлаждения при использовании устройства показала величину примерно 27 °С/с. Проведенный эксперимент показал работоспособность опытного устройства для охлаждения сварного соединения.

Металлографические исследования после применения ускоренного охлаждения выявили в ЗТВ уменьшение ширины зоны грубого зерна на 30%; - снижение среднего размера структурных составляющих в зоне грубого зерна на 20%. Микроструктура зоны грубого зерна в сварном соединении существенно изменяется и при интенсивном струйном охлаждении состоит из смеси бейнита (частично речной морфологии) и мартенсита (рис.5.11).

По результатам испытаний на ударный изгиб зафиксировано повышение значений ударной вязкости KCV^{40} и KCU^{60} как по линии сплавления, так и корневого участка наружного шва в среднем на 11%.

5.1.3. Исследование возможностей применения альтернативных видов сварки

Одним из направлений исследований в настоящей работе было установление возможностей применения альтернативных видов сварки при производстве труб большого диаметра. Основная идея таких исследований – повышение скорости охлаждения в термическом цикле сварки, поскольку скорость охлаждения при автоматической сварке под флюсом ниже оптимальной для исследуемых сталей.

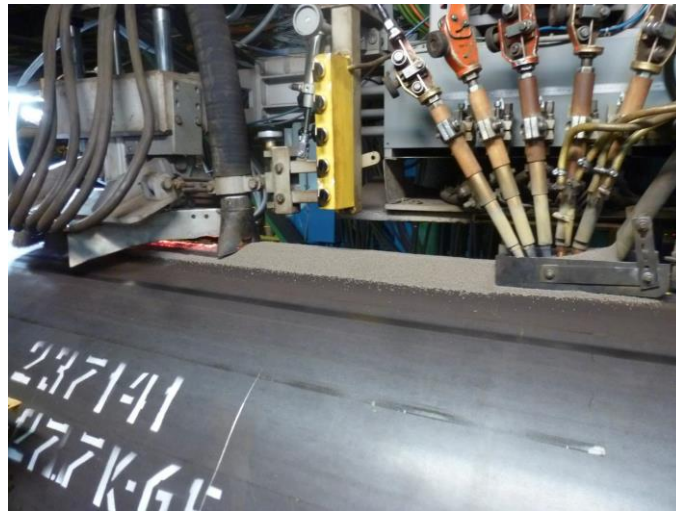
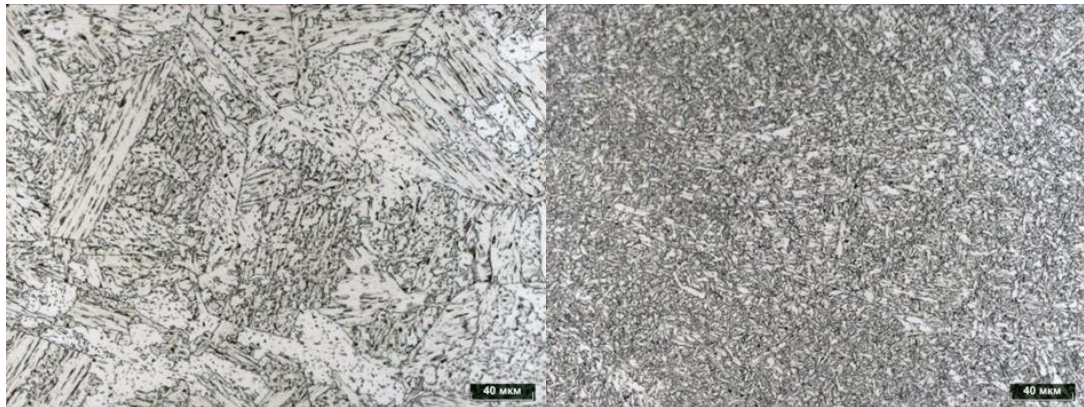


Рисунок 5.10 - Общий вид установки для принудительного охлаждения шва.

а

б



в

г



Рисунок 5.11 - Микроструктура зоны грубого зерна ЗТВ (а, в) и сварного шва (б, г) в сварных соединениях трубы класса прочности К65 $\text{Ø}1420 \times 27,7$ мм: а, б - стандартный режим сварки; в, г- водоструйное охлаждение.

Повышение скорости охлаждения будет способствовать (см. главу 2) измельчению зерна аустенита и формированию микроструктуры речного бейнита в ЗТВ. При этом следует ожидать

в сварном шве также формирования более дисперсной структуры аустенита, но из-за отсутствия флюса, игольчатый феррит, вероятно, формироваться не будет, взамен него образуется структура, соответствующая составу стали и скорости охлаждения (вероятно, бейнит). Очень важно установить влияние перечисленных факторов на ударную вязкость сварного соединения.

Благодаря высокой концентрации энергии в лазерном луче и возможности локального воздействия на изделие лазерная сварка обеспечивает высокую производительность и прецизионность сварки.

Однако, несмотря на эти важные преимущества лазерной сварки, у нее имеется ряд недостатков. В первую очередь, это связано с низкой эффективностью нагрева металла лазерным излучением, обусловленной его высокой отражательной способностью. Важным шагом может стать использование гибридных лазерно-дуговых технологий. При лазерно-дуговой сварке (ЛДС) два источника (лазерный луч и дуга) воздействуют одновременно на одну сварочную ванну, при этом дуговой разряд стабилизируется за счёт плазменного факела, образованного при взаимодействии лазерного излучения со свариваемым материалом [349-357].

Электронно-лучевая сварка (ЭЛС) осуществляется электронным лучом в вакуумных камерах. Плавление металла при электронно-лучевой сварке и образование зоны проплавления обусловлено давлением потока электронов в электронно-лучевой пушке, выделением теплоты в объеме твердого металла, реактивным давлением испаряющегося металла, вторичных и тепловых электронов и излучением [358-360].

В камере, формирующей электронный луч, откачивается воздух до давлений 1—10 Па. Основные преимущества данного вида сварки относительно лазерной и дуговой: высокая концентрация теплоты позволяет за один проход сваривать металлы большой толщиной (до 200 мм), для сварки требуется в 10-15 раз меньше энергии, чем для дуговой сварки, отсутствует насыщение расплавленного металла газами, а к недостаткам можно отнести: опасность образования непроваров и полостей в корне шва и необходимость создания вакуума в рабочей камере.

Также наблюдается интерес к разработке технологии ЭЛС в атмосфере [361-364].

В качестве свариваемых материалов для лазерной (ЛС) и гибридной (ГЛДС) сварки использовали пластины с номинальными размерами 1000x200 мм и под многодуговую сварку 2000x220 мм с толщинами стенок 14 мм (сталь 09ГСФ(К52), 20 мм (06ХГ2НМДБ (К80) и 27,3 мм (сталь 07Г2НДФБ (К60), отобранные от промышленного листового проката (табл. 5.2). Использовали несколько вариантов X – и Y – образной разделки.

В качестве свариваемых материалов для электронно-лучевой сварки использовали пластины с номинальными размерами: 600x200 мм тех же толщин и марок сталей, как при

лазерной (ЛС) и гибридной (ГЛДС) сварке. При ЭЛС сваривали торцованные пластины без разделки.

Таблица 5.2 – Химический состав листового проката, % по массе.

Сталь	C	Si	Mn	Cr	Ni	Cu	Ti	V	Nb	Mo
06ХГСНДФБ	0,060	0,64	0,65	0,25	0,25	0,2	0,015	0,08	0,035	следы
07Г2НДФБ	0,068	0,25	1,68	0,002	0,2	0,17	0,022	0,025	0,05	следы
06ХГ2НДМБ	0,060	0,25	2,0	0,28	0,4	0,28	0,015	0,002	0,045	0,3

Гибридную лазерно-дуговую сварку осуществляли по схеме, представленной на рис.5.12. Расстояние между концом плавящегося электрода и лазерным пучком составляло 3 мм. Вылет электрода равен 12 мм. В качестве защитного газа использовалась газовая смесь: 80% Ar и 20% CO₂.

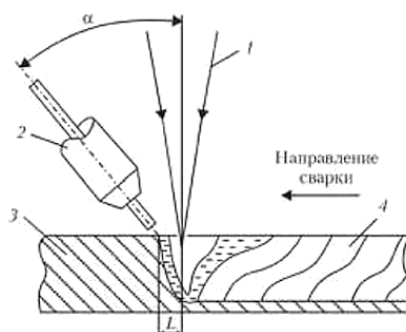


Рисунок 5.12 – Схема гибридной лазерно-дуговой сварки: 1-фокусирующее лазерное излучение, 2-плавящийся электрод, 3-свариваемый образец, 4-шов.

Эксперименты по сварке пластин проводили в ООО «Инновационные лазерные и сварочные технологии» (С.-Петербург), с использованием технологического сварочного лазерно-дугового комплекса (рис. 5.13). При сварке образцов излучение фокусировалось сварочной головкой HIGHYAG BIMO HP. При гибридной лазерно-дуговой сварке использовали сварочный полуавтомат EWM PHOENIX 522.

В ходе экспериментов варьировали следующие параметры: мощность лазерного излучения в диапазоне от 12 до 15кВт; скорость сварки в диапазоне от 30 до 50 мм/с; ток дуги в диапазоне от 200 до 350 А; напряжение дуги в диапазоне от 20 до 30 В; марку сварочной проволоки; скорость подачи сварочной проволоки в диапазоне от 4 до 12 м/мин.

Экспериментальную электронно-лучевую сварку пластин выполняли на базе компании НПК «ТЭТА» (г. Томск) на электронно-лучевой установке 30E3000. Перед сваркой электронным

лучом пластины были собраны при помощи полуавтоматической сварки. Сварку швов выполняли за один проход, со сквозным проплавлением при этом образцы (пластины) располагались вертикально (рис. 5.14).

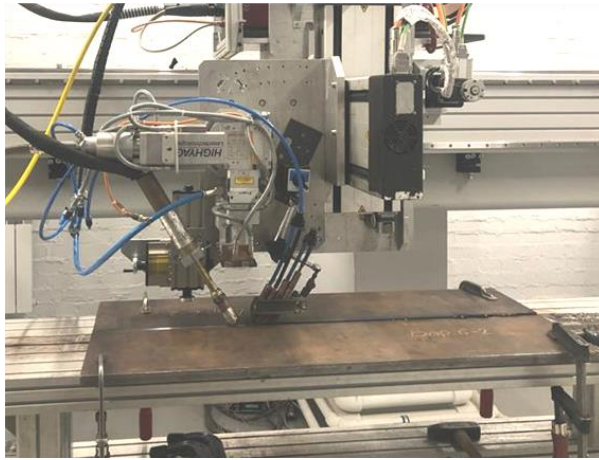


Рисунок 5.13 – Общий вид лазерно-дугового стэнда.

Основные параметры сварки:

- максимальный ток луча 250 -310 мА (для пластин толщиной 14-27,3 мм, соответственно);
- ускоряющее напряжение 60 кВ;
- линейная скорость сварки 10 мм/сек;
- расстояние до электронной пушки 250 мм.



Рисунок 5.14 – Установка пластин под электронно-лучевую сварку внутри вакуумной камеры.

На пластинах с предварительно сваренными корневыми швами с использованием лазерной и гибридной сварки для создания целостного сварного соединения были выполнены облицовочные швы с наружной и внутренней стороны. Облицовочные швы необходимы для

того, чтобы убрать потенциально-заложенные дефекты в верхней и нижней части лазерного и гибридного шва путем их перекрытия, а также для снижения твердости корневых швов за счет повторного нагрева.

Так как на сегодняшний день нет четкого документа для труб, определяющего геометрические параметры и механические свойства лазерных и гибридных швов, было принято:

- конечное сварное соединение должно состоять примерно из 40% лазерного шва и 60% дугового (облицовочных швов), при толстостенном исполнении допускается дуговой шва больше, но при этом корневого шва должно остаться не менее 5 мм;

- на трубы ЛС и ЛГДС нет "особых" требований, существенно отличающих их от труб ДСФ;

- требования к геометрическим параметрам труб ЛГС, основному металлу, гидроиспытаниям, неразрушающему контролю практически полностью совпадают с требованиями к трубам ДСФ.

При помощи математической модели рассчитали термические циклы (ТЦ) для каждой толщины стенки при этом максимальная температура нагрева выбиралась исходя из удаленности от дугового шва. Расчёт ТЦ сварки осуществляли методом конечных элементов в двумерной постановке с учётом поверхностной теплоотдачи, фазовых превращений и изменчивости теплофизических свойств после чего их воспроизвели на Gleeble.

Также для сопоставления осуществляли сварку таких же пластин на лабораторном шестидуговом сварочном стенде, в три этапа (по аналогии с технологией сварки труб большого диаметра).

Макроструктура гибридных швов и расчетные термические поля при нанесении облицовочного шва приведены на рис. 5.15.

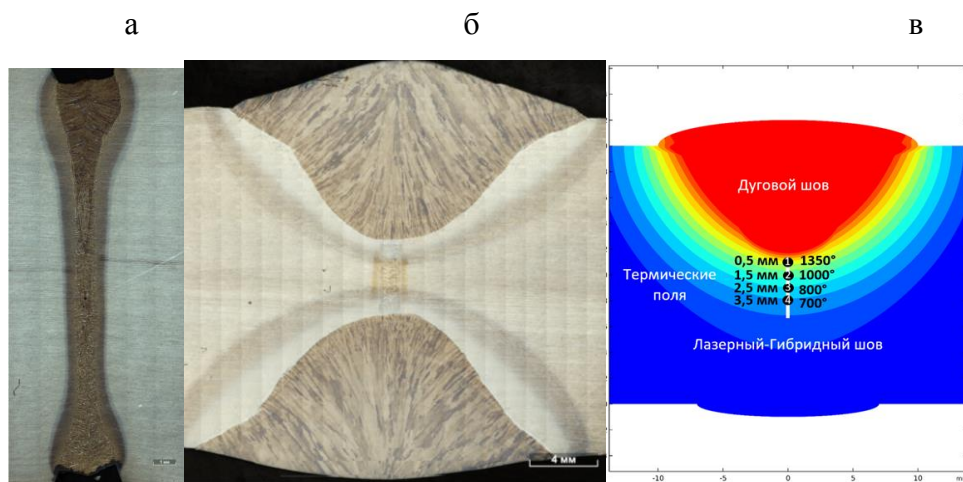


Рисунок 5.15 - а) Макроструктура гибридного шва (сталь 07Г2НДФБ); б) макроструктура гибридного шва с облицовочными дуговыми швами (сталь 06ХГ2НМДБ), в) расчетные термические поля при нанесении облицовочного шва.

Количественные металлографические исследования структуры аустенита (сталь 06ХГ2НМДБ) приведены в табл. 5.3. Из данных видно, что альтернативные виды сварки обеспечивают существенное измельчение зерна аустенита как собственно шва, так и околосшовной зоны. Также мельче зерно в облицовочных швах в сравнении со швами, выполненными двухпроходной автоматической сваркой под флюсом.

Таблица 5.3. результаты количественных металлографических исследований структуры аустенита (сталь 06ХГ2НМДБ).

Электроннолучевая / Шов	$21,7 \pm 5,9$
Электроннолучевая / ОШЗ	$19,7 \pm 3,1$
Гибридная Лазерно-дуговая / Шов	$20,7 \pm 2,6$
Гибридная Лазерно-дуговая / ОШЗ	$12,1 \pm 1,5$
Облицовочный при гибридной / Шов	$65,2 \pm 10,8$
Облицовочный при гибридной / ОШЗ	$66,7 \pm 8,3$

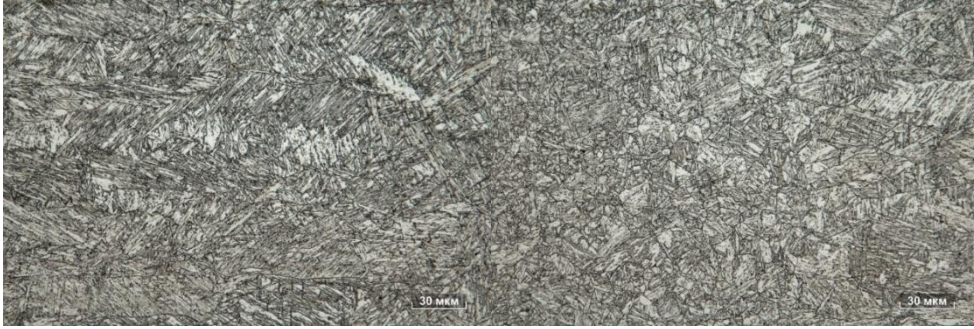
Из рис. 5.16 видно, что по центру гибридного шва микроструктура представляет собой нижний бейнит, образовавшийся из удлиненных аустенитных зерен, повторяющих направленность дедритной макроструктуры, формирующейся при кристаллизации сварного соединения, в зоне сплавления наблюдается бейнит речной морфологии, образовавшийся из довольно мелких аустенитных равноосных зерен, микроструктура гибридного шва в зоне полной перекристаллизации представляет собой дисперсную смесь феррита с гранулярным бейнитом.

После сварки гибридного шва значения твердости HV1 достигали у стали 07Г2НДФБ – 355, стали 06ХГ2НМДБ – 385, стали 06ХГСНДФБ – 310. Из рис. 5.17 видно, что при нанесении облицовочных швов зона полной перекристаллизации не превышает 3-4 мм, что не позволяет снизить твердость гибридного шва до требуемых значений. В центральной части гибридного шва сохраняется зона высокой твердости.

На рис.5.18 представлены макроструктура шва, сваренного электроннолучевой сваркой и карта распределения твердости шва. Микроструктура металла шва представлена преимущественно дисперсным бейнитом речной морфологии (рис.5.19) с твердостью $220 \div 280$ HV1 и небольшим количеством МА-составляющей. В образце из стали 06ХГ2НМДБ класса прочности К80 наблюдается нижний бейнит.

а

б



в



Рисунок 5.16 – Микроструктура гибридного шва с облицовочными дугowymi швами (сталь 06ХГ2НМДБ) (травление в нитале): а) центр лазерного шва; б) зона сплавления гибридного шва; в) гибридный шов в зоне полной перекристаллизации за счет нагрева металла при формировании наружного облицовочного шва.

а

б

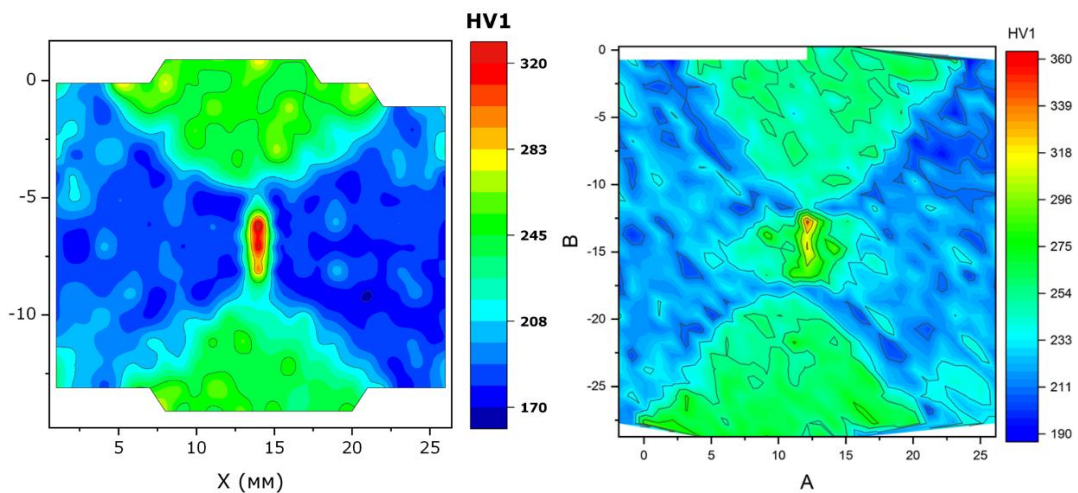


Рисунок 5.17 - Карты распределения твердости гибридных сварных соединений с облицовочными швами: а) сталь 06ХГНДФБ; б) сталь 07Г2НДФБ.

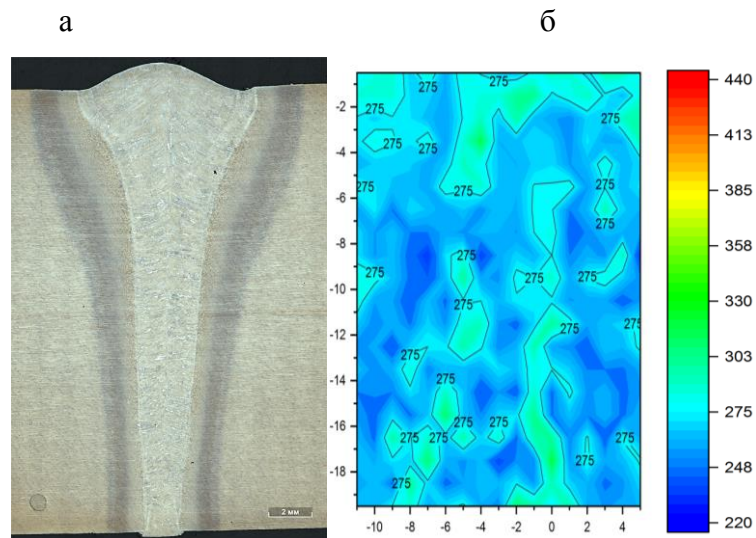


Рисунок 5.18 - Макроструктура шва, сваренного электроннолучевой сваркой (а), карта распределения твердости шва (б) (сталь 06ХГ2НМДБ).

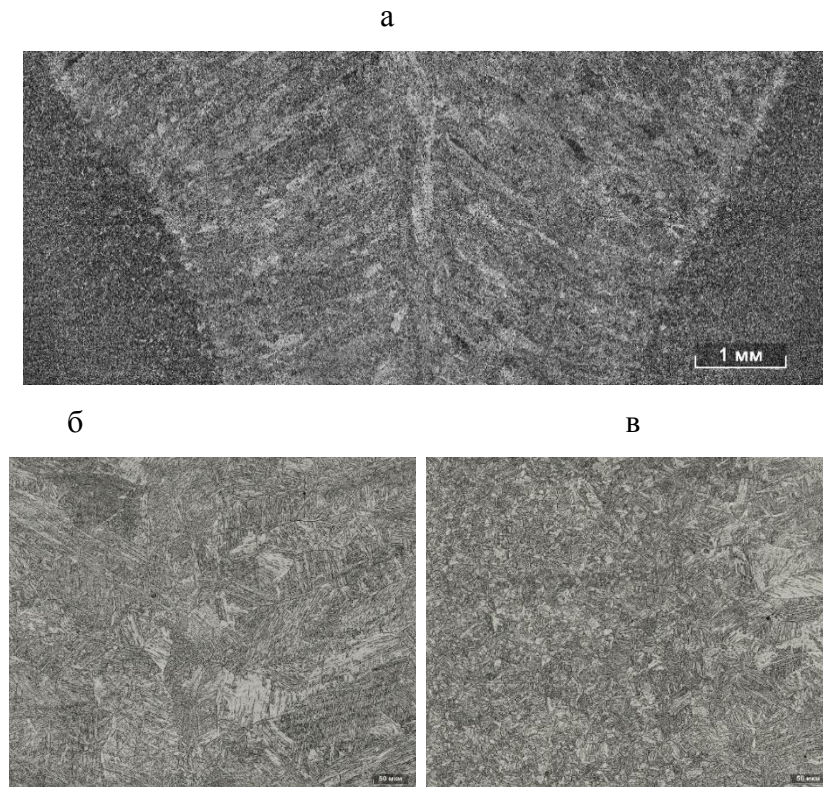


Рисунок 5.19 - Микроструктура образца сварного соединения пластин толщиной 20 мм (сталь 06ХГ2НМДБ), выполненного ЭЛС: а) панорама; б) по центру шва у внутренней поверхности; в) ЗТВ у внутренней поверхности.

Таким образом при сравнении с дуговой сваркой у ЭЛС как и у ГЛДС есть преимущество в части более высокой скорости охлаждения, и недостаток в части отсутствия структуры игольчатого феррита в металле шва.

При исследовании микроструктуры шва наблюдали крупные вытянутые вдоль концентратора напряжений фасетки хрупкого транскристаллитного скола на поверхности разрушения образцов Шарпи с концентратором напряжений по центру сварного соединения ЭЛС, которые связаны с формированием столбчатых кристаллов аустенитной структуры. По центру сварного соединения наблюдаются протяженные области нижнего бейнита образование которых произошло из группы аустенитных зерен столбчатой морфологии длиной до 1500 мкм и шириной до 150 мкм, ориентированных перпендикулярно поверхности свариваемых пластин. Такая ориентация аустенитных зерен является наиболее неблагоприятной для сопротивления металла хрупкому разрушению поперечных образцов Шарпи с концентратором напряжений по центру шва. В пределах столбчатых аустенитных зерен кристаллографическая ориентировка кристаллов бейнитной альфа фазы будет одинаковой, поэтому при разрушении бейнитные зерна ведут себя в качестве единого структурного элемента. Бейнитные области, у которых во время превращения кристаллы феррита выстраиваются плоскостью $\{001\}$ параллельно поверхности излома, будут приводить к появлению протяженных хрупких транскристаллитных сколов при испытании образцов на ударный изгиб.

Таким образом при исследовании сварных соединений, выполненных ЭЛС получены следующие важные результаты:

- применение узкой разделки (в данном случае вообще без разделки) и повышенной скорости охлаждения не привело к исчезновению кристаллов аустенита осевой ориентации;
- отсутствие игольчатого феррита и формирование в столбчатых кристаллах шва реечного бейнита, вероятно неблагоприятно влияет на вязкость стали, также влияние оказывает направленность реек и пакетов бейнита и определенная кристаллографическая текстура, обусловленная преимущественным направлением роста кристаллов δ -феррита [43, 72] при кристаллизации, зарождением и ростом аустенита от границ кристаллитов δ -феррита далее кристаллов α -фазы от границ вытянутых аустенитных зерен;
- безусловное преимущество по микроструктуре в сравнении с дуговой сваркой под флюсом наблюдается в ЗТВ, вследствие существенного измельчения зерна аустенита.

При испытании на ударный изгиб получены следующие результаты:

При ЭЛС:

- сталь 06ХГ2НМДБ (К80) – значения KCV^{-20} по центру шва низкие и нестабильные (19-116 Дж/см²)

сталь 06ХГСНДФБ (К52) значения KCV^{-20} по центру шва более высокие и стабильные – 81-266 Дж/см².

- сталь 07Г2НДФБ (К60) - значения KCV^{-20} по центру шва высокие и стабильные – 215-265 Дж/см², при температуре испытания -40°С – нестабильные.

При ГЛДС: сталь 06ХГ2НМДБ (К80) – значения KCV^{-20} существенно выше по центру дугового шва, чем по центру гибридного шва (170-220 и 45-110 Дж/см², соответственно); по ЛС 50/50 картина обратная (60-145 и 160-275 Дж/см², соответственно).

Сталь 06ХГСНДФБ (К52) – наблюдается преимущество по вязкости гибридного шва по ЛС 50/50 (45-70 и 170-270 Дж/см², соответственно), по центру гибридного шва вязкость также ниже, чем в случае дугового, однако наблюдается существенный разброс (70-125 и 60-260 Дж/см², соответственно).

Сталь 07Г2НДФБ (К60) – наблюдается преимущество по ударной вязкости KCV^{-20} по центру дугового шва в сравнении с гибридным, по ЛС 50/50 преимущество имеет гибридная сварка, в том числе и при более низких температурах испытания (-40...-60°С).

Гибридный шов характеризуется повышенной твердостью: в стали 06ХГ2НМДБ твердость 340-360 Нv; в стали 07Г2НДФБ (К60) - 310-340 Нv, что требует применения термической обработки. Приведенные в работе [365, 366] закономерности формирования микроструктуры (аустенитизация гибридного шва при за счет термических циклов облицовочных швов) не подтвердились. По ударной вязкости установлено преимущество ГЛДС по линии сплавления 50/50 в сравнении с ДСФ для всех исследованных 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 термической обработки) и соответствующего измельчения зерна аустенита и формирования реечного бейнита, а также – недостатка в части отсутствия игольчатого феррита в структуре шва и замены его микроструктурой бейнита. Также отмечено повышение вязкости по линии сплавления облицовочного шва при ГЛДС в сравнении с ДСФ, что обусловлено пониженным тепловложением.

Работы в части совершенствования технологии гибридной лазерно-дуговой сварки продолжаются.

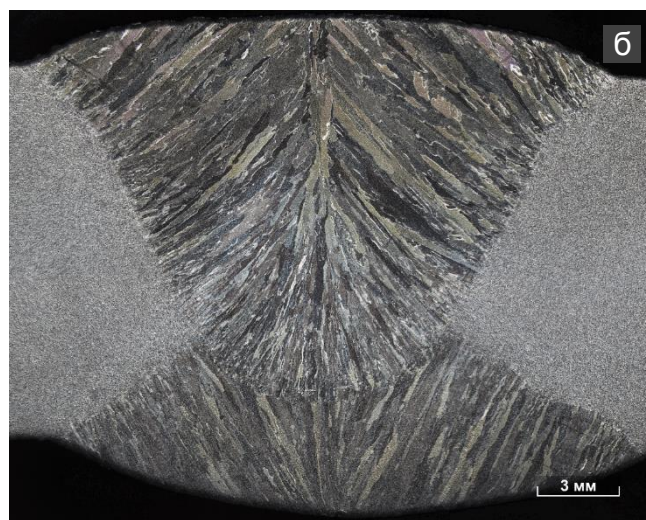
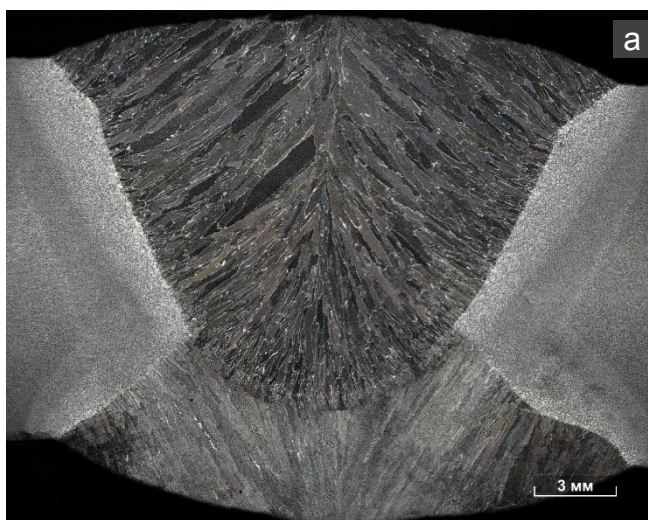
5.1.4. Исследование процессов, происходящих при термической обработке сварных соединений

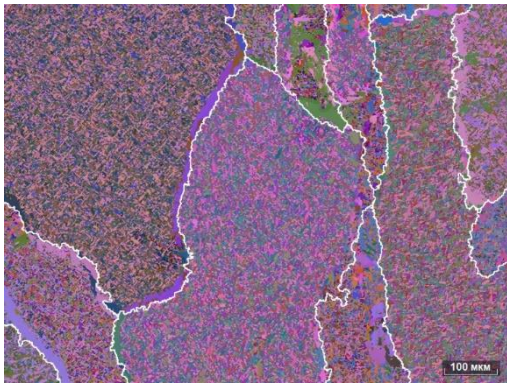
Объектом настоящего исследования являлось сварное соединение трубы $\varnothing 1020 \times 14$ мм из стали 05ХГ2НДБ производства АО «ВМЗ». Микроструктуру сварного соединения изучали в исходном состоянии и после тройной термической обработки (ТО) в лабораторных условиях,

которая включала: нагрев в течение одного часа при температурах 940, 750 и 500 °С, охлаждение до комнатной температуры в баке с водой.

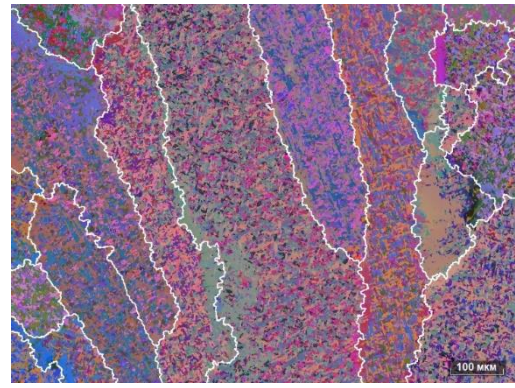
По результатам исследования микроструктуры показано, что тройная термообработка сварного соединения не оказала существенного влияния на макро- и микроструктуру металла шва в отличие от ЗТВ. В металле сварного шва не произошло заметного измельчения зерна аустенита (не отмечено значимого изменения ширины и плотности границ столбчатых аустенитных зёрен), в то время как в ЗТВ наблюдали существенное измельчение зерна аустенита (рис.5.20, 5.21).

Возможной причиной сдерживания измельчения аустенитного зерна при термической обработке металла сварного шва может быть «память» аустенита. Академик В.Д. Садовский в работе [367] отмечал, что при нагреве удалось воссоздать исходные аустенитные зёрна, предполагая, что механизмом этого является слияние игольчатых зародышей аустенита. В работе [368] показано, что механизм образования таких игольчатых зародышей аустенита бездиффузионный. Авторы работы [369] установили, что на ранних стадиях формирования аустенита, внутри предшествующего аустенита присутствовали зародыши двух морфологий: игольчатые и глобулярные. Также они предположили, что сегрегация марганца способствует формированию игольчатых зародышей аустенита. В работе [370] сделан вывод о том, что повышение содержания всех основных легирующих элементов способствует формированию зародышей аустенита игольчатого типа и восстановлению исходных зёрен.

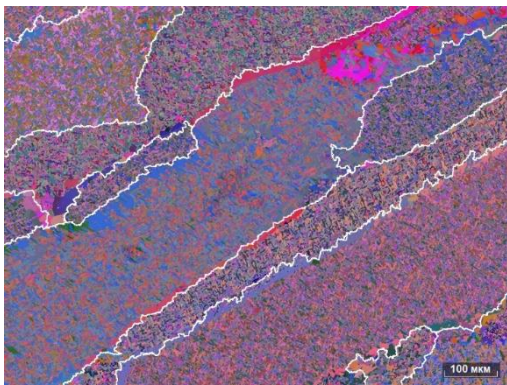




в



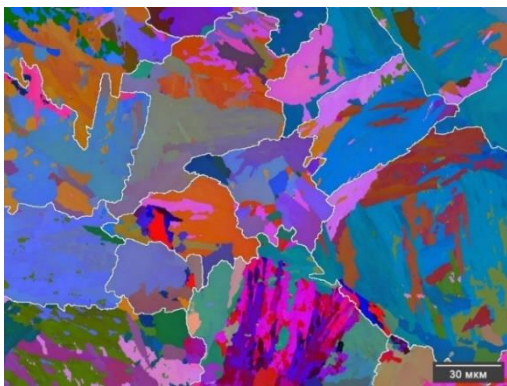
г



д



е



ж



з

Рисунок 5.20 - Макроструктура (а, б) и ориентационные ДОРЭ-карты (цветом показана разориентировка кристаллитов α -фазы, белые линии – границы бывших аустенитных зерен): в, г – центр шва; д, е – шов; ж, з – ОШЗ; а, в, д, ж – исходное состояние; б, г, е, з – после ТО.

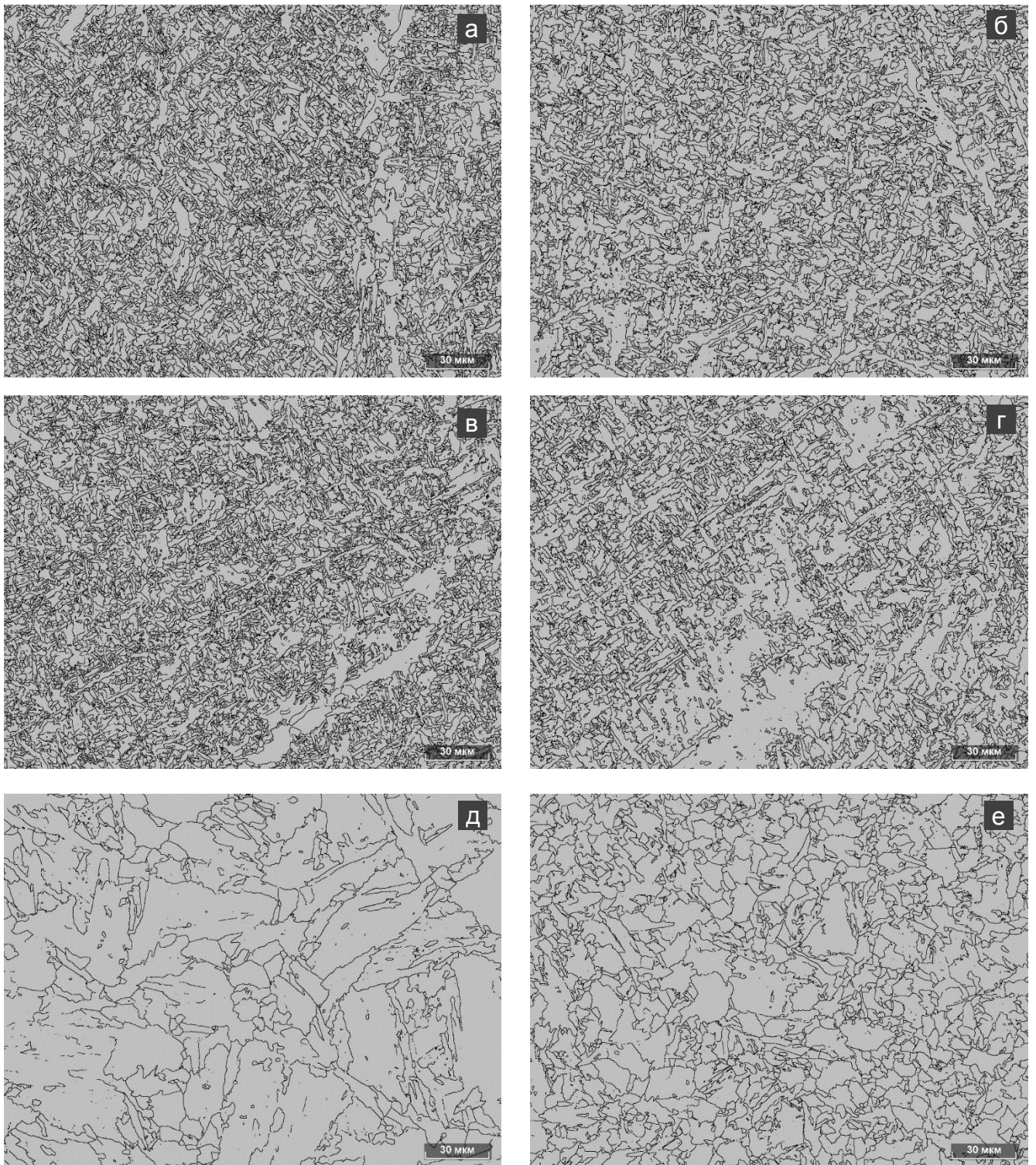


Рисунок 5.21 - Сетка ВУГ на ДОРЭ-картах сварного соединения и ОШЗ: а, б - центр шва; в, г – шов; д, е – ОШЗ; а, в, д – исходное состояние; б, г, е – после ТО

В работе [371] показано, что при нагреве стали могут наблюдаться два механизма зарождения аустенита и назвали их глобулярным и игольчатым. При глобулярном механизме зародыши аустенитных зёрен формируются на границах зёрен бывшего аустенита. Зарождение

аустенита по второму (игольчатому) механизму осуществляется на границах между бейнитными или мартенситными рейками. Рост зародышей в этом случае осуществляется путем их объединения в границах зёрен бывшего аустенита. Эффект «памяти» аустенита авторы связывают с наследованием новыми зёрнами ориентировки от плёнок остаточного аустенита между бейнитными/мартенситными рейками.

В работе [372] отмечено, что при нагреве из $\alpha+\gamma$ -области зародышеобразование на границах зёрен полигонального феррита и перлита уменьшается, при этом преобладает рост имеющегося аустенита. Авторы высказали предположение, что обратимая миграция границы α/γ и низкое содержание углерода на границе зёрен полигонального феррита отвечают за рост аустенита и уменьшение зародышеобразования.

Авторы работы [373] в процессе превращения при нагреве мартенситной стали наблюдали «память» аустенита в присутствии остаточного аустенита, при этом они установили, что аустенит имел ориентационное соотношение Курдюмова-Закса с мартенситной матрицей, и формировался, используя в качестве подложки остаточный аустенит.

Таким образом, установлен эффект структурной наследственности при термообработке дугового шва, который может не приводить к повышению ударной вязкости по центру шва (рис.5.22), вследствие того, что аустенитное зерно при аустенитизации не измельчается, а условия охлаждения для формирования игольчатого феррита отличаются от оптимальных, что приводит к формированию иных продуктов превращения аустенита.

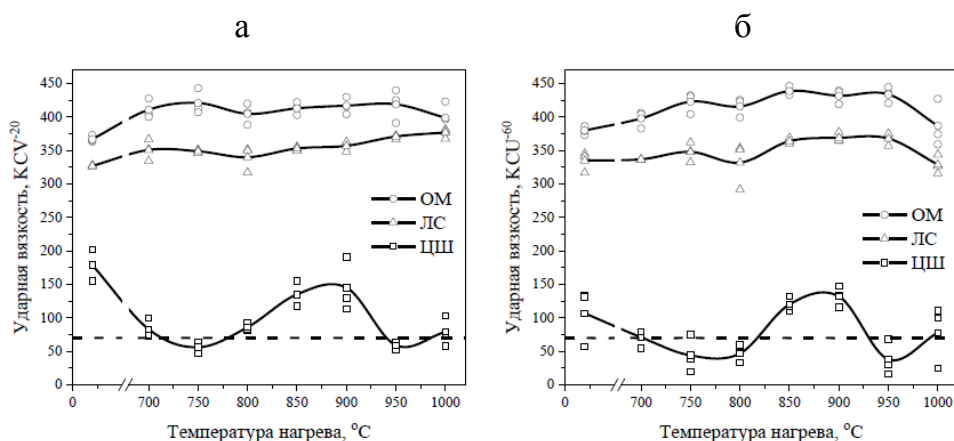


Рисунок 5.22. Результаты испытаний на ударный изгиб образцов исследуемой трубы $\varnothing 1020 \times 14$ мм из стали 05ХГ2НДБ после имитации термического цикла нагрева основного металла и сварного соединения: а – KCV⁻²⁰; в - KCU⁻⁶⁰.

В целом наблюдали следующие эффекты:

- при термообработке сварного соединения в ЗТВ наблюдается измельчение зерна аустенита и повышение плотности высокоугловых границ α -фазы, при этом в сварном шве измельчение аустенитной структуры не наблюдали, формируется игольчатый феррит (несколько менее дисперсный);

- наблюдаемые изменения структуры объясняют тот факт, что при ТО сварного соединения ударная вязкость по центру шва не повышается;

- высокотемпературный нагрев сварного соединения приводит к перекристаллизации с формированием крупного, но равноосного зерна аустенита, а после медленного охлаждения грубой структуры к формированию видманштеттового феррита (рис.5.25 а, б). Повторная термическая обработка такой микроструктуры приводит к закономерному измельчению структуры аустенита и формированию после закалки дисперсных продуктов промежуточного превращения (рис.5.25 в, г);

- таким образом предложен способ устранения эффекта структурной наследственности металла шва путем высокотемпературного нагрева (1200°C и выше) и медленного охлаждения. При повторной (после высокотемпературного нагрева) ТО (нагрев до $A_{r3} + (30-50^{\circ}\text{C})$) зерно аустенита шва измельчается. В этом случае после закалки и высокого отпуска микроструктура шва и ЗТВ практически не отличаются. В шве вследствие измельчения зерна аустенита и полного отсутствия зернограничного феррита игольчатый феррит не формируется, а образуется дисперсный реечный бейнит как в ЗТВ.

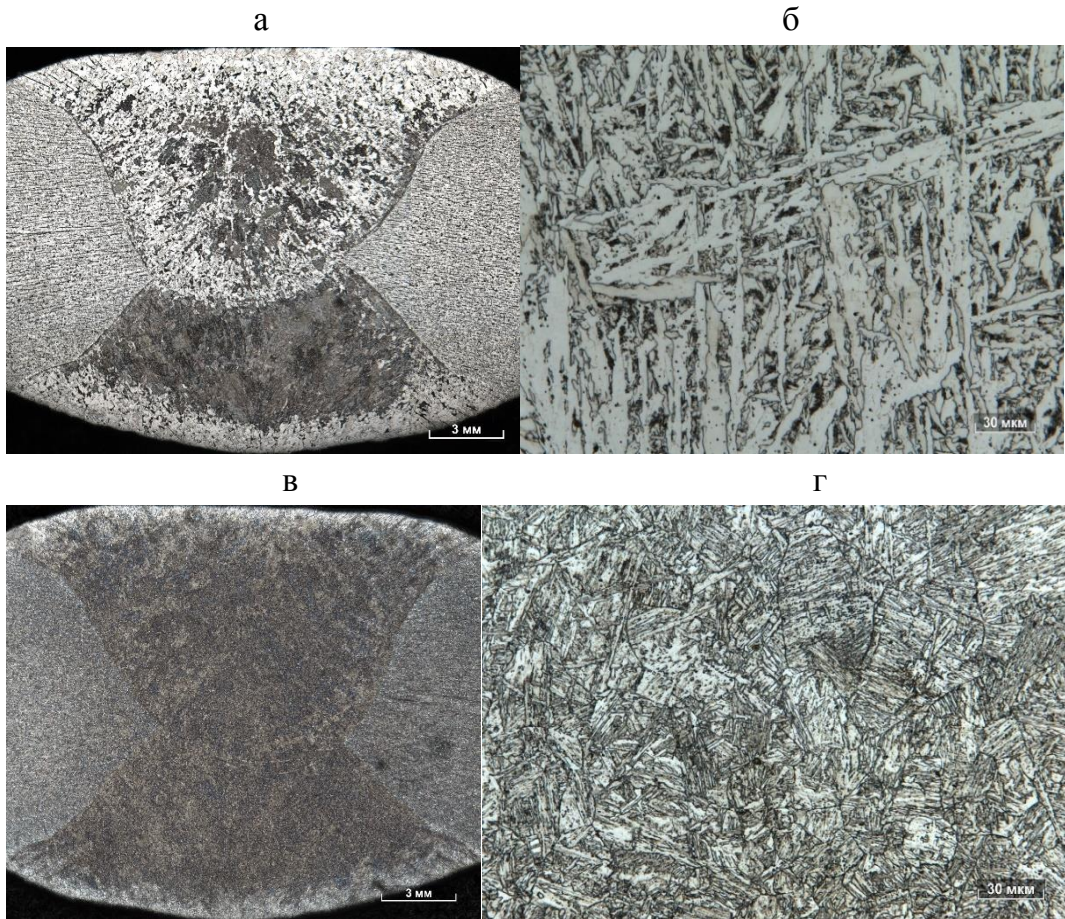


Рисунок 5.23 - Микроструктура сварного соединения после нагрева до 1200°C и охлаждения с печью (а, б) и повторной ТО (закалка от 920°C и высокий отпуск) (в, г).

5.1.5. Особенности влияния химического состава на структуру и свойства сварных соединений

При изучении факторов влияющих на ударную вязкость и хладостойкость металла ЗТВ сварного соединения толстостенных труб для подводных газопроводов можно отметить следующие основные, связанные с составом стали:

- легирование основного металла, обеспечивающее формирование структуры речного бейнита в ЗТВ при относительно невысоких скоростях охлаждения (5-6 °C/с и менее) после сварочного нагрева;
- легирование сварного соединения с целью повышения хладостойкости;
- формирование в структуре дисперсных частиц, обеспечивающих торможение роста зерна аустенита при сварочном нагреве.

В первом направлении проведенные систематические исследования (см. раздел 2.2) показали возможность формирования значимой доли речного бейнита в микроструктуре сталей

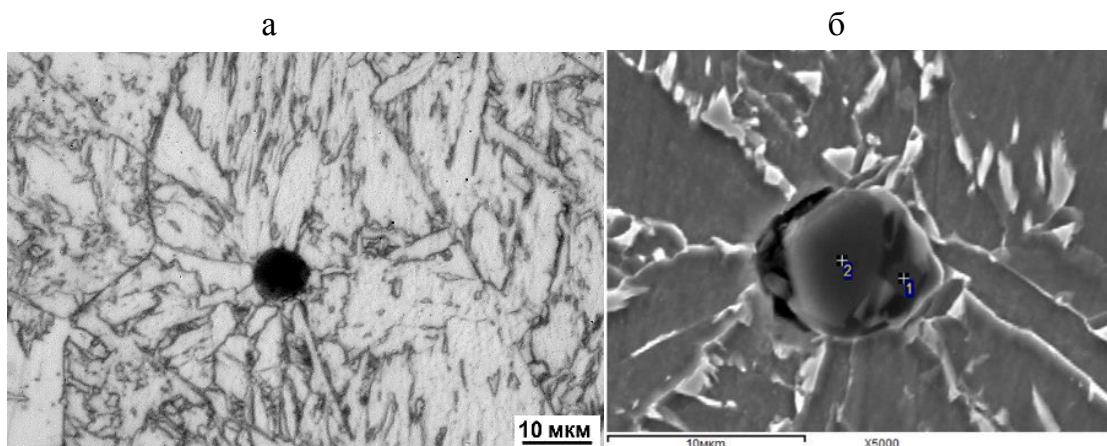
класса прочности К60 и выше. На этой основе оптимизированы составы сталей для труб большого диаметра.

Во втором направлении существуют два основных подхода: ограничить рост зерна аустенита и создать внутризеренные (дополнительные) места зарождения феррита. Публикаций на эту тему очень много, но идея одна: сформировать оксиды и другие частицы (обычно оксиды и сульфиды, содержащие Са, Mg, PЗМ и др.) [374-380], которые обеспечивают не только внутризеренное зарождение феррита, но и более стабильны, чем частицы TiN и тормозят рост зерна аустенита при нагреве до высоких температур [381].

Проведены исследования по формированию в стали дисперсных частиц оксидов с целью измельчения зерна и повышения уровня ударной вязкости металла ЗТВ. В настоящее время для сдерживания роста зерна аустенита в стали используют нитриды титана, являющиеся эффективными из-за своих дисперсных размеров и равномерного распределения. В сравнении с нитридами, оксиды имеют более высокую температуру растворения и поэтому в области температур $\geq 1300^\circ\text{C}$ (грубозернистая ЗТВ) могут сдерживать рост зерна аустенита.

Выплавлена сталь базового состава 06ХГ2НФБ четырех вариантов модифицирования: 1) базовый состав, со стандартным содержанием алюминия, без добавок модификаторов; 2) без алюминия (раскисление Ti, Mn, Si), без добавок модификаторов; 3) без алюминия (раскисление Ti, Mn, Si), модифицирован Се; 4) без алюминия (раскисление Ti, Mn, Si), модифицирован Се+Zr.

Металлографический анализ металла имитированной ЗТВ показал, что наиболее крупнодисперсной структурой обладает образец плавки №1356 базового состава – $D_y \approx 150$ мкм ($4^\circ\text{C}/\text{c}$), который уменьшается при скорости охлаждения $8^\circ\text{C}/\text{c}$ – 70 мкм). Примерно одинаковый уровень дисперсности структуры характерен для образцов остальных плавков, который при увеличении скорости охлаждения изменяется незначительно, и размер аустенитных зерен составляет 50-60 мкм. Наибольшее число частиц, ответственных за измельчение ферритной фазы, и, соответственно, примеров внутризеренного зарождения игольчатого феррита на этих частицах, обнаружено в образцах плавки №1437 с пониженным содержанием алюминия и плавки №1436, дополнительно модифицированной Се и Zr (рис. 5.24). В этих же плавках установлено существенное повышение ударной вязкости на образцах типа 13 по ГОСТ 9454 при температурах испытания -40 и -60°C (рис.5.25).



Спектр	C	N	O	Mg	Al	S	Ti	V	Mn	Fe	Nb	Ce	Итого
1	0.00	0.00	33.93	0.78	12.17	0.00	32.10	0.35	2.23	14.76	0.00	3.67	100.00
2	0.00	0.00	37.24	0.48	3.01	0.00	53.56	0.00	1.99	2.36	0.00	1.36	100.00

Рисунок 5.24 - а) зарождение ИФ на неметаллическом включении (пл. №1437). СМ; б) зарождение ИФ на комплексном НВ и его состав (таблица) ($\text{TiO} + \text{Al}_2\text{O}_3 + \text{CeO}_2 + \text{MnS} + \text{MgO}$) (пл. №1436), СЭМ.

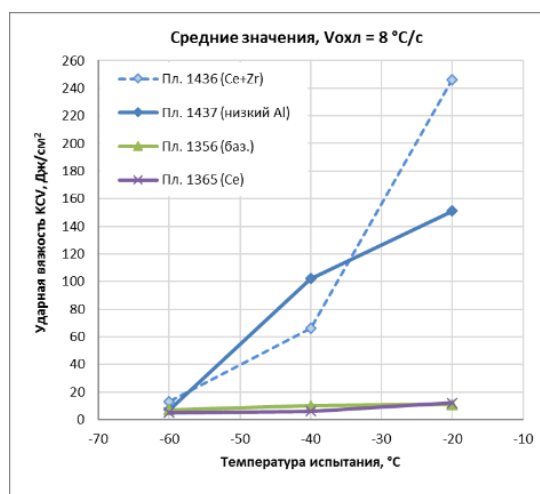


Рисунок 5.25 - серийные кривые ударной вязкости КСВ (образец тип 13) имитированной ЗТВ четырех исследованных сталей.

В результате исследования показано, что в металле плавков разных вариантов модифицирования наблюдаются оксиды различной формы, величины и состава. В плавке №1437 (\downarrow Al) наблюдаются частицы на основе оксидов титана и алюминия в оболочке из сульфида марганца. Средний размер обнаруженных частиц составляет 1,5-3 мкм. Эффект модифицирования церием (плавка №1365) и церием одновременно с цирконием (плавка №1436) проявляется наличием данных элементов в виде оксидов в составе комплексных частиц. Размер таких частиц в металле данных плавков составляет 0,8-4 мкм.

Работы в данном направлении решено продолжать с целью отработки технологии раскисления стали без алюминия и модифицирования $Se + Zr$.

Установлено [382], что для обеспечения в металле сварного соединения труб $\varnothing 1153 \times 30,9$ -34,6 мм класса прочности SAWL485 IFD, предназначенных для строительства подводного трубопровода “Nord Stream” и других толстостенных труб, высокого сопротивления хрупкому разрушению и требуемого уровня работы удара ($KV^{-30} \geq 50$ Дж) необходимо при сварке наружного и внутреннего швов применять комбинировано проволоки Св-08ГНМ и Мо-Тi-В.

Исследования показали, что применение на двух дугах из пяти сварочной проволоки S2MoTiB взамен S2Mo (состав проволоки см. в приложении 1) приводит к существенному росту ударной вязкости по центру сварного шва (рис. 5.26): среднее значение ударной вязкости KCV^{-40} возрастает от 100 до 229 Дж/см²; минимальное – от 50 до 200 Дж/см².

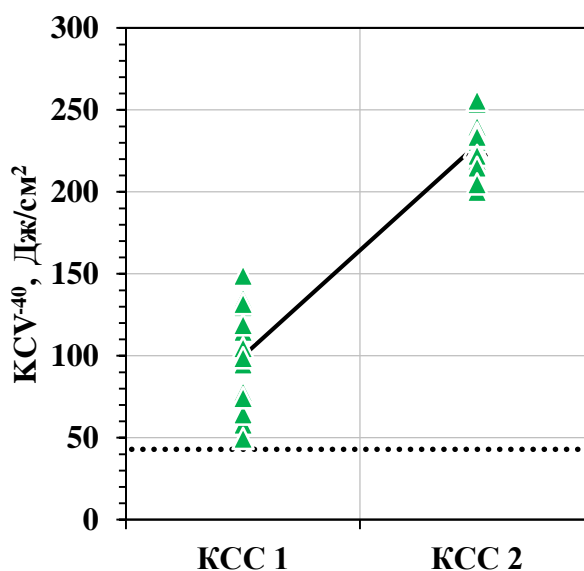


Рисунок 5.26 - Ударная вязкость по центру сварного шва в зависимости от состава сварочной проволоки: КСС 1 - S2Mo; КСС 2 - S2Mo + S2MoTiB. Прокат толщиной 25,8 мм из стали класса прочности К60. Сварка на лабораторном стенде.

На основании результатов выполненных исследований (см. раздел.2.1) показано, что, более высокие значения ударной вязкости сварного шва, выполненного с использованием сварочной проволоки, содержащей Мо-Тi-В, связаны с основными особенностями тонкой структуры металла шва: это речная морфология ферритной матрицы, более дисперсная чем в шве, выполненном с использованием стандартной проволоки, более дисперсные прослойки аустенита и несколько большее количество островков МА – составляющей.

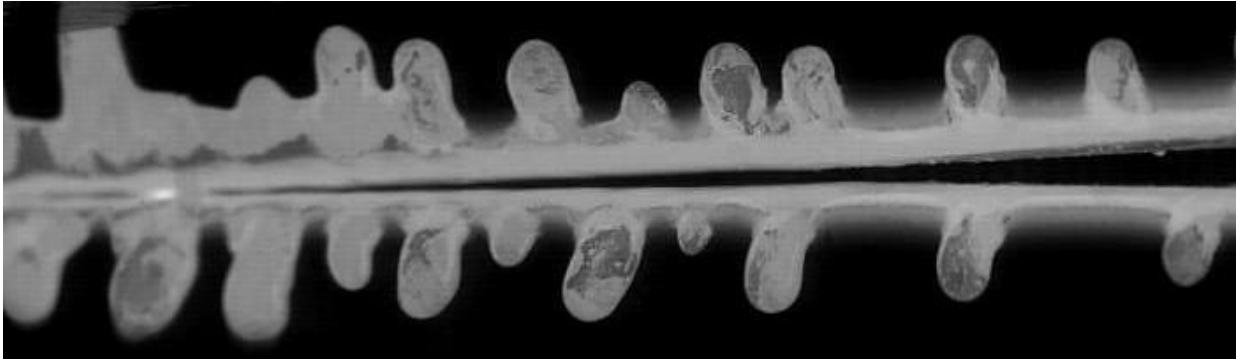
5.2. Исследование и опробование возможностей улучшения структуры и свойств сварного соединения, выполненного высокочастотной сваркой, управление технологией сварки

5.2.1. Влияние технологических параметров и типа сварки на ударную вязкость сварного соединения

Как это уже показано в гл. 3 максимальное охрупчивающее влияние на сварное соединение может оказывать наличие в линии сплавления оксидных включений, для минимизации которых в работах [383, 384] рекомендуется вести высокочастотную сварку по режиму с образованием сварочных перемычек при угле схождения кромок (УСК) 3-4°. Динамический процесс образования и перемещения перемычек, как было отмечено в работе [20], производит очищающее («подметающее») действие в сварочной щели, а конечная плотность оксидных включений существенно зависит от закономерностей движения перемычек.

Видеосъемки сварочного процесса показали, что при приближении к точке сварки угол схождения кромок за счет их оплавления уменьшается, а затем образуется узкая сварочная щель с практически параллельными кромками (рис.5.26 а). На участке с уменьшенным углом схождения начальное оплавление происходит с образованием локальных капель жидкого металла. Если эти капли при подходе к сварочной щели не успевают слиться вместе и сформировать гладкую поверхность, их замыкание может происходить преждевременно с образованием так называемых «удаленных» перемычек. На рис. 5.26 б,в приведены кадры процесса сварки на участке сварного соединения с УСК около 7°. Образование и перемещения сварочных перемычек при сварке в этом случае не было отмечено.

а



б

в

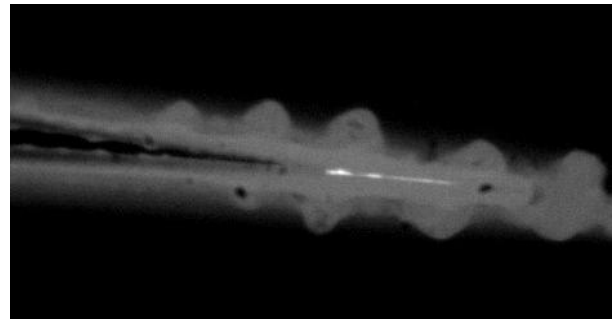
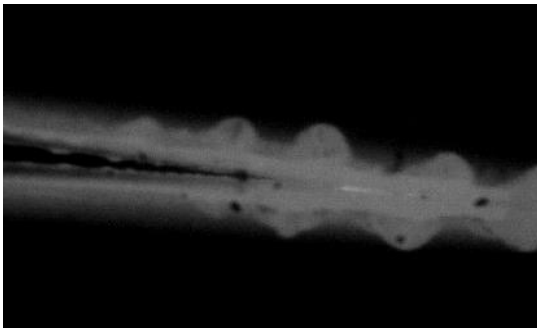
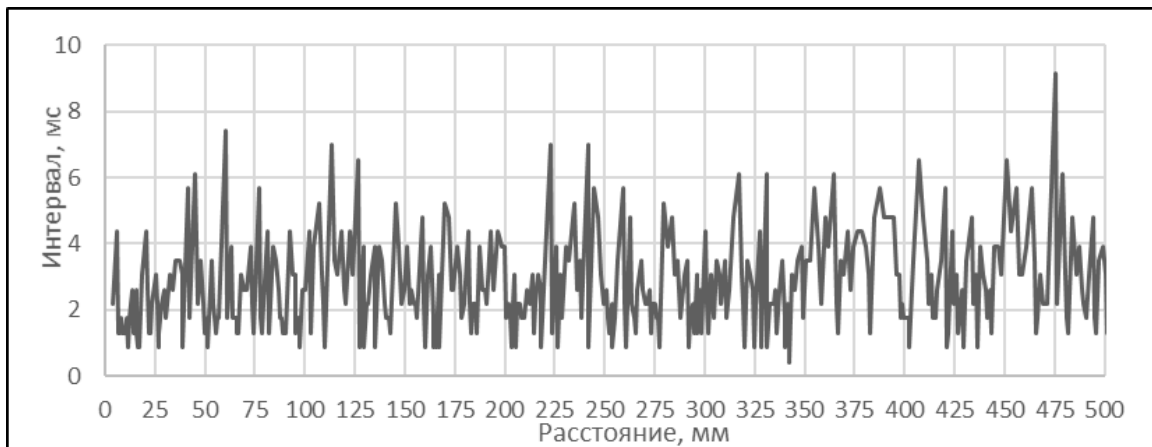


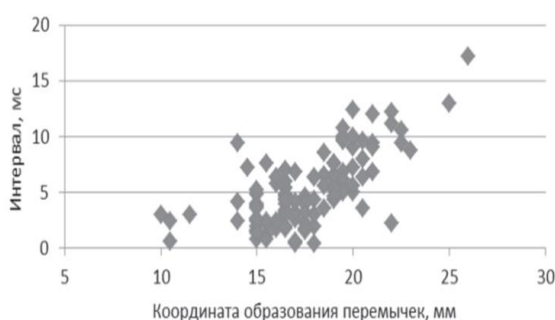
Рисунок 5.26 - Кадры скоростной видеосъемки процесса сварки: а) процесс с образованием перемычек при УСК 4° ; б, в) вид сварочного процесса при УСК 7° без образования перемычек

На рис. 5.27а показано изменение интервалов между перемычками в зависимости от расстояния вдоль сварного соединения (съемка выполнена при сварке труб с УСК 4° на скорости 28 м/мин). Средняя частота образования перемычек в изученном интервале 500 мм составляет 365 гц. Обращает на себя внимание отклонение в 9,2 мс в точке ~ 475 мм. Показано [385], что такие отклонения, как правило, сопровождаются появлением в сварном соединении оксидных включений, которые при попадании на поверхность разрушения заметно снижают ударную вязкость сварного соединения.

а



б



в

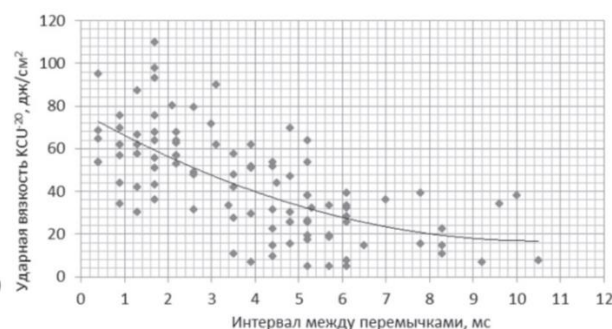


Рисунок 5.27 – а) изменение величины интервалов между перемычками по длине сварного соединения; б) зависимость длительности интервалов между перемычками от координаты образования перемычек; в) зависимость ударной вязкости от величины интервалов между перемычками. Сталь 22ГЮ.

Установлена связь нерегулярности движения перемычек (интервала между ними) с наличием неметаллических включений в сварном соединении. При увеличении интервала между последовательными перемычками в сварном соединении могут появляться короткие участки, на которых не было очищающего действия быстро движущихся перемычек, а заполнение зазора на этих участках происходит за счет возврата в него окисленного металла с кромок.

Показана связь увеличенного интервала между перемычками с их образованием вдали от точки схождения (рис.5.27 б). На частоту образования отклонений от стандартного временного интервала между перемычками при сварке влияет, прежде всего, величина сварочной мощности, которую целесообразно выбирать и контролировать с учетом наличия или/и отсутствия отклонений.

Экспериментально установлено снижение уровня ударной вязкости сварного соединения при увеличении временного интервала между образованием перемычек (рис.5.27 в).

Исследованиями изломов показано наличие оксидных включений вблизи надреза образцов, показавших низкую ударную вязкость. Микрорентгеноспектральный анализ показал, что эти оксидные включения содержат в своем составе кремний, марганец, алюминий и железо. Проведенные исследования показали, что на участках, на которых интервалы между последовательными перемычками превышают 8 мс, в сварном соединении остаются сварочные оксиды до 2 балла по ГОСТ 1778, которые могут приводить к снижению ударной вязкости сварного соединения.

Наряду с углами схождения 3-4° для промышленной ТВЧ сварки используют и углы схождения 6-8° [386]. Сварка в последнем случае производится как правило без формирования перемычек. Важным параметром высокочастотной сварки является скорость осадки [17], которая также может быть повышена за счет увеличения УСК. При нагреве кромок они окисляются на воздухе. Если скорость осадки низкая, то содержание оксидов в плоскости сплавления увеличивается, потому что расплавленная на кромках сталь частично затвердевает, не перемещаясь полностью в наружный и внутренний грат. Основная задача при сварке – удалить в грат расплав вместе с оксидными включениями. Содержание оксидов в плоскости сплавления уменьшается также с уменьшением начальной толщины оксидной пленки. Чем больше тепловложение (мощность сварки), тем толще эта пленка и больше образуется оксидов [387]. Недостаточная величина осадки кромок может привести к тому, что в сварном соединении могут остаться оксидные включения, чрезмерная осадка приводит к сильному искривлению волокон металла и также снижает вязкость и пластичность [388, 389].

Как видно из рис. 5.27 капли жидкого металла при режиме сварки без образования перемычек появляются на кромках только за 5-10 мм до их смыкания. Снижение времени нагрева может способствовать также уменьшению толщины оксидной пленки на поверхности металла перед сваркой. Положительное влияние может оказать и повышенная скорость осадки кромок вследствие увеличенного угла схождения кромок (УСК). Математическое моделирование показало, что, в случае, когда скорость осадки ниже оптимальной, расплавленный металл успевает закристаллизоваться до полного перемещения оксидов в грат [390]. Согласно расчетам, при достаточно высокой скорости осадки кромок (0,08 м/с) в грат может удалиться до 99 % оксидов, образовавшихся при нагреве кромок. Снижение хладостойкости отмечается в случае, если доля площади излома, занимаемая сварочными оксидами, превышает 1-2%.

Экспериментами в промышленных условиях в ходе одной компании производства труб $\varnothing 426 \times 8$ мм и $\varnothing 325 \times 9$ мм из низкоуглеродистой микролегированной стали, сваренных на режиме с углом схождения кромок 7° при сварке без образования перемычек и с углом схождения кромок 4° при сварке с образованием перемычек показано, что повышение УСК кромок практически устраняет загрязненность СС оксидными сварочными включениями, образующимися при

высокотемпературном окислении металла во время сварочного разогрева кромок трубы перед осадкой.

Предположили, что из-за повышенного угла схождения кромок и пониженного эффекта близости разогрев кромок происходит на ограниченной длине; соответственно, снижение времени нагрева способствует уменьшению толщины пленки окислов на поверхности свариваемого металла, а повышенная скорость осадки кромок (следствие увеличенного угла схождения) позволяет полностью удалить жидкий металл (до его затвердевания) с кромок, содержащий оксидные неметаллические включения в грат.

Устранение сварочных окисных включений позволяет обеспечить стабильный уровень ударной вязкости сварного соединения исследованных труб при -20°C (рис.5.28), однако этого недостаточно для обеспечения стабильного уровня ударной вязкости при более низких температурах испытания. Это обусловлено тем, что устраняется только один (хотя самый сильный) охрупчивающий фактор, при этом неблагоприятные факторы, связанные с микроструктурой и кристаллографической текстурой, остаются. Возможность снижения их охрупчивающего влияния обсуждается далее в разделе 5.2.4.

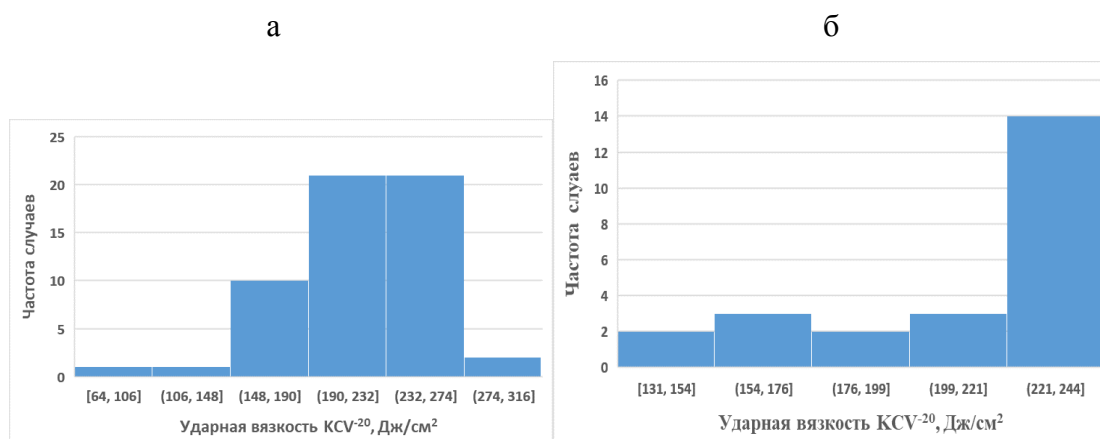


Рисунок 5.28 - Распределение ударной вязкости (KCV⁻²⁰) сварного соединения труб Ø426×8 мм из стали 05ГФБ (а) и труб Ø325×9 мм (б), сваренных при УСК 7°.

Исходя из полученных результатов, к внедрению рекомендовано оба процесса сварки, с образованием перемычек и без них (с большим углом схождения кромок) в зависимости от сортамента труб и технологического оборудования. При этом для первого варианта предложены способы управления процессом, направленные на оптимизацию интервала между перемычками.

5.2.2. Мониторинг высокочастотной сварки и управление процессом сварки

Для высокочастотной сварки весьма важным является непрерывный мониторинг процесса и управление его параметрами, чтобы не допустить формирования дефектов. Здесь можно выделить следующие технологии, предложенные и опробованные в условиях АО «ВМЗ».

Использование лазерной термографии для оценки качества сварного соединения труб ТВЧ. В режиме реального времени система лазерной термографии отображает: температурный профиль сварного соединения (рис.5.29 а); температурные характеристики сварного соединения давая возможность установить стабильности процесса сварки, симметричность нагрева, эффективность токоподвода и др. характеристики. В результате использование данного метода обеспечивает: 100% контроль технологии, инструмент для быстрой настройки сварочного стана, возможность установить контрольные границы основных параметров технологии из набранной статистики, мгновенный "ответ" на изменения параметров.

WeldScan - система инфракрасной визуализации и сбора данных по технологии сварки ТВЧ, которая позволяет проводить наблюдение за процессом высокочастотной сварки (рис.5.29 б), устраняя помехи (воду, пар, дым), проводить обработку изображений процесса, осуществлять правильную настройку сварочного стана, мониторинг процесса высокочастотной сварки, регистрацию параметров и обратную связь по параметрам сварки в режиме реального времени.

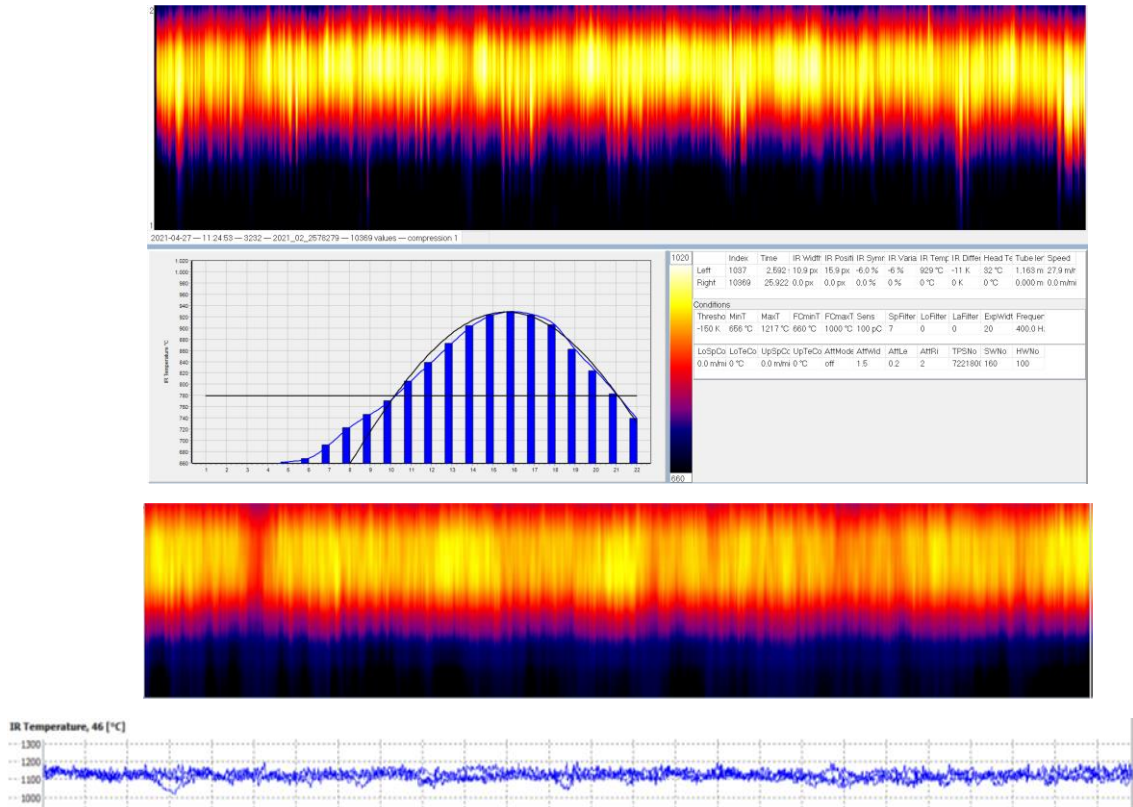
Исходя из результатов проведенных исследований предложено два способа управления высокочастотной сваркой при режиме сварки с образованием перемычек:

- Использование скоростной видеосъемки процесса сварки, позволяющей оценивать угол между кромками и его изменение по мере их оплавления, образование и движение перемычек и др.

- Способ определения моментов возникновения сварочных перемычек за счет выделения дифференцированного сигнала генератора и определения количества сварочных перемычек, образующихся в процессе формирования участка сварного соединения заданной длины.

На рис. 5.30 приведена общая схема реализации способа и устройства управления процессом контактной стыковой сварки стальных электросварных труб с нагревом свариваемых кромок токами высокой частоты с использованием скоростной видеосъемки [391]. Продольные кромки свариваемой трубной заготовки 1 после формовки стального рулонного проката в клетях формовочного стана (не показаны) сходятся в сварочной клети в виде символа V. Ток высокой частоты, создаваемый генератором 6, подводится к свариваемым кромкам посредством индукционной катушки 3 при индукционном способе токоподвода или через металлические контакты (не показаны), скользящие по кромкам при контактном токоподводе. Ферритовый сердечник 4 концентрирует сварочный ток на кромках. За счет нагрева высокочастотным током свариваемые кромки вблизи точки схождения нагреваются до оплавления, а затем сжимаются сварочными валками 2 (2а и 2б - боковые валки сварочной клети, 2в и 2г - верхние валки сварочной клети).

а



б

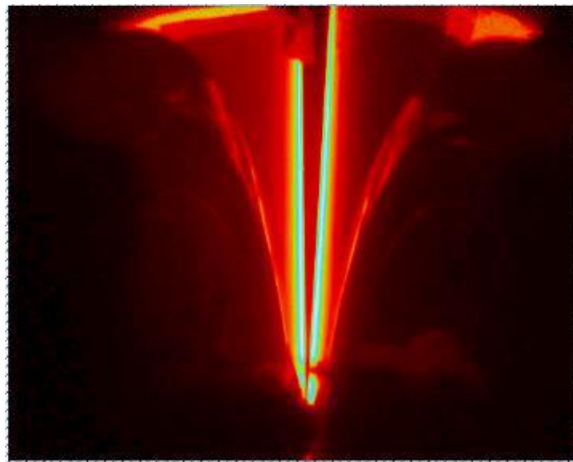


Рисунок 5.29 – а) температурный профиль сварного шва, полученный с помощью лазерной термографии и сигнал при нарушении стабильности сварки; в) инфракрасная визуализация процесса сварки ТВЧ.

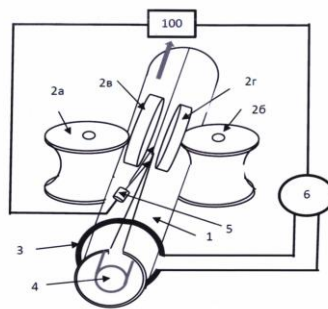


Рисунок 5.30 - Схема реализации предлагаемого способа и устройства управления процессом контактной стыковой сварки стальных электросварных труб.

Устройство формирования изображения 5 производит съемку области сходимости кромок. Видеокадры с устройства 5 вводятся в устройство управления 100, выходные сигналы которого управляют мощностью высокочастотного генератора 6, поддерживая нагрев кромок, обеспечивающий их качественную сварку. Предложенный способ управления процессом высокочастотной сварки труб [391] включает регулирование количества тепла, необходимого для сварочного нагрева кромок стального рулонного проката, при этом осуществляют:

- получение видеоизображений области сходимости, в которой упомянутые кромки сходятся в виде символа V и входят в контакт друг с другом в точке физического схождения (V1), ввод полученных изображений в устройство управления,

- выделение области образования перемычек по входным изображениям для определения узкой области, содержащей сварочную щель, проходящую между точкой физического схождения (V1) и точкой сварки (W), в которой кромки рулонного проката свариваются и сварочная щель заканчивается,

- обнаружение перемычек в выделенной области их образования,

- определение частоты образования перемычек,

- определение типа сварки, обусловленного количеством вводимого тепла при сварочном нагреве, в зависимости от частоты образования перемычек, и проведение сравнения полученных значений с соответствующими значениями по умолчанию, при этом дополнительно определяют интервалы времени между образованием перемычек, далее за период времени t определяют общее количество возникших перемычек N , количество перемычек $n1$, возникших с временным интервалом, превышающим верхний допустимый предел, и количество перемычек $n2$, возникших с временным интервалом, меньшим нижнего допустимого предела, после чего определяют отношения $n1/N$, $n2/N$, сопоставляют их с установленными верхним $P1$ и нижним $P2$ пороговыми значениями и корректируют сварочный нагрев кромок, при этом, если $n1/N > P1$, то снижают сварочный нагрев, а если $n2/N > P2$, то повышают сварочный нагрев.

Также предложен способ управления процессом высокочастотной сварки трубной заготовки [392], включающий определение моментов возникновения сварочных перемычек посредством выделения дифференцированного сигнала сварочного генератора и последующей нормализацией данного сигнала, при этом за момент формирования сварочной перемычки принимают импульс полученного нормализованного сигнала, и выполнение этапов, на которых:

а) определяют количество сварочных перемычек (Q), образующихся в процессе формирования участка сварного соединения заданной длины, сопоставляют полученное значение Q с заданными минимальным (Q_{\min}) и максимальным (Q_{\max}) допустимыми значениями, при этом,

если $Q < Q_{\min}$, то снижают нагрев кромок свариваемой трубной заготовки,

если $Q > Q_{\max}$, то повышают нагрев кромок свариваемой трубной заготовки;

б) определяют количество и длину отрезков сварного соединения, последовательно образующихся при формировании участка сварного соединения заданной длины, границы которых соответствуют моментам возникновения соседних сварочных перемычек;

с) определяют значения показателей X и Y ,

где X - доля количества упомянутых отрезков сварного соединения, длина которых больше максимального заданного значения, от общего количества упомянутых отрезков сварного соединения, последовательно образовавшихся при формировании участка сварного соединения заданной длины;

Y - доля количества упомянутых отрезков сварного соединения, длина которых меньше минимального заданного значения, от общего количества упомянутых отрезков сварного соединения, последовательно образовавшихся при формировании участка сварного соединения заданной длины;

д) сопоставляют полученное значение показателя X с заданным допустимым значением X_{\max} , а полученное значение показателя Y сопоставляют с заданными допустимым значением Y_{\max} , при этом,

если $X > X_{\max}$, то снижают нагрев кромок свариваемой трубной заготовки,

если $Y > Y_{\max}$, то повышают нагрев кромок свариваемой трубной заготовки.

5.2.3. Влияние химического состава стали

В вопросе влияния химического состава на свойства и качество сварного соединения ТВЧ следует выделить:

- влияние содержания в стали углерода и легирующих элементов на формирование структуры сварного соединения;
- влияние состава стали на тип формирующихся при сварке окислов (склонность к формированию тугоплавких окислов).
- влияние чистоты стали по неметаллическим включениям на качество сварного соединения;
- влияние химического состава стали на ликвационную неоднородность.

С точки зрения химического состава свариваемой стали очень важно предотвратить формирование тугоплавких окислов, которые потом будет сложно удалить в грат. На основании анализа фазовых диаграмм систем Fe-Cr-Mn-Si-Al-O; MnO-SiO₂ можно сделать вывод, что при правильном подборе соотношений легирующих элементов могут быть найдены концентрационные интервалы, которые позволят снизить температуру плавления, образующегося при сварке шлака, путем подавления образования высокотемпературных фаз (таких как кристаболит SiO₂) путем формирования более низкотемпературных соединений (тефроит Mn₂SiO₄, родонит MnSiO₃), а также поиска минимума температур плавления твердых растворов шпинелей и корундов.

В работе [393] было замечено, что увеличение соотношения Mn/Si и как следствие MnO/SiO₂ приводит к снижению температуры ликвидуса шлаков. Однако подробного анализа диаграмм состояния (непосредственно описывающих фазовые равновесия, стабильность фаз и фазовые превращения в зависимости от температуры, парциального давления (атмосферы) и химического состава) для выявления причин этого влияния не проводилось.

Для того, чтобы провести анализ влияния химического состава на формирование оксидов и установление фазовых равновесий в процессе сварки, особенно важно проанализировать систему Fe-Cr-Mn-Si-Al-O. В частности, большое значение имеют равновесия между твердой и жидкой фазами, особенно при температурах выше температуры плавления стали. Среди высокотемпературных твердых фаз следует отметить оксиды следующих структурных типов: шпинель (AB₂O₄), корунд (A₂O₃), галит (АО структуры типа NaCl), тридимит (SiO₂) и кристаболит (SiO₂). Шпинели и корунды могут образовываться на основе Fe, Mn, Al, Cr, Ni, а также создавать твердые растворы между собой [394-399]. Температура плавления данных оксидов будет сильно зависеть от элементов, растворенных в данных твердых фазах. Фазы со структурой галита могут образовываться на основе Fe (FeO, вюстит) и на основе Ni (NiO, также известный под названием бунзенит) [394]. В отличие от вюстита, бунзенит имеет очень высокую температуру плавления 1955 °С, и может растворять большое количество Cr и Mn [394, 397]. Кремний может образовывать с железом и марганцем фазу файалит ((Fe,Mn)₂SiO₄), которая является обогащенным железом концом серии твердых растворов структурного типа оливин

(Fe,Mg)₂SiO₄ [399]. Данные фазы отличаются сравнительно низкими температурами плавления (1205 °C, 1347 °C соответственно) [400].

Дополнительный анализ системы MnO-SiO₂ показал, что в ней присутствуют два тройных соединения тефроит (Mn₂SiO₄) и родонит (MnSiO₃), которые обладают сравнительно низкими температурами плавления 1347 и 1293 °C соответственно (рис. 5.31). Это в свою очередь объясняет снижение температур плавления в работе [393], при увеличении соотношения MnO/SiO₂. Таким образом высокотемпературной кремнийсодержащей фазой в данном случае является кристаболит (SiO₂), нужно также отметить, что дальнейшее увеличение соотношения MnO/SiO₂ будет приводить к росту температуры ликвидуса в связи с образованием оксида MnO.

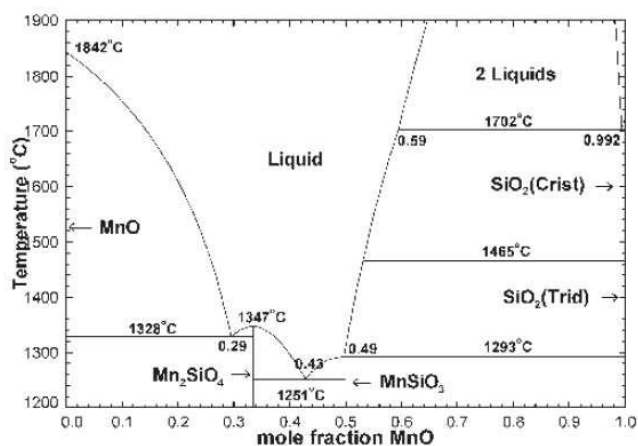


Рисунок 5.31 - Фазовая диаграмма MnO-SiO₂ [394].

Методами оптической микроскопии, сканирующей электронной микроскопии, МРСА и рентгеновского фазового анализа провели детальный микроструктурный анализ образцов сварных соединений труб из сталей 09ГСФ, 13ХФА (06ХФБ), 05ХГБ. Исследования совместно с термодинамическими расчетами выявили наличие несколько типов неметаллических включений, а именно: корунд (Fe,Cr)₂O₃, шпинель АВ₂O₄, галит (Mn,Fe)O, и кварц (SiO₂). Наибольшее количество неметаллических включений содержали кремний, поэтому особое внимание в исследовании было уделено влиянию этого элемента.

Термодинамические расчеты составов сталей показали, что практически все количество кремния находится в твердом растворе на основе железа. В связи с этим образование оксида кремния и фаз структурного типа оливин и родонит связано с окислением твердого раствора на основе железа.

Термодинамические расчеты окисления феррита показали, что образование оксидов кремния зависит от соотношения Mn/Si в феррите. В первую очередь окисляются кремний и

марганец, образуя фазы кварц (SiO_2) и родонит (MnSiO_3), при последующем окислении далее образуется фаза оливин $(\text{Mn,Fe})_2\text{SiO}_4$. После достижения максимального количества марганца в оливине $(\text{Mn,Fe})_2\text{SiO}_4$ дальнейшее окисление приводит к возрастанию концентрации железа в этой фазе, при снижении концентрации марганца, что сопровождается переходом от восстановительной атмосферы к окислительной, что в свою очередь приводит к окислению хрома и образованию Cr_2O_3 .

Данные термодинамических расчетов окисления карбидов подтверждают тот факт, что основную роль в образовании одиночных оксидных включений (не содержащих кремний) шпинелей и фаз типа (МО) играют карбиды. Результаты расчета фазового состава сталей 09ГСФ и 05ХГБ прогнозируют возможность образования двух типов карбида M_{23}C_6 (с высоким и низким содержанием марганца). Окисление карбида с низким содержанием марганца приводит к образованию большого количества фазы $(\text{Fe,Cr})_2\text{O}_3$, что, в свою очередь, должно оказывать отрицательное влияние на процессы сварки.

Проведенные термодинамические расчеты и микроструктурные исследования показали, что для неметаллических включений, содержащих шпинели, особенно важно содержание хрома. При содержании хрома в оксидных включениях 1-2 вес. % верхний предел интервала, в котором фаза шпинель стабильна, находится ниже температуры плавления стали. Локальное повышение концентрации хрома выше 2% в стали соответствует образованию карбидов M_3C_2 , M_7C_3 и M_{23}C_6 , с высоким содержанием хрома. С учетом того, что при сварке происходит частичная потеря углерода, присутствие в стали карбидов M_7C_3 и M_{23}C_6 является более предпочтительным, чем присутствие карбидов M_3C_2 , в котором растворимость марганца и железа ничтожно мала.

Из рис. 5.32 видно, что при повышении отношения Mn/Si , концентрация кислорода, при которой начинается формирование Cr_2O_3 возрастает, также она возрастает при повышении содержания Si . Таким образом, для стали с повышенным в исследованных пределах содержанием кремния возможно повышение содержания хрома без образования тугоплавкого оксида. Также из полученных данных следует, что соотношение $(\text{Mn}+\text{Cr})/\text{Si}$ не может характеризовать пригодность стали к сварке ТВЧ с точки зрения температуры плавления окислов. При низком соотношении содержания Mn/Si в стали в сварном соединении образуются тугоплавкие окислы, при соотношении Mn/Si более 3 формируются более легкоплавкие окислы. Оптимальное содержание кремния позволяет увеличивать содержание в стали хрома до 1 % без возможности формирования в сварном соединении тугоплавких окислов [144].

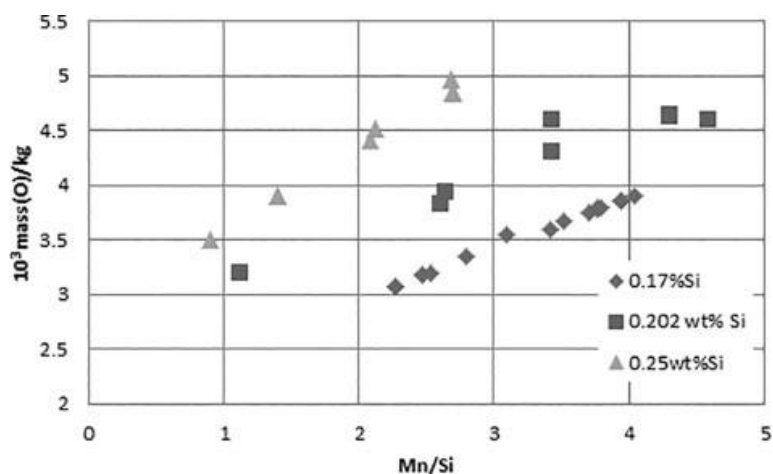


Рисунок 5.32 - Влияние отношения Mn/Si и содержания Si на концентрацию кислорода, при которой начинается формирование Cr_2O_3 .

Из рис. 5.33 видно, что в стали с соотношением Mn/Si = 3,94 и 3,44 существует интервал концентраций кислорода, при которых образуются относительно легкоплавкие окислы, а кварц и корунд отсутствуют, в то время как у стали с Mn/Si = 2,12 такой интервал отсутствует и всегда формируются кварц, корунд и шпинель, которые трудно удалить в грат.

Исходя из полученных результатов проведен анализ химического состава широко используемых (13ХФА, 09ГСФ) и разработанной (05ХГБ) сталей для хладостойких с повышенной коррозионной стойкостью труб малого и среднего диаметра.

В стали марки 13ХФА содержание Si должно находиться на нижнем концентрационном пределе (0,17 %) в связи с тем, что увеличение его концентрации в феррите, приводит к образованию фазы SiO_2 , а также к расширению области ее существования в процессе окисления. При этом уровень марганца должен находиться на верхнем пределе 0,7% и выше с целью снижения отрицательного воздействия хрома, а также связывания кремния в фазы родонит и оливин. Изменение содержания хрома в пределах марки не приводит к изменению концентрационного интервала образования низкотемпературных оксидов родонита и оливина, а выражается только в увеличении количества Cr_2O_3 при избытке кислорода, т.е. при медленной скорости процесса сварки.

Повышение качества сварного соединения в стали марки 09ГСФ осложнено тем, что она имеет высокий интервал содержания кремния при достаточно низком содержании хрома. Снижение содержания хрома в стали приводит к расширению области образования кварца, который, в свою очередь, отрицательно сказывается на свариваемости стали. Нужно отметить, что при таком низком содержании марганца в феррите области образования Cr_2O_3 и низкотемпературных оксидов перекрываются.

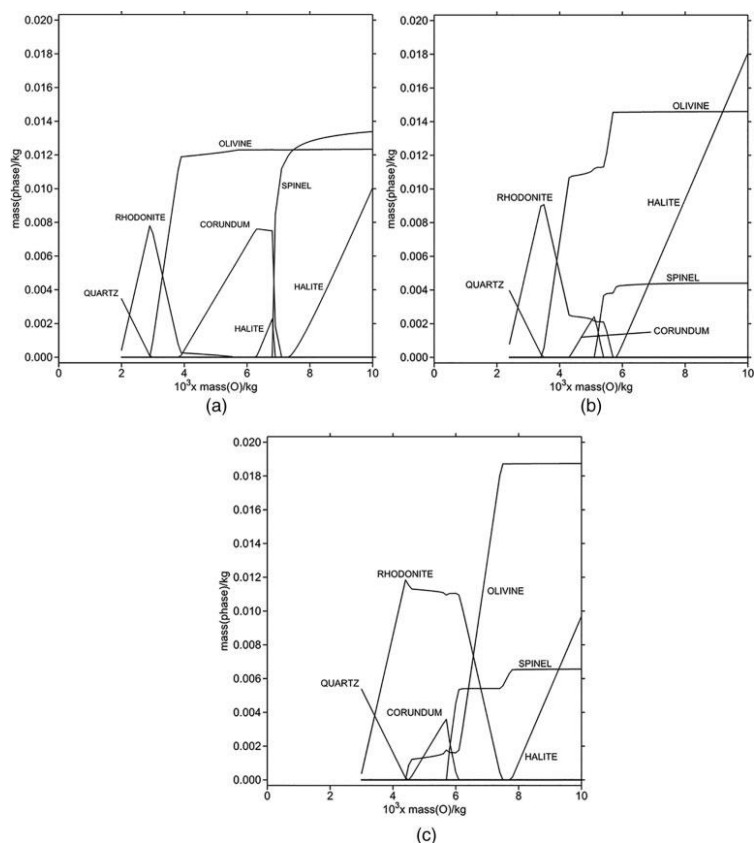


Рисунок 5.33 - Диаграммы стабильности оксидов при температуре 1000К в зависимости от концентрации кислорода: а) сталь с соотношением Mn/Si = 3,94; б) Mn/Si = 3,44; в) Mn/Si = 2,12.

Основными рекомендациями по составу данной стали являются увеличение содержание марганца при более низком содержании кремния 0,17-0,20%, содержание хрома желательно поднять до 0,3%, а также понизить содержание углерода менее 0,05%. Суммарно все эти рекомендации осложняют задачу достижения необходимого уровня прочности металла при структуре, обеспечивающей одновременно и стойкость к коррозионному растрескиванию и хладостойкость.

Проведенная работа позволила сформулировать требования к химическому составу (Mn, Si, Cr) хладостойкой стали, стойкой к водородному растрескиванию и предназначенной для сварки токами высокой частоты. Содержание марганца не должно превышать 1%, так как его повышение более 1 % приводит к резкому смещению области образования высокотемпературной фазы галит (MnO) в сторону более низкого содержания кислорода и, таким образом, сужению благоприятной концентрационной области. При содержании в стали 0,8-1,0 % Mn и 0,17-0,20% Si достигается наиболее широкий интервал параметров, при котором образуются только низкотемпературные оксидные фазы: родонит $MnSiO_3$ и оливин $(Fe,Mn)_2SiO_4$, что позволяет управлять параметрами сварки в достаточно широком интервале как с точки зрения температуры, так и скорости сварки. Кроме того, термодинамические расчеты показали, что для данного

оптимально химического состава возможно варьировать содержание хрома в широких пределах (вплоть до 1%) без сильного увеличения количества Cr_2O_3 при правильно подобранном времени контакта расплавленного шва с кислородом воздуха (скорость сварки). Полученные в рамках этой работы данные использованы при разработке стали 05ХГБ, которая как показали многочисленные промышленные испытания показала прекрасные результаты по коррозионной стойкости в различных средах и позволила получать качественное сварное соединение. Так в разработанной стали марки 05ХГБ [401] в рамках марочного состава при содержании Mn ~0,9 % и Si 0,17-0,20% достигается наиболее широкий интервал содержания кислорода, при котором образуются только низкотемпературные оксидные фазы.

В целом, чтобы избежать оксидных включений на ЛС, нужно обеспечить: 1) формирование оксидной пленки минимальной толщины на поверхности кромок свариваемых кромок; 2) образование легкоплавких окислов; 3) необходимый тип процесса высокочастотной сварки; 4) высокую скорость осадки кромок при сварке, достаточную для того, чтобы успеть удалить жидкий металл, содержащий оксиды в грат до затвердевания.

5.2.4. Влияние термической обработки сварного соединения

Для исключения формирования мартенсита в зоне СС труб из среднеуглеродистых сталей было рекомендовано проводить ЛТО по режиму высокого отпуска, взамен нормализации, поскольку повышенная скорость охлаждения при нормализации приводила к образованию мартенсита в ликвационных зонах. Однако, исследования СС труб из стали 30Г после ЛТО по режиму высокого отпуска также показали наличие в ЗТВ небольшого количества неотпущенного мартенсита, расположенного тонкими полосами не более 5 мкм в зоне осевой химической неоднородности (рис. 2.84 в). Важным отличием высокого отпуска, в сравнении с режимом ЛТО нормализации являлось то, что количество мартенсита ликвации было существенно меньше, и он располагался только в ЗТВ от сварочного разогрева в районе «песочных часов». На основании количественных исследований показано, что объёмная доля мартенсита в районе осевой сегрегационной неоднородности вблизи ЛС СС после ЛТО нормализации и высокого отпуска составила 3,6% и 0,4%, соответственно.

Исходя из полученных результатов была высказана гипотеза, что наличие мартенсита обусловлено неполным превращением аустенита из-за недостаточно низкой температуры охлаждения металла ЗТВ после сварки перед проведением отпуска. Далее этот непревращенный аустенит превращается в мартенсит уже после завершения ЛТО (высокий отпуск) при охлаждении металла. Также предположили, что температура завершения мартенситного превращения для наиболее обогащённых углеродом и легирующими элементами областей осевой

зоны лежит ниже 100 °С. С целью проверки данных предположений для образцов от основного металла трубы стали 30Г была построена термокинетическая диаграмма (ТКД) превращения переохлаждённого аустенита после имитации нагрева ЗТВ сварного соединения до температуры 1100 °С (рис. 5.34) и воспроизведены сварочные термические циклы, имитирующие нагрев и охлаждение при сварочном разогреве металла ЗТВ до температуры 1100 °С и последующей имитации ЛТО при температуре 670 °С. Изучение фазовых превращений с построением ТКД и имитацию термических циклов сварки осуществляли с помощью дилатометра DIL 805 A/D. Всего было смитировано шесть режимов, которые отличались температурой завершения ускоренного охлаждения в интервале температур: 45–313 °С (см. рис. 5.34, кривая 1).

После имитации сварочного цикла с ускоренным охлаждением до температуры 45 °С в исследуемом образце сформировалась мартенситная структура (рис. 5.35 а) со средней твёрдостью 565 HV_{0,5} в основной матрице металла и 674 HV_{0,5} – в осевой сегрегационной зоне (рис. 5.35 б). Далее после отпуска при 670 °С образующийся мартенсит в основной матрице металла и осевой сегрегационной зоне распадался на сорбит (рис. 5.35 в, г). В результате распада мартенсита при отпуске средние значения твёрдости HV_{0,5} снизились до 313 для основной матрицы металла и до 316 – для осевой зоны. Таким образом, после охлаждения до 45 °С перед отпуском аустенит полностью превратился в мартенсит не только в основном металле, но и в осевой ликвационной зоне и далее в процессе отпуска распадался на сорбит отпуска.

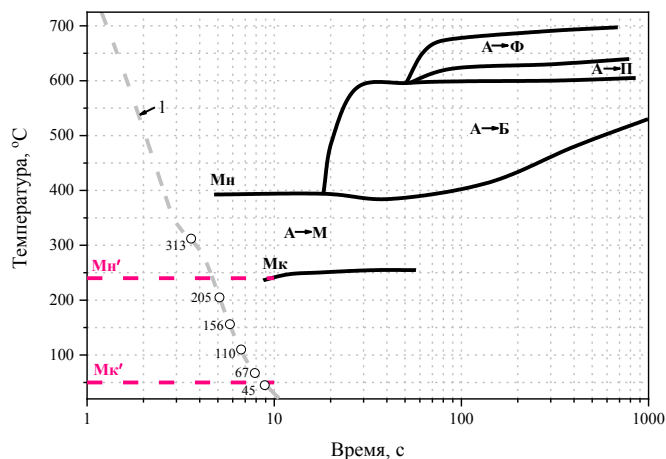


Рисунок 5.34 – Термокинетическая диаграмма (ТКД) превращения при непрерывном охлаждении переохлажденного аустенита стали 30Г после имитации сварочного нагрева до температуры 1100 °С: М_н, М_к – температуры начала и завершения мартенситного превращения матрицы металла, соответственно; М_н', М_к' – температуры начала и завершения мартенситного превращения сегрегационной зоны, соответственно, определенные на основании микроструктурного анализа; 1 – кривая охлаждения имитированного сварочного термического цикла с указанием температур прерывания ускоренного охлаждения для различных опытных режимов.

Полученные экспериментальные результаты для исследуемой стали 30Г полностью соответствуют построенной ТКД (рис. 5.34). По результатам dilatометрических исследований для основной матрицы металла определены температуры начала (M_H) и завершения (M_K) мартенситного превращения, которые составили 390 и 250 °С, соответственно. На рис. 5.34 красными пунктирными линиями, кроме того, обозначены температуры начала (M_H') и завершения (M_K') мартенситного превращения для сегрегационных зон, которые по сравнению с подобными критическими точками для матрицы, находятся существенно ниже в результате ликвации углерода, марганца и другими химическими элементами [6].

Повышение температуры завершения послесварочного охлаждения от 45 до 205 °С не вызывало заметных изменений в микроструктуре и твердости матрицы металла. Во всех случаях в этом температурном диапазоне, даже после режима с температурой завершения охлаждения 205 °С, аустенит полностью превращался в мартенсит, который при последующем отпуске распадался на сорбит отпуска (рис. 5.35 д). После режима с остановкой ускоренного охлаждения при 313 °С (в межкритическом интервале температур M_H – M_K), превращение аустенита в мартенсит протекало не полностью, и значительная часть аустенита оставалась непревращенной, т. е. перед отпуском структура металла состояла из аустенита и мартенсита. Далее во время отпуска мартенсит распадался на сорбит, и некоторая доля аустенита испытывала перлитное превращение и формировалась структура, состоящая из сорбита отпуска, перлита и аустенита. Эта структура сохранялась при охлаждении металла вплоть до температуры начала мартенситного превращения. При дальнейшем понижении температуры аустенит превращался в мартенсит, и конечная структура состояла из сорбита, перлита и мартенсита как в основной матрице металла (рис. 5.35 ж), так и в осевой сегрегационной зоне (рис. 5.35 з).

В отличие от основной матрицы микроструктуры в осевой зоне после всех имитационных режимов с отпуском, за исключением режима с охлаждением металла до 45 °С (перед отпуском) обнаружен мартенсит закалки. Механизм образования мартенсита в осевой зоне подобен мартенситу, обнаруженному в основной матрице после имитации охлаждения металла в межкритический интервал температур незавершенного мартенситного превращения (M_H – M_K). Отличие заключается в том, что для наиболее обогащенных химическими элементами участков осевой зоны, температурный интервал протекания мартенситного превращения, по сравнению с основной матрицей металла, снижается примерно на 150 °С (рис. 5.34). Исходя из этого при температурах завершения ускоренного охлаждения выше 50 °С мартенситное превращение в сегрегационных зонах протекало не полностью, непревращенный аустенит сохранялся перед отпуском и, далее превращался в мартенсит при охлаждении после отпуска. С ростом температуры завершения послесварочного охлаждения от 110 до 205 °С количество непревращенного аустенита увеличивалось и, соответственно, повышалось количество

мартенсита в конечной микроструктуре, что вызывало рост твёрдости (рис. 5.36). Рост количества мартенситной составляющей с увеличением температуры завершения охлаждения после имитации сварочного нагрева подтверждён измерением микротвёрдости $HV_{0,025}$ осевой ликвационной зоны (рис. 5.36). Наблюдаемое снижение микротвёрдости $HV_{0,5}$ после режима с остановкой ускоренного охлаждения при 313 °С, несмотря на рост объёмной доли мартенсита, обусловлено формированием сорбито-перлитной матрицы, обладающей меньшей прочностью.

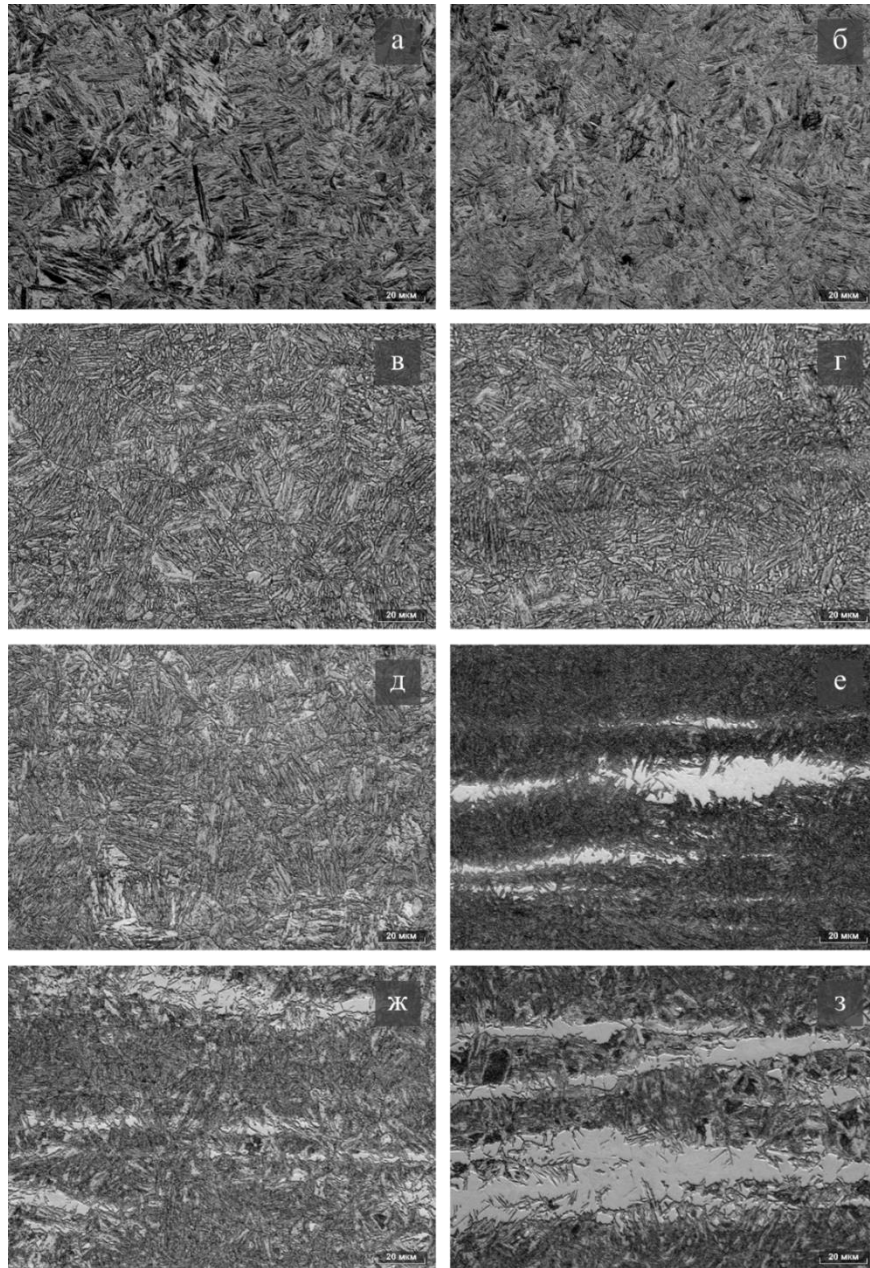


Рисунок 5.35 – Микроструктура основной матрицы (а, в, д, ж) и осевой зоны (б, г, е, з) стали 30Г после имитации нагрева ЗТВ СС до температуры 1100 °С с ускоренным охлаждением до различных температур и последующей имитации ЛТО при температуре 670 °С: а, б – ускоренное охлаждение до 45 °С без имитации ЛТО; в, г – 45 °С; д, е – 205 °С; ж, з – 313 °С.

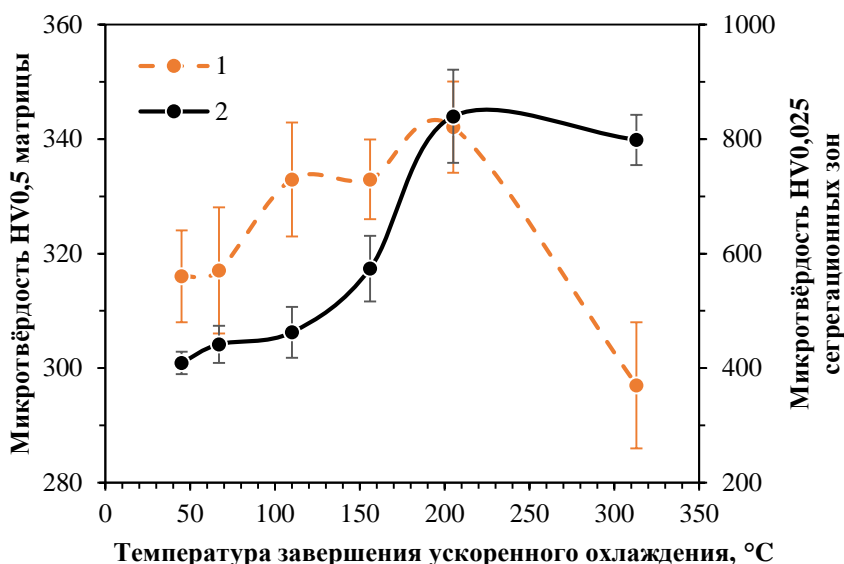


Рисунок 5.36 – Зависимость микротвёрдости HV_{0,5} (1) матрицы микроструктуры и HV_{0,025} (2) ликвационных участков от температуры завершения ускоренного охлаждения после имитации нагрева до 1000 °С ЗТВ сварного соединения и последующей ЛТО при 670 °С. Сталь 30Г.

Проведённые лабораторные исследования по моделированию структурообразования в ЗТВ СС дали возможность сформулировать рекомендации для ЛТО труб из среднеуглеродистых сталей [74]:

- для полного превращения аустенита в мартенсит перед ЛТО после сварки требуется охладить сварное соединение до температуры ниже 50 °С;
- с целью недопущения повторного образования аустенита в ликвационных участках и последующего превращения их в мартенсит (при последующем охлаждении) в ходе ЛТО по режиму отпуска максимальная температура нагрева в любой точке сварного соединения ТВЧ не должна превышать температуры A_{c1} (оптимально 650–700 °С).

Разработанные и внедрённые рекомендации в трубоэлектросварочных цехах АО «ВМЗ» при производстве ТВЧ труб малого и среднего диаметра позволили минимизировать образование в ЗТВ сварных соединений труб твёрдых закалочных структур (рис. 5.37 а, б) и исключить возможность формирования трещин напряжения по этим структурным составляющим при последующих этапах трубного передела и дальнейшей эксплуатации труб.

Ранее отмечалось, что зональная ликвация, наследуемая от непрерывно-литых слябов, оказывает негативное влияние на качество труб малого диаметра, что обусловлено необходимостью продольной порезки рулонного проката при изготовлении этих труб и выходом ликвационных зон в область сварного соединения. В случае производства труб из рулонного

проката полной ширины, например, диаметром 325 мм, таких ликвационных явлений не наблюдается; микроструктура ЗТВ сварных соединений труб такого сортамента после ЛТО по режиму высокого отпуска состоит в основном из сорбита отпуска и характеризуется отсутствием осевой и внеосевой ликвационной неоднородности, а также неотпущенного высокоуглеродистого мартенсита (рис. 5.37 в, г).

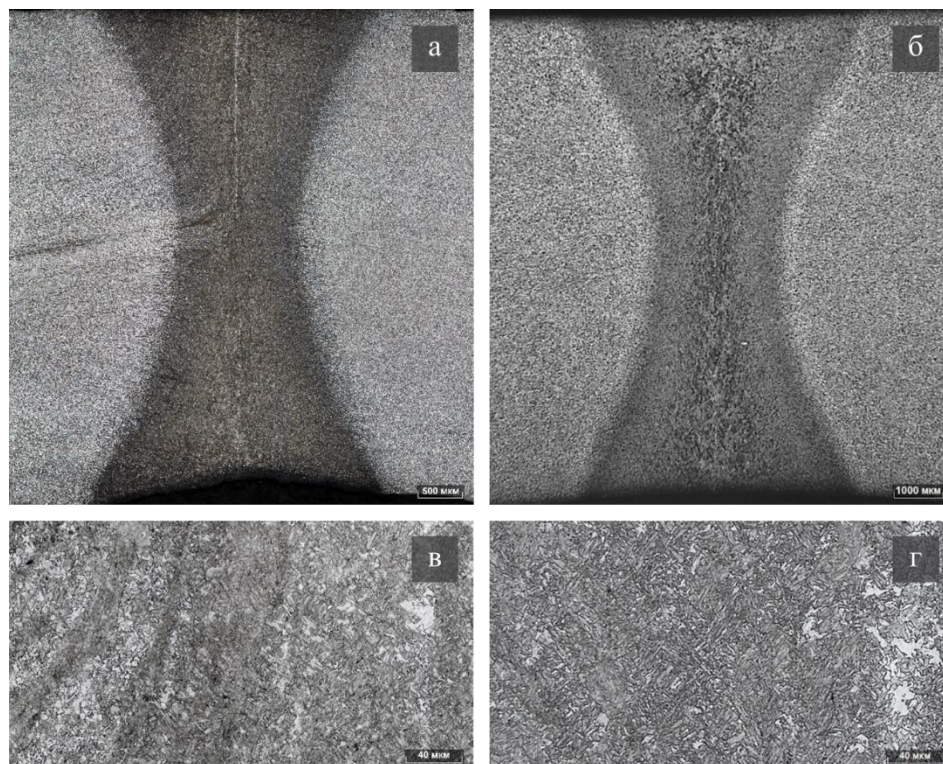


Рисунок 5.37 – Макроструктура ЗТВ сварного соединения (а, б), микроструктура посередине толщины стенки ЗТВ (в, г) труб различного сортамента после ЛТО высокий отпуск при 670 ± 20 °С: а, б – $\varnothing 73 \times 5,5$ мм, сталь 22ГЮ; в, г – $\varnothing 325 \times 9,5$ мм, сталь 30Г.

С учетом полученных в разделе 2.3 результатов о снижении остроты кристаллографической текстуры при нормализации провели имитацию термической обработки по схеме: ЛТО - нормализация от 970 °С, ОТО – закалка от 950 °С с последующим отпуском при 600 °С на образцах от сварного соединения в исходном состоянии без термической обработки от трубы $\varnothing 159 \times 8$ мм из стали 05ХГБ.

Результаты испытаний приведены на рис.5.38, из которых следует, что использованная схема ТО приводит к существенному повышению ударной вязкости и высоким и стабильным результатам.

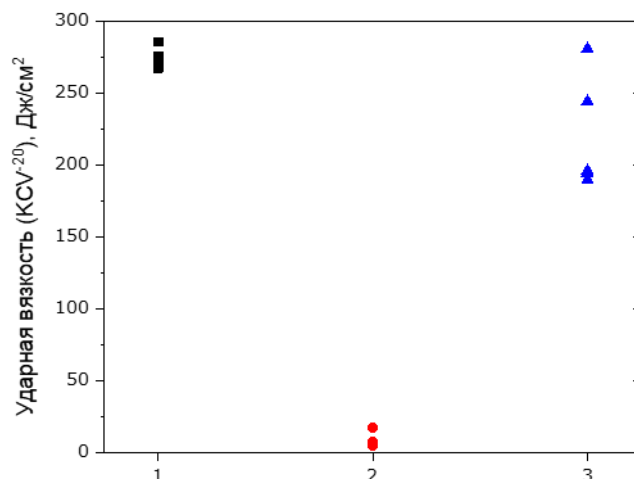


Рисунок 5.38 - Результат испытания при температуре -20°C на ударный изгиб образцов Шарпи размером $5 \times 10 \times 55$ мм от трубы $\text{Ø } 159 \times 8$ мм, из стали 05ХГБ: 1 – основной металл; 2 – сварное соединение в исходном состоянии без термической обработки; 3 – сварное соединение после имитации термической обработки по режиму: Н + 3 + О.

На рис. 5.39 и в табл. 5.4 приведены результаты количественных микроструктурных исследований с использованием метода ДОРЭ. Из полученных результатов следует, что:

- максимальный эквивалентный диаметр зерен α -фазы в основном металле и сварном соединении в исходном состоянии без термической обработки близки, а после термообработки в сварном соединении существенно меньше;

- текстурный индекс в основном металле относительно невысок, после сварки существенно возрастает, после термообработки снижается;

- объемная доля зерен α -фазы, у которых плоскость скола (кристаллографическая плоскость $\{001\}$) ориентирована параллельно поверхности разрушения с разбросом 20° поперечных образцов для испытания на ударный изгиб в основном металле относительно невысока, после сварки существенно возрастает, после термообработки снижается.

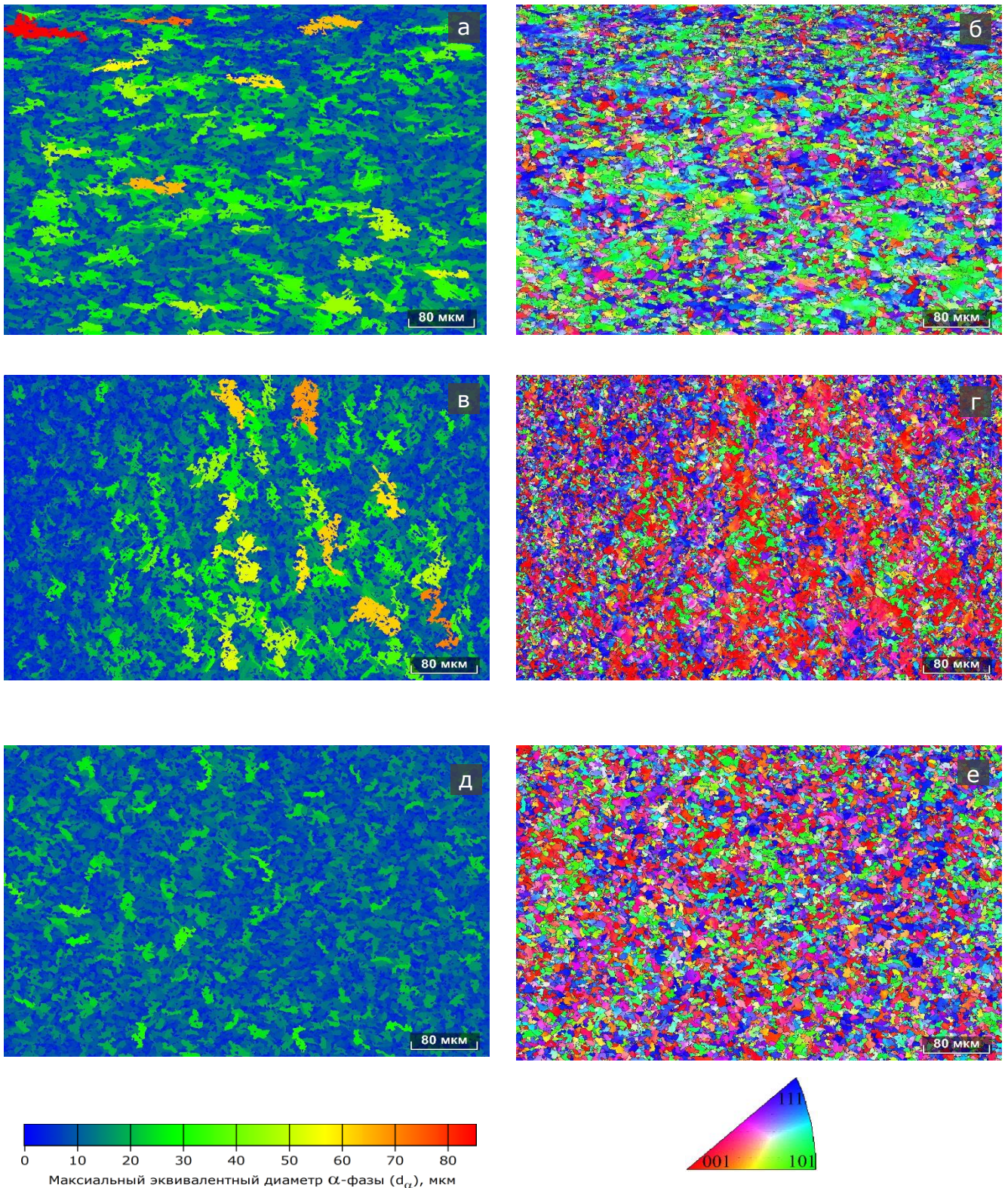


Рисунок 5.39 - Ориентационные карты основного металла (а, б), СС в исходном состоянии (в, г) и после имитации ТО трубы $\varnothing 159 \times 8$ мм из стали 05ХГБ: а, в, д – распределение максимальных эквивалентных диаметров α -фазы (d_{α}), обозначенных различным цветом согласно размерной шкалы; б, г, е – ориентировка кристаллитов, согласно цветовой гамме стереографического треугольника, совпадающих с нормалью к направлению прокатки (плоскости параллельные поверхности разрушения).

Таблица 5.4. Результаты количественных микроструктурных исследований стали 05ХГБ.

Образец	ТИ ¹⁾	Объемная доля $\alpha_{\{001\}}$ ²⁾ , %	Максимальный эквивалентный диаметр α -фазы d_{α} , мкм		ВУГ ³⁾ , мкм ⁻¹
			Средний	Максимальный	
1	1,3	9,8	16,3	85,4	0,549
2	3,2	32,5	15,4	70,7	0,789
3	1,5	22,1	11,4	33,7	0,560

Примечание: ¹⁾ – текстурный индекс (ТИ); ²⁾ – объемная доля зерен α -фазы, у которых кристаллографическая плоскость $\{001\}$ ориентирована параллельно поверхности разрушения с разбросом 20° , ³⁾ – плотность высокоугловых границ (ВУГ) с углом разориентировки $\theta \geq 15^\circ$.

Исследованиями установлено значительное различие кристаллографической текстуры металла СС и ОМ труб, свариваемых методом давления с оплавлением после нагрева ТВЧ, и в частности увеличение количества зерен α -фазы, у которых кристаллографические плоскости $\{001\}$ ориентированы параллельно продольному направлению по отношению к НП и оси трубы, т.е. параллельно поверхности разрушения испытуемых на ударный изгиб поперечных образцов. Это оказывает негативное влияние на ударную вязкость СС при испытании на ударный изгиб поперечных образцов с концентратором напряжений по центру сварного соединения.

Оптимальный выбор параметров и последовательности ТО - ослабление кристаллографической текстуры (нормализация) + измельчение зерна (двойная закалка с отпуском) обеспечивают хладостойкость низкоуглеродистых микролегированных сталей до $-40 \dots -60^\circ\text{C}$ при этом отличие от ударной вязкости ОМ не превышает 20-30%.

Сочетание ЛТО по режиму нормализации и ОТО по режиму двойной закалки с последующим высоким отпуском позволяет максимально сблизить хладостойкость ОМ трубы и СС, поскольку в этом случае снижается интенсивность неблагоприятной кристаллографической текстуры и повышается дисперсность микроструктуры.

На рис. 5.40 приведены результаты испытаний на ударный изгиб труб $\varnothing 273 \times 10$ мм из стали 09ГСФ. Сварные соединения исследованных труб подвергали ЛТО по режиму нормализации, после чего все тело трубы подвергали объемной термической обработке (ОТО) по различным режимам. Из приведенных данных видно, что хладостойкость сварного соединения труб повышается в следующем ряду режимов ОТО: высокий отпуск; закалка с последующим высоким отпуском; двойная закалка с последующим высоким отпуском. При двойной закалке труб свойства СС и ОМ труб отличаются незначительно. При этом обеспечивается стабильный и

высокий уровень ударной вязкости во всем исследуемом интервале температур испытания, вплоть до -70°C для сварного соединения и -90°C для основного металла (рис. 5.40).

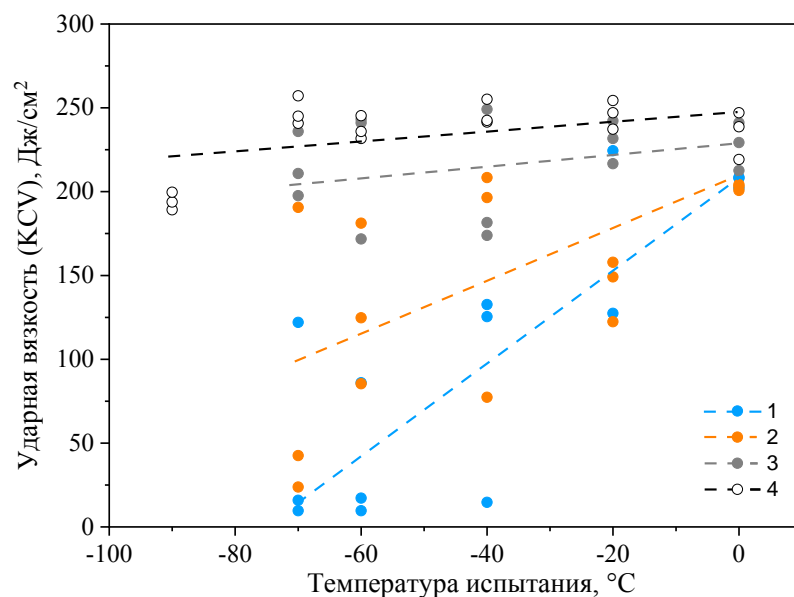


Рисунок 5.40 - Влияние температуры испытания и режимов ОТО на ударную вязкость ОМ и СС труб $\varnothing 273 \times 10$ мм из стали 09ГСФ, подвергнутых ЛТО и ОТО по режимам: 1 – высокий отпуск (СС); 2 – закалка с высоким отпуском (СС); 3 – двойная закалка с высоким отпуском (СС); 4 – двойная закалка с высоким отпуском (ОМ).

5.2.5. Повышение чистоты металла, предназначенного для производства труб с помощью высокочастотной сварки

С целью повышения чистоты стали по неметаллическим включениям реализовали на литейно-прокатном комплексе ряд технологических мероприятий: отработали режимы раскисления металла на выпуске из дуговой сталеплавильной печи, позволившие иметь низкую и стабильную окисленность металла перед обработкой стали на установке «ковш-печь»; применили систему ввода CaS при выпуске стали; оптимизацию химического состава и сульфидной ёмкости ковшевого шлака, а также режима продувки жидкой стали аргоном и технологии ее модифицирования кальцием; для снижения вторичного окисления металла при разливке разработана система и технология наполнения промежуточного ковша аргоном в начале серии плавов; усовершенствована конструкция металлоприёмника и днища промежуточного ковша; разработана новая конструкция защитной трубы и подобран состав стартовой шлаковой смеси, позволяющие исключить применение кислорода и вести наполнение промежуточного ковша «под уровень» с момента открытия шиберного затвора;

разработана универсальная конструкция погружного стакана, обеспечивающая лучшую гидродинамику, оптимизирован химический состав шлаковых смесей кристаллизатора МНЛЗ; внедрена система механизированной подачи шлаковых смесей в кристаллизатор [402].

Одним из важных критериев, характеризующих степень чистоты металла по неметаллическим включениям, является содержание общего кислорода. Общее содержание кислорода складывается из содержания растворенного в металле кислорода и кислорода, связанного в оксидные неметаллические включения [403]. Проведен статистический анализ данных более 400 промышленных плавов трубной стали по содержанию общего кислорода в пробах, отобранных с помощью специального пробоотборника T.O.S. (Total Oxygen Sample) на МНЛЗ ЛПК АО «ВМЗ». Среднее содержание общего кислорода составило 23 ppm, а в более чем 81% случаев его содержание было менее 30 ppm, что свидетельствует о низкой загрязненности стали неметаллическими включениями.

Проведена количественная металлографическая оценка загрязненности стали 05ХГБ неметаллическими включениями с применением системы автоматического анализа изображений. Исследования проводили в соответствии с требованиями стандарта ASTM E1245. Площадь оценки включений составила не менее 160 мм², либо не менее 100 полей зрения при необходимом увеличении. С использованием системы автоматического анализа изображений измеряли средний диаметр частиц и площадь всех распознанных включений на исследуемой площади. Дополнительно проводили исследование относительного содержания включений различного размера в диапазонах: от 2 до 10 мкм, от 10 до 50 мкм, от 50 до 100 мкм и >100 мкм.

Результаты исследований показали, что в последней пробе на вакууматоре перед передачей металла на разливку объемная доля неметаллических включений составила 0,006%. При этом, крупных включений размером от 50 до 100 мкм в стали не наблюдали, а объемная доля мелких (от 2 до 10 мкм) включений составила 87%. Анализ эндогенных неметаллических включений в конце обработки на вакууматоре (перед отдачей металла на разливку) показал, что НВ в подавляющем большинстве случаев представляют собой модифицированные (глобулярной формы) алюминаты кальция, кроме того в стали присутствуют мелкие, размером 1,5-1,9 мкм включения сульфидов кальция (рис.5.41).

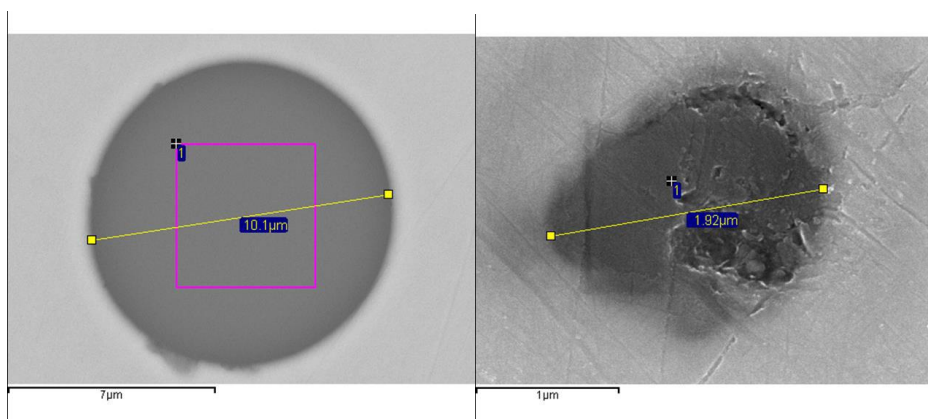


Рисунок 5.41 - Типичный вид включений алюмината кальция и сульфидов кальция.

Заключение по главе 5

На основании результатов проведенных исследований и установленных закономерностей формирования структуры и свойств сварных соединений была создана программа опробования и внедрения в промышленных условиях новых и усовершенствованных технологий, составов сталей, режимов термической обработки и их комбинаций, а также освоения новых видов трубной продукции с повышенным комплексом свойств.

В части высокочастотной сварки предложено и опробовано 10 технологических решений, показавших свою эффективность и направленных на полное удаление сварочных окислов в грат, уменьшение количества линзовидных включений вблизи ЛС, ослабление неблагоприятной кристаллографической текстуры, исключение формирования мартенсита по ликвационным участкам, измельчение эффективного зерна, в том числе: состав стали (соотношение Mn, Si, Cr) для формирования окислов с низкими температурами плавления, мероприятия по повышению чистоты металла ЛПК, тип и параметры сварки (угол схождения кромок), способы мониторинга и управления процессом сварки, тип и параметры ЛТО и оптимальная последовательность ЛТО и ОТО.

В части автоматической дуговой сварки под флюсом разработано и опробовано 15 технологических решений (из которых 12 показало свою эффективность) и направленных на улучшение измельчение размера зерна аустенита, формирование матрицы микроструктуры шва (ЗГФ, ВФ, ИФ), типа структуры матрицы крупнозернистой ЗТВ (ЗГФ, ВФ, ГБ, РБ), МА-составляющей, размер и морфологию частиц на основе (Ti,Nb) (NC). В том числе опробовано изменение разделки, состава сварочных материалов, формы шва, влияние УЗ колебаний на сварочную ванну, принудительного охлаждения после сварки, ряда приемов по снижению

тепловложения, введение частиц оксидов в ОМ, состава стали, альтернативных видов сварки, ТО и др.

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

- разработаны способы управления и мониторинга ТВЧ сварки, основанные на установленных закономерностях процессов сварки и обеспечивающие практически полное удаление сварочных окислов в грат;

- исключение сварочных окислов большого размера ($\sim 10^2$ - 10^3 мкм) и крупных неметаллических включений из проката, приобретающих в результате подплавления и деформации линзовидную форму позволяют исключить выпадения по ударной вязкости при температурах испытания, превышающей переходную температуру матрицы на 20°C и выше и стабилизировать вязкость при $-20\dots-30^\circ\text{C}$;

- ослабление кристаллографической текстуры (нормализация) + измельчение зерна (закалка или двойная закалка с отпуском) обеспечивают хладостойкость сварного соединения низкоуглеродистых микролегированных сталей до $-40\dots-60^\circ\text{C}$ при этом отличие ударной вязкости от ОМ не превышает 20-30%;

- в условиях многодуговой автоматической сварки достигнуто снижение тепловложения при сварке на (20-22%), обеспечивающее качественный сварной шов и повышение ударной вязкости на $40-60$ Дж/см² по линии сплавления;

- сформулированные требования к содержанию и соотношениям основных легирующих элементов в стали, позволили в определенной мере оптимизировать состав известных сталей и разработать новую сталь марки 05ХГБ, в которой в широком интервале параметров сварки образуются только низкотемпературные оксидные фазы. Это позволяет получать сварные соединения без оксидных включений;

- целенаправленный выбор сварочных материалов, в том числе проволоки содержащей Mo-Ti-B при оптимальной технологии дуговой сварки под флюсом позволил освоить производство труб прочностью до 790 Н/мм² и хладостойкостью до $-50\dots-60^\circ\text{C}$;

- выбор оптимального режима и параметров ЛТО позволил полностью исключить отбраковку труб, связанную с трещинами по мартенситу в ликвационных участках в сталях с содержанием углерода $> 0,20\%$ путем высокого отпуска и предотвращения неполного превращения аустенита после сварочного нагрева;

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

- разработан и осуществлен комплекс мероприятий при выплавке, внепечной обработке и непрерывной разливке с целью повышения чистоты стали по неметаллическим включениям;

- оптимизация состава стали с целью формирования речного бейнита позволяет повысить вязкость ЗТВ;

- предложен способ устранения эффекта структурной наследственности металла шва путем высокотемпературного нагрева и медленного охлаждения. При повторной) ТО по схеме З+О зерно аустенита шва измельчается и вязкость повышается.

Полученные результаты кратко обобщены в таблицах 5.5. и 5.6.

Таблица 5.5. Результаты опробования технологических воздействий при высокочастотной сварке.

Факторы	Воздействие	Результат
Оксидные НВ	Состав стали (соотношение Mn, Si, Cr)	+
	Параметры сварки (скорость осадки, угол схождения кромок)/тип сварки	+
	Мониторинг процесса сварки	+
Линзовидные НВ	Повышение чистоты стали по НВ	+
Кристаллографическая текстура	ЛТО нормализация + ОТО	+
Микроструктура, плотность ВУГ	Режим и тип ЛТО и ОТО (З+ЗМКИ + О)	+
Мартенсит по ликвационным зонам	Полное завершение $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения + высокий отпуск	+

Таблица 5.6. Результаты опробования технологических воздействий при автоматической сварке под флюсом.

Зона сварного соединения	Элемент структуры	Воздействие	Результат
Центр шва	Кристаллит осевой ориентации	Узкая разделка, повышенная скорость кристаллизации	-
		Термическая обработка	+
	Зернограничный феррит	Состав стали, снижение тепловложения (5 вариантов)	+
	Размер аустенитного зерна	Принудительное охлаждение, холодный электрод	±
	Структура матрицы (доля ИФ)	Скорость охлаждения	+
		ТО	-
НВ	Повышение чистоты стали	+	
ЗТВ, крупнозернистый участок	Размер зерна аустенита	Снижение тепловложения (5 вариантов)	+
		Формирование оксидов	±
		Термообработка	+
		Гибридная ЛДС, ЭЛС	+
	Структура матрицы	Состав стали, снижение тепловложения	+
		Термообработка	+
		Гибридная ЛДС, ЭЛС	+
	Охрупчивание частицами НВ	Снижение содержания азота, внепечная обработка	+

6. ПРИМЕНЕНИЕ РАЗРАБОТОК В ПРОИЗВОДСТВЕ, ОСВОЕНИЕ НОВЫХ ВИДОВ ПРОДУКЦИИ

6.1. Разработка и внедрение технологий и составов сталей

По результатам исследований и опробования различных воздействий предложены следующие практические пути для улучшения структуры и свойств сварных соединений труб большого диаметра.

Распределение твёрдости в металле «внутреннего» шва определяется процессами легирования и первичной кристаллизации сварочной ванны, а также полями максимальных температур при повторном нагреве (максимальной температурой нагрева и скоростью последующего охлаждения). Управлять свойствами сварного соединения возможно не только с помощью варьирования химического состава стали, но и за счёт изменения размеров «внутреннего» и «наружного» швов.

Эффективность повышения скорости охлаждения для улучшения вязкости ЗТВ, установленная при имитации термических циклов сварки, подтверждена на сварных соединениях (при скорости охлаждения до 12 °С/с) как для крупнозернистой ЗТВ, так и для сварного шва.

В общем случае для достижения высоких вязкостных свойств сварных соединений ТБД (в том числе при пониженных температурах испытания) сварка продольных швов труб должна осуществляться в охлажденном состоянии с минимально возможной погонной энергией для обеспечения повышенной скорости охлаждения металла шва и ЗТВ. При этом технология сварки (режимы и сварочные материалы) должна обеспечивать равнопрочность сварного соединения с основным металлом. Чрезмерное легирование «внутреннего» и/или «наружного» шва (Mn, Ni, Cr) может способствовать повышению прочности и, как следствие, приводить к возникновению неудовлетворительных результатов испытаний сварного соединения на ударный изгиб по зоне и/или линии сплавления.

Для повышения уровня хладостойкости шва проволоку с повышенным содержанием титана и бора целесообразно располагать в ведущих позициях многодугового тандема. Поскольку сварка «внутреннего» шва, как правило, осуществляется в менее нагретом состоянии трубы и с меньшей энергией сварки, что обеспечивает повышенную скорость охлаждения, а вместе с тем твёрдость и прочность, – «внутренний» шов «нуждается» в меньшей доле легирующих элементов. Рекомендуется снизить уровень легирования «внутреннего» шва (в первую очередь С, Mn, Ni, Cr) и осуществить корректировку технологии

сварки, чтобы уменьшить размер и глубину проплавления «внутреннего» шва, а вместе с тем увеличить размер и глубину проплавления «наружного» шва.

Сварку труб большого диаметра, подлежащих испытаниям сварного соединения на ударный изгиб по линии сплавления с 50% долей участия металла шва и ЗТВ (методика стандарта DNV-OS-F101), рекомендуется осуществлять по технологии, обеспечивающей пологую форму шва. Оптимальный наклон линии сплавления – 45°.

Основные сварочные материалы и параметры текущей технологии сварки труб большого диаметра в ТЭСЦ-4 до проведения настоящей работы представлены в табл. 6.1, 6.2.

Таблица 6.1 - Материалы для сварки труб в обычном исполнении (линия 1420 мм).

Стан	Дуга	Ø Electroда, мм	Марка сварочных материалов	
			Проволока	Флюс
Внутренний	1	4	Св-08ГНМ-О	ОК Flux 10.74 или аналоги: UV 309P, ФСА ЧТА
	2	4	Св-08ГНМ-О	
	3	4	Св-08ГНМ-О	
	4	4	Св-08ГНМ-О	
Наружный	1	4(5)	Св-08ГНМ-О	
	2	4(5)	Св-08ГНМ-О	
	3	4	Св-08ГНМ-О	
	4	4	Св-08ГНМ-О	
	5	4	Св-08ГНМ-О	

В табл. 6.3 обобщены данные по внедрению в производство результатов настоящей работы. Разработаны и внедрены новые составы сталей различных классов прочности, в том числе К54 с температурой эксплуатации до -60°C; К60 с температурой эксплуатации до -51°C толщиной до 39 мм, К65 и др., в том числе для проектов трубопроводов, «Турецкий поток», «Северный поток -2», «Сила Сибири» и др.

С точки зрения технологии внедрен ряд мероприятий, включающих оптимизацию состава и структуры шва (изменение морфологии игольчатого феррита от блочной до собственно игольчатой (речной) с одновременным повышением дисперсности ИФ; мероприятия по снижению тепловложения при сварке (повышения скорости охлаждения). На этой основе освоено производство новых видов трубной продукции.

Таблица 6.2 - Режимы сварки труб Ø1420×23 мм и Ø1420×27,7 мм из стали класса прочности К65

Толщина стенки, мм	Номер дуги	Внутренний шов			Наружный шов		
		Ток, А	Напряжение, В	Скорость, м/ч	Ток, А	Напряжение, В	Скорость, м/ч
23	1	1050	32	105	1300	33	130
	2	750	34		900	35	
	3	700	38		800	37	
	4	670	40		760	39	
	5	-			730	41	
27,7	1	1200	32	100	1450	32	115
	2	820	34		1000	34	
	3	770	38		950	36	
	4	730	40		870	39	
	5	-			815	41	

Разработаны и утверждены технические условия на трубы большого диаметра повышенной хладостойкости: ТУ 1381-012-05757848-2015; 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 рамках НИОКР «Оптимизация требований к параметрам процесса изготовления ОГ ТВЧ на АО «Трубодеталь» для достижения требуемого комплекса механических свойств» отработана технология изготовления ОГ ТВЧ, выбран оптимальный состав стали типа 07ХГ2НДБ, и сварочные материалы определены и технологические параметры гибки труб на индукционно-гибочной машине Schafer SRBMI 1400 для достижения комплекса механических свойств требуемого ТУ 1469-030-04834179-2010 ПАО «Транснефть».

Таблица 6.3. Внедренные при производстве труб мероприятия.

Состав стали/стадия /элемент технологии	Производство труб малого и среднего диаметра	Производство труб большого диаметра
Состав стали	<p>1.Сталь марки 05ХГБ с оптимизированным содержанием Mn, Si, Cr для формирования низкотемпературных оксидных фаз (1205-1347 °С) и предотвращения образования корунда, кварца и др.</p> <p>2. Разработаны составы сталей для хладостойких труб класса прочности К56-К60 (06Г1Б, 06Г2Б).</p> <p>3. Оптимизировано содержание Mn, Si, Cr в сталях текущего пр-ва.</p>	<p>Разработаны составы сталей классов прочности К54-К65 повышенной хладостойкости, в том числе, состав стали для труб класса прочности К60 (Х70) (06ХГ2Б (18-26 мм), 06Г2НДБ, 06ХГ2НДБ (26-40 мм) и К65 (06Г2МНДБ, 06ХГ2НДБ) для формирования РБ в ЗТВ.</p>
Технология производства стали	Комплекс мероприятий по повышению чистоты стали по НВ на ЛПК	Снижение содержания азота и титана в сталях класса прочности К60 и выше.
Технологические параметры сварки	<p>1.Технология сварки с большими углами схождения труб Ø 60-245 (7°) (уменьшение времени окисления).</p> <p>2.Технология сварки типа 2'(с перемычками) труб до Ø530 мм с малыми углами схождения с управлением частотой образования перемычек (менее 8 мс).</p> <p>3. Для обоих типов сварки увеличена скорость сварки и степень осадки (до 0,7 Н), что обеспечило скорость осадки более 100 м/мин×град для гарантии удаления жидкого металла и окислов в грат.</p>	<p>1.Применение сварочной проволоки Мо-Тi-В (хладостойкие трубы)</p> <p>2. Проволока Мо-Тi-В + S3Ni2,5CrMo хладостойкие класса прочности более К65 (до 0,8%Ni)</p> <p>2.Снижение тепловложений при сварке:</p> <ul style="list-style-type: none"> - повышение скорости сварки на 6-9%; - снижение температуры перед сваркой наружного шва, - снижение напряжения и тока на 1 (2) дуге при сварке 30 мм и выше - применение проволоки Ø3 мм и больших вылетов (в стадии освоения)
Термическая обработка	<p>1. Температура нагрева при ЛТО (оптимум $T_{нагр.}$ и равномерности).</p> <p>2.Последовательность ТО: нормализация (ЛТО) + 3+О (ОТО) для ослабления текстуры и повышения дисперсности.</p> <p>3.Охлаждение шва ниже M_k (50°С), + отпуск 670-700°С взамен нормализации для исключения мартенсита в стали с $C > 0,2\%$.</p>	Оптимизация режима ТО для отводов ТВЧ производства АО «Трубодеталь».

В результате проведенных работ подобраны сварочные материалы, обеспечивающие наилучшее сочетание свойств сварного соединения: комбинация сварочных проволок ОК12.24 и Св-08ГНМ и флюсы ОК Flux 10.74 и Lincoln 995N.

По результатам испытаний образцов из сварного соединения труб из сталей класса прочности К56-К60 на ударный изгиб после имитационных испытаний по циклам ОГ ТВЧ выявлена зависимость изменения значений ударной вязкости от температуры гибки (нагрева), которая повторяет динамику изменения значений ударной вязкости сварного соединения на реальном отводе. Установлено, что для всех исследуемых сталей наиболее опасным температурным участком нагрева является температурный диапазон 780-830°C, где значения ударной вязкости металла шва и ЗТВ падают вплоть до 30 Дж/см². Повторный нагрев металла шва по циклу ТВЧ в диапазоне 850°C и выше приводит к некоторому снижению значений ударной вязкости. На основании полученных результатов разработана технология гибки отводов ТВЧ с применением дополнительной термообработки и прогревом прямых участков: температура нагрева –840-860°C; скорость перемещения 60 мм/мин; расход воды – 40 л/мин; температура нагрева в печи – 350°C. Разработанная технология позволила получить комплекс механических свойств, соответствующих требованиям «ТУ 1469-030-04834179-2010 и пройти аттестационные испытания ПАО «Транснефть».

6.2. Освоение новых видов трубной продукции с повышенным уровнем вязкости и хладостойкости

В АО «ВМЗ» освоена технология производства труб Ø813×39 мм из стали SAWL450SFUDU, удовлетворяющих повышенным требованиям проекта «Турецкий поток». С технической точки зрения «Турецкий поток» – первый подводный газопровод с диаметром труб 813 мм, проложенных на значительной глубине, достигающей 2200 м. Исходя из этого создание стали, проката и труб для реализации этого уникального проекта оказалось сложной научно-технической задачей. В проекте «Турецкий поток» к сварному соединению труб применялись особые требования по энергии удара различных зон сварного соединения при температуре испытания –20 °C и твердости наружного шва менее 245 HV10. Выполнение таких требований осложняла повышенная толщина стенки труб (39 мм). При сварке труб с такой толщиной стенок особое внимание уделяли ограничению тепловложения, поскольку из-за значительной погонной энергии существует риск формирования сварных швов с неоптимальной структурой и низкими величинами поглощенной энергии. В то же время малое тепловложение не обеспечит достаточного проплавления швов.

Разработка схемы оптимальной разделки кромок под сварку, выбор оптимальной комбинации сварочных материалов, разработка специальных режимов сварки – весь этот комплекс работ позволил уменьшить размер зоны термического влияния, улучшить формирование сварного шва, снизить его твердость и повысить хладостойкость (рис.6.1).

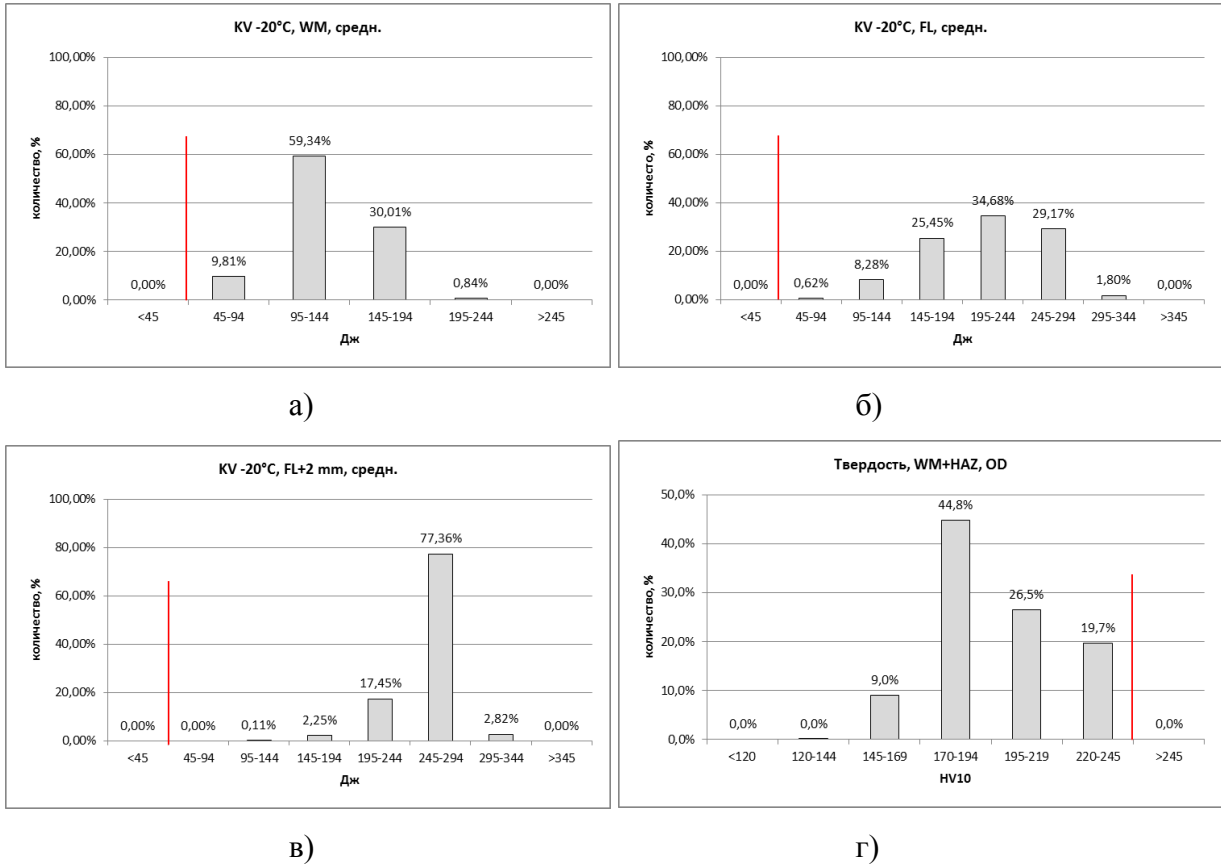


Рисунок 6.1 - Поглощенная энергия на разных участках швов труб $\varnothing 813 \times 39$ мм класса прочности SAWL485FD при температуре минус 20°C: а) металл шва WM, б) линия сплавления 50/50, в) линия сплавления + 2 мм и г) твердость наружных сварных швов труб, WM – металл шва; FL – линия сплавления 50/50; FL+2 мм – линия сплавления + 2 мм; HAZ – зона термического влияния.

Разработана и внедрена промышленная технология сварки труб $\varnothing 1153 \times 30,9-34,6-41,0$ мм SAWL485FD для строительства подводного трубопровода «Северный Поток - 2». Реализованы и оптимизированы следующие технологические мероприятия: выбор состава стали, обеспечивающего образование структуры речного бенита в ЗТВ (содержание Mn, Ni, Cu, Mo, Nb, Ti); оптимизация технологических параметров процесса (скорости сварки; тепловложения; геометрических параметров сварных швов); оптимизация состава сварочной проволоки (08ГНМ + MoTiB); состава и типа применяемого флюса; ограничение температуры

трубной заготовки между операциями (охлаждение после сварки внутреннего шва). Внедрение разработанных технологических мероприятий позволило обеспечить при массовом производстве высокой стабильности сопротивления хрупкому разрушению металла сварного соединения труб $\text{Ø}1153 \times 30,9-34,6$ мм из стали типа 07Г2НДБ.

Разработан оптимальный химический состав стали 06Г2НДБ с легированием элементами, повышающими устойчивость аустенита (1,65-1,70% Mn; 0,20-0,25 Ni; до 0,08% Mo, 0,20-0,25% Cu и др.), с микролегированием Ti в стехиометрическом соотношении к азоту с целью максимально возможного сдерживания роста зерна при нагреве, с пониженным содержанием кремния (менее 0,20%), как ферритообразующего элемента. Сталь 06Г2НДБ характеризуется структурной стабильностью в ЗТВ (формирование полностью бейнитной структуры в широком интервале скоростей охлаждения (рис. 6.2), высоким уровнем ударной вязкости и низкой склонностью к образованию холодных трещин.

Проведенные систематические экспериментальные исследования влияния химического состава сварочной проволоки и типа флюса позволили оптимизировать сварочные материалы, структуру и свойства сварного соединения труб. В целом результаты экспериментальных работ показали возможность увеличить работу удара KV^{-30} металла сварного соединения от уровня 15-50 до 100-220 Дж. Достигнутый уровень работы удара металла сварного шва, превышающий требования стандарта DNV-OS-F101 ($\text{KV}^{-30} \geq 50$ Дж), обусловлен легированием сварного шва 0,60 – 0,85% Ni и 0,9 – 1,05% Mo при применении проволоки Св-08ГНМ и дополнительным микролегированием 0,002 – 0,006% В и 0,02 – 0,04% Ti (сварочная проволока ОК13.64).

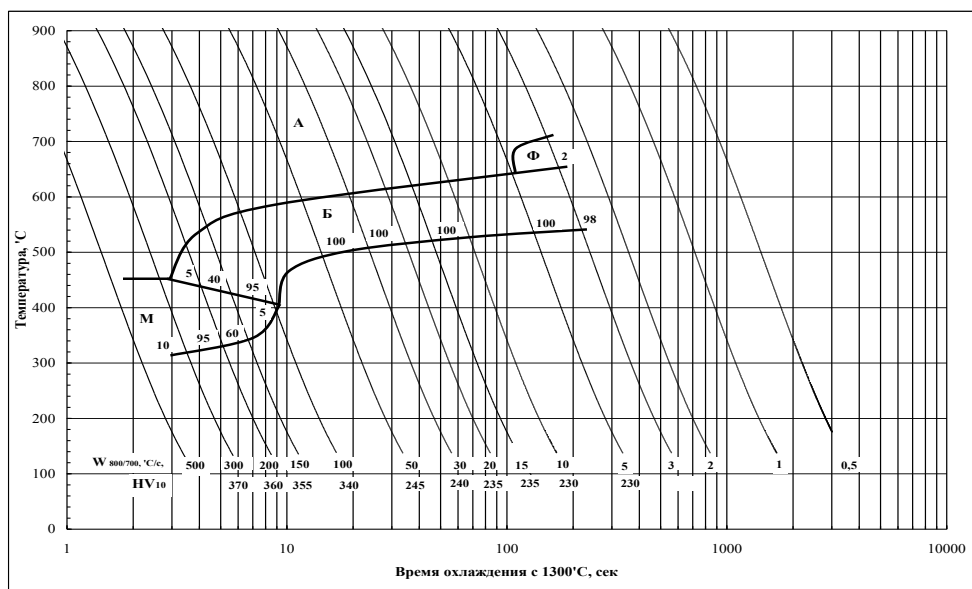


Рисунок. 6.2 - Диаграмма превращения аустенита при непрерывном охлаждении металла крупнозернистого участка ЗТВ трубной стали 07Г2Б (Ni, Cu).

Стабильно высокий уровень работы удара ($KV^{30} = 100-125$ Дж) металла сварного соединения по линии сплавления достигнут в результате применения при сварке проволоки ОК13.64, содержащей бор и титан, что связано с образованием в этой зоне за счет диффузии бора из металла шва однородной бейнитной структуры (преимущественно реечный бейнит) без выделений феррита по границам зерен.

Таким образом, на основании проведенного комплекса экспериментальных исследований в промышленных условиях АО «ВМЗ» установлены факторы, оказывающие влияние на ударную вязкость металла сварного соединения и способы оптимизации структуры и свойств сварного соединения, явившиеся основой для разработки промышленной технологии сварки труб $\text{Ø}1153 \times 30,9-34,6$ мм из стали SAWL485 IFD. Разработана и внедрена промышленная технология сварки труб $\text{Ø}1153 \times 30,9-34,6$ мм класса прочности SAWL485 IFD для строительства подводного трубопровода «Северный поток -2».

С целью повышения комплекса свойств сварного соединения были реализованы и оптимизированы следующие технологические мероприятия:

- легирование основного металла трубы (Mn, Ni, Cu, Mo, Nb, Ti), обеспечивающее образование бейнитной структуры в ГЗ ЗТВ при относительно невысоких скоростях охлаждения после сварочного нагрева;

- оптимизация технологических параметров процесса: увеличение скорости сварки (на 20%); распределение мощностей между внутренним и наружным швом в соотношении 4/5 (по количеству дуг); разноуровневая установка сварочных электродов; оптимизация тепловой энергии по дугам;

- обеспечение оптимальных геометрических параметров сварных швов (параметры электродов и разделки кромок) (рис.6.3);

- оптимизация состава сварочной проволоки (применение двух типов проволоки: 08ГНМ + МоТiВ) с целью формирования бейнитной структуры ГЗ ЗТВ за счет формирования следующего химического состава металла шва (массовая доля, %): 0,06 С; 1,55 Mn; 0,015Ti; 0,0015 В; 0,25 Мо, 0,28 Ni; 0,03 Nb;

- ограничение температуры трубной заготовки между операциями (для повышения скорости охлаждения) путем охлаждения после сварки внутреннего шва до температуры ниже 40°C.

Применение разработанных технологических мероприятий позволило освоить в условиях АО «ВМЗ» массовое производство толстостенных труб для проекта подводного трубопровода «Северный поток -2». Внедрение разработанных технологических мероприятий позволило при массовом производстве достигнуть высокой стабильности в обеспечении

требуемых механических свойств и сопротивления хрупкому разрушению металла сварного соединения труб $\text{Ø} 1153 \times 30,9-34,6$ мм из стали 06Г2НДБ.

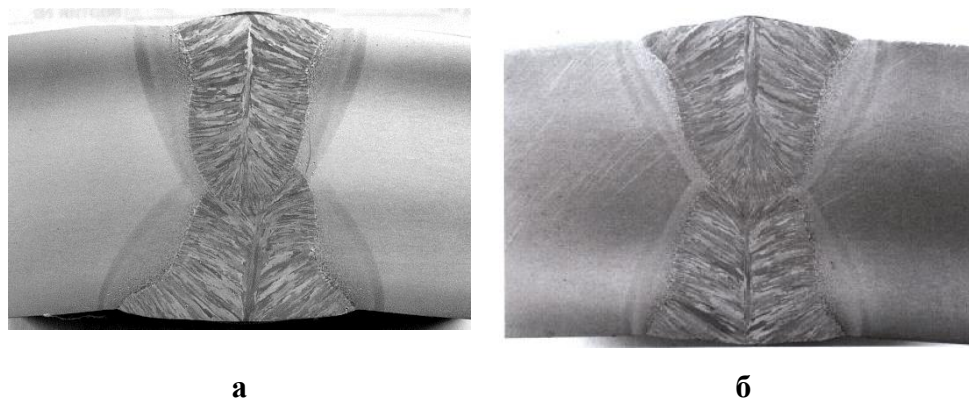


Рисунок 6.3 - Макроструктура сварного шва труб $\text{Ø} 1153 \times 34,6$ мм: неоптимальная форма шва (а); форма шва после обработки технологии (б).

Статистическая обработка механических свойств основного металла и сварного соединения промышленной партии труб $\text{Ø} 1153 \times 30,9-36,4$ мм показала, что металл всех зон сварного соединения труб в результате применения разработанных технологических мероприятий отвечает всем требованиям НТД, в том числе по уровню прочности и работе удара сварного соединения $KV^{-30} \geq 50$ Дж (рис. 6.4).

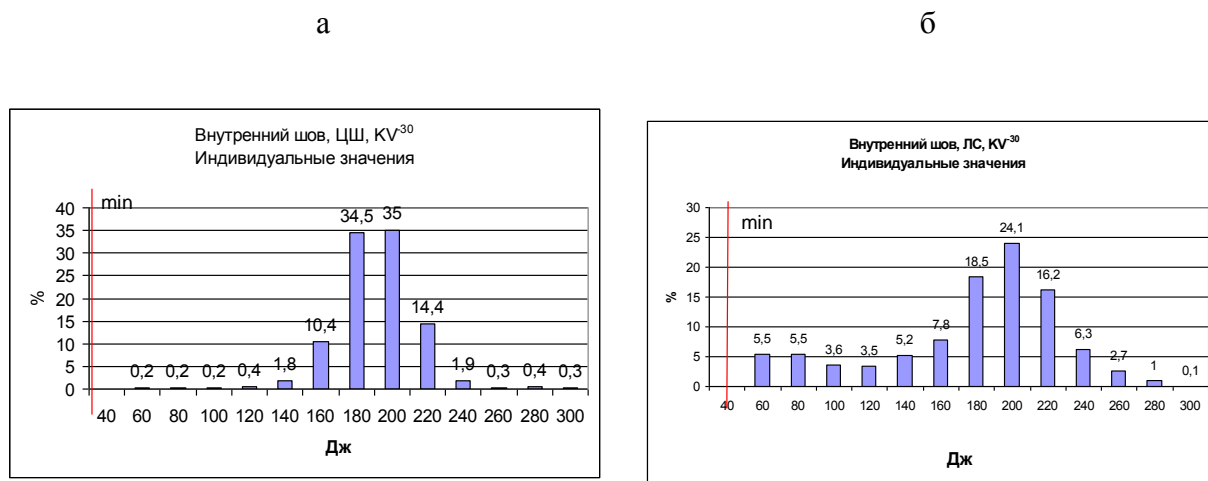


Рисунок 6.4 - Статистическая обработка 1000 результатов испытаний металла внутреннего шва труб $\text{Ø} 1153 \times 34,6$ мм для проекта «Северный Поток -2»: а) ЦШ – центр шва; б) ЛС – линия сплавления.

Произведены промышленные партии труб SAWL485FD с внутренним диаметром 1153 мм и толщиной стенки 41 мм для подводного трубопровода «Северный Поток - 2» в

соответствии с требованиями DNV-OS-F101 и дополнительными требованиями заказчика. Работы проводились в присутствии представителей компании «Nord Stream» и DNV GL. В результате проведенных работ были получены стабильно высокие результаты поглощенной энергии и CTOD по центру шва, по линии сплавления и зоне термического влияния (табл.6.4).

Таблица 6.4. Фактические свойства сварного соединения труб Ø1153×41,0 мм

KV ⁻²⁰ НШ, ЦШ	KV ⁻²⁰ ВШ, ЦШ	KV ⁻²⁰ КШ, ЦШ	KV ⁻²⁰ НШ, ЛС	KV ⁻²⁰ ВШ, ЛС	KV ⁻²⁰ КШ, ЛС
Дж	Дж	Дж	Дж	Дж	Дж
147	325	368	126	179	150
98-166	294-386	311-440	50-206	170-195	122-171

В условиях АО «ВМЗ» разработана технология и освоено производство электросварных прямошовных труб класса прочности K60 Ø530-1020 мм с толщиной стенки до 29,8 мм на рабочее давление 12,9 МПа с минимальной температурой эксплуатации -42 °С и минимальной температурой при строительстве - 60 °С. Произведены партии труб для промысловых и площадочных газопроводов в соответствии с требованиями СТО Газпром 2-4.1-713-2013 при этом была стабильно обеспечена ударная вязкость металла шва и линии сплавления KCV⁻⁴² более 175 Дж/см². Трубы использованы для обустройства Чаяндинского НГМК, подводящего газ к магистральному газопроводу «Сила Сибири».

В условиях АО «ВМЗ» освоено производство электросварных прямошовных труб категории прочности X70 Ø812,8 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 E). Трубы использованы для обеспечения подачи газа в начальную точку газопровода «Северный поток-2» от компрессорной станции «Славянская» до береговой линии. В условиях промышленного производства была стабильно обеспечена ударная вязкость металла шва и линии сплавления KCV⁻⁴⁰ более 67 Дж/см² (табл. 6.5).

Таблица 6.5 – Фактические свойства сварного соединения труб Ø812,8 мм с толщиной стенки 32,5 и 39,0 мм категории прочности X70.

	Ударная вязкость, центр шва, KCV ⁻⁴² , Дж/см ²		Ударная вязкость, линия сплавления, KCV ⁻⁴² , Дж/см ²		CTOD ⁻⁴² , мм центр шва	
	не менее					
Толщина стенки, мм	32,5	39,0	32,5	39,0	32,5	39,0
минимум	79	69	84	87	0,20	0,19
максимум	243	248	366	369	0,52	0,38
среднее	170	121	291	298	0,27	0,24

В условиях АО «ВМЗ» освоено производство прямошовных труб класса прочности К60 $\text{Ø}720 \times 14,5$ мм с минимальной температурой эксплуатации - 51°C для линейных газопроводов. Разработана экономнолегированная (не содержащая добавок никеля) сталь, обладающая одновременно улучшенной свариваемостью, которая после ТМО обеспечила стабильную вязкость и хладостойкость до -60°C . В условиях промышленного производства была стабильно обеспечена ударная вязкость по центру шва и линии сплавления KCV^{-51} более 77 Дж/см² (табл.6.6). Трубы в объеме 2,9 тысячи тонн были отгружены для обустройства газового месторождения Семаковское.

Таблица 6.6 – Фактические свойства сварного соединения труб $\text{Ø}720 \times 14,5$ мм.

	Ударная вязкость, центр шва, KCV^{-51} , Дж/см ²	Ударная вязкость, зона термического влияния, KCV^{-51} , Дж/см ²
минимум	83	77
максимум	226	338
среднее	149	256

Освоено производства прямошовных труб класса прочности К54 $\text{Ø}530$ мм с минимальной температурой стенки трубопровода при эксплуатации -60°C для проекта «Реновация сетей газораспределения г. Норильск и г. Дудинка». Для обеспечения повышенной свариваемости стали и с учетом ограничений по содержанию химических элементов, разработана экономнолегированная сталь (понижено содержание углерода, марганца, кремния, сталь оптимально микролегирована ниобием), способствующая получению однородных механических свойств основного металла труб и сварного шва, а также стабильных показателей вязкости и хладостойкости при -60°C (табл.6.7).

Таблица 6.7 – Фактические свойства сварного соединения труб $\text{Ø} \text{Ø}530$ мм.

	Ударная вязкость, центр шва, KCV^{-60} , Дж/см ²	Ударная вязкость, зона термического влияния, KCV^{-60} , Дж/см ²
минимум	91	179
среднее	152	243
максимум	199	267

В линии ТЭСА 1420 ТЭСЦ-4 АО «ВМЗ» освоена технология производства стальных электросварных труб $\text{Ø}1420 \times 32,0$ и $25,8$ мм для магистральных газопроводов на рабочее давление до 9,8 МПа (100 кгс/см²) включительно для эксплуатации в пределах зон активных тектонических разломов (АТР), в районах повышенной сейсмической активности и вечной

мерзлоты. Произведено и отгружено для строительства газопровода «Сила Сибири» 32 тысячи тонн таких труб.

Расширенные испытания труб были проведены при аттестации трубной продукции для проекта «Сила Сибири», включая ударную вязкость (табл. 6.8) и трещиностойкость сварного соединения (см. раздел 3.3). Были получены положительные результаты, что подтверждено заключениями ООО «Газпром-ВНИИГАЗ» № 31323949-164-2014 и № 31323949-070-2022.

Таблица 6.8 – Результаты испытаний на ударный изгиб KCV⁻²⁰ сварного соединения труб Ø1420×32 мм

Место отбора проб	Наружный шов,				Внутренний шов, Дж/см ²			
	Инд.		Ср.		Инд.		Ср.	
ЦШ	206	187	204	199	186	179	173	179
ЗТВ t=0	293	291	257	280	230	302	271	268
FL	131	49	54	78	157	136	235	176
FL+2	216	221	279	239	294	279	200	258
ЦШ	198	194	185	192	199	130	195	175
FL	196	193	201	197	-	-	-	-
ЦШ	211	225	224	220	205	194	190	196
FL DNV-OS-FIOI	102	68	54	75	258	317	211	262
ЦШ	232	78	121	144	128	135	134	132
FL DNV-OS-FIOI	181	208	175	188	68	151	184	134
ЦШ	307	222	259	263	219	250	215	228
FL DNV-OS-FIOI	128	214	207	183	70	86	47	68

Впервые в России в АО «ВМЗ» были изготовлены и успешно прошли все испытания, включая полигонные, трубы Ø1420x26,3 и 31,6 мм класса прочности K70. В ходе разработки состава стали и технологии производства проката и труб с использованием разработанной системы проведен полный комплекс исследований и разработок, включая, имитацию и моделирование процессов роста зерна при нагреве сляба под прокатку, различных режимов прокатки и охлаждения, моделирование имитацию и разработку режимов сварки высокопрочных сталей на экспериментальном сварочном стенде, а также выбор сварочных материалов. Получено положительное заключение от ООО «Газпром ВНИИГАЗ» №31323949-147-2023, разработаны ТУ 24.20.21–346-05757848–2023 «Трубы стальные электросварные прямошовные класса прочности K70 наружным диаметром от 530 до 1420 мм для магистральных газопроводов на рабочее давление до 14,71 МПа включительно».

Основные рекомендации по практическому применению результатов для производства хладостойких труб ТВЧ приведены ниже.

Наиболее сильным охрупчивающим фактором в микроструктуре сварных соединений ТВЧ является образование в области линии сплавления скопления сварочных окислов, что приводит к появлению отдельных хрупких разрушений с низкими значениями ударной вязкости уже при 0°C. Устранение или снижение размеров и содержания сварочных окислов возможно за счет оптимизации параметров сварки ТВЧ: увеличения частоты перемычек, увеличения скорости осадки, угла схождения кромок (сварка без образования перемычек). Оптимизация содержания Si и Mn в составе стали может позволить получить более легкоплавкие соединения, легче удаляющееся в грат при осадке в процессе сварки ТВЧ.

Совместное действие деформации и нагрева в области линии сплавления сварного соединения ТВЧ сферических неметаллических включений комплексных продуктов раскисления Mg-Al-Si-O-Ca-S, приводит к изменению их формы на линзовидную. Такие включения располагаются в очагах скола как при хрупком разрушении, так и при смешанном характере разрушения образцов сварного шва ТВЧ. Сочетание крупнозернистой области микроструктуры и таких неметаллических включений приводит к разрушениям с низкой энергоемкостью на ранней стадии. Снизить влияние этого охрупчивающего фактора возможно за счет снижения размера и содержания сферических неметаллических включений в основном металле.

Наибольшее охрупчивающее влияние на металл без окислов и неметаллических включений оказывает формирование обезуглероженной области ферритной микроструктуры с повышенными в 1,5 раза размером зерен и практически в 3 раза содержанием кристаллографических кластеров {001} в области линии сплавления сварного соединения ТВЧ. Применение двухстадийной термической обработки, включающей последовательную нормализацию и закалку с отпуском позволит снизить вероятность появления низких значений ударной вязкости. Применение локальной или объемной нормализации с увеличенным временем пребывания в аустенитной области позволит снизить или устранить влияние текстуры сварочной деформации, а также приведет к снижению локальной неоднородности по химическому составу (в первую очередь- углероду) и микроструктурной неоднородности. Закалка с отпуском позволит измельчить получившуюся слабо текстурированную микроструктуру.

В части труб малого и среднего диаметра с использованием высокочастотной сварки (табл. 6.3) разработаны новые составы сталей, в том числе сталь марки 05ХГБ с оптимизированным содержанием Mn, Si, Cr для формирования низкотемпературных

оксидных фаз (1205-1347 °С) и предотвращения образования корунда, кварца и др. Разработаны составы сталей для хладостойких труб класса прочности К56-К60. Оптимизировано содержание Mn, Si, Cr в сталях текущего производства с целью формирования низкотемпературных оксидных фаз и облегчения удаления их в грат. Реализован комплекс мероприятий по повышению чистоты стали по НВ на ЛПК. Внедрены усовершенствованные технологии высокочастотной сварки, в том числе технология сварки с большими углами схождения труб Ø 60-245 (7°), технология сварки типа 2' (с перемычками) труб до Ø530 мм с малыми углами схождения с управлением частотой образования перемычек (менее 8 мс). Увеличена скорость сварки и степень осадки (до 0,7 Н), что обеспечило скорость осадки более 100 м/мин×град для гарантии удаления жидкого металла и окислов в грат. Оптимизирована температура нагрева при ЛТО (найден оптимум $T_{нагр.}$ с точки зрения фазовых превращений и равномерности нагрева по толщине стенки трубы). С точки зрения локальной и объемной термической обработки внедрены; комбинация нормализации (ЛТО) + 3+О (ОТО) для ослабления кристаллографической текстуры и повышения дисперсности микроструктуры. Внедрена технология, исключая формирование мартенсита в стали с содержанием углерода > 0,2%, включающая охлаждение шва после сварки ниже температуры окончания мартенситного превращения $M_k(50^{\circ}C)$ + отпуск 670-700°С взамен нормализации.

Разработаны и утверждены технические условия на трубы малого и среднего диаметра повышенной хладостойкости: ТУ 24.20.13-200-05757848-2018; ТУ 24.20.32-188-05757848-2019; ТУ 24.20.32-212-05757848-2019; ТУ 24.20.13-214-05757848-2019; ТУ 24.20.13-222-05757848-2019; ТУ 24.20.13-263-05757848-2020 различного назначения и для различных 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 промышленное производство нефтегазопроводных труб Ø114-530 мм из стали 05ХГБ, для эксплуатации во всех климатических зонах РФ и стойких к CO₂ и H₂S, обсадных труб группы прочности Дс в хладостойком исполнении, хладостойких (-20 °С) труб диаметром до 530 мм класса прочности до К60 для ПАО «Газпром», ПАО «Новатэк» и ПАО «Транснефть» и других компаний.

Испытания промышленной партии труб Ø273×11 мм из стали 06Г2Б класса прочности К60 по ТУ 1380-060-05757848-2015 для ПАО «Новатек» показали их полное соответствие предъявляемым требованиям по ударной вязкости как основного металла, так и сварного соединения (табл. 6.9).

Таблица 6.9 – Результаты испытаний основного металла и сварного соединения на ударный изгиб труб Ø273×11 мм из стали 06Г2Б.

Место отбора	Ударная вязкость, Дж/см ²	
	KCV ⁻⁴⁰	KCU ⁻⁶⁰
Основной металл	274	273
	293	273
	343	257
	246	252
	248	258
	300	246
Требования ТУ	≥50	≥50
Сварное соединеие	254	286
	270	206
	285	281
	277	269
	259	289
	251	296
Требования ТУ	≥34	≥40

Проведены расширенные испытания труб ТВЧ АО «ВМЗ», выбранных из промышленных партий, предназначенных для ПАО «Газпром»: 219×12,7 мм класса прочности К60 в количестве 4 штук; 325×10 мм класса прочности К56 в количестве 3 штук; 426×12 мм класса прочности К60 в количестве 4 штук. В соответствии с заключением №31323949-159-2018 ООО «Газпром-ВНИИГАЗ» результаты лабораторных испытаний, гидравлических испытаний натуральных образцов труб, испытаний образцов на малоцикловую усталость подтвердили соответствие труб ТВЧ АО «ВМЗ» требованиям ТУ 24.20.13-185-05757848-2018. По величине ударной вязкости сварное соединение труб соответствует предъявляемым требованиям до температуры испытания -70°С включительно (табл. 6.10).

Проведены систематические исследования структуры и свойств труб Ø530×10 мм из стали 06Г2Б класса прочности К56. По заключению ООО «НИИ Транснефть» трубы соответствуют ОТТ-23.040.00-КТН-134-15. При массовых испытаниях ударная вязкость сварного соединения по линии сплавления KCV⁻²⁰ находится в интервале 66-330 Дж/см²

(среднее значение 276 Дж/см²) после ЛТО (нормализация) и ОТО (высокий отпуск) и интервале 70-327 Дж/см² (среднее значение 251 Дж/см²) после ЛТО (3+0) и ОТО (высокий отпуск).

Таблица 6.10 – Результаты испытаний металла сварного соединения труб Ø426×12 мм на ударный изгиб (KCV)

Номер трубы	Темп. испытания	Ударная вязкость KCV, Дж/см ²							
		До старения				После старения			
		1	2	3	Сред	1	2	3	Сред
286494	0	388	330	344	354	369	353	348	357
	-20	374	352	354	360	356	355	350	354
	-40	356	364	352	357	354	355	359	356
	-60	353	364	365	361	341	269	301	304
	-70	354	360	360	358	357	364	276	332
286500	0	365	373	378	372	356	340	341	346
	-20	354	365	347	355	343	349	364	352
	-40	343	359	346	349	351	344	351	349
	-60	346	356	365	356	253	356	356	322
	-70	359	354	327	347	339	357	360	352
286505	0	363	370	358	364	375	349	349	358
	-20	344	343	366	351	363	362	356	360
	-40	365	356	365	362	350	352	349	350
	-60	344	352	356	351	357	359	373	363
	-70	349	266	326	314	369	285	359	338

Разработана и освоена в условиях АО «ВМЗ» технология производства прямошовных электросварных обсадных труб ТВЧ Ø 426 мм группы прочности Дс в хладостойком исполнении и муфт к ним для ПАО «Газпром». Трубы предназначены для крепления нефтяных и газовых скважин, как в стандартных условиях, так и при ремонте соответствующих эксплуатационных колонн и восстановлении стволов, расположенных в том числе в холодных (до -50°С) макроклиматических районах по ГОСТ 16350.

В соответствии с заключением №31323949-112-2022 ООО «Газпром-ВНИИГАЗ» результаты приемо-сдаточных испытаний электросварных прямошовных обсадных труб размером 426,0×11,0 мм и муфт к ним производства АО «ВМЗ» подтверждают соответствие изделий требованиям ТУ 24.20.32–212–05757848–2019 (с Изменением № 1), включая полный комплекс механических свойств (временное сопротивление, предел текучести, относительное удлинение, ударная вязкость KCV⁻⁴⁰ и KCU⁻⁶⁰, доля вязкой составляющей и твердость).

Проведённые испытания в ПАО «Газпром» позволили впервые получить разрешение на применение электросварных обсадных труб в хладостойком исполнении. Решён вопрос замещения бесшовных хладостойких труб электросварными. Разработка внедрена в массовое производство – трубы отгружены ПАО «Газпром» и ПАО «Новатэк».

Освоено в условиях АО «ВМЗ» производство прямошовных труб $\text{Ø}114\text{-}530$ мм с толщиной стенки 5-12 мм из стали 05ХГБ с требованиями по стойкости к углекислотной и сероводородной коррозии для промысловых трубопроводов нефтяных компаний РФ. Проведенный комплекс теоретических (расчет диаграмм состояния) и практических (использование высокоскоростной видеосъемки процесса сварки с последующим микроструктурными исследованиями) исследований позволил оптимизировать химический состав стали, обеспечивающий высокое и стабильное качество сварного соединения трубных сталей, легированных хромом в количестве более 0,5-1,0 %. В условиях промышленного производства была стабильно обеспечена ударная вязкость сварного соединения на поперечных образцах до температуры -30°C .

Также освоено производство электросварных труб ТВЧ из стали марки 13ХФА с толщиной стенки 10,1 - 12,0 мм и трубы из стали 20ЮЧ с повышенной эксплуатационной надежностью с толщиной стенки до 12,0 мм.

На Альметьевском трубном заводе ОМК усовершенствована технология сварки нефтгазопроводных труб диаметром до 219 мм. В том числе:

- оптимизирована частота генератора;
- для низкоуглеродистых марок стали увеличена скорость сварки и степень осадки (до 0,7 Н), что обеспечило скорость осадки более 100 м/мин \times град для гарантии удаления жидкого металла и окислов в грат;
- для среднеуглеродистых марок сталей ($C > 0.20\%$) снижена степень осадки до 0,25St, что позволило уменьшить углы изгиба волокон и исключить растрескивание при осадке.

На основании результатов, проведенных исследований, в рамках научно-технического сотрудничества АО «ВМЗ» и АО «Газпром трубинвест» реализованы следующие мероприятия с целью повышения качества труб $\text{Ø}146\text{-}426$ мм:

- оптимизирован состав стали марки 22ГЮ в части увеличения соотношения содержания Mn/Si для облегчения удаления окислов в грат при осадке и повышения чистоты по неметаллическим включениям;
- оптимизирована технология высокочастотной сварки в части оптимизации углов схождения кромок для исключения оксидных включений в сварных соединениях;

- оптимизированы режимы локальной термической обработки сварных соединений для повышения дисперсности микроструктуры.

Внедренные мероприятия позволили повысить качество выпускаемой трубной продукции и снизить количество несоответствующей продукции на 3,8 %.

Внедренная технология позволила повысить качество сварных соединений, 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 «ИТЗ».

Общий объем трубной продукции, произведенной в АО «ВМЗ» 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, оптимизировать составы сталей, освоить производство новых видов продукции с уникальным сочетанием свойств, создать общий металловедческий подход к совершенствованию и разработке технологий и материалов.

По результатам исследований предложен ряд перспективных направлений исследований и разработок в области сварки стальных труб, в том числе:

- трехпроходная сварка ТБД с уменьшенным тепловложением;
- электроннолучевая сварка материалов, выполненных с применением оксидных технологий (содержащих дисперсные окислы);
- высокочастотная сварка в среде защитных газов, а также с применением лазерного луча для исключения окисления кромок;
- гибридная лазерно-дуговая сварка с использованием сварочной порошковой проволоки, содержащей частицы оксидов, способствующих зарождению игольчатого феррита;
- термическая обработка швов, выполненных ДСФ, исключая явление структурной наследственности и позволяющая измельчить аустенитную структуру собственно шва;
- разработка технологии сварки труб из биметаллического проката и нержавеющей стали.

Заключение по главе 6

Полученные в работе результаты и установленные закономерности нашли применение в промышленном производстве. Разработаны составы сталей, технологии и освоено массовое производство труб с уникальными характеристиками и сортаментом. Общий объем трубной

продукции, произведенной в АО «ВМЗ» с использованием разработок автора, составил 609 тысяч тонн, фактический экономический эффект составил 12,39 млрд. рублей.

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».

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Проведены систематические исследования структуры основного металла и сварных соединений стальных труб $\text{Ø}60\text{-}1420$ мм, произведенных с использованием различных видов сварки, установлены основные связи между их структурой и свойствами, определены и проработаны 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 реечным и увеличением вклада границ зерен бывшего аустенита.

- В случае однородной исходной структуры аустенита формирование реечного бейнита приводит к повышению ударной вязкости и хладостойкости; при наличии крупных зерен аустенита, формирующийся в них реечный 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 зернограницного 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 правомерность 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 вязких свойств сварных соединений для исследованных типов сварки, которая позволила 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 в порядке снижения $T_{исп.}$: 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 – повышения устойчивости аустенита в ЗТВ; для сварки ТВЧ – исключения формирования тугоплавких окислов);

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

- термическая обработка (ослабление кристаллографической текстуры при нормализации и последующее повышение дисперсности структуры путем закалки с высоким отпуском 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 окислов из линии сплавления, уменьшение количества линзовидных включений вблизи ЛС за счет 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 $-40 \dots -60^\circ\text{C}$ 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/мм^2 и хладостойкостью до $-50 \dots -60^\circ\text{C}$.

8. В части 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 (речной) 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: категории прочности до K80; с минимальной температурой эксплуатации -42...-60°C; с толщиной стенки до 41 мм и др. В том числе, освоено производство труб для уникальных проектов трубопроводов: «Гурецкий поток», «Северный поток -2» и др.

Освоено производство нефтегазопроводных труб ТВЧ Ø114-530 мм для эксплуатации во всех климатических регионах РФ, стойких к CO₂ и H₂S, обсадных труб группы прочности Dc в хладостойком исполнении, хладостойких (-20 °C) труб диаметром до 530 мм класса прочности до K60 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 тысяч тонн, фактический экономический эффект составил 12,39 млрд. рублей.

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.

СПИСОК УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ И СОКРАЩЕНИЙ

- ТВЧ - ток высокой частоты;
- ЛТО - локальная термическая обработка;
- ОТО - объемная термическая обработка;
- ЗТВ – зона термического влияния при сварке;
- ЦШ – центр шва;
- НВ – неметаллические включения;
- ДОРЭ (EBSD) – дифракция обратно рассеянных электронов (Electron Backscatter Diffraction);
- КЭМ - конечно-элементная модель;
- САПР - система автоматизированного проектирования;
- ОШЗ - околошовная зона;
- ТЦ – термический цикл;
- ДСФ – дуговая сварка под флюсом;
- РБ – реечный бейнит;
- ГБ – гранулярный бейнит;
- $w_{8/5}$ – скорость охлаждения в интервале температур 800-500°C;
- МА-составляющая – структурная составляющая, включающая участки мартенсита и аустенита;
- КСС – контрольное сварное соединение;
- ВБ – верхний бейнит;
- ПФ – полигональный феррит;
- ВФ – видманштеттов феррит;
- ЗГФ – зернограничный феррит;
- ЛС – линия сплавления;
- КЗ ЗТВ – крупнозернистый участок зоны термического влияния;
- ИФ – игольчатый феррит;
- ВУГ – высокоугловые границы;
- МУГ – малоугловые границы;
- СШ – сварной шов;
- ЗГФ – зернограничный феррит;
- CGHAZ – крупнозернистый участок зоны термического влияния (coarse-grained portion of the heat-affected zone);

ICCGHAZ - межкритически нагретый (в $\gamma+\alpha$ область) крупнозернистый участок ЗТВ (ntercritically heated coarse-grained section of the HAZ);

КСР - کرنеловские средние разориентации;

ОПФ – обратные полюсные фигуры;

ТБД – трубы большого диаметра;

HSLA - high strength low alloy steel (высокопрочная низколегированная сталь);

LBZ - local brittle zones (локальные хрупкие зоны);

МАК- составляющая ((мартенсит-аустенит-карбиды);

МЗР – межзеренное разрушение;

ВЗР – внутризеренное (транскристаллитное) разрушение;

НТД – нормативно-техническая документация;

КСV – ударная вязкость на образце с острым надрезом (Шарпи);

СЭМ – сканирующая электронная микроскопия;

ПЭМ – просвечивающая электронная микроскопия;

ФИП – фокусированный ионный пучок;

ГЗЗТВ – грубозернистый участок ЗТВ;

ЗС – зона сплавления;

СТОД - критическое раскрытие в вершине трещины (Crack Tip Opening Displacement);

ТМО - термомеханическая обработка;

ЛПК – литейно-прокатный комплекс;

ГЛДС – гибридная лазерно-дуговая сварка;

ЭЛС – электронно-лучевая сварка;

ПФ – полигональный феррит;

ТО – термическая обработка;

УСК – угол схождения кромок (при сварке ТВЧ);

ТКД – термокинетическая диаграмма (превращения аустенита).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Шоршоров М.Х. *Металловедение сварки стали и сплавов титана.* – М.: Наука, 1965. – 335 с.
2. Гривняк И. *Свариваемость сталей.* М.: Машиностроение, 1984. - 216 с.
3. Грабин В.Ф., Денисенко А.В. *Металловедение сварки низко- и среднелегированных сталей.* Киев.: Наукова думка, 1978. - 276 с.
4. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н., *Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений.* 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.
5. Kou S. *Welding metallurgy.* 2-nd Edition. John Wiley & Sons, Inc., Hoboken, 2003, 461 p.
6. Easterling K. *Introduction to the physical metallurgy of welding.* 2-nd Edition. Oxford; Boston: Butterworth Heinemann, 1992, 270 p.
7. Шамов А.Н., Лунин И.В., Иванов В.Н. *Высокочастотная сварка металлов.* Л., «Машиностроение», 1977. 200 с.
8. Jorge C.F., de Souza L.F.G., Mendesa M.C. et al. *Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of C-Mn and high strength low alloy steel weld metals – a review.* Journal of Materials Research and Technology. V. 10, January–February 2021, P. 471-501.
9. Cho L., Tselikova A., Holtgrewe K. et al. *Critical assessment 42: acicular ferrite formation and its influence on weld metal and heat-affected zone properties of steels.* Materials Science and Technology, june 2022, DOI:[10.1080/02670836.2022.2088163](https://doi.org/10.1080/02670836.2022.2088163)
10. Loder D., Michelic S. K., Bernhard C. *Acicular Ferrite Formation and Its Influencing Factors - A Review.* Journal of Materials Science Research; Vol. 6, No. 1; 2017, p.24-43.
11. Xuelin Wang, Zhiquan Wang, Zhenjia Xie, et al. *Combined effect of M/A constituent and grain boundary on the impact toughness of CGHAZ and ICCGAZ of E550 grade offshore engineering steel.* Mathematical Biosciences and Engineering. Volume 16, Issue 6, 2019, 7494–7509.
12. Mohseni P., Solberg J. K., Karlsen M., Akselsen O. M. and Østby E. *Investigation of mechanism of cleavage fracture initiation in intercritically coarse grained heat affected zone of HSLA steel.* Materials Science and Technology. 2012, vol. 28, N 11, p. 1261-1268.
13. Chen Cuixin, Li Wushen, Peng Huifen. *Investigation on M-A Constituent in Weld CGHAZ of High-strength Microalloyed Steel.* Materials Science Forum Vols. 575-578 (2008), pp. 690-695.
14. Lambert A., Drillert J., Gorgues A.F. et al. *Microstructure of martensite-austenite constituents in heat affected zones of high strength low alloy steel welds in relation to toughness properties.* Science and Technology of welding and joining. 2000, vol.5, №3, p.168-173.
15. Khalaj G., Pouraliakbar H., Reza Jandaghi M., Gholami A. *Microalloyed steel welds by HF-ERW technique: Novel PWHT cycles, microstructure evolution and mechanical properties enhancement*

16. Sabzi M., Kianpour-Barjoie A., Ghobeiti-Hasab M., Mersagh-Dezfuli S. Effect of High-Frequency Electric Resistance Welding (HF-ERW) Parameters on Metallurgical Transformations and Tensile Properties of API X52 Microalloy Steel Welding Joint. *Arch. Metall. Mater.* 63 (2018), 4, 1693-1699.

17. Takatoshi O., Shunsuke T., Sota G. et al. Numerical Analysis of Welding Phenomena in High-Frequency Electric Resistance Welding. *Key Engineering Materials Vols. 622-623* (2014) pp. 525-531.

18. Xu, S., Tyson, W.R., and Matsuno, S., “Electric Resistance Welded Pipe Longitudinal Weld Seam Toughness Testing and Flaw Assessment Models: a Review”, *J. Pipeline Eng.*, Vol. 15, No. 1, 2016, pp. 25-35.

19. Xu, S., Laver, A., Gianetto, J., Liang, J., Tyson, W.R., and Matsuno, S., “Charpy Toughness of ERW Seam Welds”, *J. Pipeline Eng.*, Vol. 16, No. 3, 2017, pp.149-167.

20. Choi J.-H., Chang Y. S., Kim C.-M., Oh J.-S., and Kim Y.-S. Penetrator Formation Mechanisms during High-Frequency Electric Resistance Welding. *Welding Journal, January 2004: 27-31.*

21. Haga H., Aoki K., Sato T. Welding phenomena and welding mechanisms in high-frequency electric resistance welding - 1st report. // *Welding J.* 1980. V. 59(7). P. 208 - 216.

22. Столяров В. И., Пышминцев И. Ю., Ефименко Л. А., Елагина О. Ю., Морозов Ю. Д., Назаров А. В., Вышемирский А. В. Свариваемость высокопрочных сталей для газопроводных труб большого диаметра // *Проблемы чёрной металлургии и материаловедения*, 2008, №3, С. 39–47.

23. Глинер Р.Е. Технологичность сварки современной высокопрочной листовой стали // *Сварочное производство*. – 2009. – №11. – С. 26–34.

24. Иванов А. Ю., Сулягин Р. В., Мотовилина Г. Д., Хлусова Е. И. Структура и свойства зоны термического влияния труб из стали класса прочности X80 при сварке с разной погонной энергией. *Металлург*, 2011, № 6, С. 58–64.

25. Пермяков И. Л., Франтов И. И., Борцов А. Н., Ментюков К. Ю. Улучшение свариваемости и критерии оценки надежности околошовной зоны высокопрочных трубных сталей. *Металлург*, 2011, № 12, С. 74–81.

26. Величко А. А., Орлов В. В., Пазилова У. А., Сулягин Р. В., Хлусова Е. И. Оптимизация структуры и свойств зоны термического влияния сварных соединений высокопрочных трубных сталей // *Сварочное производство*, 2014, № 9, С. 8–13.

27. Ефименко Л.А., Шкапенко А.А., Р.О. Рамусь. Исследование изменения структуры и свойств в зоне термического влияния сварных соединений высокопрочных трубных сталей. трубопроводный транспорт (теория и практика), №1 (29) 2012, с. 20-23.
28. Столяров В.И., Ефименко Л.А., Елагина О.Ю., Вышемирский Е.М. Свариваемость высокопрочных трубных сталей для газопроводных труб большого диаметра // Проблемы черной металлургии и материаловедения. 2008, №3, с. 39 – 47.
29. Патон Е. О. Скоростная автоматическая сварка под слоем флюса. — 2-е изд. — М.—Л.: Машгиз, 1941. — 112 с.
30. Патон Б. Е. (ред.). Руководство по электродуговой сварке под флюсом. — Киев, М., 1957. — 236 с.
31. Haga H., Aoki K., Sato T. The mechanisms of formation of weld defects in high-frequency electric resistance welding. // Welding J. 1981. V. 60(6). P. 104 – 109.
32. Ichihara H., Sumimoto D., Kimura T., Kimiya Y., Yoshizawa M. 1986. Manufacture of alloy steel tube by high-frequency electric resistance welding. // Trans. Of ISIJ. 1986. V. 26. P. 468 – 475.
33. Kirido, I. V., Skachko, Y. N., and Aleinik, I. K., "Longitudinal Joints in Tubes Welded with Radio-Frequency Current," Automatic Welding, 14(7) July 1961, pp. 5-12.
34. Теория сварочных процессов: учебник для вузов / [Неровный В.М. и др.]; под ред. В.М. Неровного. - 2-е изд., перераб. и доп. – Москва: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, – 2016. – 702, [2] с.: ил.
35. Кархин В. А. Тепловые процессы при сварке / В. А. Кархин. – СПб.: Изв-во Политехн. ун-та, 2013. – 646 с.
36. Столяров В. И., Голованенко С. А., Франтов И. И., Терентьев А. В. Улучшение свойств сварного соединения труб большого диаметра путём оптимизации состава стали // Сталь, №5. 1982. С. 70–73.
37. Франтов И. И., Киреева Т. С., Столяров В. И. Проблемы свариваемости сталей с полиморфными превращениями: Сб. «Проблемы современной металлургии». – М.: Металлургия, 1983. С. 43–45.
38. 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.
39. Франтов И. И., Пермяков И. Л., Борцов А. Н. Кинетика фазовых превращений аустенита в околошовной зоне и в зоне термического влияния при сварке микролегированных трубных сталей. Проблемы чёрной металлургии и материаловедения, 2011, №3, С. 1–12.

40. Garland J. G., Kirkwood P. R. Towards improved Submerged arc weld metal // *Metal contrs.* 1975, №5, P. 275-283; №6. P. 230-330.
41. Степанов П. П., Зикеев В. Н., Эфрон Л. И. Франтов И. И., Морозов Ю. Д. Улучшение свариваемости стали для толстостенных газопроводных труб большого диаметра путём оптимизации химического состава. *Металлург*, 2010, №11, С. 62–67.
42. 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.
43. Bhadeshia H. K. D. H., Svensson L.–E. Modelling the Evolution of Microstructure in Steel Weld Metal. *Mathematical Modelling of Weld Phenomena*, Institute of Materials, London, 1993, pp. 109–182.
44. Dadian, M. *Advances in the Science and Technology of Welding*, Ed. S. A. David, ASM, Metals Park, OH 44073, (1986), p. 101–117.
45. Fredriksson, H. *Acta Universitatis Ouluensis*, (1983), Series C, No.26, University of Oulu, Finland (Proc. of the 3rd Scandanavian Symposium on Materials Science), pp. 1–25.
46. 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.
47. Abson, D.J., Acicular ferrite and bainite in C–Mn and low alloy steel arc weld metals. *Sci Tech Weld Join* 2018, 23(8), p. 635-648.
48. Thewlis G. Classification and quantification of microstructures in steels. *Mater Sci Technol* 2004; 20(2), p. 143-160.
49. Ghomashchi R, Costin W, Kurji R. Evolution of weld metal microstructure in shielded metal arc welding of X70 HSLA steel with cellulosic electrodes: A case study. *Mater Charact* 2015; 107, p. 317-326.
50. Choi CL, Hill DC. A study of microstructural progression in as-deposited weld metal. *Weld J.* 1978; 57(8): p.232–236.
51. Jorge J.C.F., De Souza L.F.G., Mendes M.C. et al. Microstructure characterization and its relationship with impact toughness of C-Mn and high strength low alloy steel weld metals – a review *J.C.F. Journal of Materials Research and Technology*, V. 10, January–February 2021, P. 471-501.
52. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. М: Наука, 1977. - 236 с.
53. Bhadeshia H. K. D. H. *Bainite in steels. Theory and practice.* Maney Publishing. UK, Third edition. 2015, 589 p.
54. Loder D., Michelic S. K., Bernhard C. Acicular Ferrite Formation and Its Influencing Factors - A Review. *Journal of Materials Science Research*; Vol. 6, No. 1; 2017, p.24-43.

55. Yang JR, Huang CY, Huang CF, et al. Influence of acicular ferrite and bainite microstructures on toughness for an ultra-low-carbon alloy steel weld metal. *J Mater Sci Lett*. 1993; 12(16), p. 1290–1293.
56. Babu S.S. The mechanism of acicular ferrite in weld deposits. *Curr. Opin. Solid State Mater. Sci*. 2004; 8(3–4), p. 267–278.
57. Thewlis G. Classification and quantification of microstructures in steels. *Mater Sci Technol*. 2004; 20(2), p. 143–160.
58. Jiang Q.L, Li YJ, Wang J, et al. Effects of inclusions on formation of acicular ferrite and propagation of crack in high strength low alloy steel weld metal. *Mater Sci Technol*. 2011; 27(10), p.1565–1569.
59. Lee T, Kim HJ, Kang BY, et al. Effect of inclusion size on the nucleation of acicular ferrite in welds. *ISIJ Int*. 2000; 40(12), p. 1260–1268.
60. Zhang J, Xin W, Luo G, et al. Effect of welding heat input on microstructural evolution, precipitation behavior and resultant properties of the simulated CGHAZ in high-N V-alloyed steel. *Mater Charact*. 2020; 162, p. 110201.
61. Ricks RA, Howell PR, Barritte GS. The nature of acicular ferrite in HSLA steel weld metals. *J. Mater. Sci*. 1982; 17(3)p. 732–740.
62. Terasaki H, Komizo Y. In situ observation of morphological development for acicular ferrite in weld metal. *Sci. Technol. Weld Join*. 2006; 11(5), p. 561–566.
63. Babu SS, Bhadeshia HKDH. Stress and the acicular ferrite transformation. *Mater. Sci. Eng.: A*. 1992; 156(1), p.1–9.
64. Strangwood M, Bhadeshia HKDH. The mechanism of acicular ferrite formation in steel weld deposits', Proceedings of Conference on 'Advances in welding science and technology', Materials Park, OH, ASM. 1987.
65. Thewlis G, Whiteman JA, Senogles DJ. Dynamics of austenite to ferrite phase transformation in ferrous weld metals. *Mater Sci Technol*. 1997; 13(3), p. 257–274.
66. Koseki T, Thewlis G. Overview inclusion assisted microstructure control in C–Mn and low alloy steel welds. *Mater. Sci. Technol*. 2005; 21(8), p. 867–879.
67. Mu W, Jönsson PG, Nakajima K. Recent aspects on the effect of inclusion characteristics on the intragranular ferrite formation in low alloy steels: a review. *High Temp. Mater. Process*. 2017; 36(4), p.309–325.
68. Sarma DS, Karasev AV, Jönsson PG. On the role of nonmetallic inclusions in the nucleation of acicular ferrite in steels. *ISIJ Int*. 2009; 49(7), p. 1063–1074.
69. Gregg JM, Bhadeshia HKDH. Solid-state nucleation of acicular ferrite on minerals added to molten steel. *Acta Mater*. 1997; 45(2), p. 739–748.

70. Yang ZG, Zhang C, Pan T. (2005). The mechanism of intragranular ferrite nucleation on inclusion in steel. Vol. 475. Trans Tech Publ; (Materials Science Forum).
71. Babu S.S., Bhadeshia H. K. D. H. Transition from bainite to acicular ferrite in Reheated Fe-Cr-C weld deposits Materials Science and Technology October 1990 Vol. 6, 1005-1020.
72. Bhadeshia H. K. D. H. Models for the Elementary Mechanical Properties of Steel Welds. Mathematical Modelling of Weld Phenomena III, eds. H. Cerjak and H. K. D. H. Bhadeshia, Institute of Materials, London, 1997, pp. 229–284.
73. Ikawa H. Study on the martensite-austenite constituent in weld-heat affected zone of high strength steel. J JWS. 1980; 49; p. 467–472.
74. 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.
75. Матросов М.Ю., Лясоцкий И.В., Кичкина А.А. и др. Особенности и классификация структур низкоуглеродистых низколегированных высокопрочных трубных сталей // Сталь. 2012. №1. С. 65-74.
76. Xueda Li, Chengjia Shang, Xiaoping Ma. Et al. Elemental distribution in the martensite–austenite constituent in intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone of a high-strength pipeline steel. Scripta Materialia, 139 (2017), p. 67–70.
77. Reichert J. M., Garcin T., Militzer M., Poole W. J. Formation of Martensite/Austenite (M/A) in X80 Linepipe Steel. Proceedings of the 9th International Pipeline Conference IPC2012 September 24-28, 2012, Calgary, Canada.
78. Li, Y., Baker, T.N. (2010) Effect of the morphology of the martensite-austenite phase on fracture of the weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels. Materials Science and Technology, 26 (9). pp. 1029-1040.
79. Lan L.Y., Qiu C.L., Zhao D.W., Gao X.H., Du L.X. (2012) Analysis of martensite–austenite constituent and its effect on toughness in submerged arc welded joint of low carbon bainitic steel. J Mater Sci 47(11), p. 4732–4742.
80. Bhadeshia H.K.D.H., Proceedings of the International Seminar on Welding of High Strength Pipeline Steel, TMS, Araxa, 2011, p. 99–106.
81. Schemmann L., Stallybrass C., Schröder J. et al. Crack formation in Charpy tests of the heat-affected zone of large-diameter line pipe material. Proceedings of the 12th International Pipeline Conference September 24-28, 2018, Calgary, Canada.
82. Tankoua F., Crépin J., Thibaux P., Cooreman S., Gourgues-Lorenzon A.-F. Quantification and microstructural origin of the anisotropic nature of the sensitivity to brittle cleavage

fracture propagation for hot-rolled pipeline steels // *Int J Fract* (2018) 212:143–166.
<https://doi.org/10.1007/s10704-018-0297-4>

83. Gervasyev A., Pyshmintsev I., Petrov R., Huo C., Barbaro F.. Splitting susceptibility in modern X80 pipeline steels. *Materials Science & Engineering A* 772 (2020).
<https://doi.org/10.1016/j.msea.2019.138746>

84. Bhadeshia H., Svensson L.-E. Modelling the evolution of microstructure in steel weld metal. *Mathematical modelling of welding phenomena*, eds. H. Cerjak, K.E. Easterling, Institute of materials, London 1993. P. 109-189.

85. Salar Niknafs. In-situ studies of delta-ferrite/austenite phase transformation in low carbon steels. Thesis, University of Wollongong. 2007.

86. Nako H., Hatano H., Okazaki Y., Yamashita K., Otsu M.. Crystal Orientation Relationships between Acicular Ferrite, Oxide, and the Austenite Matrix. *ISIJ International*, Vol. 54 (2014), No. 7, P. 1690–1696.

87. Shao. Yi et al. “Formation mechanism and control methods of acicular ferrite in HSLA steels: A review.” *Journal of Materials Science & Technology* 34 (2017), p. 737-744.

88. Seo J. S., Kim H. J., Ryoo H. S.. Effect of Grain Boundary Ferrite on Susceptibility to Cold Cracking in High-strength Weld Metal. *METALS AND MATERIALS International*, Vol. 14, No. 4 (2008), pp. 515-522

89. Shi Z., Pan T., Li Y. et al. Mechanism of BN-Promoting Acicular Ferrite Nucleation to Improve Heat-Affected Zone Toughness of V-N-Ti Microalloyed Offshore Steel. *Materials* 2022. 15, 1420.

90. Yin J., Hillert M., Borgenstam A. Morphology of Proeutectoid Ferrite. *Metallurgical and materials transactions A*. V. 48A, 2017. P. 1425-1443.

92. Zhang, H. Zhang, J. Li, and W. Liu, “Effect of Heat Input on Microstructure and Toughness of Coarse Grain Heat Affected Zone in Nb Microalloyed HSLA Steels,” *J. Iron Steel Res. Int.*, vol. 16, no. 5, pp. 73–80, Sep. 2009.

93. Hart P. H., “The influence of vanadium-microalloying on the weldability of steels,” *Weld. Cut.*, vol. 55, pp. 204–210, 2003.

94. Hutchinson B., Komenda J., Rohrer G. S., and Beladi H. “Heat affected zone microstructures and their influence on toughness in two microalloyed HSLA steels,” *Acta Mater.*, vol. 97, pp. 380–391, 2015.

95. Li X., Ma X., Subramanian S. V., Misra R. D. K., and Shang C. “Structure–Property–Fracture Mechanism Correlation in Heat-Affected Zone of X100 Ferrite–Bainite Pipeline Steel,” *Metall. Mater. Trans. E*, 2015, vol. 2, no. 1, pp. 1–11.

96. Davis C. L., King J. E., "Cleavage Initiation in the Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat-Affected Zone: Part I. Fractographic Evidence," *Metall. Mater. Trans. A*, vol. 25A, pp. 563–573, 1994.
97. Li X., Fan Y., Ma X., S. Subramanian V, Shang C., "Influence of Martensite – Austenite constituents formed at different intercritical temperatures on toughness," *J. Mater.*, vol. 67, pp. 1–7, 2014.
98. Wang X. M. X. L., Shang C. J, and Misra R. D. K. "Characterization of the multi-pass weld metal and the impact of retained austenite obtained through intercritical heat treatment on low temperature toughness. *Mater. Sci. Eng. A*, vol. 649, pp. 282–292, Jan. 2016.
99. Seyffarth P. *Atlas Schweiß-ZTU-Schaubilder*. Duesseldorf (Germany).1982. 173 p.
100. Heisterkamp F., Hulka K., Batte D. *Metallurgy Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments*. Miami (FL): AWS, 1990. P. 659-681.
101. Matsuda F., Ikeuchi K., Fukada Y., Horii Y., Okada H., Shiwaku T., Shiga C., Suzuki S. Review of mechanical and metallurgical investigations of M-A constituent in welded joint in Japan // *Trans. JWRI*. 1995. Vol. 24, №1. P. 1-24.
102. XU W.W., Wang Q.F., Pan T., Su H., Yang C.F. Effect of welding heat input on simulated HAZ microstructure toughness of a V-N microalloyed steel // *Proceedings of Sino-Swedish structural materials symposium 2007*. P. 234-239.
103. Shang C., Wang X., Liu Q., Fu J. Weldability of higher niobium x80 pipeline steel // *Proceedings of the international seminar on welding of high strength pipeline steels CBMM and TMS*. 2013. P.435-453.
104. Mandal M., Poole W.J., Garcin T., Militzer M., Collins L. Mechanical Behaviour of Intercritically Reheated Coarse-Grained Heat Affected Zone in High Strength Line Pipe Steels // *Proceedings of the 2018 12th International Pipeline Conference IPC 2018*. September 24-28, 2018, Calgary, Alberta, Canada. P.1-8.
105. Araki T., Shibata K., Enomoto M. Reviewed concept on the microstructural identification and terminology of low carbon ferrous bainites // *Material science forum*. 1990. Vol. 56-58. - P. 225-280.
106. Araki T., Enomoto M., Shibata K. Microstructural Aspects of Bainitic and Bainitic-like Ferritic Structures of Continuously Cooled Low Carbon (<0,3%) HSLA // *Materials Transactions JIM*. 1991. Vol. 32. - P. 729-736.
107. Thompson S.W., Krauss G. Ferritic microstructures in continuously cooled low- and ultralow-carbon steels // *ISIJ International*. - 1995. – Vol. 35. - P. 937–945.

108. Gourgues A.-F., Flower H. M., Lindley T. C. Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures // *Materials Science and Technology*. 2000. Vol. 16. P.24-40.

109. Takayama N., Miyamoto G., Furuhashi T. Effects of transformation temperature on variant grouping of bainitic ferrite in low carbon steel // *Solid State Phenomena*. 2011. Vols 172-174. P. 155-160.

110. Reichert J. M., Militzer M., Poole W.J., Collins L. A new approach using EBSD to Quantitatively distinguish complex transformation products along the HAZ in X80 linepipe steel // *Proceedings of the IPC2014-33668*. September 29-October 3, 2014, Calgary, Alberta, Canada.

111. Zajac S., Shwinn V., Tacke K.H. Characterization and quantification of complex bainitic microstructures in high and ultra-high strength linepipe steels // *Materials science forum*. 2005. Vols. 500-501. P. 387-394.

112. Keehan E., Karlsson L., Bhadeshia H. K. D. H., Thuvander M. Electron backscattering diffraction study of coalesced bainite in high strength steel weld metals // *Materials Science and Technology*. 2008. Vol. 24, №10. P. 1183-1188.

113. Guo B., Fan L., Wang Q., Fu Z., Wang Q., Zhang F. The Role of the Bainitic Packet in Control of Impact Toughness in a Simulated CGHAZ of X90 Pipeline Steel // *Metals*. 2016. Vol. 6. №11. 256.

114. Эфрон Л. И. *Металловедение в «большой» металлургии. Трубные стали*. М.: Металлургиздат, 2012, 696 с.

115. Уткин И. Ю. Роль микролегирующих элементов в формировании механических свойств околошовной зоны при сварке прямошовных труб большого диаметра групп прочности Х70–Х80: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Уткин Иван Юрьевич. – М., 2016. – 26 с.

116. Величко А. А. Роль тепловых параметров сварки в формировании морфологии, микроструктуры и свойств зоны термического влияния при производстве прямошовных труб: автореф. дис. ... канд. техн. наук: 05.16.01 / Величко Александр Алексеевич. – М., 2016. – 27с.

117. Величко А. А., Орлов В. В., Пазилова У. А., Сулягин Р. В., Хлусова Е. И. Оптимизация структуры и свойств зоны термического влияния сварных соединений высокопрочных трубных сталей // *Сварочное производство*, 2014, № 9, С. 8–13.

118. Frantov I. I., Velichko A. A., Bortsov A. N., Utkin I. Yu. Weldability of Niobium-Containing High-Strength Steel for Pipelines // *Welding Journal*. USA, January 2014, V. 93, No 1. P. 23–29.

119. Назаров А. В., Якушев Е. В., Шабалов И. П., Морозов Ю. Д., Киреева Т. С. Сравнение свариваемости высокопрочных трубных сталей, микролегированных ниобием, ниобием и ванадием. *Металлург*, 2013, № 10, С. 56–61.

120. Иванов А. Ю., Сулягин Р. В., Орлов В. В., Круглова А. А. Формирование структуры в зоне термического влияния и свойства сварных соединений трубных сталей классов прочности Х80, Х90. *Металловедение и термическая обработка металлов*, 2011, № 11 (677), С. 46–53.

121. Иванов А. Ю., Сулягин Р. В., Мотовилина Г. Д., Хлусова Е. И. Структура и свойства зоны термического влияния труб из стали класса прочности Х80 при сварке с разной погонной энергией. *Металлург*, 2011, № 6, С. 58–64.

122. Ефименко Л. А., Пономаренко Д. В., Уткин И. Ю., Рамусь Р. О. Исследование влияния склонности к росту зерна аустенита на ударную вязкость ЗТВ сварных соединений малоуглеродистых низколегированных сталей. *Металлург*, 2020, № 4, С. 62–65.

123. Кучук-Яценко С. И. Влияние энерговложения на пластические свойства соединений стали Х70 при контактной стыковой сварке оплавлением / С. И. Кучук-Яценко, Г. М. Григоренко Д. П. Новикова [и др.] // *Автоматическая сварка*. – 2007. – № 6. – С. 5–10.

124. Костин В. А., Григоренко Г. М., Поздняков В. Д. и др. Влияние термического цикла сварки на структуру и свойства микролегированных конструкционных сталей / *Автоматическая сварка*. – 2012. – № 12. – С. 10–16.

125. Isasti N., Jorge-Badiola D., Taheri M.L., and Uranga P., “Microstructural Features Controlling Mechanical Properties in Nb-Mo Microalloyed Steels. Part II: Impact Toughness”, *Metallurgical and Materials Transaction A*, 45 (11) (2014), 4972-4982.

126. Эфрон Л. И., Волкова Е. А., Кудашов Д. В., Чевская О. Н., Мишетьян А. Р. Формирование структуры при нагреве под прокатку микролегированных ниобием трубных сталей, *Проблемы черной металлургии и материаловедения* 2020 № 4, с. 24-33.

127. Barbaro F., Zhu Z., Kuzmikova L. et al. Weld HAZ properties in modern high strength niobium pipeline steels. *HSLA Steels 2015, Microalloying 2015 & Offshore Engineering Steels 2015*, p.453-457.

128. Changchun Y. Metallographic Examination Evaluation Criteria and Control for ERW Pipe Production, *Tube International*, 153-155, March 1996.

129. Maksuti R. Microstructural changes in the forge weld area during high frequency electric resistance welding // *Machines. Technologies. Materials*. 2016. Vol. 10, Iss. 5. P. 23–26.

130. Suzuki S. and Takamura T.: The Formation Mechanism of White Line in Welded Joints of ERW Steel Pipes: *Tetsu-to-Hagane*, 70 (1984), 1467-1373.

131. Toyoda T., Miyakawa T., Ueyama K. and Morisue T.: Development of Welding Heat Pattern Model at ERW 16inch mill, *Current Advances in Materials and Processes*, 3 (1990) 2, 542-543.

132. Okada N., Sakamoto H., Matsuo T., Takatani K.: Numerical Analysis Model of Electric Resistance Welding Pipe, *Tetsu-to-Hagane*, 98 (2012), 368-377.

133. Okabe T., Kenmochi K. and Sakata K.: Electro Magnetic and Heat Conductive FE Analysis on High Frequency Tube Welding Process, *Tetsu-to-Hagane*, 93 (2007), 373-378.

134. Okabe T., Aratani M., Yokoyama Y. et al.: Finite Element Analysis of the Electric Resistance Welding Phenomenon, *Steel Research International Special Edition: 10th International Conference on Technology of Plasticity, ICTP2011*, (2011), p. 662-666.

135. Yan P., GÜngör Ö. E., Thibaux P., Bhadeshia H. K. D. H. Induction welding and heat treatment of steel pipes: evolution of crystallographic texture detrimental to toughness. *Science and Technology of Welding and Joining 2010*, VOL 15, NO 2, P.137-141.

136. Tankoua F., Cooreman S., Thibaux P. Quantitative Investigation of Brittle Out-of-plane Fracture in X70 Pipeline Steel / *Procedia Materials Science 3* (2014), p.1149 – 1154.

137. Tankoua F., Crépin J., Thibaux P., Cooreman S., Gourgues-Lorenzon A.-F. Quantification and microstructural origin of the anisotropic nature of the sensitivity to brittle cleavage fracture propagation for hot-rolled pipeline steels. *Int. J. Fract.* (2018) 212:143–166.

138. Ткачук М. А., Багмет О. А. Методика определения оптимальной температуры нагрева при локальной термической обработке сварного шва труб, сваренных токами высокой частоты // *Заводская лаборатория. Диагностика материалов*, № 5. 2015. Том 81. С. 39–43.

139. Watanabe S., Ode F., Kano N., Yokoyama E., Hirano Y.: ‘Recent progress in techniques of manufacturing small diameter electric resistance weld tubes’4, ‘*Kawasaki Steel Technical Report*’, 84–96; 1981.

140. Babu S. S., David S. A., Vitek J. M., Mundra K. and DebRoy T.: ‘Development of macro- and microstructures of carbon–manganese low alloy steel welds: inclusion formation’, *Mater. Sci. Technol.*, 1995, 11, 186–199.

141. Grong O., Siewert T. A., Martins G. P. and Olson D. L.: ‘A model for the silicon–manganese deoxidation of steel weld metals’, *Metall. Trans. A*, 1986, A17, 1797–1807.

142. Hsieh K. C., Babu S. S., Vitek J. M. and David S. A.: ‘Calculation of inclusion formation in low-alloy-steel welds’, *Mater. Sci. Eng. A*, 1996, A215, 84–91.

143. Ramirez J. E.: ‘Characterization of high-strength steel weld metals: chemical composition, microstructure, and nonmetallic inclusions, *Weld*’, *Res.*, 2008, 87, (3), 65–75.

144. Khvan A. V., Dinsdale A. T., Cheverikin V. V., Kudashov D., Stepanov P. P., Watson A. & Kondratiev A. Oxide formation during electric resistance welding of low carbon steels.. *Journal: Materials Science and Technology*, Volume 32, Issue 6, April 2016, p. 556-567.

145. 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. Сборник трудов конференций. М.: АО АКХ «ВНИИметмаш», 2022, с.365-380.

146. Романцев Б.А., Гончарук А.В., Вавилкин Н.М., Самусев С.В. Трубное производство. –М.: Изд. Дом МИСиС, 2011. – С. 41-42.

147. Ткачук М.А., Багмет О.А., Степанов П.П. Определение оптимальных температур нагрева при локальной нормализации сварного шва труб, изготовленных из низколегированных марок сталей // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2016. Т. 82, N 7., с.26-29.

148. Ткачук М.А., Багмет О.А. Методика определения оптимальной температуры нагрева при локальной термической обработке сварного шва труб, сваренных токами высокой частоты // Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2015. Т. 81, N 5. С. 39-43.

149. 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. N 3. С. 54-59.

150. Technician ERW Weld Discontinuity Characterization Guide. For the API Long Seam Pipeline (LSP) exam. <https://www.api.org/-/media/Files/Certification/ICP/ICP-Certification-Programs/UT%20Programs/LSP/Technician%20Characterization%20Guide%20for%20API%20LSP%20Exam.pdf?la=en&hash=6A3CA97BDDCE851B0CBBAC81ACCD55311BFC7E21>

151. API Bulletin on Imperfection Technology, API Bul. 5T1 (R2017), 2017 <https://standards.globalspec.com/std/10185662/api-bull-5t1>

152. Fazzini, P.G., Cisilino, A.P., & Otegui, J.L. (2005). Experimental validation of the influence of lamination defects in electrical resistance seam welded pipelines. International Journal of Pressure Vessels and Piping, 82, 896-904

153. Joo M.S., Noh KM., Kim WK. et al. A Study of Metallurgical Factors for Defect Formation in Electric Resistance Welded API Steel Pipes. Metallurgical and Materials Transactions E 2, 119–130 (2015). <https://doi.org/10.1007/s40553-015-0049-6>

154. Tiratsoo J., MANAGING PIPELINE THREATS. Editor QR 11-9. HOOK CRACKING <https://pipeline-threats.com/plthreats/qr-11-9-hook-cracking/>

155. Aminorroaya-Yamini, Sima; Edris Hossein; and Fatahi, Mehrdad, "Hook crack in electric resistance welding line pipe steel" (2003). Australian Institute for Innovative Materials - Papers. 1409.

156. Ghosh A., "Secondary Steelmaking – principles and applications", CRC Press, 1st edition. 2000. 344 p.

157. Kyada, T., Raghu Shant, J., Goyal, D. et al. Analysis of Micro Cracks Near Weld Line in ERW Pipe of API 5L X70M Grade. J Fail. Anal. and Preven. 15, 344–350 (2015).

158. Shin M. H., Han J. M., Lee Y. S., and Kang H. W. "Study on Defect Formation Mechanisms in ERW for API Steel," Proc. Bienn. Int. Pipeline Conf. IPC, vol. 3, Dec. 2014, doi:10.1115/IPC2014-33082

159. Eaves G.N., Cameron S.R., Casey V.J., Nestico P., Bernert W., “Hook Crack reduction in ERW line pipe steel”, Steelmaking Conference proceedings, 1992, pp.521-528
160. Thomas Tsai H. Characterization of Hook Cracks in Tubular Products and Countermeasures 2007 Материалы ежегодной конференции China Iron and Steel - 2007
161. Christos Sofras, Marianthi Bouzouni, Nikolaos Voudouris and Spyros Papaefthymiou Investigation of penetrator defect formation during high frequency induction welding in pipeline steels.. MATEC Web of Conf. V.349, 2021 ICEAF-VI 2021 <https://doi.org/10.1051/mateconf/202134904002>
162. Okabe, T., Toyoda, S., Goto, S., Kato, Y., Yasuda, K., Nakata, K., 2014. Numerical Analysis of Welding Phenomena in High-Frequency Electric Resistance Welding. KEM 622–623, 525–531.
163. Kaba, M., Altay, M. & Çimenoglu, H. An Investigation on the Longitudinal Cracking of Electric Resistance Welded Steel Pipes. J Fail. Anal. and Preven. 20, 657–662 (2020).
164. Kim, C.M., Kim, J.K. The effect of heat input on the defect phases in high frequency electric resistance welding. Met. Mater. Int. 15, 141–148 (2009).
165. Adaba O. et al., "An SEM/EDS Statistical Study of the Effect of Mini-Mill Practices on the Inclusion Population in Liquid Steel," Proceedings of the 9th International Conference and Exhibition on Clean Steel (2015, Budapest, Hungary), Steel Times International, Sep 2015.
166. Kazakov A.A., Kiselev D.V., Murysev V.A. Interpretation of nature of non-metallic inclusions in assessing the quality of metal products in the industrial conditions “Chernye metally”, 2021, No. 9, pp. 47–54 DOI: 10.17580/chm.2021.09.08
167. Kazakov A.A., Murysev V.A., Kiselev D.V. Non-metallic inclusions interpretation technique for factory expertise of metal product defects. CIS Iron and Steel Review, 2021, Vol.22, pp.41-49. DOI: 10.17580/cisr.2021.02.08
168. 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, стр. 60-69.
169. Li Y., Yang W., Zhang L. Formation mechanism of MgO containing inclusions in the molten steel refined in MgO refractory crucibles // Metals. 2020. Vol. 10. — 444 p.
170. Chunyang Liu, Xu Gao, Sun-joong Kim, Shigeru Ueda, Shin-ya Kitamura. Dissolution behavior of Mg from MgO–C refractory in Al-killed molten steel // ISIJ International. 2018. Vol. 58, Iss. 3. P. 488–495.
171. Matsuda F., Fukada Y., Okada H., et al, “Review of mechanical and metallurgical investigations of martensite-austenite constituent in welded joints in Japan”, Welding in the world 37 (1996), 134–154.
172. Lambert-Perlade A., Gourgues A.F., Pineau A. Austenite to bainite phase transformation in the heat-affected zone of a high strength low alloy steel. Acta Materialia, 52 (2004), P. 2337-2348.

173. X.D. Li, C.J. Shang, C.C. Han, Y.R. Fan, J.B. Sun, *Acta Metall. Sin.* 52 (2016) 1025–1035.
174. Davis C.L., King J.E. Cleavage initiation in the intercritically reheated coarse-grained heat affected zone: Part I: Fractographic Evidence,”*Metall. Mater. Trans. A* 25 (1994), 563–573.
175. Li Y., Baker T.N. Effect of morphology of martensite–austenite phase on fracture of weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels*Mater. Sci. Technol.* 26 (2010), 1029–1040.
176. Lambert-Perlade A., Gourgues A.F., Besson J., Sturel T., Pineau A. *Metall. Mater. Trans. A* 35A (2004), p. 1039–1053.
177. X.D. Li, Y.R. Fan, X.P. Ma, S.V. Subramanian, C.J. Shang, *Mater. Des.* 67 (2015) 457–463.
178. X.D. Li, X.P. Ma, S.V. Subramanian, C.J. Shang, R.D.K. Misra, *Mater. Sci. Eng. A* 616 (2014), p. 141–147.
179. Chen J.H., Kikuta Y., Araki T., Matsuda Y., Micro-fracture behaviour induced by M-A constituent (island martensite) in simulated welding heat affected zone of HY80 high strength low alloyed steel. *Acta Metall.* 32 (1984), p. 1779–1788.
180. Li X.D., Ma X.P., Subramanian S.V., Shang C.J., EBSD characterization of secondary microcracks in the heat affected zone of a X100 pipeline steel weld joint.*Int. J. Fract.* 193 (2015), p. 131–139.
181. Devillers L. and Kaplan D.: Technical Report No. RE 88318, IRSID, Maizières-lès-Metz, Cedex, 1988 (in French).
182. Davis C.L. and King J.E.: *Metall. Mater. Trans. A*, 1994, vol. 25A, pp. 563-73.
183. Haze T. and Aihara S.: IIW Document No. IX-1423-86, IIW, Roissy, France, May 1986, pp. 1-38.
184. Toyoda M.: *Fracture Toughness Evaluation of Steel Welds. Review Part II*, University of Osaka, Osaka, 1988.
185. Okamoto K., Aihara S., Yoshie A. et al.: Pacrim Weldcon’92—Darwin “Transferring Technology and know-How,” Darwin, Australia, 1992.
186. Kenney K.L., Reuter W.G., Reemsnyder H.S., and Matlock D.K.: *Fatigue and Fracture Mechanics*, ASTM STP 1321, J.H. Underwood, B.D. Macdonald, and M.R. Mitchell, eds., ASTM, Philadelphia, PA, 1997, vol. 28, pp. 427-49.
187. Zhou Z.L. and Lin S.H.: *Acta Metall. Sinica (English Lett.)*, 1998, vol. 11, pp. 87-92.
188. Akselsen O.M., Solberg J.K., and Grong Ø.: *Scand. J. Metall.*, 1988, vol. 17, pp. 194-200.
189. Kim B.C., Lee S., Kim N.J., and Lee D.Y.: Microstructure and local brittle zone phenomena in high-strength low-alloy steel welds*Metall. Trans. A*, 1991, vol. 22A, pp. 139-149.
190. Matsuda F., Ikeuchi K., Okada H., Hrivnak I., and Park H.S.: *Trans. JWRI*, 1994, vol. 23, pp. 231-238.

191. Dolby R.E. and Knott J.F: J. Iron Steel Inst., 1972, vol. 210, pp. 857-65.
192. Naylor J. P. and Krahe P. R. The Effect of the Bainite Packet Size on Toughness *Metall. Trans.* 1974, **5**, 1699–1701.
193. Bouyne E., Flower H.M., Lindley T.C., and Pineau A.: *Scripta Mater.*, 1998, vol. 39, pp. 295-300.
194. Gourgues A.-F., Flower H.M., and Lindley T.C.: *Mater. Sci. Technol.*, 2000, vol. 16, pp. 26-40.
195. Brozzo P., Buzzichelli G., Mascanzoni A., and Mirabile M.: *Met. Sci.*, 1977, vol. 11, pp. 123-29.
196. J.H. Chen, Y. Kikuta, T. Araki, M. Yoneda, and Y. Matsuda: *Acta Metall.*, 1984, vol. 32, pp. 1779-88.
197. Aihara S. and Haze T.: TMS Annual Meeting, TMS, Warrendale, PA, 1988, paper no. A88-14.
198. Chen Cuixin, Li Wushen, Peng Huifen. Investigation on M-A Constituent in Weld CGHAZ of High-strength Microalloyed Steel. *Materials Science Forum Vols. 575-578 (2008)* pp. 690-695.
199. Moeinifar S., Kokabi A.H., Madaah Hosseini H.R. Influence of peak temperature during simulation and real thermal cycles on microstructure and fracture properties of the reheated zones, *Mater. Des.* 31 (2010), p. 2948–2955.
200. Akselsen O. M., Grong Ø. and Solberg J. K.: Ø. Effects of martensite-austenite (M-A) islands on intercritical heat-affected zone toughness of low carbon microalloyed steels. *Scand. J. Metall.*, 1988, 17, p. 194–200.
201. Haugen V.G., Rogne B.R.S., Akselsen O.M., Thaulow C., Ostby E. Local mechanical properties of intercritically reheated coarse grained heat affected zone in low alloy steel, *Mater. Des.* 59 (2014), p. 135–140.
202. Zhu Z., Kuzmikova L., Li H., Barbaro F. The effect of chemical composition on microstructure and properties of intercritically reheated coarse-grained heat-affected zone in X70 steels, *Metall. Mater. Trans. B Process Metall. Mater. Process. Sci.* 45 (2014), p. 229–235,
203. X.J. Di, X. An, F.G. Cheng, D.P. Wang, X.J. Guo, Z.K. Xue, Effect of martensite–austenite constituent on toughness of simulated inter-critically reheated coarsegrained heat-affected zone in X70 pipeline steel, *Sci. Technol. Weld. Join.* 21 (2016), p. 366–373, <http://dx.doi.org/10.1080/13621718.2015.1118814>.
204. Zhu Z., Han J., Li H., Influence of heat input on microstructure and toughness properties in simulated CGHAZ of X80 steel manufactured using high-temperature processing, *Metall. Mater. Trans. A* 46 (2015), p. 5467–5475.

205. Lan L., Qiu C., Zhao D., Gao X., Du L. Microstructural characteristics and toughness of the simulated coarse grained heat affected zone of high strength low carbon bainitic steel, *Mater. Sci. Eng. A* 529 (2011), p.192–200.
206. Moeinifar S., Kokabi A.H., Hosseini H.R.M. Effect of tandem submerged arc welding process and parameters of Gleeble simulator thermal cycles on properties of the intercritically reheated heat affected zone, *Mater. Des.* 32 (2011), p. 869–876.
207. Hu J., Du L.X., Wang J.J., Xie H., Gao C.R., Misra R.D.K. High toughness in the intercritically reheated coarse-grained (ICRCG) heat-affected zone (HAZ) of low carbon microalloyed steel, *Mater. Sci. Eng. A* 590 (2014), p. 323–328.
208. Han S.Y., S.Y. Shin, S. Lee, N.J. Kim, J.-H. Bae, K. Kim, Effects of cooling conditions on tensile and Charpy impact properties of API X80 linepipe steels, *Metall. Mater. Trans. A* 41A (2010) p. 329–340.
209. Davis C.L., King J.E. Effect of cooling rate on intercritically reheated microstructure and toughness in high strength low alloy steel, *Mater. Sci. Technol.* 9 (1993), p. 8–15.
210. Kweon K.S., Kim J.H., Hong J.H., Lee C.H. Microstructure and toughness of intercritically reheated heat affected zone in reactor pressure vessel steel weld, *Sci. Technol. Weld. Join.* 5 (2000), p. 161–167.
211. Davis C.L., King J.E. Cleavage initiation in the intercritically reheated coarsegrained heat-affected zone: part I. fractographic evidence, *Metall. Mater. Trans. A* 25 (1994), p. 563–573,
212. Xu W.W., Wang Q.F., Pan T. et al. Effect of welding heat input on simulated HAZ microstructure and toughness of a V-N microalloyed steel, *J. Iron Steel Res. Int.* 14 (2007), p. 234–239.
213. Yu L., Wang H.H., Hou T.P. et al. Characteristic of martensite-austenite constituents in coarse grained heat affected zone of HSLA steel with varying Al contents, *Sci. Technol. Weld. Join.* 19 (2014), p. 708–714.
214. Abson, D. J., (1988) Welding Institute Research Report 376/1988, Cambridge, UK.
(1980) *Metal Construction*, 12, p. 20–123.
215. Still, J. R. and Rogerson, J. H. “The Effect of PWHT on the Properties of Weld Metals Containing Ti, B and Mo”, *Metal Construction*, 1980, Vol. 12, pp. 120-123.
216. Kluken, A. O. and Grong, (1992) Temper embrittlement in steel weld metals containing titanium and boron *International Trends in Welding Science and Technology* eds. S. A.
217. David and J. M. Vitek, ASM International, Metals Park, Ohio, U. S. A., p. 569–574.
218. Kayali, E. S., Pacey, A. J. and Kerr, H. W., (1984) *Canadian Metallurgical Quarterly*, 23, p. 227–236.

219. Kluken, A. O., Siewert, T. A. and Smith, R., (1994) Effects of copper, nickel and boron on mechanical properties of low-alloy steel weld metals deposited at high heat input *American Welding Journal*, 73, p. 193–199.
220. Lazor, R. B. and Kerr, H. W., (1980) *Pipeline and Energy Plant Piping: Design and Technology*, Pergamon Press, Toronto, Canada, p. 141–149.
221. Gulyaev, A. P. and Guzovskaya, M. A., (1977) *Met. Sci. Heat Treat.*, 19, p. 1020–1024.
222. Chilton, J. M. and Roberts, M. J., (1980) *Metallurgical Transactions A*, 11A, p. 1711–1721.
223. Morrison, W. B. and Preston, R. R., () *Proc. Int. Symp. on Niobium*, edited by H. Stuart, TMS–AIME, Warrendale, PA, 1984. P. 939–966.
224. Glover G., Oldland R.B., and Voigt G.: *Proc. Int. Conf. on High Strength Low Alloy Steels*, University of Wollongong, Australia, August 20–24, 1984, pp. 271–75.
225. Dunne P. and Chandra T., South Coast Printers, New South Wales, Australia, 271–275.
226. Bodnar, R. L. and Hansen, S. S., (1994) *Metallurgical and Materials Transactions A*, 25A, p. 763–773.
227. Jorge JCF, Souza LFG, Araújo LS, Bott IS, Mendes MC, Evans GM. Microstructure and toughness of C-Mn steel submerged-arc weld deposits, with and without titanium addition. In: *IIW Annual Assembly*, At Bratislava, Czech Republica, july, 2019. *IIW Doc. IX-2674-19*.
228. Abson DJ, Pargeter RJ. Factors influencing as-deposited strength, microstructure, and toughness of manual, metal arc welds suitable for C-Mn steel fabrications. *Int Met Rev* 1986; 31(1), p. 141-196.
229. Evans GM, Bailey N. *Metallurgy of basic weld metal*. Cambridge: Abington Publishing; 1997, 448 p.
230. Shao Y, Liu C, Yan Z, Li H, Li Y. Formation mechanism and control methods of acicular ferrite in HSLA steels: A review, *J Mater Sci Tech* 2018; 34, p. 737-744.
- 231, Farrar RA, Harrison PL. Acicular ferrite in carbon-manganese weld metals: an overview, *J Mater Sci* 1987;22:3812-3820.
232. Han C, Li K, Liu X, Cao R, Cai Z. Effect of Ti content and martensite–austenite constituents on microstructure and mechanical property, *Sci Technol Weld Join* 2018; 23(5), p. 410-419.
233. Lan L, Kong X, Qiu C, et al. Influence of microstructural aspects on impact toughness of multi-pass submerged arc welded HSLA steel joints. *Mater Des* 2016; 90, p. 488-498.
234. Song FY, Shi MH, Wang P, Zhu FX, Misra RDK. Effect of Mn content on microstructure and mechanical properties of weld metal during high heat input welding processes, *J. Mater. Eng. Perform.* 2017; 26(6), p. 2947-2953.

235. Dias-Fuentes M, Iza-Mendia A, Gutiérrez I. Analysis of different acicular ferrite microstructures in low-carbon steels by electron backscattered diffraction. Study of their toughness behavior, *Met Mater Trans A* 2003; 34A, p.2505-2516.

236. Maksuti R. Impact of the acicular ferrite on the Charpy V-notch toughness of submerged arc weld metal deposits, *Int J Sci Eng Res* 2016; 7(8), p 1149-1155.

237. Рыбаков А. А., Семенов С. Е., Филиппук Т. Н. Свойства металла шва двусторонних сварных соединений труб из микролегированной стали повышенной прочности. *Автоматическая сварка*. 2013, №5, с.40-45.

238. Ito G., Nakanishi M. Study on Charpy impact properties of weld metals with submerged arc welding. — S.1., [1975]. — 20 p. — (Intern. Inst. of Welding; Doc. IX-A-113–75).

239. Farrar R. A., Wong S. Y., Watson M. W. How stress relief affects SA weld metal containing niobium // *Weld. Metal. Fabr.* — 1980. — № 1/2. — P. 21–23.

240. Yoshino Y., Stout R. D. Effect of microalloys on the notch toughness of line pipe seam welds // *Welding J.* — 1979. — 58, № 3. — P. 59–69.

241. Pickering FB. The structure and properties of bainite in steels. In: *Proceedings of the Transformation and Hardenability in Steels*. Ann Harbor, MI: Climax Molybdenum; 1967. p. 109.

242. Brozzo. P, Buzzichelli G., Mascanzoni A., Mirabile M. (1977) Microstructure and cleavage resistance of low—carbon bainitic steels. *Met Sci* 11: 123–129.

243. Gourgues A.F., Flower H.M., Lindley T.C. Electron backscattering diffraction study of acicular ferrite, bainite, and martensite steel microstructures. *Materials Science and Technology* (2000), 16: p. 26–40.

244. Bouyne, E., Flower, H.M., Lindley, T.C. and Pineau, A. (1998). Use of EBSD technique to examine microstructure and cracking in a bainitic steel. *Scripta Materialia* **39**, p. 295–300.

245. Fairchild D. P., Howden D. G., Clark W. A. T. The mechanism of brittle fracture in a microalloyed steel: Part I. Inclusion-induced cleavage // *Metallurgical and Materials Transactions A.* — 2000. — Т. 31. — №. 3. — С. 641-652.

246. Zhang L. P., Davis C. L., Strangwood M. Effect of TiN particles and microstructure on fracture toughness in simulated heat-affected zones of a structural steel // *Metallurgical and materials transactions A.* — 1999. — Т. 30. — №. 8. — p. 2089-2096.

247. Balart M. J., Davis C. L., Strangwood M. Observations of cleavage initiation at (Ti,V)(C,N) particles of heterogeneous composition in microalloyed steels // *Scripta materialia*. 2004. Т. 50. №. 3. p. 371-375.

248. Хайстеркамп Ф., Хулка К., Матросов Ю.И., Морозов Ю.Д., Эфрон Л.И., Столяров В.И., Чевская О.Н. Ниобийсодержащие низколегированные стали. - М.: "СП Итермет Инжиниринг", 1999. -94 с.

249. Гольдштейн М.И., Фарбер В.М. Дисперсионное упрочнение стали.-М.: Металлургия. 1979. 208 с.
250. Матросов Ю.И., Литвиненко Д.А., Голованенко С.А. Сталь для магистральных газопроводов. М.: Металлургия. 1989. 288 с.
251. Gladman T., Dulieu D., McIvor I.D. Structure-Properties Relationships in Microalloyed Steels. Microalloying'75. Proc. Int. Symp. Union Carbide Corp. New York. 1977. P.25-48.
252. Gladman T., Holmes B., McIvor D. The Effect of Second Phase Particles on the Mechanical Properties of Steels. London. ISI Publ. 1967. P. 68-72.
253. Матросов Ю.И. Комплексное микролегирование малоперлитных сталей, подвергаемых контролируемой прокатке// МиТОМ. 1986. №3. с. 10-17.
254. Kobayashi H., Kasamatu Y. Characteristics of Precipitates and Austenite Grain Growth in Nb and Ti Bearing High Strength Steels //Tetsu-to-Hagané. 1981. V. 67. №. 11. p. 1990-1999.
255. Литвиненко Д.А., Эфрон Л.И. Влияние титана на структуру и свойства горячекатаной стали типа 10Г2// Сталь. 1988. №9. с. 76-79.
256. DeArdo A.J., et al, International Symposium on Thin Slab Casting and Rolling (TSCR' 2002), Guangzhou, China, December 3-5, 2002, Chinese Society for Metals., 194-210.
257. Червонный А. В., Науменко В. В., Мунтин А. В., Эфрон Л. И., Лясоцкий И. В., Чевская О. Н., Кичкина А. А. Микролегирование хладостойких трубных сталей для производства рулонного проката на литейно-прокатном комплексе // Сталь. №9. 2015. с. 56-61.
258. Funakawa Y., Shiozaki T., Tomita K., Yamamoto T., Maeda E. Development of high strength hot-rolled sheet steel consisting of ferrite and nanometer-sized carbides // ISIJ Int. 2004. V. 44, p.1945–1951.
259. Shaposhnikov N.G., Koldaev A.V., Zaitsev A.I., Rodionova I.G., D'yakonov D.L., Arutyunyan N.A. Features of titanium carbide precipitation in low carbonhigh strength steels microalloyed with titanium and molybdenum. // Metallurgist. 2016. V. 60.p. 7 – 8.
260. Матросов Ю.И., Сорокин А.Н., Голованенко С.А. Повышение вязкости малоперлитной стали 09Г2, легированной титаном// Черная металлургия. Бюлл. института "Черметинформация". 1980. №2. с.46-47.
261. Сорокин А.Н., Матросов Ю.И., Голованенко С.А. Литвиненко Д.А. Влияние титана на механические свойства малоперлитной стали 09Г2ФБ // Сталь. 1981. №7. с. 69-70.
262. Zhu Z. X., Marimuthu M., Kuzmikova L. et al. Influence of Ti/N ratio on simulated CGHAZ microstructure and toughness in X70 steels// Science and Technology of Welding and Joining 2013 V. 18 №1, p. 45-51.
263. Zhou C., Priestner R. The evolution of precipitates in Nb–Ti microalloyed steels during solidification and post-solidification cooling// ISIJ Int., 1996, №36, p.1397–1405.

264. Kunze, J., Mickel, C., Leonhardt, M., Oswald, S. Precipitation of titanium nitride in low-alloyed steel during solidification //Steel research. 1997. V. 68. №. 9. p. 403-408.
265. Shen Y., Hansen S. S. Effect of the Ti/N ratio on the hardenability and mechanical properties of a quenched-and-tempered C-Mn-B steel //Metallurgical and Materials Transactions A. 1997. V. 28. №. 10. p. 2027-2035.
266. Mukae S., Nishio K., Katoh M. Solution of TiN during synthetic weld thermal cycling and heat affected zone toughness in low carbon steels //Transactions of the Japan Welding Society. 1987. V. 18. №. 2. p. 148-158.
267. Yan W., Shan Y. Y., Yang K. Influence of TiN inclusions on the cleavage fracture behavior of low-carbon microalloyed steels //Metallurgical and Materials Transactions A. 2007. V. 38. №. 6. p. 1211-1222.
268. Echeverria A., Rodriguez-Ibabe J. M. The role of grain size in brittle particle induced fracture of steels //Materials Science and Engineering: A. 2003. V. 346. №. 1-2. p. 149-158.
269. Ghosh A., Ray A., Chakrabarti D., Davis C. L. Cleavage initiation in steel: Competition between large grains and large particles //Materials Science and Engineering: A. 2013. V. 561. p. 126-135.
270. Ghosh A., Sahoo S., Ghosh M., Ghosh R. N., Chakrabarti D. Effect of microstructural parameters, microtexture and matrix strain on the Charpy impact properties of low carbon HSLA steel containing MnS inclusions //Materials Science and Engineering: A. 2014. V. 613. p. 37-47.
271. Pineau A., Benzerga A. A., Pardo T. Failure of metals I: Brittle and ductile fracture //Acta Materialia. 2016. T. 107. p. 424-483.
272. Chen J., Cao R. Micromechanism of cleavage fracture of metals: a comprehensive microphysical model for cleavage cracking in metals. – Butterworth-Heinemann, 2014.
273. Chen J. H., Zhu L., Ma H. On the scattering of the local fracture stress //Acta Metallurgica e Materialia. 1990. T. 38. №. 12. p. 2527-2535.
274. 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 околосварной зоны сварных соединений. *Металлург*, 2021, №5, с. 24-35.
275. 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. Бюллетень научно-технической и экономической информации*. 2022. Т. 78. № 1. С. 66-75.

276. 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.
277. 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*. № 1. 2022 г. С. 45-55.
278. Martin-Meizoso A. et al. Modelling cleavage fracture of bainitic steels // *Acta Metallurgica e Materialia*. – 1994. – Т. 42. – №. 6. – p. 2057-2068.
279. Descotes V. et al. Modeling the titanium nitride (TiN) germination and growth during the solidification of a maraging steel // *Proceedings of the 2013 International Symposium on Liquid Metal Processing & Casting*. – Springer, Cham, 2013. – p. 201-206.
280. Li B. et al. Study on Precipitation and Growth of TiN in GCr15 Bearing Steel during Solidification // *Materials*. – 2019. – Т. 12. – №. 9. – p. 1463.
281. Pudar M. et al. Computational analysis of precipitation during continuous casting of microalloyed steel // *steel research international*. – 2010. – Т. 81. – №. 5. – p. 372-380.
282. Capurro C., Cicutti C. Analysis of titanium nitrides precipitated during medium carbon steels solidification // *Journal of Materials Research and Technology*. – 2018. – Т. 7. – №. 3. – p. 342-349.
283. Stock J. et al. Cooling Rate Effects on the As-Cast Titanium Nitride Precipitation Size Distribution in a Low-Carbon Steel. – 2014.
284. Kunze J. et al. Precipitation of titanium nitride in low- alloyed steel during cooling and deformation // *Steel research*. – 1997. – Т. 68. – №. 10. – p. 441-449.
285. Li X. et al. Influence of martensite–austenite constituents formed at different intercritical temperatures on toughness // *Materials & Design*. – 2015. – v. 67. – p. 457-463.
286. Ткачук М.А., Головин С.В., Эфрон Л.И., Ганошенко И.В. Влияние легирования молибденом и хромом на структуру и свойства малоуглеродистой трубной стали, *Металлург*, № 10. 2019 г., с. 42-50.
287. Mohrbacher H. Metallurgical effects of niobium and molybdenum on heat-affected zone toughness in low-carbon steel // *Applied Sciences*. – 2019. – Т. 9. – №. 9. – С. 1847.
288. Гудремон Э. Специальные стали. Пер. с нем.: Т.2, М.: Металлургия, 1966, 1274 с.
289. Kim I., Nam H., Lee M., Nam D., Park Y., Kang N. Effect of Martensite–Austenite Constituent on Low-Temperature Toughness in YS 500 MPa Grade Steel Welds // *Metals*, 2018, 8, 638.
290. Mohammadijoo, M., Valloton, J., Collins, L., Henein, H., Ivey, D. G. (2018). Characterization of martensite-austenite constituents and micro-hardness in intercritical reheated and coarse-grained heat affected zones of API X70 HSLA steel. *Materials Characterization*, 142, p. 321–331.

291. Kunigita M., Tanaka K., Kawabata T., Kasuya T., Okazaki Y., Inomoto M., Aihara S. Prediction of steel weld HAZ Charpy impact property based on stochastic fracture model incorporating microstructural parameters. *Procedia Structural Integrity* 13 (2018) P.198-203.
292. Tian D., Karjalainen L.P., Quian B., Chen X. Cleavage Fracture Model for Granular Bainite in Simulated Coarse-Grained Heat-Affected Zones of High-Strength Low-Alloyed Steels. *JSME International Journal, Series A*, V.40 (2), 1997. P.179-188.
293. Mao G., Cayron C., Cao R., Logé R., Chen J. The relationship between low-temperature toughness and secondary crack in low-carbon bainitic weld metals, *Materials Characterization*, V. 145, 2018, P. 516-526
294. Ramachandran D.C., Kim S-D, Moon J. et al. Classification of martensite-austenite constituents according to its internal morphology in high-strength low alloy steel. *Materials letters*. V. 278, p. 128-132.
295. Li X., Shang C., Ma X., Subramanian S.V. et al. Structure and crystallography of martensite-austenite constituent in the intercritically reheated coarse-grained heat affected zone of a high strength pipeline steel. *Materials characterization* 138 (2018), p. 107-112.
296. Herø H., Evensen J., and Embury J. D. “The occurrence of delamination in a control rolled HSLA steel”, In: *Canadian Metallurgical Quarterly* 14,2 (1975), pp, 117–122,
297. Haskel H. L., Pauletti E., de P. Martins J., M. de Carvalho A.L. Microstructure and microtexture assessment of delamination phenomena in Charpy impact tested specimens. In: *Materials Research* 17.5 (2014), pp. 1238–1250.
298. Шабалов И.П., Настич С.Ю., Великоднев В.Я. Механические свойства труб большого диаметра с повышенной деформационной способностью (для зон АТР). // *Металлург*. 2018. № 9. С. 52-59.
299. Moore P., Pisarski H. CTOD and pipelines: the past, present, and future. // *The Journal of Pipeline Engineering*. 2013. 3rd Quarter. P. 237-244.
300. Zhu X.-K. Review of fracture toughness test methods for ductile materials in low-constraint conditions. // *International Journal of Pressure Vessels and Piping*. 2016. № 139-140. P. 173-183.
301. Антонов М.И., Пушева И.Ю., Мансырев Э.И., Емельянов А.В., Антонова Н.М. Особенности методики проведения механических испытаний по определению характеристик трещиностойкости сварных соединений и трубных сталей, применяемых на объектах ПАО «Газпром». // *Территория Нефтегаз*. 2015. № 8. С. 68-74.
302. 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.

303. 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.

304. 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 СТОД. Вести газовой науки, 2020, №2 (44), с.117-131.

305. Настич С.Ю. Влияние морфологии бейнитной составляющей микроструктуры низколегированной стали X70 на хладостойкость проката больших толщин // Металлург, 2012, №3, С. 62-69.

306. Nastich, S.Y., Morozov, Y.D., Matrosov, M.Y., Galkin, V.V., Denisov, S.V. Microstructure Refinement and Precipitation Characteristics of TMCP-Processed Plates for Pipeline Applications // Proceedings of 6-th International Conference on High Strength Low Alloy Steels “HSLA Steels 2011” (Beijing, China, May 31- June 2, 2011) / Journal of Iron and Steel Research, International, 2011, Vol. 18, Supplement 1-1, pp. 482-486.

307. Fernández, A.I., Uranga, P., López, B., Rodríguez-Ibabe, J.M. Static Recrystallization Behaviour of a Wide Range of Austenite Grain Sizes in Microalloyed Steels // ISIJ Int., Vol. 40, 2000, pp. 893-901.

308. Частухин А.В., Рингинен Д.А., Эфрон Л.И., Астафьев Д.С., Головин С.В. Разработка моделей структурообразования аустенита для совершенствования стратегий горячей прокатки трубных сталей // Проблемы черной металлургии и материаловедения, №3, 2016, С. 39 -53.

309. Казаков А.А., Киселев Д.В., Казакова Е.И., Курочкина О.В., Хлусова Е.И., Орлов В.В. Влияние структурной анизотропии в ферритно-бейнитных сталях после термомеханической обработки на уровень их механических свойств // Черные металлы, №6, 2010, С.7-14.

310. Частухин А.В., Рингинен Д.А., Хадеев Г.Е., Эфрон Л.И. Формирование аустенитной структуры при нагреве слябов из микролегированных ниобием трубных сталей // Металлург, №7, 2015, С. 25-31.

311. Колбасников Н.Г., Зотов О.Г., Шамшуринов А.И., Лукьянов А.А. Исследование бейнита реэчной морфологии в высокопрочной трубной стали // Металловедение и термическая обработка металлов, 2013, № 6 (696), С. 3-9.

312. Xu, S., Liu, P., Laver, A., Liang, J., Li, J., Shalchi Amirkhiz, B., Zavadil, R., Gianetto, J.A., Tyson, W.R., and Matsuno, S., “Toughness of ERW Pipe Seam Welds: Interim Report of Results to Inform CSA Steel Pipe Standard”, CanmetMATERIALS Open Technical Report, CMAT-2016-WF 12243591, December 2016.

313. Xu, S., Gianetto, J., Zavadil, R., Liu, P., Tyson, W.R., and Matsuno, S., “Toughness of ERW Pipe Seam Welds: Fractography and Fracture Path Observations on Low-notch-toughness Specimens of Contemporary Steels”, Canmet MATERIALS Open Technical Report, CMAT-2017-WF 19914948, September 2017.

314. Xu S., Laver A., Liang J., Tyson W.R., and Matsuno S. TOUGHNESS OF EW PIPE SEAM WELDS OF CONTEMPORARY STEELS. Proceedings of the 2018 12th International Pipeline Conference IPC2018 September 24-28, 2018, Calgary, Canada.

315. Yan P., Gungor O. E., Thibaux P., and Bhadeshia H. K. D. H. Crystallographic texture of induction-welded and heat-treated pipeline steel, *Advanced Materials Research*, Vol. 89–91 (2010) p. 651–656.

316. Gungor O. E., Yan P., Thibaux P., Liebeherr M., Bhadeshia H. K. D. H., and Quidort D. Investigations into the microstructure–toughness relation in HFI welded pipes, IPC2010-31372, Proceedings of 8th. International Pipeline Conference, 27 September–1 October 2010, Calgary, , Canada.

317. . Tyson W. R, Ayres R. A., and Stein D. F.. *Acta Metallurgica*, 21(5):621–627, 1973.

318. McMahon, C.J., Cohen, M., 1965. Initiation of cleavage in polycrystalline iron. *Acta Metall.* 13, p. 591–604.

319. Rosenfield, A.R., Shetty, D.K., 1986. Particle-induced cleavage crack initiation in steel. *Scr. Metall.* 20, p. 439–440.

320. Smith E., Physical basis of yield and fracture, in: *Proc. Conf.*, Institute of Physics and Physical Society, Oxford, United Kingdom. 1966, p. 36.

321. Knott, J.F., *Fundamentals of Fracture Mechanics*. Butterworth & Co Publishers. 1976. 284 p.

322. Curry, D.A., 1980. Cleavage micromechanisms of crack extension in steels. *Met. Sci.* 14, 319–326. doi:10.1179/msc.1980.14.8-9.319

323. Fairchild, D.P., Howden, D.G., Clark, W.A.T., 2000. The mechanism of brittle fracture in a microalloyed steel: Part II. Mechanistic modeling. *Metall. Mater. Trans. A* 31, 653–667. doi:10.1007/s11661-000-0008-3

324. Zhang, L.P., Davis, C.L., Strangwood, M., 2001. Dependency of fracture toughness on the inhomogeneity of coarse TiN particle distribution in a low alloy steel. *Metall. Mater. Trans. A* 32, p. 1147–1155.

325. Curry, D.A., Knott, J.F., 1978. Effects of microstructure on cleavage fracture stress in steel. *Met. Sci.* 12, 511–514. doi:10.1179/msc.1978.12.11.511

326. Rodriguez-Ibabe, J.M., 1998. The Role of Microstructure in Toughness Behaviour of Microalloyed Steels. *Mater. Sci. Forum* 284-286, 51–62.

327. Balart, M.J., Davis, C.L., Strangwood, M., 2002. Fracture behaviour in medium-carbon Ti – V – N and V – N microalloyed ferritic-pearlitic and bainitic forging steels with enhanced machinability 328, p. 48–57.
328. Yan, W., Shan, Y.Y., Yang, K., 2006. Effect of TiN inclusions on the impact toughness of low-carbon microalloyed steels. *Metall. Mater. Trans. A* 37, p. 2147–2158.
329. Chakrabarti, D., Strangwood, M., Davis, C., 2009. Effect of Bimodal Grain Size Distribution on Scatter in Toughness. *Metall. Mater. Trans. A* 40, p. 780–795.
330. Echeverri A., Rodriguez-Ibabe J.M. The role of grain size in brittle particle induced fracture of steels. *Mater. Sci. Eng. 2003. A* 346, p.149–158.
331. Petch, N.J., 1986. The influence of grain boundary carbide and grain size on the cleavage strength and impact transition temperature of steel. *Acta Metall.* 34, p. 1387–1393.
332. Chen, J.H., Wang, G.Z., Ma, H., 1990. Fracture behavior of C-Mn steel and weld metal in notched and precracked specimens: Part II. micromechanism of fracture. *Metall. Trans. A* 21, 321–330. doi:10.1007/BF02782412
333. Hahn, G.T., 1984. The Influence of Microstructure on Brittle Fracture Toughness. *Metall. Trans. A* 15, 947–959. doi:10.1007/BF02644685
334. San Martin, J.I., Rodriguez-Ibabe, J.M., 1999. Determination of energetic parameters controlling cleavage fracture in a Ti-V microalloyed ferrite-pearlite steel. *Scr. Mater.* 40, p. 459 – 464.
335. Wu, S.J., Davis, C.L., 2004. Investigation of the microstructure and mesotexture formed during thermomechanical controlled rolling in microalloyed steels. *J. Microsc.* 213, p. 262–72.
336. Cottrell A H. Theory of brittle fracture in steel and similar metals. *Trans. Metallurgical Soc. AIME* 212, p. 192-203, 1958
337. Stroh, A.N., 1954. The Formation of Cracks as a Result of Plastic Flow. *Proc. R. Soc. A Math. Phys. Eng. Sci.* 223, 404–414. doi:10.1098/rspa.1954.0124
338. *Fracturing of Metals* (A.S.M.S., Oct. 1947), A.S.M., Cleveland, 1948. Contains, among other papers: ZENER C.: The Micro-Mechanism of Fracture.
339. Ghosh A. Effect of Microstructure and Crystallographic Texture on Impact Toughness in Low Carbon Ferritic Steel. Thesis for: Ph.D. February 2016. Indian Institute of Technology Kharagpur. 205 p. DOI:10.13140/RG.2.1.5175.6562
340. Chen, J.H., Wang, G.Z., Wang, Q., 2002. Change of Critical Events of Cleavage Fracture with Variation of Microscopic Features of Low-Alloy Steels. 33.
341. Rodriguez-Ibabe, J.M., 1998. The Role of Microstructure in Toughness Behaviour of Microalloyed Steels. *Mater. Sci. Forum* 284-286, p. 51–62.

342. Коберник Н.В., Чернышов Г.Г., Гвоздев П.П. и др. Влияние рода и полярности тока на плавление электродного и основного металла при сварке под флюсом // Сварка и диагностика. 2011, № 5, С. 24-27.

343. Кархин В.А., Федотов Б.В., Бабкин И.Н. и др. Распределение температуры и падения напряжения в вылете плавящегося электрода при сварке постоянным и пульсирующим током. Сварочное производство. - 2004, №8. - С. 10-20.

344. Сидоров, В.П. Влияние режимов сварки на проплавление при механизированной наплавке / В.П. Сидоров, А.И. Ковтунов, С.А. Хурин // Сварочное производство, 2011, № 4, С. 3-6.

345. Mohammadijoa M., Vallotona J., Collins L., Heneina H., Iveya D.G. Characterization of martensite-austenite constituents and micro-hardness in intercritical reheated and coarse-grained heat affected zones of API X70HSLA steel. *Materials Characterization* 142 (2018) 321–331.

346. Aleshin N. P., Brovko V. V., Kobernik N. V., et al. Influence of Tungsten Carbide and Titanium Carbide Nanoparticles on the Structure and Properties of the Weld Metal. *Metallurgy (Metally)*, Vol. 2018, No. 9, pp. 820–825.

347. Абрамов В. О., Абрамов О. В., Артемьев В. В. и др. Мощный ультразвук в металлургии и машиностроении. — М.: Янус-К, 2006. — 688 с.

348. Ефимов В. А., Эльдарханов А. С. Технологии современной металлургии. — М.: Новые технологии, 2004. — 784 с.

349. Николаев Г. А. Сварка в машиностроении: Справочник в 4-х т. — М.: Машиностроение, 1978 (1-4 т).

350. Электронно-лучевая сварка / Назаренко О. К., Кайдалов А. А., Ковбасенко С. Н. и др./Под ред. Б. Е. Патона.— К.: Наукова думка, 1987.— 256 с.

351. Григорьянц А. Г., Шиганов И. Н., Чирков А. М. Гибридные технологии лазерной сварки. М. Изд. МГТУ им. Баумана, 2004. 214 с.

352. Воронцов А.В., Осипович К.С., Чумаевский А.В. и др. Структура и механические свойства металла шва стали 09Г2С, полученного методом гибридной лазерно-дуговой сварки / Обработка металлов, 2019, т.21, №2, с. 84-96.

353. Zhang L.-J., Bai Q.-L., Ning J., Wang A., Yang J.-N., Yin X.-Q., Zhang J.-X. A comparative study on the microstructure and properties of copper joint between MIG welding and laser-MIG hybrid welding. *Materials and Design*, 2016, vol. 110, pp. 35–50.

354. Ouyaravelu R., Kuppan P., Arivazhagan N. Comparative study on metallurgical and mechanical properties of laser and laser-arc-hybrid welding of HSLA steel. *Materials Today: Proceedings*, 2018, vol. 5, pp. 12693–12705.

355. Yan J., Gao M., Zeng X. Study on microstructure and mechanical properties of 304 stainless steel joints by TIG, laser and laser-TIG hybrid welding. *Optics and Lasers in Engineering*, 2010, vol. 48, pp. 512–517.
356. Bunaziv I., Akselsen O.M., Frostevarg J., Kaplan A.F.H. Deep penetration fiber laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 256, pp. 216–228.
357. Bunaziv I., Akselsen O.M., Frostevarg J., Kaplan A.F.H. Laser-arc hybrid welding of thick HSLA steel. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, vol. 259, pp. 75–87.
358. Шиллер З., Гайзиг У., Панцер З. Электронно-лучевая технология. — М.: Энергия, 1980. — 528 с.
359. Попов В. Ф., Горин Ю. Н. Процессы и установки электронно-ионной технологии. — М.: Высш. школа, 1988. — 255 с.
360. Электронно-лучевая сварка / Назаренко О. К., Кайдалов А. А., Ковбасенко С. Н. и др./Под ред. Б. Е. Патона.— К.: Наукова думка, 1987.— 256 с.
361. Bennet M. G. Out-off-vacuum electron-beam welding // *Welding and Metal Fabr.* — 1970. — № 3. — P. 105–113.
362. O’Neil F. P. High speed electron beam welding of tube // *Can. Weld. and Fabr.* — 1967. — № 11. — P. 26–28.
363. Duhamel R. F. Non-vacuum electron beam welding technique development and progress // *Welding J.* — 1965. — № 6. — P. 465–474.
364. Бах Ф.-В., Беньяш А., Лау К., Конья Р. Вневакуумная электронно-лучевая сварка конструкционных сталей. *Автоматическая сварка* 2009, №5. с.29-34.
365. Ефименко Л. А., Капустин О. Е., Пономаренко Д. В. и др. Особенности формирования структуры и свойств сварных соединений при лазерно-гибридной сварке продольных стыков труб. *Металлург*, 2020, №11, с.64-68.
366. Ефименко Л.А., Капустин О.Е., Пономаренко Д.В., Уткин И.Ю., Романцов А.И., Федоров М.А. Кинетика фазовых превращений аустенита при сочетании процессов лазерно-гибридной и многодуговой сварки труб высокого давления. *ФММ*. 2020. Т. 121. № 10. С. 1088-1094.
367. Садовский В.Д. Структурная наследственность в стали (Успехи современного металловедения). М.: Металлургия, 1973. — 208 с.
368. Niessen F., Villa M., Hald J., Somers M.A.J. Kinetics analysis of two-stage austenitization in supermartensitic stainless steel, *Mater. Des.* 116 (2017), p. 8–15.
369. Bernard G., Le rôle de la ductilité du métal solide dans la formation des défauts en coulée continue, *Revue de Métallurgie* 77 (1980), p. 307–318.

370. Li J., Wang Q., Lu Y., Wang B., Zhang S. Effect of microstructure evolution on hot cracks of HSLA steel during hot charge process, in: *Materials Processing Fundamentals*, Springer, Cham 2013, pp. 117–124.
371. Kimmins S. T. and Gooch D. J.. Austenite memory effect in 1Cr-1 Mo-0,75 V(Ti, B) steel *Metal Science*, Vol. 17 November, 1983, p. 519-532.
372. Huasong Liu, Peng Lan, Yannan Dong et al. Effect of slab charging temperature on reverse transformation behavior and induced crack sensitivity through experiments and micromechanical analysis. *Materials and Design* 194, (2020), p. 108-120
373. Liu L., Yang Z.G., Zhang C. Effect of retained austenite on austenite memory of a 13% Cr–5% Ni martensitic steel, *J. Alloys Compounds*. 577, (2013) p.654–660.
374. Wang C., Misra R. D. K., Shi M. H., Zhang P. Y., Wang Z. D., Zhu F. X. and Wang G. D.: *Mater. Sci. Eng. A*, 594 (2014), 218.
375. Shim J. H., Cho Y. W., Chung S. H., Shim J. D. and Lee D. N.: *Acta Mater.*, 47 (1999), 2751.
376. Tomita Y., Saito N., Tsuzuki T., Tokunaga Y. and Okamoto K.: *ISIJ Int.*, 34 (1994), 829.
377. Mabuchi H., Uemori R. and Fujioka M.: *ISIJ Int.*, 36 (1996), 1406.
378. Xu L. Y., Yang J., Wang R. Z., Wang Y. N. and Wang W. L.: *Metall. Mater. Trans. A*, 47A (2016), 3354.
379. Zhu K., Yang J., Wang R. Z. and Yang Z. G.: *J. Iron Steel Res. Int.*, 18 (2011), 60.
380. Wang C., Wang Z., Wang G. Effect of Hot Deformation and Controlled Cooling Process on Microstructures of Ti–Zr Deoxidized Low Carbon Steel. *ISIJ International*, Vol. 56 (2016), No. 10, pp. 1800–1807.
381. Nischioka K., Ischikava K. Progress in thermomechanical control of steel plates and their commercialization. *Sci. Technol. Adv. Mater.* 2012, 13(3) 39-50.
382. 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.
383. Hasegawa N., Hamatani H., Fukami T. et al. Development of a New Optical Monitoring System for HF-ERW Welding Processes, NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL, TECHNICAL REPORT NO. 107, FEBRUARY 2015, UDC 621.791.763.3:669.14 - 462.2
384. Fukami T., Mizuhashi N., Hamatani H., Hasegawa N., Разработка новых методов инспекции для труб, сваренных электрической контактной сваркой под токами высокой частоты (HF-ERW), Nippon Steel & Sumitomo Metal Corporation, Japan, TUBE & PIPE OSAKA, 2015

385. Ефимов И. В., Степанов П. П., Сорокин А. Е. Исследование процесса высокочастотной сварки труб с применением скоростной съемки, Проблемы черной металлургии и материаловедения, 2020, №1, с. 1-7

386. Высокочастотная сварка труб, Thermatool Corp., Под редакцией Robert K. Nichols, 1-е издание – 1994, P.O. Box 7B9, East Haven, Connecticut 06512 U.S.A.

387. Shin M. H., Han J. M., Lee Y. S., Kang H. W. Study on Defect Formation mechanisms in ERW for API steel // Proceedings of Biennial International Pipeline Conference IPC. 2014. Vol. 3. 5 p. DOI: 10.1115/IPC2014-33082

388. Sofras Ch., Bouzouni M., Voudouris N., Papaefthymiou S. Investigation of penetrator defect formation during high frequency induction welding in pipeline steels // MATEC Web of Conf. ICEAF-VI. 2021. Vol. 349. DOI:org/10.1051/matecconf /202134904002.

389. Choi J.-H., Chang Y. S., Kim C.-M., Oh J.-S., and Kim Y.-S.. Penetrator Formation Mechanisms during High-Frequency Electric Resistance Welding. Welding Journal, January 2004: p.27-31.

390. Takatoshi O., Yukinori I., Satoshi I. High Reliability Technology of the Weld Zone of High-Frequency Electric Resistance Welding Linepipes. JFE TECHNICAL REPORT No. 20 (Mar. 2015), p.125-132.

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

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

393. Watanabe S, Ode F, Kano N, Yokoyama E, Hirano Y., Kawasaki steel technical report 1981; 4, p. 84-96.

394. Kjellqvist L, Selleby M, Sundman B., Thermodynamic modelling of the Cr-Fe-Ni-O system, Calphad 2008; 32, p. 577-592.

395. Muan A, Somiya S. J Am. Ceram. Soc. 1960; 43, p. 204-209.

396. Kjellqvist L, Selleby M., Thermodynamic assessment of the Mn-Ni-O system, Int J Mater Res 2010; 101(10), p. 1222-1231.

397. Kjellqvist L, Selleby M., Thermodynamic assessment of the Cr-Mn-O system, J alloys Comp. 2010; 207, p. 84-92.

398. Kjellqvist L, Selleby M., Thermodynamic assessment of the Fe-Mn-O system, J Phase Equilib. Diffus., 2010; 31, p. 113-134.

399. Masaki A, Ito E, Navrotsky A., Olivine-modified spinel-spinel transitions in the system $Mg_2SiO_4-Fe_2SiO_4$: Calorimetric measurements, thermochemical calculation and geophysical application, *J Geophys. Res.* 1989; 94 (B11): 15671-15686.

400. Jung I-H, Kang Y-B, Decterev S, Pelton AD., Thermodynamic Evaluation and Optimization of the $MnO-Al_2O_3$ and $MnO-Al_2O_3-SiO_2$ systems and applications to inclusion engineering, *Metall. Mater. Trans. B* 2004; 35: 259.

401. 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*, №10, 2015, с. 20-26.

402. Степанов П.П. Формирование структуры и свойств сварных соединений стальных труб, выполненных высокочастотной сваркой. *Проблемы черной металлургии и материаловедения* • № 4 • 2022, с.3-17.

403. Кудрин В. А. Теория и технология производства стали: Учебник для вузов. — М.: «Мир», ООО «Издательство АСТ», 2003. — 528 с., ил.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Таблица П1. Химический состав исследованных сталей, массовая доля, %

Материал	C	Si	Mn	P	S	Cr+Ni+Cu	Al	N	Nb	Ti	V	Прочие	Примечания
05ХГ2НДФБ	0,049	0,16	1,46	0,009	0,002	0,52	0,036	0,0029	0,052	0,015	0,046	-	Эксперименты по многодуговой сварке под флюсом с применением холодной присадки
09Г2ФБ	0,089	0,30	1,62	0,010	0,002	0,05	0,024	0,0040	0,042	0,016	0,047	-	
07ХГ2Б	0,070	0,25	1,65	0,011	0,001	0,23	0,04	0,003	0,050	0,020	0,003	-	Эксперименты по влиянию состава стали, скорости охлаждения. Имитация на GLEEBLE.
05ХГ2НДФБ	0,050	0,17	1,46	0,010	0,002	0,53	0,04	0,003	0,052	0,015	0,046	-	
09Г2С	0,095	0,54	1,49	0,012	0,004	0,08	0,03	0,005	0,003	0,001	0,002	-	Имитация на GLEEBLE, влияние скорости охлаждения
09Г2СБ	0,099	0,65	1,53	0,013	0,003	0,08	0,03	0,006	0,021	0,010	0,003	-	
06ХГФБ	0,06	0,64	0,65	0,009	0,001	0,70	0,028	0,004	0,035	0,015	0,080	-	Эксперименты по альтернативным видам сварки
07Г2НДФБ	0,068	0,25	1,68	0,008	0,002	0,39	0,035	0,003	0,050	0,022	0,025	-	
06ХГ2НМДБ	0,06	0,25	1,99	0,009	0,001	0,96	0,030	0,004	0,045	0,015	0,003	0,31 Мо	Исследование фазовых превращений в КЗ ЗТВ
10Г2ФБ	0,10	0,25	1,53	0,012	0,004	0,06	0,035	0,007	0,034	0,023	0,074		
06Г2НДБ	0,06	0,12	1,65	0,009	0,001	0,28	0,037	0,004	0,038	0,012	0,003		
07Г2НДФБ	0,07	0,27	1,58	0,010	0,003	0,21	0,030	0,004	0,045	0,021	0,043		
06Г2МНДБ	0,06	0,21	1,80	0,008	0,002	0,51	0,024	0,005	0,030	0,010	0,002	0,23 Мо	
06ХГ2НМДБ	0,06	0,23	1,97	0,007	0,001	0,99	0,033	0,007	0,043	0,017	0,003	0,32 Мо	
07Г2НДФБ	0,067	0,22	1,66	0,011	0,002	0,37	0,04	0,0045	0,059	0,022	0,026	-	Имитация на GLEEBLE, влияние
05ХГ2НДБ	0,050	0,24	1,63	0,009	0,001	0,45	0,03	0,0030	0,057	0,018	0,002	-	

05Г2НМДБ	0,055	0,23	1,69	0,010	0,002	0,37	0,04	0,0045	0,070	0,022	0,001	-	скорости охлаждения ГЗ ЗТВ на микроструктуру и ударную вязкость
05ХГ2Б	0,053	0,33	1,62	0,008	0,002	0,22	0,04	0,0036	0,057	0,019	0,001	-	
07ХГСФБ	0,066	0,62	0,64	0,007	0,001	0,67	0,023	0,006	0,035	0,016	0,079	-	
06Г2НМФБ	0,065	0,18	1,74	0,008	0,001	0,30	0,034	0,004	0,059	0,024	0,023	0,22 Мо	Эксперименты на сварочном стенде по снижению тепловложения
06ХГ2НМДБ	0,067	0,23	1,99	0,009	0,002	0,98	0,030	0,0067	0,047	0,017	0,003	0,33 Мо	
04ХНДБ	0,041	0,14	0,37	0,010	0,001	0,43	0,041	0,0036	0,08	0,011	0,001	-	Исследование имитированной ГЗ ЗТВ
08ГБФ-У	0,055	0,33	1,07	0,005	0,001	0,45	0,031	0,0035	0,049	0,016	0,050	-	
05ХГБ	0,055	0,35	0,93	0,007	0,001	0,34	0,035	0,0042	0,035	0,018	0,001	-	
05ХГ2НДБ	0,049	0,18	1,82	0,007	0,001	0,91	0,033	0,0045	0,07	0,020	0,001	-	Исследование свариваемости стали класса прочности К70
07ХГ2НДБ	0,066	0,24	1,77	0,007	0,001	0,65	0,038	0,0036	0,07	0,021	0,001	-	
05Г2НМДБ	0,05	0,14	1,86	0,007	0,001	0,69	0,030	0,004	0,079	0,016	0,001	0,34 Мо	
Сталь типа 06ХГ2НФБ	0,061	0,25	1,59	0,004	0,001	0,43	0,031	0,005	0,050	0,020	0,028	-	Эксперименты по формированию оксидов в ОМ
	0,059	0,20	1,56	0,004	0,001	0,42	0,004	0,005	0,049	0,030	0,022	0,004 Се	
	0,060	0,28	1,59	0,004	0,001	0,41	0,003	0,005	0,050	0,029	0,020	0,004Се 0,003 Zr	
	0,060	0,25	1,56	0,004	0,001	0,42	0,005	0,005	0,051	0,028	0,020	-	
07Г2ФБ	0,07	0,27	1,64	0,006	0,001	0,05	0,030	0,004	0,043	0,022	0,055	-	Исследование трещиностойкости сварного соединения ДСФ
07Г2НДФБ	0,07	0,24	1,66	0,006	0,001	0,36	0,031	0,004	0,052	0,018	0,020	-	
05ХГ2Б	0,05	0,17	1,58	0,008	0,002	0,58	0,028	0,004	0,034	0,020	0,003	-	Влияние ТО на структуру шва ДСФ
05ХГ2Б (шов)	0,05	0,29	1,54	0,010	0,003	0,56	0,018	0,007	0,016	0,020	0,003	0,25 Мо	
04ХГ2НМДБ	0,042	0,13	1,91	0,006	0,001	1,17	0,023	0,0041	0,035	0,012	0,003	0,30 Мо	Выбор сварочных материалов и технологии сварки
05Г2НМДБ	0,049	0,14	1,86	0,007	0,001	0,59	0,030	0,0045	0,081	0,016	0,001	0,29 Мо	
04Г2НМДБ	0,044	0,27	1,78	0,008	0,001	0,45	0,038	0,0035	0,068	0,021	0,002	0,24 Мо	
07ХГ2НДБ	0,075	0,23	1,70	0,006	0,002	0,58	0,033	0,0039	0,068	0,021	0,002	-	
09Г2ФБ	0,09	0,30	1,65	0,008	0,001	0,08	0,030	0,0040	0,05	0,02	0,05	-	

07Г2ДФБ	0,07	0,25	1,68	0,007	0,001	0,17	0,035	0,0035	0,06	0,02	0,03	-	Влияние технологии и состава стали на трещиностойкость сварного соединения
07Г2НДФБ	0,07	0,24	1,68	0,009	0,001	0,37	0,033	0,0039	0,05	0,02	0,03		
06ХГ2НДБ	0,06	0,25	1,65	0,010	0,001	0,55	0,032	0,0041	0,06	0,02	0,003		
07ХГ2Б	0,07	0,26	1,65	0,007	0,002	0,20	0,030	0,0040	0,05	0,02	0,002		
09Г2С	0,05	0,53	1,34	0,007	0,001	0,33	0,025	0,009	0,010	0,003	0,003	-	Исследование структуры сварного соединения ТВЧ
09Г2С	0,06	0,55	1,36	0,008	0,001	0,35	0,026	0,009	0,010	0,004	0,002	-	
05ХГБ	0,046	0,23	0,93	0,004	0,001	1,05	0,028	0,007	0,038	0,001	0,003	-	Исследование структуры и свойств СС ТВЧ
22ГЮ	0,22	0,22	1,06	0,005	0,002	0,36	0,025	0,008	0,002	0,004	0,002	-	Исследование особенностей структуры СС ТВЧ среднеуглеродистых сталей
27Г1	0,27	0,24	1,33	0,005	0,002	0,31	0,025	0,007	0,002	0,004	0,002	-	
30Г	0,30	0,31	1,29	0,007	0,002	0,33	0,022	0,008	0,002	0,002	0,001	-	
05ХГБ	0,05	0,25	0,81	0,007	0,001	0,92	0,023	0,008	0,032	0,002	0,003	-	Исследование структуры СС ТВЧ
05ХГБ	0,05	0,26	0,80	0,007	0,001	0,91	0,030	0,007	0,032	0,002	0,004	-	
06Г1Б	0,06	0,29	1,44	0,005	0,001	0,28	0,033	0,007	0,040	0,002	0,004	Эксперименты по влиянию технологических параметров сварки ТВЧ	
06Г1Б	0,06	0,29	1,40	0,006	0,002	0,33	0,032	0,008	0,030	0,003	0,004		
05ХГБ	0,05	0,25	0,78	0,004	0,001	0,87	0,028	0,007	0,032	0,002	0,002		
05ХГБ	0,05	0,25	0,78	0,005	0,001	0,89	0,032	0,007	0,031	0,003	0,003		
09ГСФ	0,06	0,30	0,63	0,006	0,001	0,31	0,028	0,007	0,030	0,003	0,04		
	0,05	0,31	0,64	0,004	0,001	0,30	0,031	0,006	0,021	0,003	0,05		
13ХФА (06ХФБ)	0,05	0,29	0,64	0,007	0,001	0,71	0,026	0,006	0,026	0,009	0,067	-	Исследование структуры и особенностей разрушения СС ТВЧ
	0,05	0,29	0,63	0,008	0,001	0,78	0,030	0,007	0,030	0,010	0,070	-	
	0,05	0,30	0,65	0,005	0,001	0,77	0,020	0,008	0,030	0,010	0,070	-	

Таблица П2. Химический состав контрольных сварных соединений, массовая доля, %

КСС	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	N	Nb	Ti	V	Прочие	Примечание
1	0,067	0,34	1,77	0,31	0,42	0,75	0,22	0,008	0,025	0,010	0,005	-	Сталь 06ХГ2НМДБ. Эксперименты на сварочном стенде по снижению тепловложения
2	0,072	0,33	1,68	0,31	0,47	0,82	0,21	0,008	0,023	0,010	0,004	-	
3	0,072	0,35	1,75	0,32	0,46	0,79	0,22	0,009	0,024	0,009	0,005	-	
4	0,073	0,31	1,66	0,31	0,48	0,79	0,21	0,008	0,023	0,009	0,004	-	
НШ Ст0	0,060	0,36	1,52	0,16	0,240	0,200	0,08	0,007	0,026	0,010	0,004		Сталь 07ХГ2Б, эксперименты на сварочном стенде по влиянию состава сварочной проволоки, скорости охлаждения, формы шва
НШ Ст1	0,070	0,35	1,62	0,15	0,007	0,040	0,09	0,008	0,026	0,010	0,006		
НШ Ст2	0,070	0,55	1,85	0,15	0,005	0,022	0,08	0,007	0,028	0,012	0,008		
С1(П1С1)	0,073	0,31	1,61	0,139	0,166	0,026	0,045	0,007	0,027	0,010	0,0044		Исследование влияния состава сварочной проволоки на
С2(П1С2)	0,068	0,42	1,73	0,142	0,085	0,033	0,061	0,007	0,028	0,010	0,0046		
С3(П2С1)	0,077	0,35	1,71	0,254	0,180	0,460	0,040	0,007	0,027	0,010	0,0051		
С4(П2С2)	0,071	0,37	1,71	0,253	0,187	0,450	0,035	0,007	0,027	0,016	0,0051	0,0015В	

													структуру и свойства шва
09Г1Б	0,081	0,4	1,32	0,034	0,225	0,049	0,04	0,0078	0,024	0,012	0,003	0,0014В	Исследование влияния сварочных материалов на структуру и свойства шва ДСФ
06Г2НФБ	0,060	0,37	1,58	0,04	0,24	0,23	0,13	0,005	0,033	0,02	0,016	0,0016В	
07ХГ2Б	0,060	0,36	1,52	0,16	0,24	0,20	0,08	0,007	0,026	0,01	0,004		
	0,068	0,29	1,53	0,135	0,175	0,023	0,044	0,0064	0,025	0,011	0,0039		
	0,062	0,31	1,47	0,141	0,26	0,139	0,066	0,0083	0,025	0,011	0,0039		
	0,059	0,34	1,51	0,134	0,18	0,097	0,046	0,0086	0,025	0,017	0,0053	0,0013В	
05ХГ2НМБ	0,061	0,34	1,78	0,085	0,43	0,52	0,125	0,0076	0,045	0,016	0,0043	0,0015В	Выбор сварочной проволоки для высокопрочной трубной стали
	0,056	0,3	1,64	0,033	0,45	0,39	0,13	0,0082	0,042	0,015	0,0036	0,0014В	
05ХГ2НДМБ	0,064	0,35	1,9	0,31	0,40	0,86	0,192	0,007	0,043	0,014	0,016	0,0011В	
	0,053	0,35	1,81	0,359	0,38	0,74	0,20	0,0068	0,022	0,008	0,005		
	0,050	0,37	1,78	0,259	0,38	0,39	0,20	0,0056	0,021	0,017	0,0055	0,0019В	
	0,051	0,37	1,82	0,307	0,36	0,54	0,196	0,0069	0,021	0,015	0,0053	0,0018В	
	0,060	0,31	1,94	0,49	0,34	1,18	0,17	0,0078	0,021	0,007	0,005	-	

Содержание Al – 0,015-0,029% S – 0,003-0,005% P – 0,009-0,012%

Таблица ПЗ. Типовой химический состав сварочной проволоки (массовая доля, %)

Проволока	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Al	B	Cu	N	Nb	Ti
СВ-08Г2С	0,07	0,75	1,85	0,05	0,01	0,09	0,01	-	0,11	0,005	-	-
S2Mo	0,07	0,12	0,98	0,04	0,47	0,1	0,02	-	0,09	0,01	-	-
СВ-08ГНМ	0,06	0,22	0,68	0,06	0,9	0,66	0,02	-	0,11	0,005	-	0,01
S2MoTiB	0,07	0,3	1,25	0,04	0,53	0,01	0,01	0,015	0,04	0,005	0,005	0,15
S3Ni2,5CrMo	0,11	0,19	1,55	0,67	0,47	2,5	0,01	-	0,03	0,006	-	-

АКТ

**о полученном в период с 2015 г. по 2022 г. экономическом эффекте
на АО «Выксунский металлургический завод» в рамках выполнения
работы «РОЛЬ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ В
СОПРОТИВЛЕНИИ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЬНЫХ ТРУБ»**

Объем производства электросварных труб большого диаметра (Ø503-1420 мм с толщиной стенки 8-43 мм), изготовленных из разработанных марок сталей и с использованием созданных и усовершенствованных технологий автоматической сварки под флюсом в результате выполнения и с использованием результатов диссертационной работы П.П. Степанова, произведенных в трубоэлектросварочном цехе №4 в период с 2015 по 2022 год, составил более 493 тыс. тонн (таблица 1). Произведенные трубы показали при массовом производстве сочетание требуемой по НТД прочности, пластичности и вязкости основного металла и высокий, ранее не достижимый уровень ударной вязкости сварного соединения. При этом полученный экономический эффект от производства труб за указанный период составил 9765,23 миллиона рублей.

Таблица 1

Наименование продукции	Показатель	2015-2022 гг.
Трубы Ø813×39 мм из стали SAWL450SFDU для проекта «Турецкий поток».	Объем, тыс. тн*	493,5
Трубы стальные электросварные класса прочности К60 Ø1420×25,8 и 32,0 мм для проекта «СИЛА СИБИРИ» (АТР) Трубы для ПАО «ГАЗПРОМ» в соответствии с требованиями СТО 2-4.1-713-2013 трубы диаметром 530-1020 мм класса прочности К60 для промышленных и площадочных газопроводов (Исполнение 4) Трубы класса прочности К60 с толщиной стенки 27-43,1 мм Трубы для обустройства месторождений ПАО "ГАЗПРОМ НЕФТЬ" в соответствии № ТГТ-01.02.04-01	Экономический эффект, млн руб.*	9765,23

Трубы диаметром 720 мм из стали класса прочности К54 для нитки "МЕССОЯХА-НОРИЛЬСК"	
---	--

Трубы для проекта «Nord Stream 2» (Ø1153×30,9; 34,6 мм).	
--	--

*значения имеют приблизительный характер и служат исключительно для справки

Управляющий директор АО «ВМЗ»



А.М. Барыков

Директор по экономике АО «ВМЗ»

Handwritten signature in blue ink.

Г.В. Рубашкин

АКТ

о полученном в период с 2017 г. по 2022 г. экономическом эффекте на АО «Выксунский металлургический завод» в рамках выполнения работы «РОЛЬ МИКРОСТРУКТУРНЫХ ФАКТОРОВ В СОПРОТИВЛЕНИИ РАЗРУШЕНИЮ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ СТАЛЬНЫХ ТРУБ»

Объем производства электросварных труб малого и среднего диаметра (Ø203-530 мм с толщиной стенки 6-12,7 мм), изготовленных из разработанных марок сталей и с использованием созданных и усовершенствованных технологий высокочастотной сварки, локальной и объемной термической обработки в результате выполнения и с использованием результатов диссертационной работы П.П. Степанова, произведенных в трубоэлектросварочном цехе №3 в период с 2017 по 2022 год, составил около 116 тыс. тонн (таблица 1). Произведенные трубы показали при массовом производстве сочетание требуемой по НТД прочности, пластичности и вязкости основного металла и высокий, ранее не достижимый уровень ударной вязкости сварного соединения. При этом полученный экономический эффект от производства труб за указанный период составил 2632,9 миллиона рублей.

Таблица 1

Наименование продукции	Показатель	2017-2022 гг.
Трубы из стали марки 05ХГБ с требованиями по коррозионно-активному неметаллическим включениям (КАНВ) и стойкости стали к процессам локальной коррозии в водных хлорсодержащих средах и водородному растрескиванию.	Объем, тыс. тн*	115,96
Трубы из стали марки 13ХФА с толщиной стенки 10,1 - 12,0 мм.		
Трубы из стали S460MLN с толщиной стенки 8,0-12,5 мм Трубы из стали марки 20А, 20ЮЧ с повышенной эксплуатационной надежностью с толщиной стенки 6,0 - 12,0 мм.	Экономический эффект, млн руб.*	2632,9
Электросварные обсадные трубы ТВЧ Ø 426 мм группы прочности Дс в хладостойком исполнении для ПАО «Газпром».		

Электросварные трубы класса прочности К56-К60 диаметром до 426 мм в хладостойком исполнении для ПАО «Газпром».	
--	--

Трубы по ТУ 1380-036-05757848-2015 в соответствии с СТО Газпром	
---	--

*значения имеют приблизительный характер и служат исключительно для справки

Управляющий директор АО «ВМЗ»



А.М. Барыков

Директор по экономике АО «ВМЗ»

Handwritten signature in blue ink.

Г.В. Рубашкин



Совершенство
продуманных
решений

Филиал акционерного общества
«Выксунский металлургический
завод» в г. Альметьевск

Утверждаю:
Директор филиала АО «ВМЗ» в г. Альметьевске
А. В. Плешков




Акт

об использовании результатов диссертационной работы П.П. Степанова

На основании результатов исследований, полученных в ходе выполнения диссертационной работы П.П. Степанова в филиале АО «ВМЗ» в г. Альметьевск (ОМК) усовершенствована технология сварки нефтегазопроводных труб диаметром до 219 мм. В том числе:

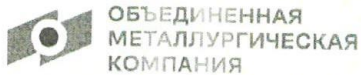
- оптимизирована частота генератора;
- для низкоуглеродистых марок стали увеличена скорость сварки и степень осадки (до 0,7 Н), что обеспечило скорость осадки более 100 м/мин×град для гарантии удаления жидкого металла и окислов в грат;
- для среднеуглеродистых марок сталей ($C > 0.20\%$) снижена степень осадки до 0,25St, что позволило уменьшить углы изгиба волокон и исключить растрескивание при осадке.

Внедренная технология позволила снизить количество несоответствующей продукции и повысить показатель выхода годной продукции с 98,55% до 98,94%.

Начальник технического отдела



Д.В. Дяченко



**ОБЪЕДИНЕННАЯ
МЕТАЛЛУРГИЧЕСКАЯ
КОМПАНИЯ**

Акционерное общество
«Трубодеталь»

Совершенство
продуманных
решений

Дирекция по технологии и
сопровождению производства

АКТ

от 08.16.2023 № 460221-А-39/23

об использовании результатов
диссертационной работы Степанова П.П.

УТВЕРЖДАЮ
Директор по технологии и
сопровождению
производства

Ибрагимов В.В. Давлетшин

(подпись)

08 16 2023

В рамках исследований по оптимизация параметров процесса изготовления ОГ ТВЧ на АО «Трубодеталь» отработана технология изготовления отводов гнутых ТВЧ, выбран оптимальный состав стали типа 07ХГ2НДБ, и сварочные материалы определены и технологические параметры гибки труб на индукционно-гибочной машине Schafer SRBMI 1400.

В результате проведенных работ подобраны сварочные материалы, обеспечивающие наилучшее сочетание свойств сварного соединения: комбинация сварочных проволок ОК12.24 и Св-08ГНМ и флюсы ОК Flux 10.74 и Lincoln 995N. На основании полученных результатов разработана технология гибки отводов ТВЧ с применением дополнительной термообработки и прогревом прямых участков: температура нагрева -840-860°C; скорость перемещения 60 мм/мин; расход воды - 40л/мин; температура нагрева в печи - 350°C.

Разработанная технология позволила получить комплекс механических свойств, соответствующих требованиям «ТУ 1469-030-04834179-2010 и пройти аттестационные испытания ПАО «Транснефть».

С использованием разработок П.П. Степанова освоена технология производства ряда соединительных дел класса прочности до К60 в хладостойком исполнении с гарантией ударной вязкости сварного соединения (при -20...-40°C).

Исп. Ткаченко А.В., тел 822-2660



Акционерное общество
«Газпром трубинвест»
(АО «Газпром трубинвест»)

ул. Магистральная, д. 1, г. Волгореченск,
Костромская область, Российская Федерация, 156901
тел.: +7 (49453) 7-80-00, факс: +7 (49453) 7-80-30
e-mail: gendirector@vrtz.ru, http://www.vrpp.ru
ОКПО 25955489, ОГРН 1024402233173, ИНН 4401008660, КПП 443101001

№ _____

на № _____ от _____

Утверждаю:

Вр.и.о. заместителя генерального директора
по производству – технического директора



К.А. Аракчеев

АКТ

об использовании результатов диссертационной работы Степанова П.П.
в условиях АО «Газпром трубинвест»

На основании результатов, проведенных П.П. Степановым в ходе выполнения диссертационной работы исследований, реализованы следующие мероприятия с целью повышения качества обсадных труб диаметром от 146 до 426 мм:

- оптимизирован состав стали марки 22ГЮ в части увеличения соотношения содержания Mn/Si и повышения чистоты по неметаллическим включениям;

- оптимизирована технология высокочастотной сварки в части оптимизации углов схождения кромок для исключения оксидных включений в сварных соединениях;

- оптимизированы режимы локальной термической обработки сварных соединений для повышения дисперсности микроструктуры.

Внедренные мероприятия позволили повысить качество выпускаемой трубной продукции и снизить количество несоответствующей продукции на 3,8 %.

Ведущий инженер технического отдела

Н.В. Ощепкова



УТВЕРЖДАЮ:

Директор по техническим продажам
АО «Северсталь Менеджмент»,
«Северсталь Менеджмент» В.К. Липин

АКТ

Использования результатов диссертационной работы П.П. Степанова

Результаты работ П.П. Степанова, опубликованные в открытой печати, используются АО «Ижорский трубный завод» при производстве электросварных высокопрочных труб большого диаметра (530-1420 мм) для магистральных и промышленных сухопутных и морских газопроводов, в том числе эксплуатируемых при давлениях 11,8 – 23,5 МПа, а также в условиях повышенной сейсмостектонической активности и пониженных температур эксплуатации.

В том числе, в производстве применяются рекомендации по оптимизации систем легирования сталей класса прочности К56 и выше для улучшения вязкости зоны термического влияния при сварке, применению сварочной проволоки, содержащей Mo-Ti-B, технологическим приемам по снижению тепловложений при сварке (повышению скорости охлаждения).

Указанные результаты используются с целью улучшения комплекса свойств сварных соединений труб большого диаметра и повышения их надежности.

Старший менеджер
АО «Северсталь Менеджмент»

А.И. Смелов