

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Уральский федеральный университет имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»

На правах рукописи

Худяков Артем Олегович

**ПОВЫШЕНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННЫХ СВОЙСТВ СВАРНЫХ
СОЕДИНЕНИЙ ВЫСОКОПРОЧНЫХ ТОЛСТОСТЕННЫХ
ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА**

Специальность - 05.02.10 Сварка, родственные процессы и технологии

ДИССЕРТАЦИЯ

на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель -
Доктор технических наук, профессор,
Ю.С. Коробов

Екатеринбург - 2020 г.

Оглавление

ВВЕДЕНИЕ	6
1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА.....	12
1.1 Перспективы производства труб большого диаметра	12
1.2 Требования к основному металлу и сварным соединениям труб большого диаметра	13
1.3 Технология многодуговой сварки ТБД.	20
1.4 Проблемы обеспечения эксплуатационной надежности продольных сварных соединений высокопрочных труб большого диаметра	24
1.4.1 Склонность сварных соединений высокопрочных труб к хрупкому разрушению	25
1.4.2 Причины охрупчивания металла шва и области перегрева зоны термического влияния сварных соединений ТБД	27
1.4.3. Склонность сварных соединений к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением.	32
1.5 Перспективы повышения вязкопластических и коррозионных свойств продольных сварных соединений труб большого диаметра	34
1.5.1. Разработки, направленные на повышение вязкопластических свойств продольных сварных соединений труб большого диаметра.....	34
1.5.2. Разработки, направленные на повышение стойкости к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением сварных соединений прямошовных труб большого диаметра.....	38
1.6 Выводы по 1-й главе и постановка задач исследования.....	41
2 ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И СКОРОСТИ ПОСЛЕСВАРОЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА	44

2.1 Исследование влияния содержания титана и бора в металле сварного шва на его вязкопластические свойства	44
2.2 Влияние легирующих элементов на вязкопластические свойства участка перегрева ЗТВ сварных соединений ТБД.....	50
2.2.1 Исследование влияния различных легирующих элементов основного металла на вязкопластические свойства участка перегрева ЗТВ сварных соединений ТБД на основе анализа литературных данных	50
2.2.2 Экспериментальное исследование влияния различных легирующих элементов на вязкопластические свойства металла участка перегрева ЗТВ сварных соединений ТБД группы прочности К60 (Х70).	55
2.2.3 Анализ полученных результатов и разработка рекомендаций к химическому составу стали класса прочности К60.....	59
2.2.4 Промышленное опробование рекомендаций по химическому составу стали класса прочности К60	61
2.3 Исследование влияния скорости послесварочного охлаждения на эксплуатационные свойства сварных соединений прямошовных труб большого диаметра класса прочности К60	62
2.3.1 Материалы и методика исследований.	63
2.3.2 Исследование кинетики фазовых превращений металла на участке перегрева ЗТВ	68
2.3.3 Оценка влияния термических циклов сварки на свойства металла на участке перегрева ЗТВ	72
2.3.4 Анализ полученных результатов	82
2.4 Выводы по второй главе.....	83
3 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТЕПЛА ПРИ МНОГОДУГОВОЙ СВАРКЕ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА	85

3.1 Постановка задачи теплопроводности	85
3.2 Выбор модели источника тепла.....	88
3.3 Определение граничных условий модели	89
3.4 Выбор метода решения задачи теплопроводности	92
3.5 Определение неизвестных параметров элементов модели.....	94
3.5.1 Определение координаты Z действия источников тепла.	95
3.5.2 Определение параметров источника тепла Голдака.....	98
3.6 Создание конечно-элементной модели сварного соединения ТБД в программном комплексе Sysweld	102
3.6.1 Построение сетки конечных элементов модели	102
3.7 Результаты компьютерного моделирования многодуговой сварки ТБД	103
3.7.1 Численное решение задачи теплопроводности.....	103
3.7.2 Оценка ошибки математической модели многодуговой сварки ТБД	106
3.8 Анализ полученных результатов.....	110
3.9 Выводы по третьей главе	112
4 РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ СВАРКИ И ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ ПРЕДЛОЖЕННЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ.....	114
4.1 Разработка режимов сварки с пониженным уровнем погонной энергии	114
4.2 Промышленное опробование предложенных технических решений	116
4.3 Выводы по четвертой главе	124
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ	126
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ	128
Приложение А (справочное) Акт о промышленном внедрении результатов диссертационной работы	148

Приложение Б (справочное) Акт о внедрении результатов диссертационной работы в учебный процесс.....	149
Приложение В (справочное) Патенты на изобретение	150

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. В настоящее время в мире наблюдается устойчивая тенденция к увеличению объема потребления энергоресурсов, основную долю которых составляют углеводороды. Крупнейшая в мире газодобывающая и газораспределительная компания АО «Газпром» в настоящий момент активно расширяет и обновляет систему транспорта природного газа в Российской Федерации. Анализ программ освоения месторождений нефти и газа показывает, что развитие трубопроводного транспорта, прежде всего, сопряжено со строительством протяженных нефте-газопроводов в связи с разработками морских месторождений, месторождений Ямала, Восточной Сибири, Дальнего Востока, месторождений в северных широтах и др.

Магистральные трубопроводы будут прокладывать и эксплуатировать в сложных климатических условиях, в заболоченной местности, в акватории морей, в северных и сейсмоопасных регионах, при этом возникает потребность в увеличении их пропускной способности. Повышение пропускной способности трубопроводов требует увеличения толщины стенки трубы [1]. Это закономерно вызывает трудности с обеспечением заданного комплекса свойств листового проката [2] и в особенности продольного сварного соединения. При этом подавляющее большинство новых проектов характеризуется экстремально низкими температурами строительства и эксплуатации.

Требования по свариваемости трубных сталей и к свойствам сварных соединений труб сводятся к отсутствию «горячих» и «холодных» трещин, обеспечению прочности сварных соединений, отсутствию несплошностей и других недопустимых дефектов, повышенной стойкости против хрупкого разрушения при отрицательных температурах в любой зоне сварного соединения [3].

В работе [4] авторы рассматривают причины образования «холодных» и «горячих» трещин, а также представили технологические меры для их предотвращения. Для предотвращения образования «горячих» (кристаллизационных) трещин применяют технологию сварки с предварительным соединением кромок трубных заготовок технологическим (сборочным) швом. Продольные трещины в

металле швов труб, связанные с усадочной рыхлостью предотвращают за счет применения агломерированных керамических флюсов. Образование холодных трещин предотвращают с помощью контроля влажности флюса и его просушки и ограничения легирования металла шва. В настоящее время задачи по предотвращению образования «холодных» и горячих трещин решены и не будут рассматриваться в настоящей диссертационной работе.

По мнению авторов [5] увеличение толщины стенки свыше 21 мм приводит к повышению погонной энергии, необходимой для сварки толстостенных труб, что приводит к сильному перегреву и медленному охлаждению металла в зоне термического влияния (ЗТВ). Это приводит к существенному снижению показателей надежности продольных сварных соединений ТБД, а именно вязкопластических свойств сварных соединений и стойкости к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением (СКРН) [6-8].

С точки зрения обеспечения высокого уровня вязкопластических свойств наиболее проблемным местом сварных соединений высокопрочных труб является ЗТВ. Практика эксплуатации газо-нефтепроводов показала, что очагом зарождения трещин и дальнейшего разрушения очень часто является участок перегрева ЗТВ, граничащий с линией сплавления [9-11]. На работоспособность и эксплуатационную надежность трубопроводов, транспортирующих H_2S -содержащие среды, в наибольшей степени оказывает СКРН, особенно при эксплуатации в условиях низких температур [12]. Доля аварий по причине коррозионного растрескивания достигает более 40%, при этом почти половина разрушений происходит в районе сварного соединения [13]. Таким образом, задачи обеспечения высокого уровня вязкопластических свойств, особенно при низких температурах, и стойкости против СКРН являются актуальными и несут большой научный и практический интерес.

Механические и коррозионные свойства сварного соединения определяются типом и параметрами его микроструктуры, которые зависят от термического цикла сварки, химического состава основного металла трубы и сварочных материалов.

Настоящая диссертационная работа посвящена повышению таких эксплуатационных свойств сварных соединений ТБД, как ударная вязкость, критическое раскрытие в вершине трещины и стойкость к СКРН, посредством выбора сварочных материалов, улучшения химического состава стали и разработки режимов автоматической многодуговой сварки со сниженным уровнем погонной энергии.

Целью диссертационной работы является достижение нового уровня эксплуатационных свойств толстостенных труб большого диаметра из современных сталей класса прочности К60 за счет улучшения микроструктуры и повышения вязкопластических и коррозионных свойств продольных сварных соединений.

Для достижения поставленной цели был сформулирован ряд научно-практических задач:

1. Выработать предложения по легированию литого металла шва и основного металла для повышения уровня вязкопластических свойств сварного соединения ТБД;
2. Установить закономерности влияния термических циклов сварки и скоростей охлаждения на микроструктуру, вязкопластические свойства (критическое раскрытие в вершине трещины δ_c , ударная вязкость) и стойкость к СКРН участка перегрева ЗТВ продольных сварных соединений ТБД. Уточнить целевой диапазон скоростей охлаждения, в котором обеспечиваются требования к сварным соединениям ТБД, предназначенных для трубопроводов, прокладываемых по морскому дну, по показателям ударной вязкости, критического раскрытия в вершине трещины δ_c и стойкости к СКРН;
3. Выполнить анализ скоростей охлаждения на участке перегрева ЗТВ на основе численного моделирования тепловых полей посредством метода конечных элементов (МКЭ) при многодуговой сварке под флюсом. Определить необходимый уровень снижения погонной энергии сварки для обеспечения скорости охлаждения на участке перегрева ЗТВ в целевом диапазоне;

4. Разработать технологические рекомендации по режимам многодуговой сварки, обеспечивающие скорость охлаждения на участке перегрева ЗТВ в целевом диапазоне.

Научная новизна диссертационной работы:

1. Установлен диапазон содержания микролегирующих элементов титана и бора, обеспечивающих максимальный уровень критического раскрытия в вершине трещины металла продольных сварных швов высокопрочных ТБД;

2. Установлено влияние микролегирующих элементов на вязкопластические свойства участка перегрева ЗТВ продольных сварных соединений высокопрочных ТБД;

3. Определены целевые диапазоны скоростей охлаждения на участке перегрева ЗТВ, обеспечивающие повышение значения критического раскрытия в вершине трещины и стойкости к СКРН сварных соединений высокопрочных ТБД;

4. Разработана конечно-элементная модель распространения тепла при многодуговой сварке ТБД, позволяющая определять геометрические параметры сварного шва и скорости охлаждения в различных точках ЗТВ с высокой точностью;

5. Разработана методика расчета режимов многодуговой сварки, обеспечивающих качество и надежность продольных сварных соединений высокопрочных ТБД на основе результатов исследований по изучению микроструктуры и моделирования тепловых полей применительно к многодуговой сварке ТБД.

Теоретическая и практическая значимость работы:

1. Разработана математическая модель автоматической многодуговой сварки под флюсом с численным решением в программном продукте «SYSWELD», позволяющая аналитически оценивать геометрические параметры сварного шва, оценивать скорость охлаждения на участке перегрева ЗТВ и оперативно решать инженерные задачи при разработке новых и оптимизации существующих режимов сварки ТБД;

2. Разработаны рекомендации по улучшению химического состава стали класса прочности К60, обеспечивающего высокую ударную вязкость на участке перегрева ЗТВ сварных соединений прямошовных ТБД;
3. Разработаны рекомендации для многодуговой сварки под флюсом высокопрочных прямошовных ТБД в части применения сочетаний марок сварочных проволок, обеспечивающих высокие значения ударной вязкости и критического раскрытия в вершине трещины металла шва;
4. Разработана технология автоматической многодуговой сварки под флюсом продольных сварных соединений высокопрочных ТБД с пониженным на 15-30% тепловложением. Разработанная технология сварки обеспечивает высокий уровень ударной вязкости, критического раскрытия в вершине трещины и стойкости к СКРН продольных сварных соединений высокопрочных ТБД на участке перегрева ЗТВ;
5. Разработанные технические решения автора внедрены в нормативно-техническую документацию АО «Волжский трубный завод» (АО «ВТЗ»), регламентирующую требования к производству листового проката и ТБД. На разработанные технические решения получены патенты на изобретения в соавторстве с АО «ВТЗ» и ОАО Магнитогорский металлургический комбинат (ОАО «ММК»);
6. Результаты работы внедрены в учебный процесс по профессиональной переподготовке специалистов трубоэлектросварочного цеха АО «ВТЗ» по специализации «трубное производство».

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Результаты исследований влияния микролегирующих элементов на вязкопластические свойства металла шва и участка перегрева ЗТВ сварных соединений высокопрочных ТБД;
2. Результаты имитации термических циклов сварки;
3. Результаты математического моделирования нелинейных процессов распространения тепла при автоматической многодуговой сварке;

4. Разработка режимов автоматической многодуговой сварки труб с пониженным тепловложением;

5. Результаты промышленного опробования разработанных технологических мероприятий по повышению свойств сварных соединений высокопрочных ТБД.

Апробация работы.

Основные положения и результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на российских и международных научно-технических конференциях и форумах: V, VI научно-технической конференции аспирантов и докторантов ЮУрГУ, г. Челябинск, 2013 – 2014 гг., XXI, XXIII международной научно-технической конференции «Трубы», г. Челябинск, 2014, 2018 г.; Международной научно-практической конференции «Трубопроводы в России и за рубежом – настоящее и будущее», г. Псков 2014 г.; XXV научно-технической конференции сварщиков Урала и Сибири «Современные проблемы сварочного производства», г. Челябинск, 2014 г.; X, XI, XIII Молодежной научно-практической конференции ТМК, г. Сочи 2014 - 2017 гг.; XV, XVI Международной научно-технической конференции «Сварка и родственные технологии», г. Екатеринбург, 2015-2016 гг.; I Международная конференция «Коррозия в нефтегазовой отрасли», г. Санкт-Петербург, 2019 г.; 13th International Conference on the Mechanical Behaviour of Materials (ICM-13), Melbourne, Australia; 2019; Международная конференция «Сварка в России - 2019: современное состояние и перспективы», г. Томск, 2019.

Публикации по теме диссертации. Основные результаты диссертации опубликованы в 16 научных работах, из них 8 в изданиях, рекомендованных ВАК РФ.

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, четырех глав, выводов, списка литературы из 186 наименований. Работа изложена на 152 страницах, содержит 81 рисунок и 32 таблицы.

1 СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА

1.1 Перспективы производства труб большого диаметра

Природный газ является важнейшим ресурсом для обеспечения бесперебойного функционирования энергопромышленного комплекса большинства экономически развитых стран. Россия является одной из крупнейших газодобывающих стран и экспортеров природного газа на рынке сырьевых ресурсов. Кроме того, географическое положение РФ предполагает наиболее дешевый способ транспортировки природного газа — газопровод.

Из-за большой удаленности ряда месторождений с природным газом от мест их потребления приводит к необходимости строительства крупных газотранспортных систем. В магистральных газопроводах, которые проложены по суши, уровень достигаемого давления составляет 11,8 МПа.

Основное место применения труб большого диаметра (ТБД) — это строительство магистральных газопроводов. Рост добычи газа даст возможность сохранить повышенный спрос на трубы большого диаметра у отечественных трубников. Например, на возведение газопроводов «Сила Сибири», «Алтай» уже в ближайшее время понадобится 1,7-2 миллионов тонн ТБД. Потребность рынка в этих трубах в период до 2020 г. вырастет до 10 миллионов тонн. После завершения этих проектов после 2025 года основной спрос на ТБД будет обусловлен ремонтными нуждами и потребностями собственников в обслуживании действующей газовой инфраструктуры. Убедительным доводом в пользу этого утверждения выступает наличие 43 тысяч километров трубопроводов, введенных в строй более 33 лет назад и имеющих расчетный срок эксплуатации 40-45 лет. Кроме того, импортная пошлина на ТБД иностранного производства в размере 15-20% от цены товара является достаточно высокой и дает конкурентное преимущество российским производителям при поставке ТБД на внутренний рынок [14].

Следовательно, в ближайшие 10-15 лет имеющийся глобальный спрос обеспечит стабильно высокий уровень загрузки отечественных предприятий, специализирующихся на производстве труб большого диаметра [15, 16].

1.2 Требования к основному металлу и сварным соединениям труб большого диаметра

В связи с освоением новых месторождений изменение условий эксплуатации нефте-газопроводов, обуславливает развитие трубной промышленности, нацеленное на повышение надежности, как основного металла, так и сварного соединения труб. Создаются новые хладостойкие и коррозионностойкие стали с целью обеспечения эксплуатационной надежности электросварных труб. Для изготовления труб из новых сталей необходимо подбирать и усовершенствовать технологии формовки, сварки, калибрования, а также сварочные материалы [17].

В России основным стандартом, который регламентирует требования к производству стальных электросварных труб, предназначенных для строительства нефте-газопроводов, является ГОСТ ISO 3183 «Трубы стальные для нефтяной и газовой промышленности» [18]. Данный стандарт является дословным переводом международного стандарта ISO 3183 [19], который гармонизирован с часто используемым американским стандартом API Specification 5L [20]. Нормы стандарта ISO 3183 регулярно уточняются и дополняются, но основные требования остаются неизменными.

Трубопроводы для транспортировки углеводородного сырья – это крупные потенциально экологически опасные сооружения, в особенности при прокладке трубопроводом по морскому дну. В России основным стандартом регламентирующим требования к трубам для подводных трубопроводов является НД N 2-020301-003 «Правила классификации и постройки морских подводных трубопроводов» российского морского регистра судоходства [21], который гармонизирован с международным стандартом по проектированию, строительству и эксплуатации подводных трубопроводов – DNVGL-ST-F101 —Submarine Pipeline Systems [22].

Стандарты [18-22] устанавливают требования к химическому составу стали, свойствам основного металла и сварного соединения электросварных труб. Требования по химическому составу основного металла труб представлены в таблице 1.1. С увеличением группы прочности стали наблюдается снижение массовой доли углерода с одновременным повышением содержания легирующих эле-

ментов. Данные стандарты устанавливают максимально допустимое содержание химических элементов, с точки зрения изготовления трубы и сварки труб при строительстве трубопроводов. Для обеспечения свариваемости трубных сталей все рассматриваемые стандарты оперируют значением углеродного эквивалента CE_{IIW} [18-22], которое рассчитывается по формуле международного института сварки [23]:

$$CE_{IIW} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Cr + Mo + V}{5} + \frac{Ni + Cu}{15} \quad (1.1)$$

Его величина не должна превышать 0,43 (таблица 1.1). Для сталей классов прочности K65(X80) и выше характерно увеличение углеродного эквивалента за счет увеличения содержания легирующих элементов. При этом массовая доля углерода, как правило, не превышает 0,10 %. Углерод является упрочняющим элементом, ухудшающим комплекс механических и технологических свойств стали, что приводит к снижению его содержания много ниже предельных концентраций, разрешенных стандартами.

При снижении содержания углерода ниже 0,10-0,12% характер взаимосвязи между свариваемостью стали и значением углеродного эквивалента нарушается. Учитывая низкое содержание углерода и повышенное содержание микролегирующих элементов, для труб, содержание углерода в которых по результатам анализа продукции ниже 0,12 % рассматриваемые стандарты регламентируют коэффициент трещиностойкости CE_{PCM} , который должен рассчитываться по следующему уравнению [18-22]:

$$CE_{PCM} = C + \frac{Si}{30} + \frac{Mn}{20} + \frac{Cu}{20} + \frac{Ni}{60} + \frac{Cr}{20} + \frac{Mo}{15} + \frac{V}{10} + 5B \quad (1.2)$$

Таблица 1.1. Требования к химическому составу основного металла труб [18-22]

Наименование стали ^{а)} (класс прочности)	Массовая доля химических элементов %, максимум									Углеродный эквивалент %, не более	
	C	Si	Mn	P	S	V	Nb	Ti	Другое	CE _{ЦW}	CE _{Рcm}
L290M или X42M (K42)	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	б	0,43	0,25
L320M или X46M (K46)	0,22	0,45	1,30	0,025	0,015	0,05	0,05	0,04	б	0,43	0,25
L360M или X52M (K48)	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	0,15	0,15	0,15	б	0,43	0,25
L390M или X56M (K50)	0,22	0,45	1,40	0,025	0,015	0,15	0,15	0,15	б	0,43	0,25
L415M или X60M (K52)	0,12 в	0,45 в	1,60 в	0,025	0,015	г	г	г	д	0,43	0,25
L450M или X65M (K56)	0,12 в	0,45 в	1,60 в	0,025	0,015	г	г	г	д	0,43	0,25
L485M или X70M (K60)	0,12 в	0,45 в	1,70 в	0,025	0,015	г	г	г	д	0,43	0,25
L555M или X80M (K65)	0,12 в	0,45 в	1,85 в	0,025	0,015	г	г	г	е	0,43 в	0,25
L625M или X90M (K70)	0,10	0,55 в	2,10 в	0,020	0,010	г	г	г	е	–	0,25
L690M или X100M (K80)	0,10	0,55 в	2,10 в	0,020	0,010	г	г	г	е,ж		0,25
L830M или X120M (K90)	0,10	0,55 в	2,10 в	0,020	0,010	г	г	г	е,ж		0,25

Примечание:

а) В соответствии с международными правилами трубные стали классифицируют по группам прочности. Группу прочности обозначают буквами «L» или «X» и далее указывают число, соответствующее минимальному гарантированному пределу текучести в поперечном направлении, выраженному в мега паскалях (буква «L») или выраженному в несистемной единице измерения «psi» (буква «X»). Буква «M» в обозначении стали означает, что трубы произведены по технологии контролируемой прокатки.

б) Если не согласовано иное, не более 0,50% для меди, не более 0,30% для никеля, не более 0,30% для хрома и не более 0,15% для молибдена.

в) Если не согласовано иное.

г) Если не согласовано иное, суммарное содержание ниобия, ванадия и титана должно быть $\leq 0,15\%$.

д) Если не согласовано иное, не более 0,50% для меди, не более 0,50% для никеля, не более 0,50% для хрома и не более 0,50% для молибдена.

е) Если не согласовано иное, не более 0,50% для меди, не более 1,00% для никеля, не более 0,50% для хрома и не более 0,50% для молибдена.

ж) Содержание бора не более 0,0040%.

В таблице 1.2 приведен типичный уровень требований к прочностным и пластическим свойствам основного металла и сварного соединения труб K60 (X70), K65 (X80), указанный в стандартах [18-22], нормативных документах и технических требования (ТТ) ОАО «Газпром» [24-26]. Требования к трубам класса прочности K60 (X70), K65 (X80) в зависимости от проекта могут незначительно отличаться. К примеру, в отдельных случаях в качестве дополнительных парамет-

ров в нормативно-технической документации могут быть указаны требования к величине равномерного удлинения, относительного сужения.

Таблица 1.2. Прочностные свойства труб К56, К60, К65

Класс прочности	Основной металл					Сварной шов	
	σ_T , МПа		σ_B , МПа		σ_T/σ_B	δ_5 , %	σ_B , МПа
	мин.	макс.	мин.	макс.			не менее
К56 (Х65)	450	600	535	760			535
К60 (Х70)	485	635	570	760	0,90	20,0	570
К65 (Х80)	555	705	625	825	0,92	18,0	625

Для обеспечения должной хладноломкости основного металла и сварных соединений труб устанавливаются требования к поглощенной энергии при испытаниях на ударный изгиб образцов с V-образным (Шарпи) надрезом. Величина поглощенной энергии при испытаниях на ударный изгиб основного металла труб регламентируется в зависимости от наружного диаметра трубы и класса прочности. Требования к поглощенной энергии удара для основного металла в соответствии с [18-20] представлены в таблице 1.3. В соответствии со стандартами [21, 22] для труб, предназначенных для подводных трубопроводов, предъявляются повышенные требования к поглощенной энергии удара (таблица 1.4).

Таблица 1.3 – Требования к поглощенной энергии основного металла труб в соответствии со стандартами [18-20]

Наружный диаметр труб, мм	Минимальная поглощенная энергия для образца с V-образным надрезом (CVN) полного размера, KV, Дж						
	Группа прочности (класс прочности)						
	\leq Х60	От Х60 (К52) до Х65 (К56)	От Х65 (К56) до Х70 (К60)	От Х70 (К60) до Х80 (К65)	От Х80 (К65) до Х90 (К70)	От Х90 до Х100	От Х100 до Х120
до 508	27	27	27	40	40	40	40
от 508 до 762	27	27	27	40	40	40	40
от 762 до 914	40	40	40	40	40	54	54
от 914 до 1219	40	40	40	40	40	54	68
от 1219 до 1422	40	54	54	54	54	68	81

Таблица 1.4 – Требования к поглощенной энергии основного металла труб для подводных трубопроводов в соответствии со стандартами [21, 22]

Наружный диаметр труб, мм	Работа удара KV, Дж, в поперечном направлении, при Tr – 10 °С для труб с tc ≤ 20 мм и при Tr – 20 °С для труб с tc > 20 мм		
	Группа прочности (класс прочности)		
	X65 (K56)	От X70 (K60)	От X80 (K65)
до 610	64	73	82
от 610 до 820	77	89	100
от 820 до 1120	95	109	124

Требования к поглощенной энергии сварных соединений ниже, чем требования к основному металлу труб. Минимальное среднее значение поглощенной энергии для сварного шва и зоны термического влияния каждой трубы по результатам испытания полноразмерных образцов при температуре 0 °С или, если согласовано, при более низкой температуре испытаний, должно соответствовать следующим требованиям:

- а) 27 Дж для труб менее 1422 мм групп прочности ≤ X80;
- б) 40 Дж для труб наружным диаметром более 1422 мм;
- в) 40 Дж для труб групп прочности > X80.

В рассматриваемых стандартах приведен лишь базовый уровень требований по поглощенной энергии при испытаниях на ударный изгиб, требования к величине поглощенной энергии существенно изменяются от проекта к проекту. Требования различных проектов к поглощенной энергии образцов на ударный изгиб представлены в таблице 1.5.

Для оценки склонности основного металла труб к хрупкому разрушению проводят испытания падающим грузом (ИПГ) на полнотолщинных образцах. Температуру испытания устанавливают равной температуре эксплуатации трубопровода. Данному виду испытаний подвергают только основной металл электросварных труб. Доля вязкого разрушения в изломе образцов должна составлять не менее 85%.

Таблица 1.5 – Требования различных проектов к поглощенной энергии образцов на ударный изгиб

Наименование проекта	Класс прочности	Ударная вязкость KCV, Дж/см ²		
		температура испытания	основной металл	сварное соединение
Сила Сибири [25]	K60	минус 40	150	70
Северный поток [26]	X70 (K60)	минус 20	150	63
МГ «Бованенково-Ухта», СТО «Газпром» [24]	K60	минус 40	150	63
	K65		180	70

Одним из видов механических испытаний, определяющих вязкопластические свойства металла, является испытание на статическую трещиностойкость. Испытание на статическую трещиностойкость определяет несущую способность трубы при наличии в металле трещиноподобного дефекта. Одним из определяемых параметров при данном испытании является критическое раскрытие в вершине трещины δ_c . Стандарты [21, 22] устанавливают требования: к параметру δ_c не менее 0,20 мм для основного металла (ОМ), не менее 0,15 мм для центра шва и линии сплавления (ЛС).

Требования по величине δ_c изменяются в зависимости от проекта и условий эксплуатации трубопровода. С реализацией новых проектов требования по δ_c повышаются. В настоящее время самый высокий уровень требований по δ_c в РФ предъявляется к трубам, предназначенным для прокладки магистрального газопровода в зонах активных тектонических разломов по проекту «Сила Сибири» [24], и составляет 0,20 мм для сварного соединения, как по центру шва (ЦШ), так и по линии сплавления (ЛС). Требования по параметру δ_c для основного металла и сварного соединения труб большого диаметра для различных проектов газопроводов представлены в таблице 1.6.

Таблица 1.6 - Требования различных проектов к величине критического раскрытия в вершине трещины δ_c [24, 26]

Проект магистрального газопровода	Класс прочности	Критическое раскрытие в вершине трещины δ_c , мм			
		температура испытания	основной металл	сварное соединение	
				ЦШ	ЛС
Сила Сибири (прокладка в зонах АТР)	K60	минус 20	0,40	0,20	0,20
Nord Stream Extension (NEXT) Project (Северный поток вторая очередь)	485 FDU (K60)	минус 10	0,25	0,20	0,15
МГ «Бованенково-Ухта», СТО «Газпром»	K60	минус 20	0,15	0,10	0,10
	K65				

К трубам для трубопроводов, транспортирующих среды с повышенным содержанием H_2S , предъявляют специальные требования по стойкости металла против коррозионного растрескивания в сероводородсодержащих средах. Стойкость против растрескивания, инициируемого водородом, определяют в лабораторных условиях по методике NACE TM0284 [27]. Стойкость против сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением (СКРН) определяют по методике стандарта NACE TM0177 [28].

Показателями стойкости против водородного растрескивания являются:

- коэффициент длины трещины CLR;
- коэффициент толщины трещины CTR;
- коэффициент чувствительности к растрескиванию CSR;

При испытаниях на стойкость к СКРН за базовое время испытания (720 часов), при условном пороговом напряжении равном 72% от нормируемого условного предела текучести, не должно происходить разрушения цилиндрических образцов на одноосное растяжение, или трещины должны отсутствовать на растянутой поверхности плоского образца (при испытании на четырехточечный изгиб).

В спецификации API Spec. 5L [20] и ISO 3183 [19] представлены следующие требования к стойкости против водородного растрескивания и сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением для стали труб PSL-2:

- показатель длины трещины $CLR \leq 15\%$;
- показатель толщины трещины $CTR \leq 5\%$;
- показатель чувствительности к образованию трещин $CSR \leq 2\%$;
- испытанию подвергают образец для четырехточечного изгиба; при этом испытательное напряжение должно составлять не менее 72% от установленного минимального предела текучести трубы.

Испытания на СКРН и водородное растрескивание проводят в растворе А.

Стандарты [20-22, 29, 30] определяют пригодность стальных труб для транспортировки сероводородсодержащих сред по уровню твердости основного металла и сварных соединений. Твердость не должна превышать 250 HV. Стали превышающие этот порог, считаются более восприимчивыми к СКРН.

1.3 Технология многодуговой сварки ТБД.

После формовки трубной заготовки ее кромки соединяют технологическим швом с помощью сварки в защитном газе. Затем производят сварку «рабочего» шва с помощью двусторонней автоматической сварки под флюсом. Помимо выполнения защитной функции флюс обеспечивает стабильное горение дуги, оказывает металлургическое действие на металл, обеспечивая легирование, рафинирование и раскисление металлического расплава ванны, а также препятствует его разбрызгиванию.

Сначала производят сварку внутреннего таким образом, чтобы глубина проплавления свариваемого металла составляла примерно половину толщины стенки трубы. Далее производят сварку наружного шва с так, чтобы технологический шов был полностью переплавлен и был проплавлен корень внутреннего шва. Сварку внутреннего и наружного швов выполняют за один проход. Последовательность выполнения сварных швов представлена на рисунке 1.1.



Рисунок 1.1 – Последовательность выполнения сварных швов при производстве электросварных труб большого диаметра

Для увеличения производительности и скорости сварки продольных швов ТБД применяют **многодуговую сварку под флюсом** с использованием до пяти и более электродов. При данном процессе происходит горение нескольких дуг в одной сварочной ванне (Рисунок 1.2). Это позволяет увеличить скорость по сравнению с однодуговой сваркой до пяти и более раз [31]. При этом первую дугу питают источником постоянного тока (DC), а последующие – источниками переменного тока (AC). Такое сочетание дуг объясняется их электромагнитным взаимодействием. В работе [32] представлены результаты экспериментальных данных по изучению различных сочетаний дуг при автоматической двухдуговой сварке под флюсом.

В случае сочетания дуг постоянного тока одной полярности происходит взаимное притяжение дуг и струек металла, что приводит к уменьшению глубины и ширины проплавления, сильному разбрызгиванию электродного металла, повышенному расходу флюса и неудовлетворительному формированию шва при токах более 800А. В результате соприкосновения струек друг с другом они разрушаются с образованием крупных хаотически перемещающихся капель. Эта особенность и обуславливает сильное разбрызгивание при однополярном процессе приводит к пористости, увеличению глубины подрезов, неравномерности формы шва и появлению непроваров [31].

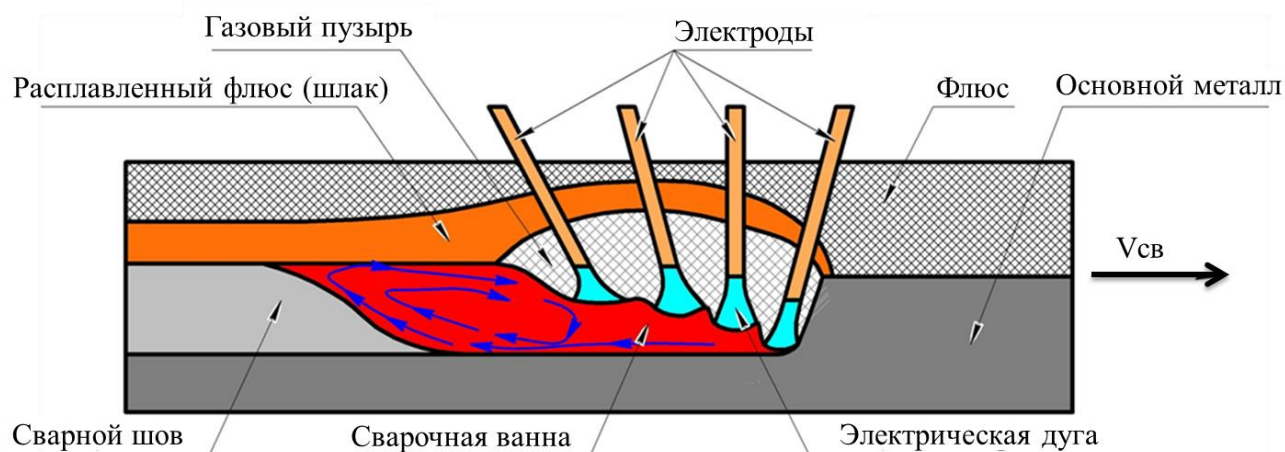


Рисунок 1.2 - Схематическое изображение автоматической многодуговой сварки под флюсом

При сварке дугами разной полярности происходит их взаимное отталкивание, резко снижается разбрызгивание и уменьшается расход флюса. При разнополярном процессе стационарное расположение дуг вследствие повышенной концентрации тепловой мощности приводит к увеличению глубины провара по сравнению с другими способами двухдуговой сварки. Однако при разнополярном процессе проявляются действия объемных сил, уменьшающих толщину жидкой прослойки под дугами, что приводит к систематическому образованию подрезов при токах более 1000 А.

Сварка на переменном токе, так же как и с комбинированным питанием, характерна чередованием стадий одно- и разнополярного горения дуг. Длительность каждой стадии определяется сдвигом фаз φ сварочных токов, а частота их чередований в два раза больше, чем при комбинированном питании. При $\varphi=90^\circ$, когда длительность стадий одно- и разнополярного процессов одинакова, циклические перемещения дуг наиболее равномерны и интенсивны, что приводит к увеличению ширины шва, уменьшению глубины провара, количества подрезов и качественному формированию шва. Зажечь дугу, питаемую от источника переменного тока сложнее, чем от постоянного, и это требует более тонкой системы контроля, включающей ретрагирующую цепь старта дуги [33].

Комбинированная сварка (сварка при питании одной из дуг постоянным током, другой-переменным) отличается чередованием по длительности стадий одно- и разнополярного процесса. Изменение взаимного расположения дуг в течении каждой стадии вследствие их магнитного взаимодействия и изменения величины переменного тока приводит к циклическим перемещениям дуг с частотой 50 Гц вдоль продольной оси шва. Колебания дуг вызывают рассредоточение тепловой мощности, что позволяет получать лучшие результаты, чем при сварке только на постоянном токе. Ведущий электрод подсоединяют к источнику постоянного тока. Следующий за ним электрод, подсоединяют к источнику переменного тока. В расплавленном DC - дугой флюсе зажигание дуги AC происходит без затруднения [34].

Выявленные процессы электромагнитного взаимодействия дуг являются основой для назначения типа сварочного тока для каждой дуги. Питание ведущего электрода источником постоянного тока приводит к увеличению проплавления при прочих равных условиях по сравнению с источниками переменного тока [35, 36]. А последующие дуги переменного тока обеспечивают заполнение разделки кромок и качественное формирование шва.

Химический состав сварочного флюса выбирают таким образом чтобы удовлетворить ряд важных критериев: стабильность горения дуги, отделяемость шлаковой корки, качество поверхности шва, защита металла шва от атмосферы. При изготовлении флюсов для сварки стали обычно применяются MnO , CaO , MgO , SiO_2 , Al_2O_3 , TiO_2 , CaF_2 в различной комбинации [37]. Во флюс могут быть добавлены металлические порошки для контроля химического состава и увеличения производительности, а также легирующие элементы. Важным показателем, который определяет химический состав металла сварного шва, является основность флюса [38]:

Вязкопластические свойства металла шва зависят от содержания кислорода и легирующих элементов, определяемых типом флюса и условиями сварки. При выполнении продольных сварных швов с высокой погонной энергией, для

получения оптимального содержания кислорода необходимо применение основного флюса [39, 40].

Основными геометрическими характеристиками сварного шва являются глубина проплавления; высота усиления сварного и ширина шва. Заданные режимы сварки должны обеспечивать требуемую глубину проплавления, необходимую для переплавления технологического шва и обеспечения заданного перекрытия внутреннего и наружного швов. В соответствии с нормативными документами [18-22] высота усиления сварного шва не должна превышать 3 мм, а ширина шва должна быть не более 30 мм для труб с толщиной стенки до 30 мм, и не более 40 мм для труб с толщиной стенки свыше 30 мм. Также технология сварки должна обеспечивать плавный переход от металла шва к основному металлу.

1.4 Проблемы обеспечения эксплуатационной надежности продольных сварных соединений высокопрочных труб большого диаметра

Механические свойства металла шва и металла в ЗТВ сварного соединения зависят от сформированного типа микроструктуры, которая определяется химическим составом, режимом сварки, а также термической обработкой [41, 42]. Основным фактором, определяющим конечную структуру металла в отдельных участках ЗТВ, является термический цикл, которому подвергался металл на этом участке при сварке. Основными параметрами термического цикла сварки являются температура максимального нагрева, достигаемая на данном участке, и последующая скорость охлаждения [41]. Структурное состояние стали определяется скоростью охлаждения в интервале температур превращения аустенита [43].

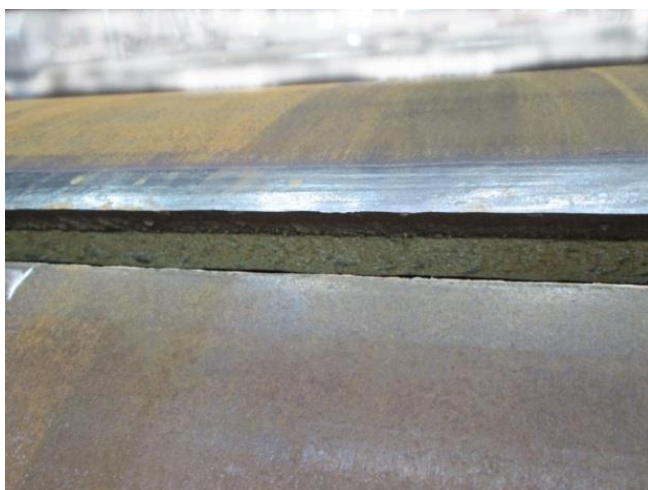
На участке перегрева при нагреве стали до температур выше 1000-1100 °С происходит интенсивный рост зерна аустенита, что приводит к ее охрупчиванию. Интенсивность роста зерна определяет максимальная температура термического цикла и время пребывания стали при температурах выше 1000-1100 °С [44]. Также при сварке низколегированной стали на участке перегрева могут возникать неблагоприятные закалочные и видманштеттова структуры [41, 42, 45], которые приводят к еще большему охрупчиванию. Повышение погонной энергии сварки

сопровождается расширением зоны перегрева и уменьшением скорости охлаждения и может явиться причиной снижения сопротивления хрупкому разрушению сварных соединений [43, 44, 46, 47].

Процесс многодуговой сварки характеризуется большим тепловложением с условиями охлаждения, существенно влияющими на вязкопластические свойства ЗТВ сварных соединений ТБД [48, 49]. Наименьшим уровнем вязкопластических свойств обладает область перегрева ЗТВ [50], что обусловлено существенным огрублением микроструктуры и ростом зерна [51]. В связи с этим наибольшее внимание уделяется участку перегрева ЗТВ при изучении сварных соединений высокопрочных ТБД.

1.4.1 Склонность сварных соединений высокопрочных труб к хрупкому разрушению

По данным [52, 53], относительно низкие вязкопластические свойства сварных соединений при возникновении дефекта в зоне сварного соединения могут привести к преждевременной потере несущей способности трубы и ее хрупкому разрушению. Также не редки и случаи, когда разрушение труб по сварному соединению происходит в процессе производства (Рисунок 1.3).



а)



б)

Рисунок 1.3 – Разрушение ТБД при производстве:

а) в процессе экспандирования; б) в процессе опрессовки на гидропрессе

Для оценки степени влияния хрупкости сварного соединения на конструктивную прочность современных высокопрочных труб в работе [54] была проведена серия гидравлических испытаний труб с искусственным концентратором напряжений. Надрез наносили в различные области основного металла и ЗТВ, а так же по центру сварного шва. Результаты испытаний показали, что наименьшим сопротивлением распространению разрушения обладает зона термического влияния сварного соединения. В изломе сварного соединения при нанесении надреза по линии сплавления и центру шва в разрушении доминирует хрупкий излом (рисунок 1.4).



Рисунок 1.4 – Внешний вид разрушения труб с надрезом по центру шва [54]

Из рисунка 1.5 видно, что при гидравлических испытаниях труб с надрезом по линии сплавления разрушение происходит на участке перегрева ЗТВ непосредственно вблизи линии сплавления. Очевидно, что участок перегрева ЗТВ является охрупченной областью сварных соединений ТБД и негативно влияет на эксплуатационную надежность труб с точки зрения сопротивления распространению трещины. Таким образом, задача повышения вязкопластических свойств и стойкости к хрупкому разрушению сварных соединений высокопрочных ТБД является актуальной и представляет большой научно-практический интерес.



Рисунок 1.5 – Макрошлиф области разрушения сварного соединения ТБД при гидравлических испытаниях [52]

1.4.2 Причины охрупчивания металла шва и области перегрева зоны термического влияния сварных соединений ТБД

Во многих работах [55-61] были изучено взаимное влияние термических циклов сварки и химического состава сталей на микроструктуру, механические и вязкопластические свойства на участке перегрева ЗТВ. По причине сложного взаимовлияния различных легирующих элементов, не удивительно, что были получены зачастую противоречивые результаты. Интенсивный рост исходного зерна аустенита происходит при температуре свыше 1000-1100 °С, если рост зерна не сдерживается мелкодисперсными частицами – карбидами и нитридами микролегирующих элементов.

Формирующаяся в процессе охлаждения металла микроструктура, зависит от закаливаемости стали и от диапазона температур, в котором происходит $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение и выделение карбидов. Это зависит от степени легирования такими элементами как марганец, хром, молибден, ванадий, медь и никель. Микроструктура также зависит от степени подавления образования феррита по границам зерен такими элементами как бор, и степени внутризеренного зарождения α -фазы вызванного дисперсными труднорастворимыми частицами. Массовая доля углерода определяет соотношение феррита и карбидов в конечной микроструктуре и оказывает наибольшее влияние на внутризеренную микроструктуру.

Фазовый переход при низких скоростях охлаждения происходит при повышенных температурах, это приводит к тому, что феррит имеет тенденцию к обра-

зованию равновесных структур у границ аустенитного зерна, а внутри зерна – случайно ориентированных. Обогащенные углеродом области превращаются в относительно крупные карбидные образования [61, 62].

Увеличение скорости охлаждения приводит к смещению $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в область более низких температур. Равновесные ферритные зерна по границам исходного аустенитного зерна заменяются на колонии параллельно ориентированных реек или видманштеттов феррит. При дальнейшем понижении температуры фазового перехода карбиды образуются на границах реек и постепенно заменяются на островки мартенсит-аустенитной составляющей (МА). При высоких скоростях охлаждения, времени для диффузии и распределения углерода не достаточно, в результате чего происходит образование мартенсита.

Большое количество теплоты введенное в металл при многодуговой сварке труб приводит к укрупнению исходных зерен аустенита в области перегрева ЗТВ вблизи линии сплавления. Размер исходного аустенитного зерна может варьироваться от 50 мкм до 250 мкм и более. Время охлаждения в диапазоне 800-500°C может варьироваться от 15 секунд (тепловложение 1 кДж) до 30 секунд (тепловложение 5 кДж) и более, а внутризеренная микроструктура может изменяться от мартенсита до феррит-перлита [63].

Сильное влияние на вязко-пластические свойства оказывает размер исходного зерна аустенита [58]. Независимо от типа сформированного типа микроструктуры снижения размера исходного аустенитного зерна оказывает положительный эффект (рисунок 1.6). При этом влияние внутризеренной микроструктуры на вязкопластические свойства оценить намного сложнее, чем влияние размера исходного зерна аустенита [64]. Тем не менее, вязко-пластические свойства на участке перегрева ЗТВ сварных соединений ТБД в существенной мере зависят от сформированной микроструктуры. Микроструктура этой области обычно является бейнитной, которая состоит из бейнитной α -фазы с большим количеством МА (рисунок 1.7).

МА становится более вредоносной с увеличением суб-зерен или пакетов бейнита. Увеличение объемной доли островков МА приводит к существенному снижению вязкопластических свойств на участке перегрева ЗТВ (рисунок 1.8).

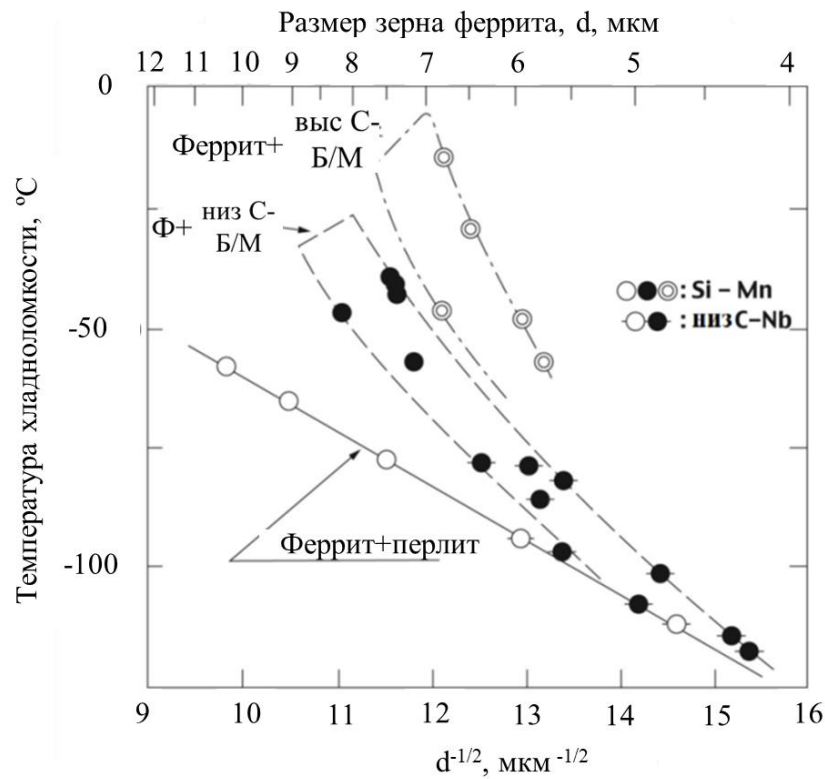


Рисунок 1.6 – Влияние размера зерна исходного аустенита на температуру вязкохрупкого перехода для различных типов микроструктуры [58]

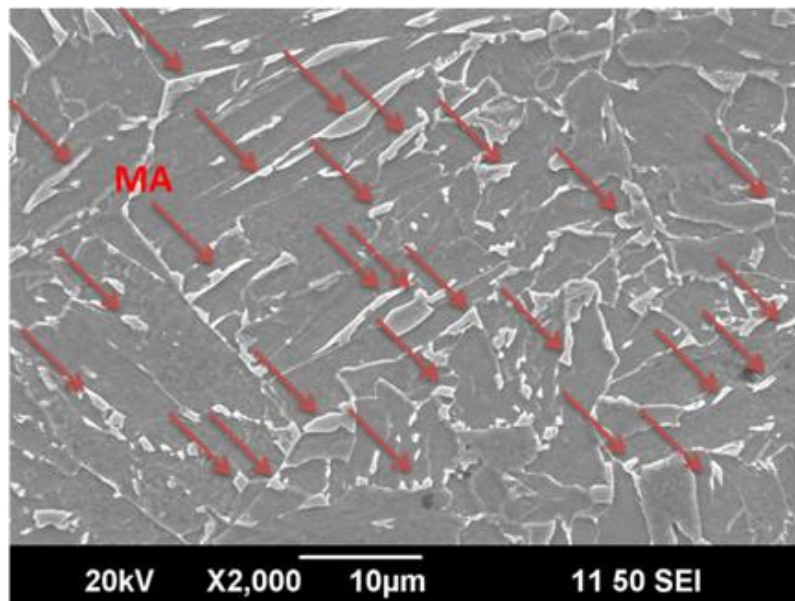


Рисунок 1.7 – Островки МА, сканирующая электронная микроскопия, увеличение x2000

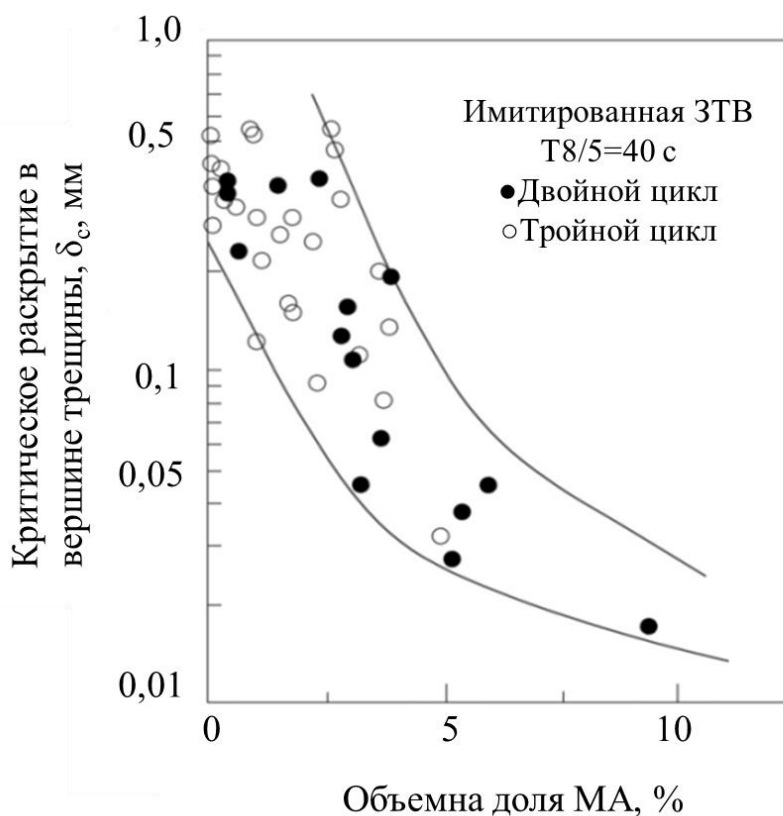


Рисунок 1.8 – Зависимость уровня критического раскрытия в вершине трещины δ_c от объемной доли МА [50]

В научно-технической литературе встречаются противоречащие друг другу данные о влиянии морфологии внутризеренной микроструктуры на вязкопластические свойства участка перегрева ЗТВ. В [65-67] указано, что наиболее благоприятной структурой является гранулярный бейнит, а формирование бейнита речной морфологии приводит к охрупчиванию стали и повышению температуры вязкохрупкого перехода. Но при этом, в [68-72] указано, что формирование гранулярного бейнита приводит к сильному снижению вязкопластических свойств сварных соединений высокопрочных ТБД на участке перегрева ЗТВ, а формирование бейнита речной или пластинчатой морфологии способствует повышению уровня ударной вязкости.

Скорость охлаждения на участке перегрева ЗТВ является определяющим фактором, влияющим на размер зерна, внутризеренную микроструктуру и, соответственно, вязкопластические свойства сварных соединений [73]. Низкие скорости охлаждения способствуют более продолжительному нахождению металла при

высоких температурах и соответственно более интенсивному росту зерна аустенита, а так же формированию внутрезеренной структуры гранулярной морфологии. Повышение скорости охлаждения металла в области крупного зерна после сварки приводит к уменьшению размеров исходных зерен аустенита и формированию бейнита пластинчатой или речной морфологии.

За последнее время проведено большое количество исследований [51, 74-80] влияния скорости охлаждения на участке перегрева ЗТВ на ударную вязкость методом имитации сварочного нагрева. Результаты этих исследований показали, что максимальные значения ударной вязкости соответствуют скоростям охлаждения в диапазоне 10-60 °C/с.

Свойства металла продольных сварных швов ТБД находятся в тесной зависимости от его химического состава и сформированной микроструктурой. Распределение химических элементов в металле шва зависит от основного металла, сварочной проволоки, активности флюса и других параметров процесса сварки. Обычно в металле продольных швов ТБД содержится 60-70% переплавленного основного металла, микролегирующие элементы которого существенно влияют на механические свойства металла сварного шва ТБД. Положительное и отрицательное влияние на механические свойства металла шва может оказать влияние дополнительное легирование его с помощью сварочной проволоки [81, 82]. В основном снижение вязкопластических свойств металла сварного шва происходит по причине выделения феррита по границам первичных кристаллитов – дендритов [81, 83] (рисунок 1.9). Бейнит игольчатой морфологии является наиболее важной структурой металла сварного шва. Его формирование зависит не только от удовлетворительного химического состава и скорости охлаждения, а так же от наличия в металле шва дисперсных неметаллических частиц [84].

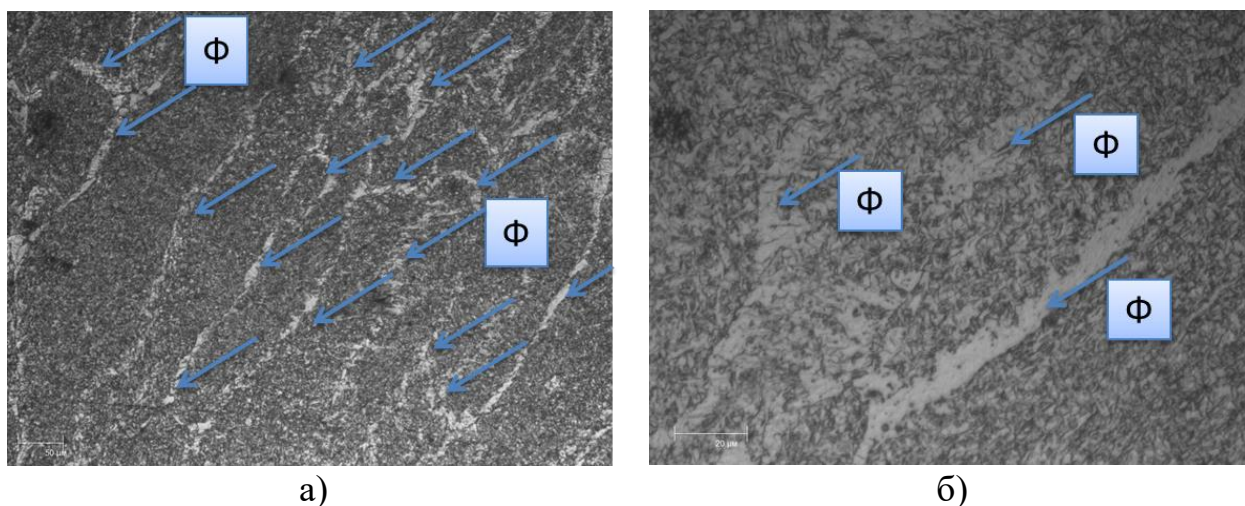


Рисунок 1.9 – Феррит (Ф), выделившийся по границам первичных кристаллитов (дендритов) в литом металле сварного шва, оптическая микроскопия: а) увеличение $\times 100$; б) увеличение $\times 400$

1.4.3. Склонность сварных соединений к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением.

Освоение новых нефтегазовых месторождений с повышенным содержанием H_2S сопровождается трудностями, связанными с обеспечением надежности трубопроводов. При протекании коррозионных процессов во влажной H_2S -содержащей среде выделяется водород, который диффундирует в металл и вызывает в нем избыточные внутренние напряжения. Это может приводить к растрескиванию стали и разрушению труб [85].

Разрушение металла по механизму СКРН возникает только в случае совместного воздействия на него коррозионных процессов под действием сероводорода и статических растягивающих напряжений [86]. Схема разрушения стали по механизму СКРН представлена на рисунке 1.10.

Известно, что для повышения стойкости стали к СКРН необходимо минимизировать факторы, способствующие зарождению и распространению инициируемых водородом трещин. Такими факторами являются чистота по вредным примесям и неметаллическим включениям, ликвационная неоднородность. Также существенное влияние на стойкость стали к СКРН оказывает микроструктура, формирующаяся на завершающих этапах производства.

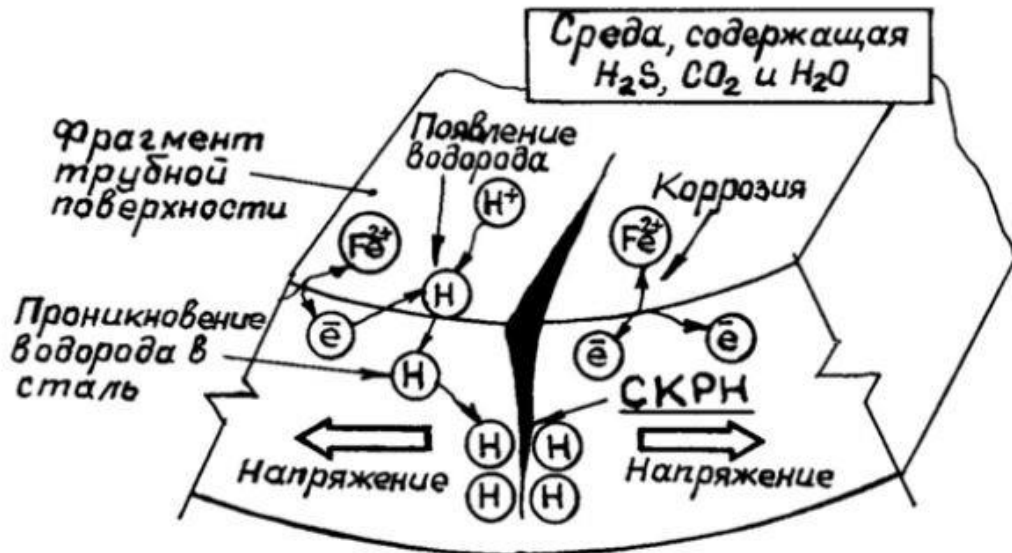
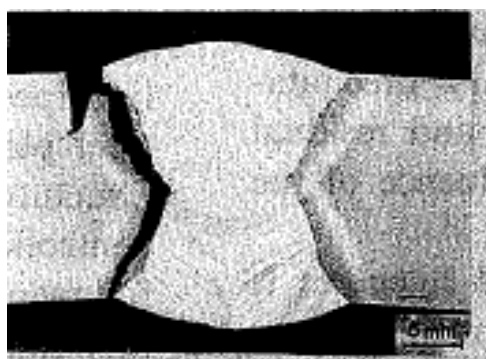


Рисунок 1.10 – Механизм сульфидного коррозионного растрескивания под напряжением [85]

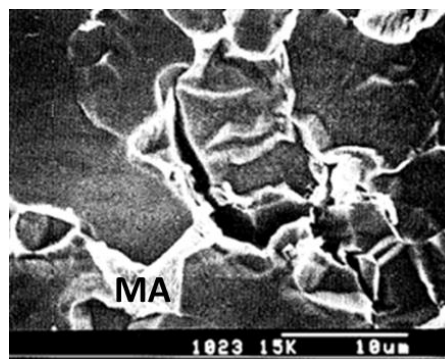
Управление структурообразованием основного металла осуществляют с помощью совмещенного процесса контролируемой прокатки и ускоренного охлаждения. Данный процесс позволяет эффективно управлять формированием микроструктуры стали. Микроструктура стали при контролируемой прокатке может быть значительно улучшена путем быстрого охлаждения, что приводит к повышению прочностных, вязкопластических свойств стали, а также к ее повышению стойкости к СКРН [87]. Однако при производстве труб большого диаметра наибольшую склонность к СКРН проявляет металл в зоне термического влияния сварных соединений. Это связано с быстрым нагревом до температур интенсивного роста зерна и последующим охлаждением, изменением микроструктуры, прочностных и коррозионных свойств и образованием продуктов распада переохлажденного аустенита с высокой твердостью [88, 89]. Также склонность сварных соединений к СКРН увеличивается под действием остаточных сварочных напряжений [90].

При сварке листового проката, изготовленного с помощью контролируемой прокатки с ускоренным охлаждением, в области перегрева и на участке, нагретом в межкритический интервал, происходит снижение твердости ниже уровня твердости основного металла. Таким образом, повышенная чувствитель-

ность участка перегрева ЗТВ к СКРН определяется не только особенностями микроструктуры, но и снижением прочностных свойств. В работах [87, 88] отражено, что разрушение по механизму СКРН заводских продольных сварных соединений ТБД локализуется в области перегрева в непосредственной близости к линии сплавления (рисунок 1.11 а) и в области, нагретой в межкритический интервал. Зарождение трещин происходит на микроструктурных составляющих с повышенным уровнем твердости, таких как МА и вырожденный перлит (рисунок 1.11 б).



а)



б)

Рисунок 1.11 – Разрушение сварного соединения при испытаниях на стойкость к СКРН [88]:

а) СКРН заводского сварного соединения ТБД; б) стадия зарождения трещины

1.5 Перспективы повышения вязкопластических и коррозионных свойств продольных сварных соединений труб большого диаметра

1.5.1. Разработки, направленные на повышение вязкопластических свойств продольных сварных соединений труб большого диаметра

Результаты анализа литературных данных, выполненного в п.1.4, показывают, что основная причина существенного снижения вязкопластических свойств продольных сварных соединений высокопрочных труб заключается в формировании крупнозернистой структуры с неблагоприятной внутризеренной микроструктурой с образованием крупных островков МА. Образование неблагоприятной микроструктуры на участке перегрева ЗТВ связано с замедленным охлаждением после многодуговой сварки продольного шва ТБД, а также с особенностями хи-

мического состава основного металла. По данным [91] существующие в настоящее время технологии многодуговой сварки толстостенных ТБД не обеспечивают скорость охлаждения на участке перегрева ЗТВ в рекомендуемом диапазоне скоростей охлаждения, который составляет 10-60 °C/с.

По данным [92] образование микроструктуры игольчатой морфологии способствует существенному повышению вязкопластических свойств стали. Формированию структур игольчатой морфологии способствуют центры вторичной кристаллизации. На участке перегрева ЗТВ из-за стремительного роста исходного аустенитного зерна снижается концентрация центров вторичной кристаллизации [93], которыми являются неметаллические включения (рисунок 1.12). Повышение концентрации центров вторичной кристаллизации в стали достигается с помощью формирования стабильных при высоких температурах мелкодисперсных неметаллических включений [94]. Такими включениями являются оксиды титана и алюминия (Ti_2O_3 и Al_2O_3). В работе [95] показано, что раскисление стали с помощью титана приводит к большему количеству центров вторичной кристаллизации и более высоким вязким свойствам на участке перегрева ЗТВ, чем в сталях, раскисленных алюминием.

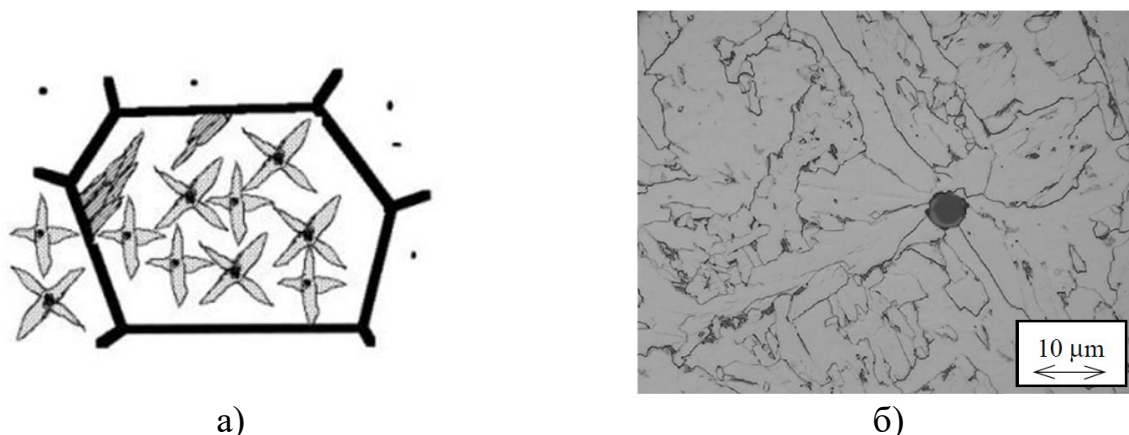


Рисунок 1.12 – Образование игольчатого бейнита на центрах вторичной кристаллизации: а) схема образования; б) оптическая микроскопия [95]

В настоящее время одной из самых перспективных технологий соединения металлов является гибридная лазерно-дуговая сварка [96, 97], которая объединяет в одном процессе лазер и дугу (рисунок 1.13). Лазерная сварка обеспечивает большую глубину проплавления и высокую скорость, снижая при этом подводи-

мую энергию. Сварочная дуга действует на поверхности и переносит в сварочную ванну дополнительный материал и создает широкий шов, который в свою очередь заполняет зазоры. Эти характеристики позволяют непосредственно влиять на свойства сварного шва [98].

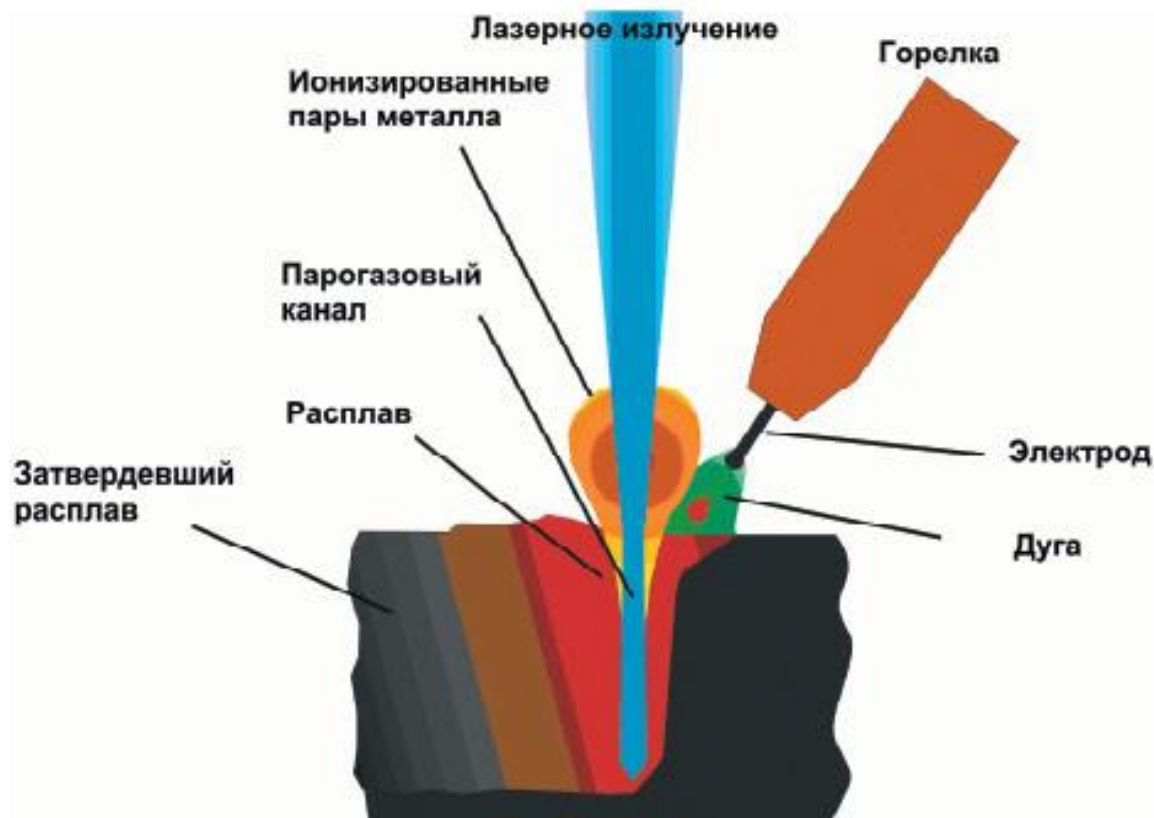


Рисунок 1.13 – Схематическое изображение гибридной лазерно-дуговой сварки [99]

По данным работ [33, 100, 101] сварные соединения, полученные этим способом, вследствие малой тепловой энергии, вводимой в свариваемые кромки, обладают высокими механическими характеристиками, удовлетворяющими требованию по скорости охлаждения. Несмотря на преимущества гибридной лазерно-дуговой сварки, внедрение данной технологии в промышленное производство ТБД ограничивает высокая сложность технологического процесса и склонность к образованию целого ряда специфических дефектов (рисунок 1.14): пористость, горячие трещины, корневые пики [98].

С целью предотвращения образования дефектов, связанных с природой лазерного процесса сварки, в работе [102] предложен способ двухлучевой лазерной

сварки труб. В результате промышленного опробования были получены качественные сварные швы, но лишь на трубах с толщиной стенки до 8 мм.

По указанным причинам процесс лазерной сварки исключен из рассмотрения в данной работе и способ автоматической многодуговой сварки под флюсом выбран в качестве инструмента исследования.

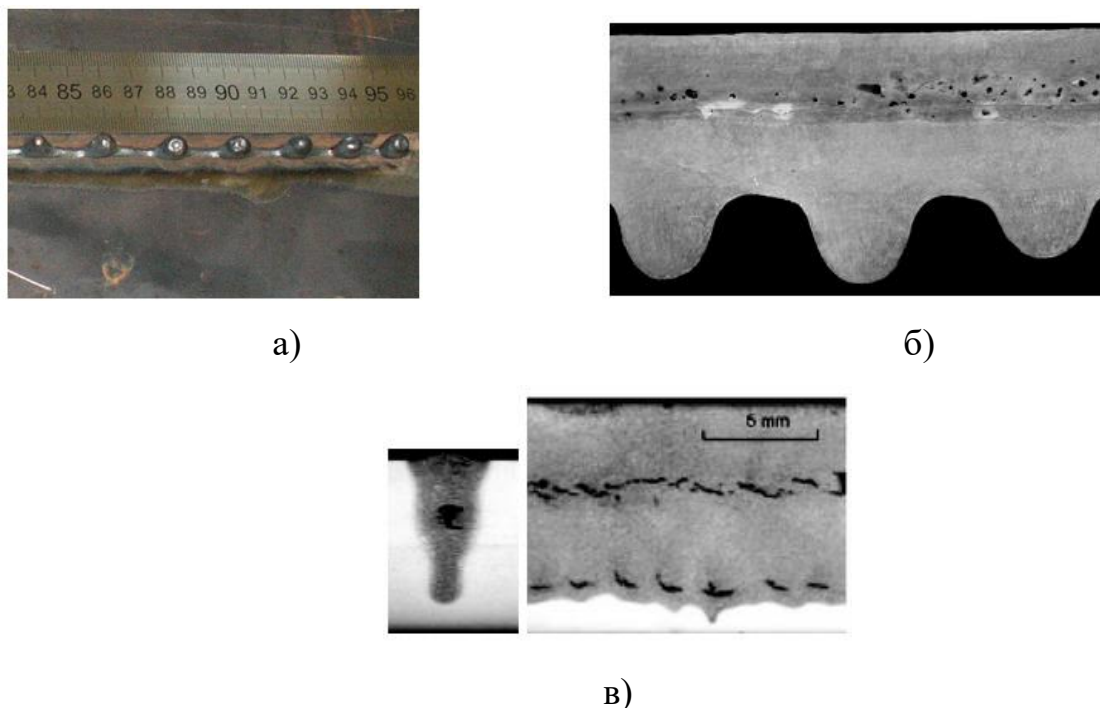


Рисунок 1.14 – Дефекты сварочных швов, выполненных гибридной лазерно-дуговой сваркой [98]: а) нестабильное формирование обратного валика сварочного шва; б) пористость; в) горячие трещины

Другим способом повышения скорости охлаждения участка перегрева ЗТВ является принудительное охлаждение сварного соединения в процессе сварки. В работе [103] представлен способ принудительного воздушного и водяного охлаждения сварных соединений ТБД. В данной работе представлен расчет эффективности обоих способов. Расчеты показали низкую эффективность охлаждения с помощью воздуха, а применение воды в качестве охлаждающей среды ограничено целым рядом обстоятельств:

- необходимы насосы для нагнетания воды;
- для организации оборотного цикла нужны системы канализации, очистки, охлаждения (теплообменники) воды;

- обильное парообразование потребует специальной системы вентиляции.

Ввиду всех перечисленных сложностей данный способ не был внедрен в промышленное производство ТБД [103].

С целью повышения скорости охлаждения участка перегрева ЗТВ авторами работы [104] была предпринята попытка снижения погонной энергии сварки ТБД с помощью уменьшения наплавленного металла за счет уменьшения угла разделки кромок. При проведении экспериментальных сварочных работ были получены сварные соединения с непроваром в корне шва. Тем не менее, для повышения скорости охлаждения, формирования благоприятной внутризеренной микроструктуры и повышения вязкопластических свойств сварных соединений ТБД на участке перегрева ЗТВ, по мнению авторов работ [75, 105-109], необходимо снижать погонную энергию многодуговой сварки.

1.5.2. Разработки, направленные на повышение стойкости к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением сварных соединений прямошовных труб большого диаметра

Сварные соединения вследствие особенностей тепловых процессов при сварке более подвержены коррозионному растрескиванию, чем основной металл.

Условия предотвращения коррозионных трещин в течение расчетной долговечности сварных конструкции следующие [110, 111]:

- снятие остаточных напряжений при выбранных режимах обработки с учетом эксплуатационной на грузки до уровня меньшего значения пороговых напряжений в данной среде;
- предотвращение образования неблагоприятных структурных и фазовых превращений в металле, повышающих восприимчивость металла к растрескиванию.

По данным работы [112] в настоящее время известны следующие решения, направленные на предотвращение образования коррозионного растрескивания под напряжением:

- снижение напряжений в стенке трубопроводов. Предлагалось снижать рабочее давления при эксплуатации магистральных газопроводов до значений не превы-

шающих 50% от предела текучести. Данное решение было признано нецелесообразным экономически из-за снижения пропускной способности;

- защита трубопроводов с помощью применения ингибиторов и других химических реагентов;

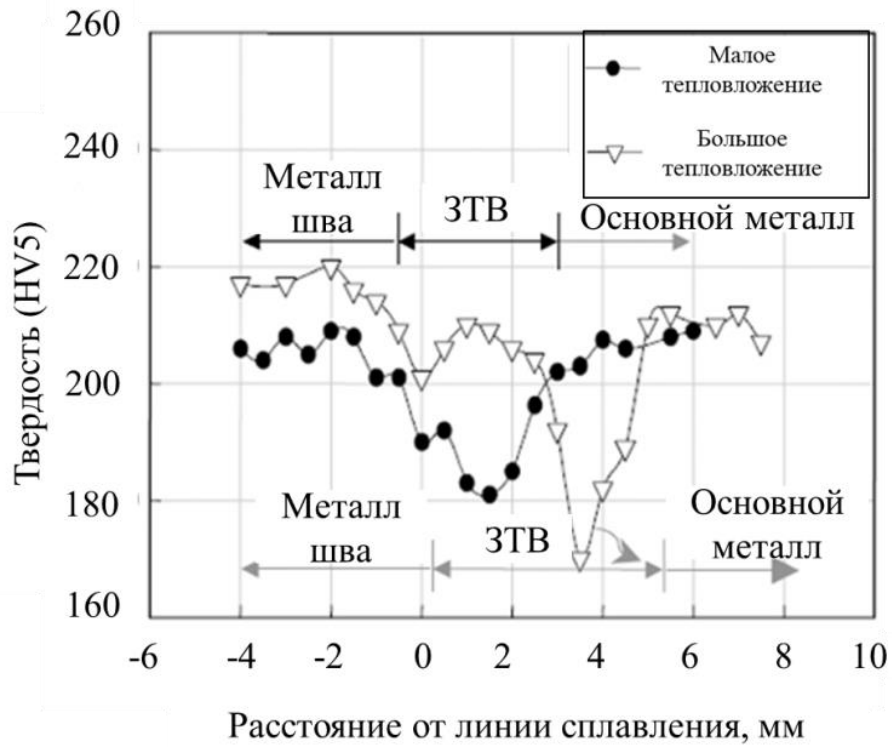
- применение труб стойких к СКРН из новых, более совершенных, марок стали,

- увеличение толщины стенки трубы.

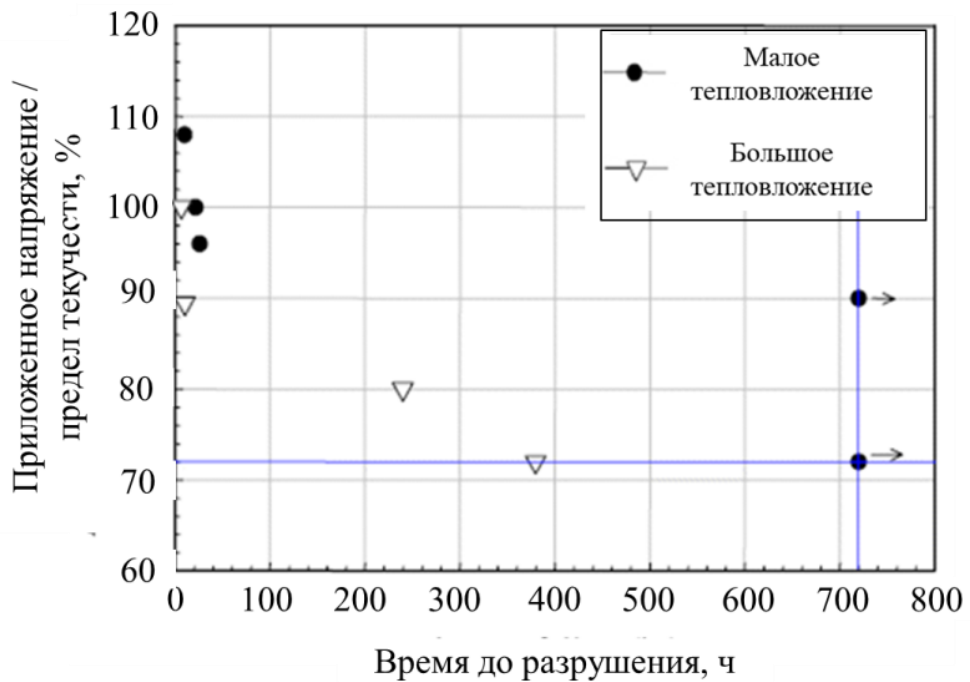
Для снижения склонности сварных соединений труб большого диаметра к СКРН в работах [6, 13, 113] основной мерой обозначено снижение остаточных сварочных напряжений за счет проведения термической обработки. Локальная термическая обработка сварных соединений или объемная термическая обработка изделий приводит к существенному снижению остаточных сварочных напряжений и обеспечивает стойкость к СКРН. Однако технология производства высокопрочных ТБД не предусматривает термическую обработку. Таким образом, для обеспечения стойкости продольных сварных соединений высокопрочных ТБД необходимо разрабатывать соответствующие технологии и режимы сварки.

В соответствии со стандартом NACE MR0175/ISO 15156-1 [29] стали превышающие порог твердости в 22 HRC считаются более восприимчивыми к СКРН. Тем не менее, по результатам исследований [87] установлено, что для обеспечения стойкости продольных сварных соединений ТБД также необходимо контролировать и ограничивать степень снижения твердости в ЗТВ. Образование участков сварного соединения с твердостью ниже, чем 0,86 от твердости основного металла, приводит к разрушению по механизму СКРН при условии эксплуатации в сероводородсодержащих средах.

В работе [87] был проведен эксперимент по сварке пластин толщиной 21 мм из стали группы прочности X65 с разной погонной энергией. Одна пластина была сварена с погонной энергией 5 кДж/мм, а вторая – 3 кДж/мм. Были выполнены измерения твердости сварных соединений и проведены испытания полнотолщинных образцов на стойкость к СКРН. Результаты испытаний представлены на рисунке 1.15.



а)



б)

Рисунок 1.15 – Результаты испытаний экспериментальных сварных соединений [87]: а) результаты измерения твердости; б) результаты испытаний на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением

Установлено, что сварные соединения, выполненные с погонной энергией 5 кДж/мм, не выдержали испытания на стойкость к СКРН и обладают более высокой степенью снижения твердости на участке перегрева ЗТВ (0,81 от твердости основного металла) [87]. При сварке пластин с погонной энергией 3 кДж/мм сварные соединения обладают меньшей степенью снижения твердости на участке перегрева ЗТВ и выдержали испытания на стойкость к СКРН. Сварные соединения, выполненные с меньшей погонной энергией сварки, пригодны для эксплуатации в сероводородсодержащих средах. Это объясняется более высокой скоростью охлаждения и отсутствием образования таких неблагоприятных фаз во внутризеренной микроструктуре, как вырожденный перлит и островки МА крупных размеров.

1.6 Выводы по 1-й главе и постановка задач исследования

Проведенный анализ литературных данных позволяет сделать следующие выводы:

1. С реализацией новых проектов трубопроводов возрастают требования к эксплуатационной надежности труб, в частности к вязкопластическим свойствам. Требования по величине критического раскрытия в вершине трещины δ_c продольных сварных соединений ТБД за последние несколько лет возросли в 1,5 – 2 раза. Разработка месторождений с повышенным содержанием сероводорода приводит к росту потребности высокопрочных труб стойких к СКРН;
2. Большая погонная энергия многодуговой сварки толстостенных труб приводит к образованию неблагоприятных структур и снижению вязкопластических свойств и стойкости к СКРН сварных соединений ТБД. Относительно низкие вязкопластические свойства сварных соединений могут привести к преждевременной потери несущей способности трубы и ее хрупкому разрушению;
3. В литературе имеются противоречивые данные о влиянии типа микроструктуры сформированной на участке перегрева ЗТВ на вязкопластические свойства продольных сварных соединений ТБД. Необходимо провести дополнительные ис-

следования и установить зависимость вязкопластических свойств от сформированного типа микроструктуры;

4. Вязкопластические и коррозионные свойства участка перегрева ЗТВ сварных соединений определяются скоростью охлаждения. Требуется провести исследования для установления целевого диапазона скоростей охлаждения участка перегрева ЗТВ, в котором обеспечиваются требования к критическому раскрытию в вершине трещины и стойкости сварных соединений к СКРН;

5. Снижения вязкопластических свойств металла сварного шва связано с выделением феррита по границам дендритов. Для предотвращения образования феррита по границам дендритов металл сварного шва дополнительно легируют титаном и бором с помощью сварочной проволоки. Необходимо установить рациональное содержание титана и бора в металле продольного сварного шва, при котором обеспечивается наибольший уровень вязкопластических свойств;

6. Основной перспективой повышения свойств продольных сварных соединений толстостенных ТБД является снижение погонной энергии сварки. Необходимо определить допустимый уровень погонной энергии сварки для ТБД с различной толщиной стенки, обеспечивающий скорость охлаждения на участке перегрева ЗТВ в целевом диапазоне;

7. Требуется разработать режимы многодуговой сварки ТБД, обеспечивающие получение сварных соединений с высокими вязкопластическими свойствами и стойкостью к СКРН.

Сделанные выводы позволяют сформулировать цель и задачи настоящего исследования.

Целью диссертационной работы является достижение нового уровня эксплуатационных свойств толстостенных труб большого диаметра из современных сталей класса прочности К60 за счет улучшения микроструктуры и повышения вязкопластических и коррозионных свойств продольных сварных соединений.

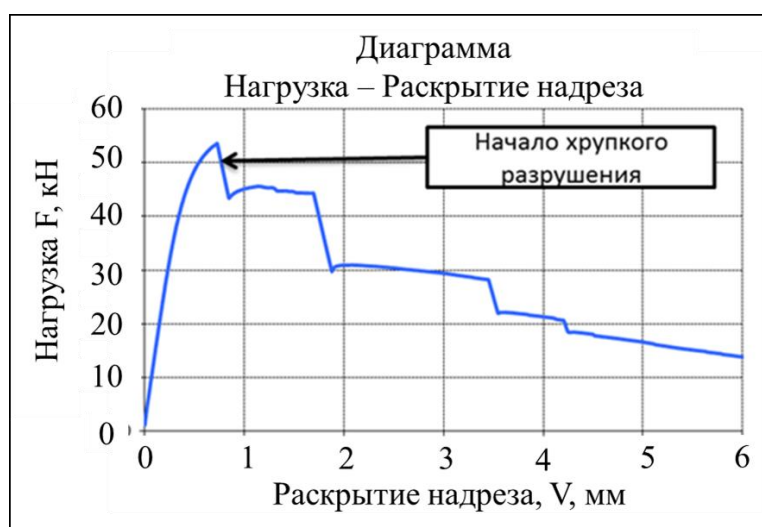
Для достижения поставленной цели были сформулированы следующие **задачи**:

1. Установить рациональное содержание титана и бора в литом металле продольного сварного шва, обеспечивающее наивысший уровень вязкопластических свойств;
2. Исследовать влияние различных микролегирующих элементов на вязкопластические свойства участка перегрева ЗТВ продольных сварных соединений высокопрочных ТБД и разработать рекомендации по улучшению химического состава стали с позиции повышения свариваемости;
3. Установить закономерности влияния термических циклов сварки и скоростей охлаждения на микроструктуру, вязкопластические свойства (критическое раскрытие в вершине трещины δ_c , ударная вязкость) и стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением участка перегрева ЗТВ продольных сварных соединений ТБД. Уточнить целевой диапазон скоростей охлаждения, обеспечивающий современный уровень требований к продольным сварным соединениям ТБД по показателям ударной вязкости, критического раскрытия в вершине трещины δ_c и стойкости к СКРН;
4. Выполнить анализ скоростей охлаждения на участке перегрева ЗТВ на основе численного моделирования тепловых полей посредством метода конечных элементов (МКЭ) при многодуговой сварке под флюсом. Определить допустимый уровень погонной энергии сварки для ТБД с различной толщиной стенки, обеспечивающий скорость охлаждения на участке перегрева ЗТВ в целевом диапазоне;
5. Разработать технологические рекомендации по многодуговой сварки ТБД, обеспечивающие получение сварных соединений с высокими вязкопластическими свойствами и стойкостью к СКРН.

2 ИССЛЕДОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ СОДЕРЖАНИЯ ЛЕГИРУЮЩИХ ЭЛЕМЕНТОВ И СКОРОСТИ ПОСЛЕСВАРОЧНОГО ОХЛАЖДЕНИЯ НА МИКРОСТРУКТУРУ И СВОЙСТВА СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

2.1 Исследование влияния содержания титана и бора в металле сварного шва на его вязкопластические свойства

Образование феррита вдоль границ первичных кристаллитов (рисунок 1.9) приводит к существенному охрупчиванию металла шва. При испытаниях на статическую трещиностойкость, на диаграмме «нагрузка – раскрытие экстензометра» наблюдаются скачки (рисунок 2.1 а), что говорит о хрупком разрушении образца, на поверхности излома наблюдается транскристаллитный характер разрушения (рисунок 2.1 б).



а)

б)

Рисунок 2.1 – Хрупкое разрушение металла сварного шва при испытаниях на статическую трещиностойкость: а) диаграмма «нагрузка – раскрытие надреза»; б) внешний вид поверхности излома

Эффективным способом повышения вязкопластических свойств металла сварных швов является микролегирование металла шва титаном и бором. Подавление формирования феррита по границам зерен обеспечивается наличием бора, оставшегося после образования оксида и нитрида бора. Центрами вторичной кри-

сталлизации для формирования игольчатого бейнита внутри аустенитного зерна в основном являются дисперсные частицы оксида титана, образовавшиеся в результате соединения титана со свободным кислородом [114].

ТБД производят с помощью многодуговой сварки под флюсом, дополнительное легирование металла шва титаном и бором чаще всего осуществляют с помощью сварочных проволок, обозначаемых по международной классификации S3MoTiB или S3TiB. Однако увеличенное содержание этих легирующих элементов может привести к повышению твердости и снижению вязкопластических свойств металла сварного шва. В связи с этим была выполнена работа по определению химического состава металла шва, обеспечивающего стабильно высокие результаты по параметру критическое раскрытие в вершине трещины, и подбору соответствующих сочетаний сварочных проволок при многодуговой сварке ТБД [115].

Для оценки влияния содержания титана и бора в металле шва выполняли сварку труб из стали группы прочности X70 (K60) с толщиной стенки 30,9 мм. Сварку выполняли с помощью многодугового процесса с различным сочетанием сварочных проволок марок СВ-08ГНМ и ОК Autrod 13.64 (S3MoTiB), защиту сварочной ванны обеспечивали с помощью сварочного флюса марки ОК 10.74 фирмы ESAB. Химический состав сварочных проволок представлен в таблице 2.1, химический состав флюса представлен в таблице 2.2. Вязкопластические свойства металла сварных швов оценивали с помощью испытаний по определению величины критического раскрытия в вершине трещины δ_c в соответствии со стандартом BS EN ISO 15653. Варианты сочетания сварочных проволок и результаты испытаний представлены в таблице 2.3.

Таблица 2.1 – Химический состав сварочных проволок

Материал	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	V	Nb	Ti	B
СВ-08ГНМ	0,07	0,3	0,8	0,012	0,008	0,2	0,73		0,98					
ОК Autrod 13.64 (S3MoTiB)	0,07	0,25	1,2	0,025	0,025				0,5				0,15	0,0150

Таблица 2.2 – Химический состав сварочного флюса

Марка сварочно-го флюса	Содержание химических соединений, %				Индекс основности по Бонишевскому
	Al ₂ O ₃ +MnO	CaO+MgO	SiO ₂ +TiO ₂	CaF ₂	
Esab ОК 10.74	35	25	25	15	1,4

Анализируя результаты механических испытаний, можно сделать вывод, что изменение уровня критического раскрытия в вершине трещины δ_c металла сварного шва вызвано различной концентрацией электродного металла, наплавленного проволокой S3MoTiB во внутреннем шве. Сварка наружного шва выполнялась с сочетанием 2 проволоки СВ-08ГНМ плюс 2 проволоки S3MoTiB, изменения его химического состава не происходило. Поверхность изломов образцов также указывает на тот факт, что снижение уровня критического раскрытия в вершине трещины δ_c происходит при хрупком разрушении внутреннего шва (рисунки 2.2) при сочетании проволок № 5.

Таблица 2.3 – Результаты испытаний на статическую трещиностойкость металла сварных швов выполненных с различным сочетанием сварочных проволок

№ сочетания	Сочетание сварочных проволок	δ_c , мм	δ_c min, мм
1	1-4 дуги СВ-08ГНМ	0,174	0,141
		0,141	
		0,178	
2	1 дуга S3MoTiB, 2-4 дуги СВ-08ГНМ;	0,438	0,321
		0,321	
		0,431	
3	1-2 дуги S3MoTiB 3-4 дуги СВ-08ГНМ	0,571	0,471
		0,475	
		0,471	
4	1-3 дуги S3MoTiB, 4 дуга-СВ-08ГНМ	0,475	0,458
		0,569	
		0,458	
5	1-4 дуги S3MoTiB	0,171	0,140
		0,379	
		0,140	



Рисунок 2.2 – Хрупкое разрушение внутреннего шва при сварке с сочетанием проволок №5

Анализ химического состава металла полученных сварных швов проводили методом атомно-эмиссионного спектрального анализа по ГОСТ Р 54153-2010 с использованием оптического эмиссионного спектрометра «Q4 TASMАN». Результаты анализа химического состав металла сварных швов, выполненных с различными сочетаниями сварочных проволок, приведен в таблице 2.4.

Таблица 2.4 – Химический состав полученных сварных швов

№ сочетания	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	V	Nb	Ti	B	min δ_c
1	0,06	0,21	1,27	0,013	0,005	0,11	0,47	0,12	0,48	0,016	0,001	0,02	0,006	0,0002	0,141
2	0,06	0,21	1,31	0,014	0,007	0,09	0,39	0,12	0,43	0,016	0,001	0,02	0,021	0,0016	0,321
3	0,06	0,20	1,37	0,016	0,009	0,06	0,29	0,12	0,36	0,016	0,001	0,02	0,042	0,0037	0,471
4	0,06	0,19	1,42	0,017	0,011	0,04	0,20	0,12	0,30	0,016	0,001	0,021	0,061	0,0056	0,458
5	0,06	0,19	1,47	0,019	0,013	0,02	0,12	0,12	0,25	0,016	0,001	0,02	0,077	0,0073	0,14

При сварке труб с применением только проволок СВ-08ГНМ приводит к низкому содержанию титана и бора в металле сварного шва, попавшим в него из расплавленного основного металла. Такое низкое содержание титана и бора не способно подавить выделение феррита по границам первичных кристаллитов. Металлографические исследования показали, что в металле сварного шва наблюдается ферритная оторочка первичных кристаллитов (рисунок 2.3 а). Такая микроструктура металла сварного шва приводит к низким значениям критического

раскрытия в вершине трещины δ_c и хрупкому разрушению при испытаниях на статическую трещиностойкость.

Дополнительное легирование металла сварного шва титаном и бором с применением хотя бы одной проволоки S3MoTiB (сочетание 2) приводит к сильному подавлению образования феррита по границам первичных кристаллитов. В структуре наблюдаются незначительное количество феррита (рисунок 2.3 б), вязкость металла сварного шва возрастает практически в два раза. Большее легирование металла сварного шва титаном и бором за счет применения двух или трех проволок марки S3MoTiB (сочетания 3 и 4) полностью подавляет образование феррита (Рисунок 2.3 в). Отсутствие феррита по границам первичных кристаллитов приводит к существенному увеличению вязкопластических свойств металла сварного шва и абсолютно вязкому механизму разрушения при испытаниях по оценке критического раскрытия в вершине трещины δ_c . Однако чрезмерное легирование металла сварного шва титаном и бором (сочетание 5) приводит к повышению его твердости и снижению вязкопластических свойств.

Сопоставляя химический состав сварных швов и полученные значения критического раскрытия в вершине трещины δ_c , было определено наиболее благоприятное сочетание сварочных проволок при многодуговой сварке высокопрочных ТБД. Наибольшими вязкими свойствами обладают сварные швы с содержанием титана от 0,042 до 0,061 % и содержанием бора от 0,0037 до 0,0056 %. Зависимость величины критического раскрытия в вершине трещины δ_c металла сварного шва от содержания титана и бора представлены на рисунке 2.4.

Такое количество титана и бора в металле сварного шва достигается при сочетании двух проволок марки S3MoTiB с двумя проволоками марки СВ-08ГНМ и трех проволок марки S3MoTiB с одной проволокой марки СВ-08ГНМ для четырехдугового процесса.

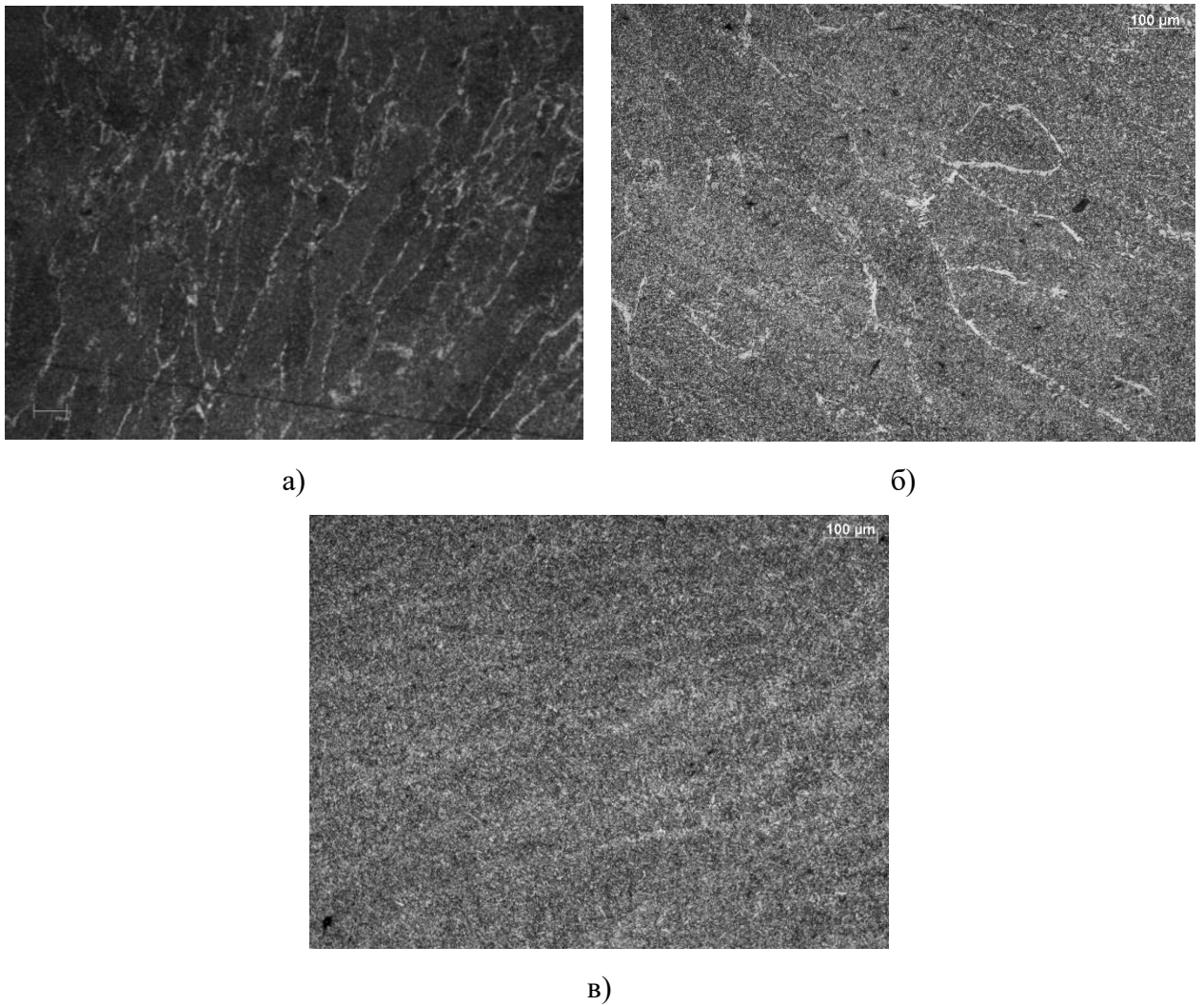


Рисунок 2.3 – Микроструктура металла сварных швов по табл. 2.3:
 а) сочетание 1, оптическая микроскопия $\times 40$; б) сочетание 2, оптическая микроскопия $\times 100$; в) сочетания 3 и 4, оптическая микроскопия $\times 100$

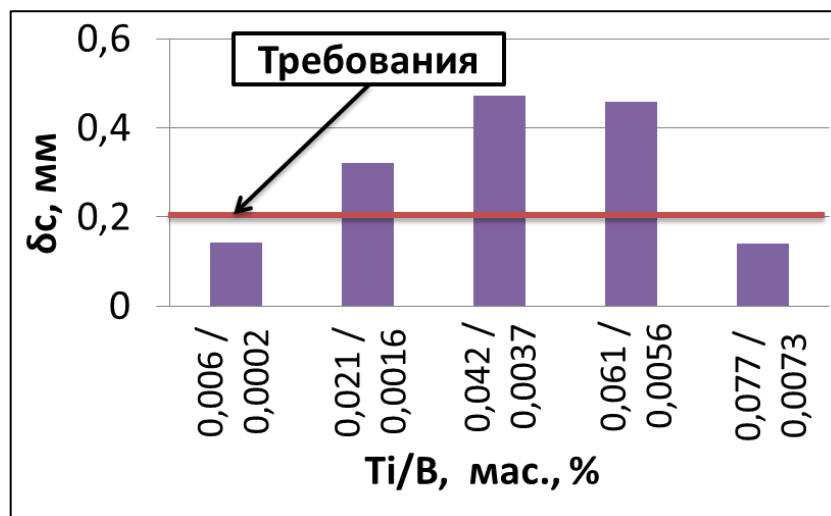


Рисунок 2.4 – Зависимость величины критического раскрытия в вершине трещины δ_c металла сварного шва от содержания титана и бора

2.2 Влияние легирующих элементов на вязкопластические свойства участка перегрева ЗТВ сварных соединений ТБД.

С целью выявления влияния легирующих элементов на эксплуатационные свойства продольных сварных соединений ТБД, в диссертационной работе проведены экспериментальные исследования и анализ литературных данных. Экспериментальные исследования основаны на выплавке стали с последовательным добавлением легирующих элементов, последующей прокатки пластин и их сварке на режимах приближенным к заводским по параметру погонная энергия.

2.2.1 Исследование влияния различных легирующих элементов основного металла на вязкопластические свойства участка перегрева ЗТВ сварных соединений ТБД на основе анализа литературных данных

Высокопрочные электросварные трубы большого диаметра изготавливают из стальных листов, полученных контролируемой прокаткой. Для достижения требуемых прочностных и вязкопластических свойств стали легируют марганцем (Mn), ниобием (Nb), молибденом (Mo), ванадием (V), хромом (Cr), никелем медью (Cu) никелем (Ni), титаном (Ti), бором (B). Так же в сталь вводят технологические добавки такие как кремний (Si), алюминий (Al), кальций (Ca). Сера (S) и фосфор (P) являются вредными примесями.

Углерод - это основной упрочняющий элемент во всех сталях, кроме аустенитных нержавеющей сталей и некоторых других высоколегированных сталей. Упрочняющий эффект углерода заключается в упрочнении твердым раствором и упрочнении за счет дисперсного выделения карбидов. Увеличение содержания углерода в стали приводит к повышению ее прочности, но, при этом, к снижению пластичности и свариваемости.

Причиной возникновения холодных трещин в ЗТВ сварных соединений является содержание углерода, превышающее 0,13% [116].

Склонность стали к трещинообразованию при сварке определяется углеродным эквивалентом. В соответствии с зависимостью (1.1) уменьшение содержания углерода приводит к снижению значения углеродного эквивалента, а при

содержании углерода в стали менее 0,1% оно практически не отражает склонности металла к холодным трещинам даже при наличии мартенситной структуры [116, 117].

Переход к сталям, упрочняемым контролируемой прокаткой привел к увеличению ударной вязкости металла на участке перегрева ЗТВ, понижение температуры вязко-хрупкого перехода и повышение его сопротивляемости образованию "холодных" трещин при сварке. Основной задачей при оценке свариваемости сталей контролируемой прокатки становится обеспечение хладостойкости сварных соединений. В работе [118] показано, что корреляция энергии удара при испытаниях на ударный изгиб образцов с V-образным надрезом по линии сплавления сварных соединений сталей с содержанием углерода менее 0,1% с углеродным эквивалентом отсутствует. В то же время наблюдается зависимость энергии удара от коэффициента SE_{Pcm} (рисунок 2.5).

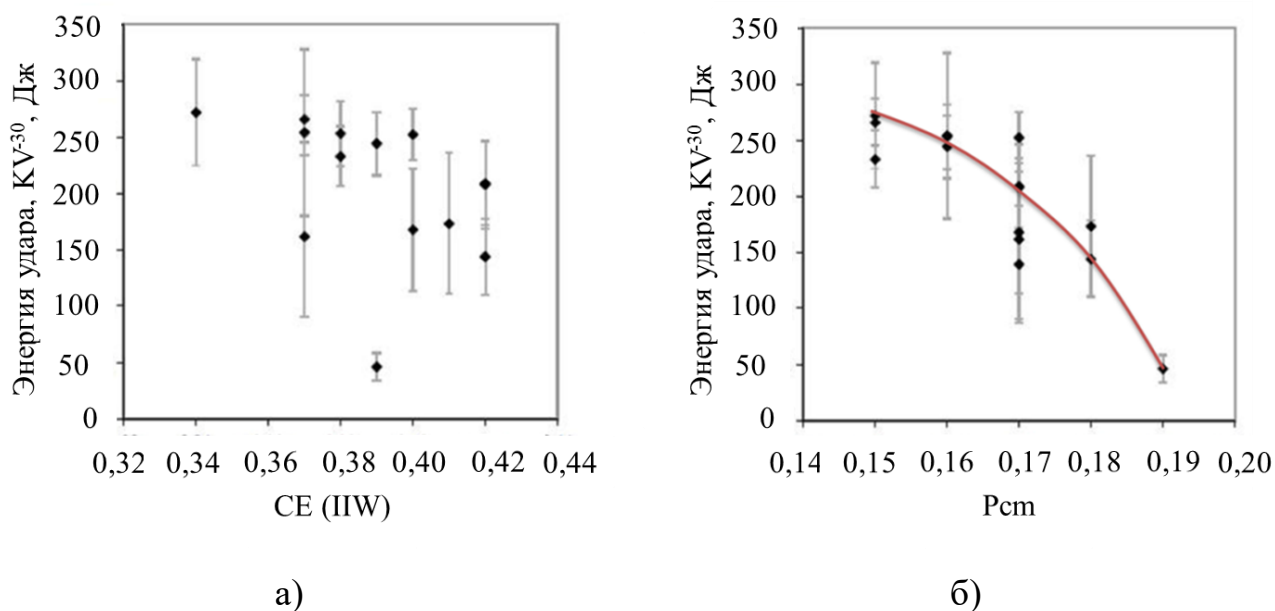


Рисунок 2.5 – Взаимосвязь энергии удара и коэффициентов $SE_{(IIW)}$ (а) и SE_{Pcm} (б) при испытании на ударный изгиб образцов с V-образным надрезом по линии сплавления сварных соединений сталей с содержанием углерода менее 0,1% [118]

Ниобий является эффективным микролегирующим элементом для измельчения зерна аустенита и феррита в процессе нагрева при прокатке и термической обработке [119-124]. Задержка рекристаллизации в процессе термомеханической

обработки обеспечивает получение чрезвычайно мелкого зерна, благодаря чему одновременно возрастают прочность и вязкость при низких температурах [125]. За счет образования твердого раствора и дисперсионного упрочнения ниобий способствует снижению температуры γ - α превращения и упрочнению стали [126].

Добавки ниобия в сталь наиболее эффективно способствуют сдерживанию роста исходного зерна аустенита на участке перегрева ЗТВ за счет образования стойких карбидов и карбонитридов. В [83] показано, что работа удара при испытаниях при температуре минус 20 °С образцов Шарпи с надрезом по линии сплавления снижается с увеличением содержания ниобия в стали (рисунок 2.6). В [127] такое поведение металла участка перегрева ЗТВ объясняется повышением устойчивости аустенита и, следовательно, склонности стали к закалке.

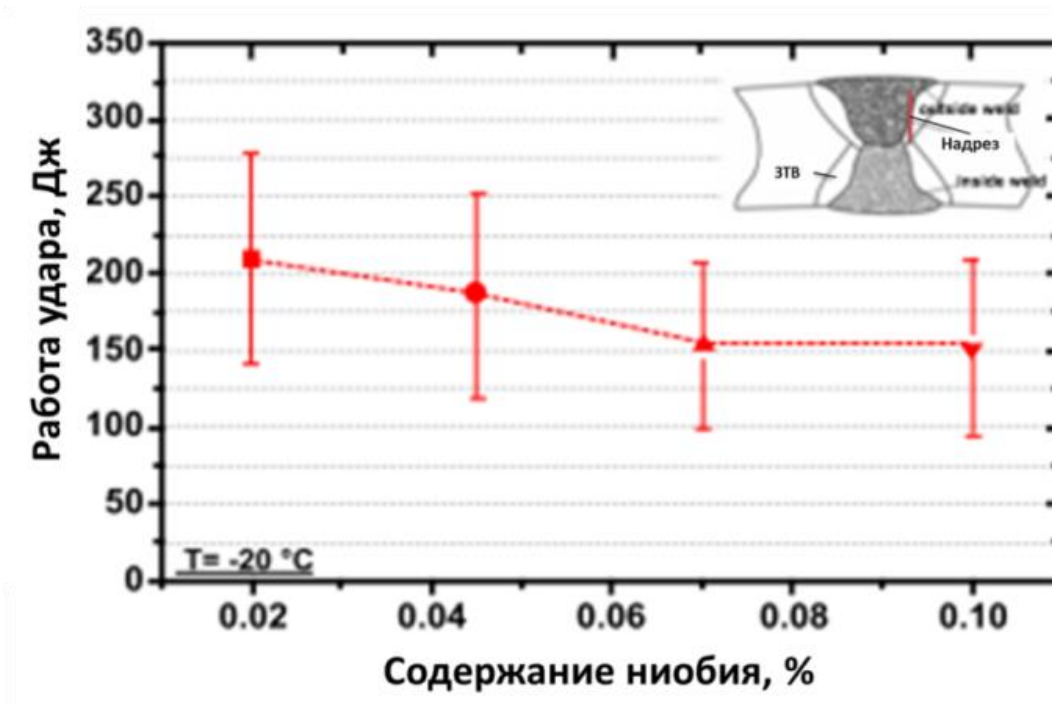


Рисунок 2.6 – Влияние ниобия на работу удара образцов Шарпи при температуре испытания минус 20 °С [127]

Ванадий, являясь сильным карбидообразующим элементом, образует с углеродом стали карбид ванадия, с азотом – карбонитрид ванадия или его нитрид. Введение ванадия (0,05—0,1 %) в конструкционные стали повышает их прочность на 10-20 %, не уменьшая заметно пластичность и ударную вязкость [128]. Однако

при микролегировании ванадием основной вклад в упрочнение стали вносят дисперсионные частицы (дисперсионное твердение), а зерно измельчается мало.

В работах показано [129, 130] неблагоприятное влияние ванадия на вязкопластические свойства сварных соединений ТБД. При легировании основного металла ниобием и ванадием уровень вязкопластических свойств на участке перегрева ЗТВ значительно ниже, чем при легировании только ниобием, а область оптимальных скоростей охлаждения смещается в сторону более высоких скоростей охлаждения (рисунок 2.7), что неблагоприятно для сварки продольных швов толстостенных труб [131, 132].

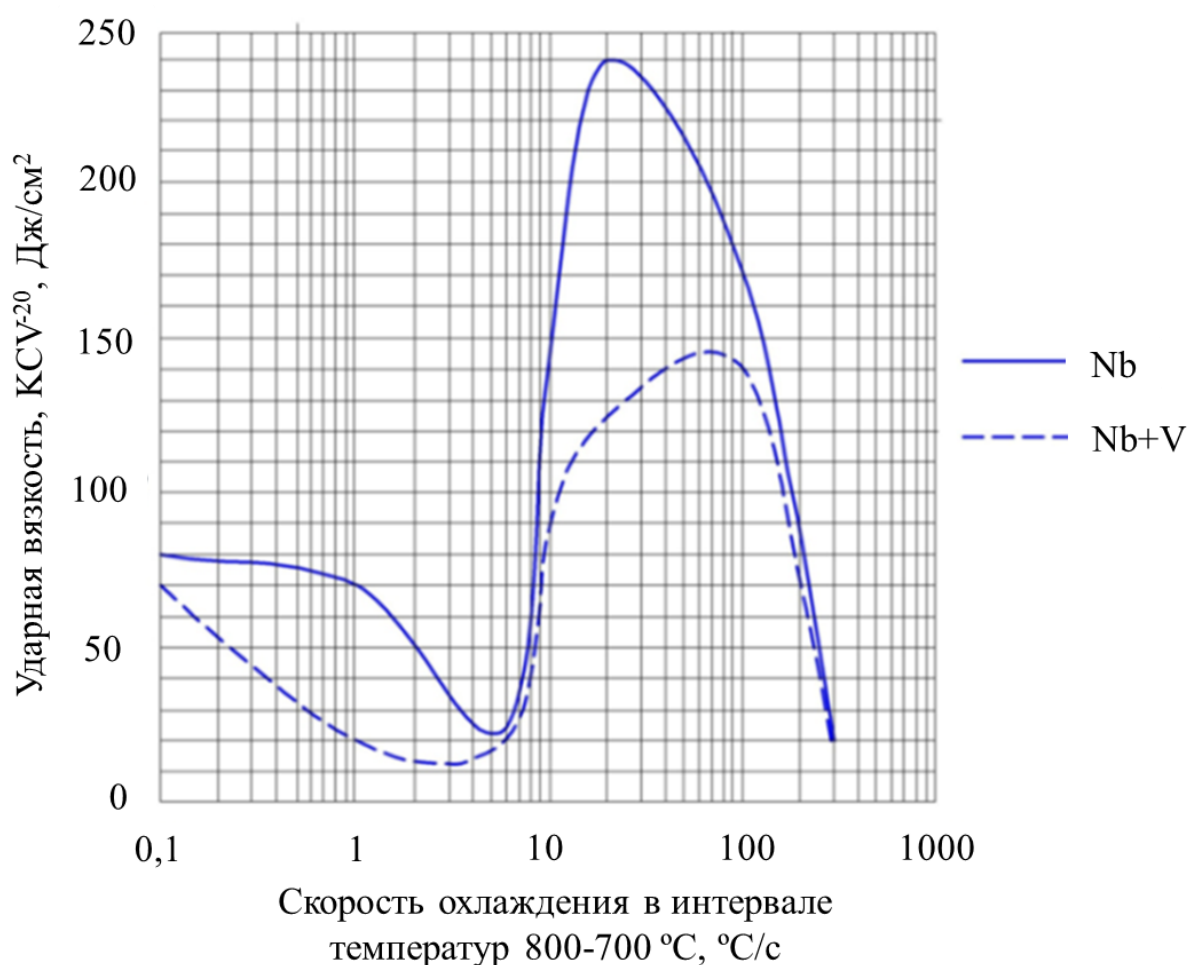


Рисунок 2.7 – Изменение ударной вязкости металла участка перегрева ЗТВ сталей легированных Nb (1) и Nb+V (2) в зависимости от скорости охлаждения после сварки при температуре испытания минус 20 °C [129]

Это связано с тем, что дополнительное легирование ниобийсодержащей стали ванадием приводит к снижению устойчивости аустенита. При наличии температурно-временных условий легирующие элементы ниобий и ванадий способны вывести из твердого раствора и связать в стойкие карбиды около 0,01 – 0,02% углерода. При этом активность ванадия почти в два раза выше активности ниобия ($k_{Nb}=0,59$; $k_v=1,1$). Таким образом, дополнительное легирование ниобийсодержащей стали ванадием приводит к выделению карбидной фазы и обеднению твердого раствора по углероду, а это вызывает снижение устойчивости аустенита и формирование неблагоприятной микроструктуры на участке перегрева ЗТВ сварных соединений [133, 134].

Молибден – это эффективный элемент для повышения устойчивости переохлажденного аустенита. Он сильно тормозит диффузионные процессы приблизительно в три раза сильнее, чем марганец и хром. Легирование трубной стали 0,20% Мо позволяет обеспечить подавление перлитного превращения [135]. В работе [136] исследовано влияние молибдена на вязкие свойства участка перегрева ЗТВ сварных соединений высокопрочных сталей. Были исследованы стали с содержанием молибдена 0,0; 0,1 и 0,2 %. Результаты проведенных испытаний проиллюстрированы на рисунке 2.8.

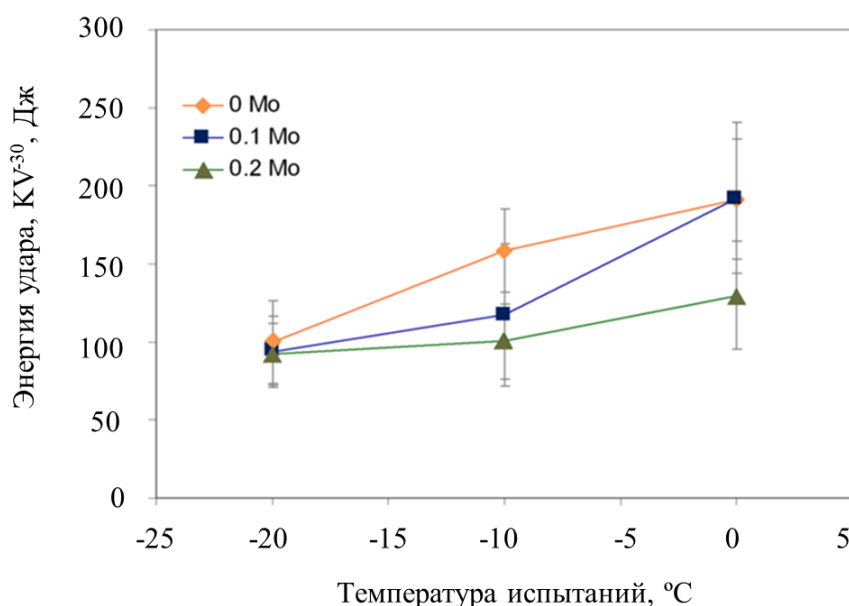


Рисунок 2.8 Средние значения работы удара при испытании на ударный изгиб образцов с надрезом по линии сплавления [136]

Выполненные исследования показывают, что с увеличением содержания Мо в стали ударная вязкость сварных соединений участке перегрева ЗТВ снижается в связи с повышением устойчивости переохлажденного аустенита и склонности стали к закалке. Однако исключение Мо из химического состава стали может привести к снижению прочностных и других механических характеристик стали.

2.2.2 Экспериментальное исследование влияния различных легирующих элементов на вязкопластические свойства металла участка перегрева ЗТВ сварных соединений ТБД группы прочности К60 (Х70).

В диссертационной работе был выполнен эксперимент по оценке влияния различных легирующих элементов на вязкопластические свойства сварных соединений труб большого диаметра на участке перегрева ЗТВ [137]. Основной упор был сделан на выявление влияния элементов не описанных в разделе 2.1.1.

В ходе выполнения эксперимента было выплавлено четырнадцать сталей с различным химическим составом. Химический состав сталей представлен в таблице 2.5. Химический состав выбирался таким образом, чтобы оценить влияние отдельных химических элементов. Легирование всех экспериментальных сталей ниобием и титаном было на одинаковом уровне: Nb – 0,04% и Ti – 0,01%. Из выплавленных сталей были прокатаны полосы толщиной 30 мм по режимам контролируемой прокатки. Затем выполняли сварку полученных пластин, после чего произведена оценка механических свойств основного металла и сварных соединений.

Таблица 2.5 – Химический состав сталей выплавленных в ходе эксперимента

Сталь	Содержание химических элементов, %								
	C	Si	Mn	Cu	Cr	Ni	Mo	CE(IIW)	Pcm
А	0.09	0.3	1,6	-	-	-	-	0.38	0,19
Б	0.09	0.1	1,6	-	-	-	-	0.37	0,17
В	0.06	0.1	1,6	-	-	-	-	0.34	0,15
Г	0.06	0.1	1,6	0,20	-	0.25	-	0.37	0,16
Д	0.06	0.1	1,6	0.40	-	0.50	-	0,41	0,18
Е	0.06	0.1	1,6	-	0.20	-	-	0,37	0,15
Ж	0.06	0.1	1,6	-	0.30	-	-	0,39	0,16

З	0.06	0.1	1,6	0.20	0.30	0.25	-	0,42	0,17
И	0.06	0.1	1,8	-	-	-	-	0,38	0,16
К	0.06	0.1	1,8	0.12	-	0.17	-	0,40	0,17
Л	0.06	0.3	1,8	0.21	-	0.24	-	0,42	0,18
М	0.06	0.1	1,8	0.12	-	0.17	0.15	0,40	0,17
Н	0.06	0.1	1,8	-	0.20	-	0.11	0,42	0,17
П	0.04	0.1	1,7	0.21	-	0.26	-	0,38	0,15
Р	0.04	0.1	2	0.12	-	0.18	0.16	0,45	0,17

Помимо химического состава на формирование внутризеренной структуры на участке перегрева ЗТВ главным образом зависит от скорости охлаждения, которая в свою очередь зависит в основном от погонной энергии сварки. Таким образом, лабораторную сварку выполняли с помощью установки автоматической двухдуговой сварки под флюсом АДФ 2500 Тандем (рисунок 2.9) на режимах обеспечивающих погонную энергию 6,5-7,0 кДж/мм, максимально приближенную к заводским режимам сварки труб с толщиной стенки ~30 мм. Первая дуга сварочной установки питается постоянным током обратной полярности (DC+) от сварочного выпрямителя ВДУ 1250, вторая дуга питается переменным током (AC) от сварочного трансформатора ТДФЖ 1250.



Рисунок 2.9 – Установка автоматической двухдуговой сварки АДФ 2500 Тандем

Результаты испытаний на растяжение цилиндрических образцов, вырезанных поперек направления прокатки, представлены на рисунке 2.10.

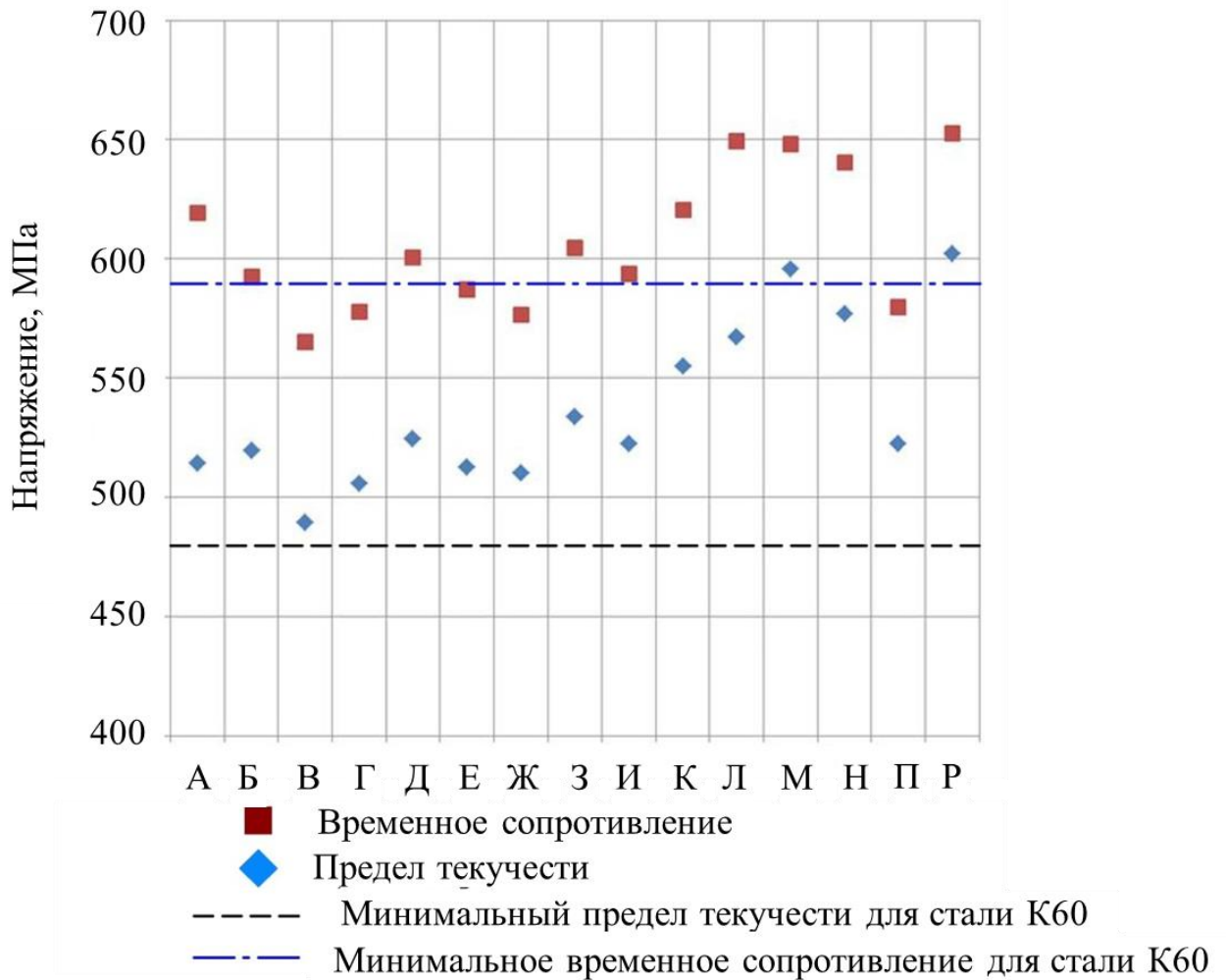


Рисунок 2.10 – Предел текучести и временное сопротивление листов из сталей выплавленных в ходе эксперимента

Значительного различия предела текучести у стали А и стали Б со сниженным содержанием кремния не наблюдается, но снижение содержания кремния привело к снижению временного сопротивления. Снижение содержания углерода с 0,09% до 0,06% привело к падению временного сопротивления ниже минимального требуемого значения для стали К60 (Х70). Потерю прочности можно компенсировать за счет добавок меди и никеля в химический состав стали, что показано результатами испытаний сталей Г и Д. Так же повышение прочностных свойств может быть достигнуто за счет добавления хрома (стали Е и Ж). Достижение требуемых прочностных свойств для стали класса прочности Х70 (К60)

может быть достигнуто совместным легированием никелем, медью и хромом (сталь З). Так же значительно увеличит прочностные свойства стали можно за счет увеличения содержания марганца до 1,8% (стали И и К). Незначительное содержание молибдена в химическом составе стали порядка 0,15% приводит к существенному повышению, как предела текучести, так и временного сопротивления (стали М и Н).

Рассмотрен вариант снижения содержания углерода до уровня 0,04% (стали П и Р). В случае стали П, не содержащей молибдена произошло существенное снижение прочностных свойств. В стали Р с повышенным до 2,0% содержанием марганца и легированной медью, никелем и молибденом достигнуты прочностные свойства уровня стали М.

Средние значения ударной вязкости металла участка перегрева ЗТВ сварных соединений экспериментальных сталей при температуре испытаний -30°C , представлены на рисунке 2.11.

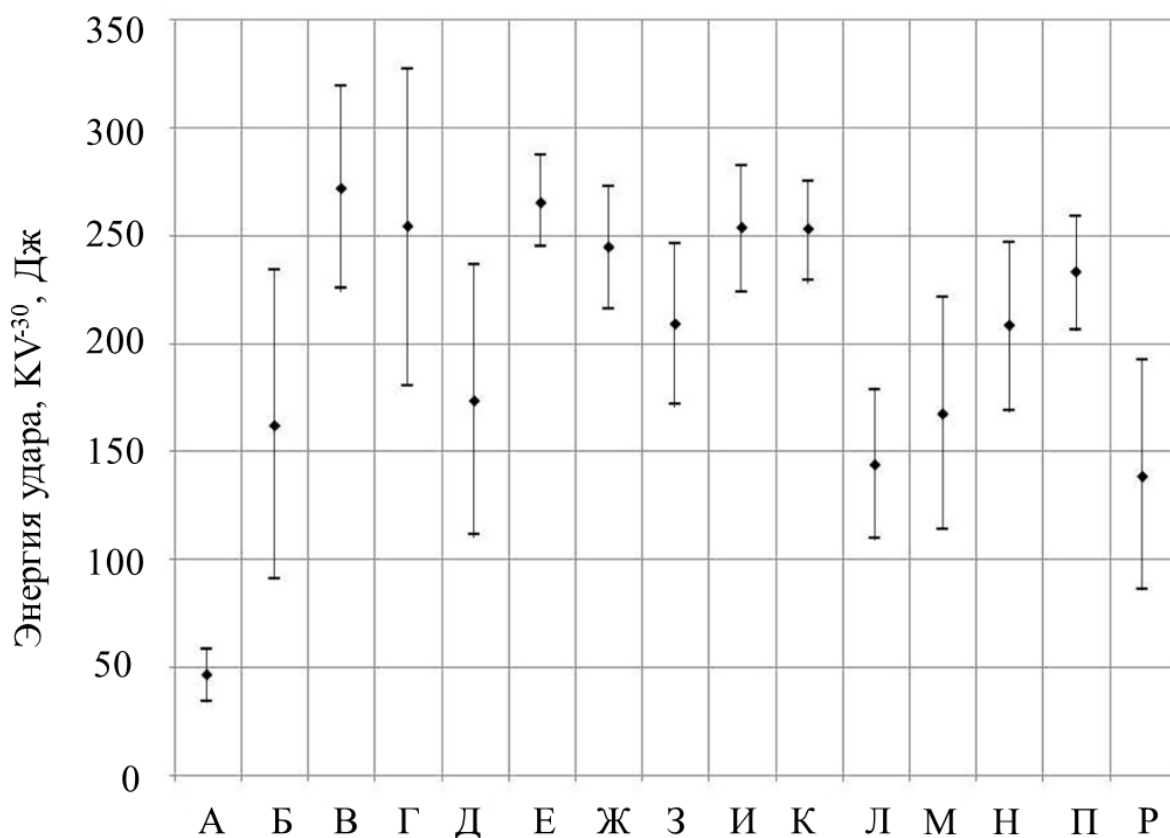


Рисунок 2.11 – Ударная вязкость образцов с надрезом 50/50 по линии сплавления сварных соединений экспериментальных сталей

Наименьшей ударной вязкостью на участке перегрева ЗТВ обладает сталь А, не оптимизированная для конструкций эксплуатируемых при низких температурах, с содержанием углерода 0,09% и кремния 0,3%. Снижение содержания кремния приводит к существенному повышению вязкопластических свойств участка перегрева ЗТВ (сталь Б). Такое влияние кремния объясняется исследованиями, проведенными в работе [138], в которой было замечено, что на плотность образования островков МА на участке перегрева ЗТВ многопроходных сварных соединениях (рисунок 2.12) существенное влияние оказывает содержание кремния. Снижение содержания кремния даже в небольших пределах приводит значительному снижению плотности образования островков МА на участке перегрева ЗТВ сварных соединений.

Еще большее повышение ударной вязкости наблюдается при снижении содержания углерода до 0,06% (сталь В). Результаты испытаний стали Г показывают, что небольшие добавки меди и никеля не приводят к снижению среднего значения ударной вязкости. Большие добавки меди и никеля приводят к снижению ударной вязкости (сталь Д). Стали И и К показывают, что увеличение содержания марганца до уровня 1,8% не оказывает негативного влияния на вязкопластические свойства участка перегрева ЗТВ сварных соединений. Дополнительное легирование стали молибденом приводит к снижению вязкопластических свойств на участке перегрева ЗТВ сварных соединений (стали М и Р), из-за повышения устойчивости переохлажденного аустенита и склонности стали к закалке.

2.2.3 Анализ полученных результатов и разработка рекомендаций к химическому составу стали класса прочности К60

Легирующие элементы оказывают различное влияние на микроструктуру и вязкопластические свойства области крупного зерна сварных соединений ТБД. Кремний оказывает сильное влияние на количество образующихся островков МА, с увеличением которых происходит сильное охрупчивание металла на участке перегрева ЗТВ. Однако кремний используется для раскисления стали при выплавке, поэтому полностью исключить его из химического состава невозможно. Следует

ограничивать использование кремния в высокопрочных трубных сталях, а вместо него для раскисления использовать алюминий и титан.

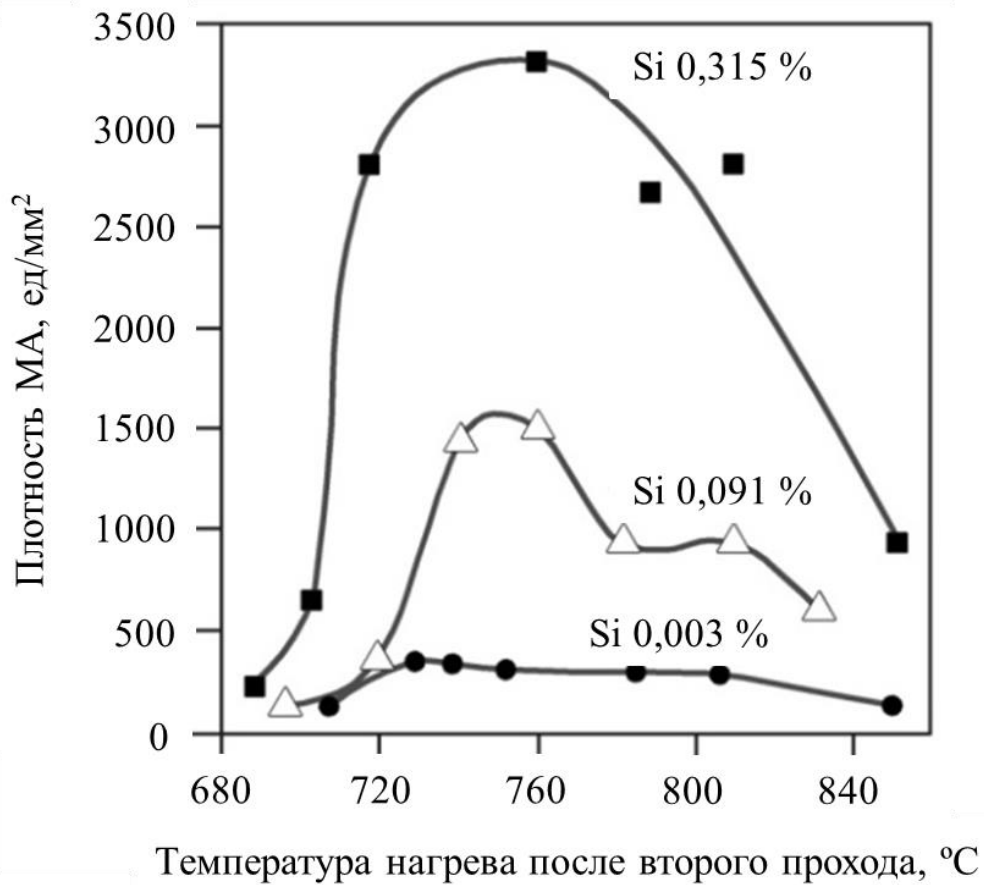


Рисунок 2.12 –Зависимость плотности образования МА от содержания кремния и температуры повторного нагрева [138]

Добавки молибдена также способствуют снижению вязкопластических свойств металла на участке перегрева ЗТВ сварных соединений ТБД из-за повышения склонности к закалке. Тем не менее, молибден является сильным упрочняющим легирующим элементом. Для гарантированного обеспечения прочностных характеристик стали и обеспечения вязкопластических свойств сварных соединений содержание молибдена следует ограничивать диапазоном 0,1-0,2%.

Анализ результатов работы [131] показывает, что ванадий выводит из твердого раствора и связывает в стойкие карбиды углерод, что снижает устойчивость аустенита. Добавки ванадия способствуют протеканию диффузионных процессов, расширяют область существования феррита и снижают вязкопластические свойства металла на участке перегрева ЗТВ, а также сдвигают область оптималь-

ных скоростей охлаждения в сторону более высоких, что крайне неблагоприятно для многодуговой сварки ТБД. Легирование стали ванадием оказывает резкое негативное влияние на вязкопластические свойства сварных соединений высокопрочных ТБД на участке перегрева ЗТВ.

На основании анализа литературных данных и результатов эксперимента были разработаны рекомендации по улучшению химического состава стали класса прочности К60, обеспечивающего высокие значения ударной вязкости продольных сварных соединений вблизи линии сплавления для ТБД класса прочности К60. Рекомендованный химический состав стали класса прочности К60 представлен в таблице 2.6

Таблица 2.6 – Рекомендованный химический состав стали для производства ТБД класса прочности К60

	Массовая доля элементов, %													
	C	Si	Mn	Mo	Ni	Cu	Cr	V	Nb	Ti	Al	S	P	N
min	0,05	0,10	1,60	0,10	0,20	0,15	-	-	0,040	0,010	0,025	-	-	-
max	0,07	0,20	1,80	0,25	0,30	0,25	0,08	0,01	0,060	0,020	0,045	0,002	0,013	0,007

Разработанные рекомендации по химическому составу стали класса прочности К60 внедрены в нормативно-техническую документацию АО «Волжский трубный завод» (АО «ВТЗ»), регламентирующую требования к производству листового проката и ТБД. На разработанные технические решения получены патенты на изобретения в соавторстве с АО «ВТЗ» и ОАО «ММК» [139, 140].

2.2.4 Промышленное опробование рекомендаций по химическому составу стали класса прочности К60

Опытная партия труб класса прочности К60 (Х70) диаметром 1420 мм с толщиной стенки 30,9 мм была изготовлена в условиях трубоэлектросварочного цеха (ТЭСЦ) №3 АО «ВТЗ». Для производства труб использовали листовой прокат производства ОАО «ММК».

При производстве опытной партии труб были реализованы рекомендации по химическому составу основного металла. Фактический химический состав стали представлен в таблице 2.7.

Таблица 2.7 – Химический состав основного металла труб опытной партии

Массовая доля элементов, %													
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	V	Nb	Ti	B
0,06	0,15	1,76	0,013	0,002	0,03	0,23	0,23	0,10	0,040	0,002	0,040	0,013	0,0003

С целью оценки вязкости сварного соединения изготовленных труб были проведены испытания по определению ударной вязкости и критического раскрытия в вершине трещины δ_c образцов с надрезом по линии сплавления. Результаты испытаний в сравнении с базовым химическим составом представлены на рисунке 2.13.

Изменение химического состава стали привело к повышению вязкопластических свойств сварных соединений. Это позволило обеспечить требования к трубам для подводных морских трубопроводов по DNVGL-ST-F101 [22] по параметру ударной вязкости сварных соединений по линии сплавления. Изменение химического состава привело к повышению критического раскрытия в вершине трещины δ_c , но требуемый уровень достигнут не был. Поэтому далее в диссертационной работе были проведены дополнительные исследования и выполнены технологические рекомендации для достижения требуемого уровня эксплуатационных свойств продольных сварных соединений толстостенных высокопрочных ТБД.

2.3 Исследование влияния скорости послесварочного охлаждения на эксплуатационные свойства сварных соединений прямошовных труб большого диаметра класса прочности K60

Изучение влияния термических циклов сварки на эксплуатационные свойства стали проводили с помощью имитации термических циклов, а вместе с ними и физических процессов, протекающих при сварке [141]. Влияние термических циклов сварки на свойства стали оценивали на основании установления характера влияния скорости охлаждения на структуру и свойства металла на участке перегрева ЗТВ [142, 143].

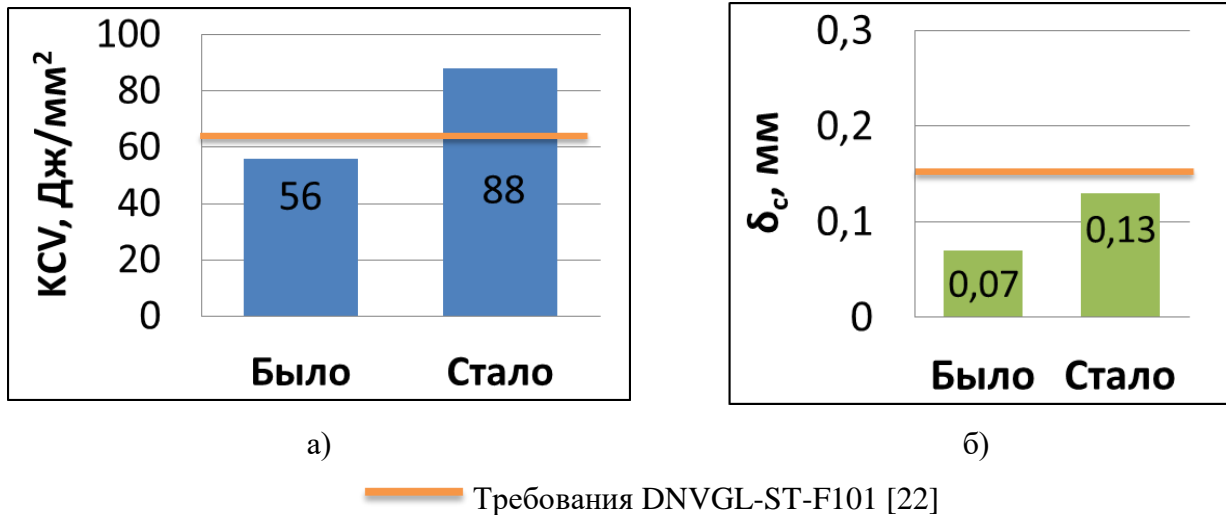


Рисунок 2.13 – Сравнительные результаты испытаний: а) на ударный изгиб; б) по определению критического раскрытия в вершине трещины δ_c

Для оценки чувствительности стали к различным термическим циклам сварки, выражающимся через тепловложение, использовали значения скоростей охлаждения в температурном интервале 800–500°C [144].

В результате исследований был проведен комплексный анализ:

- кинетики фазовых превращений аустенита в условиях различных термических циклов сварки и связанных с ними изменений микроструктуры;
- ударной вязкости металла имитированного участка перегрева ЗТВ;
- коррозионной стойкости металла имитированного участка перегрева ЗТВ;
- критического раскрытия в вершине трещины δ_c металла имитированного участка перегрева ЗТВ;
- твердости металла имитированного участка перегрева ЗТВ.

2.3.1 Материалы и методика исследований.

В рамках диссертационной работы были проведены исследования влияния термических циклов сварки на эксплуатационные свойства трубной стали группы прочности K60 (X70). Для исследований была выбрана сталь с химическим составом, отвечающим разработанным в п. 2.2 рекомендациям. Химический состав исследованной стали представлен в таблице 2.8.

Таблица 2.8 – Химический состав основного металла исследованных труб

Массовая доля элементов, %																	
C	Mn	Si	S	P	V	Nb	Mo	Cr	Ni	Cu	Al	Ti	Ca	N	B	Pcm	Cэкв.
0,060	1,67	0,14	0,0010	0,0050	0,000	0,020	0,190	0,030	0,180	0,180	0,029	0,012	0,002	0,004	0,0001	0,17	0,41

ЗТВ состоит из пяти участков, обладающих различным структурно-фазовым составом, имеет сложную конфигурацию и относительно малые размеры, вследствие чего ее исследование затруднено. В связи с этим изучение воздействия термического цикла сварки на структурно-фазовый состав и механические свойства стали проводили на основе имитации сварочного нагрева

Имитационный метод исследования свариваемости разработан на основе ГОСТ 23870-79 [145]. Данный стандарт устанавливает метод оценки влияния сварки плавлением на основной металл в зоне термического влияния, при котором тепловое воздействие на металл осуществляется без выполнения сварки.

Воздействие термического цикла на сталь оценивают по взаимосвязи скорости охлаждения (тепловложения при сварке) с образующейся структурой и свойствами сварного соединения. Исследования фазовых превращений на участке перегрева ЗТВ выполняли на сертифицированном и аттестованном комплексе физического моделирования технологических процессов Gleeble 3800. Цилиндрические образцы диаметром 6 мм и длиной 70 мм, вырезанные из листов исследуемых сталей, нагревались в модуле RocketJaw прямым пропусканием электрического тока со скоростью 260 °C/с, характерной для сварочного нагрева, до температуры 1350 °C, выдерживались в течении 1 секунды и охлаждались по заданным режимам, скорость охлаждения варьировалась от 0,2 до 200 °C/с. Контроль температуры осуществлялся хромель-алюмелевой термопарой, приваренной к центральной части образца (Рисунок 2.14 а). Дилатограммы снимались с помощью контактного дилатометра (рисунок 2.14 б), фиксирующего изменение диаметра образца в месте приварки термопары.



Рисунок 2.14 – Дилатометрические исследования:

а) приварка хромель-алюмелевой термопары; б) контактный дилатометр

Для исследования влияния скорости охлаждения на свойства участка перегрева ЗТВ в зависимости от определяемого параметра были выбраны два способа нагрева образцов: 1) способ прямого пропускания электрического тока через образец; 2) индукционный способ.

Для изучения влияния термических циклов на критическое раскрытие в вершине трещины δ_c имитацию сварочного нагрева и охлаждения выполняли с помощью комплекса моделирования физических процессов Gleeble 3800. Использовали образцы квадратного сечения размерами 10x10 мм и длиной 55 мм, вырезанные из основного металла исследуемой трубы. Схема вырезки образцов представлена на рисунке 2.15.

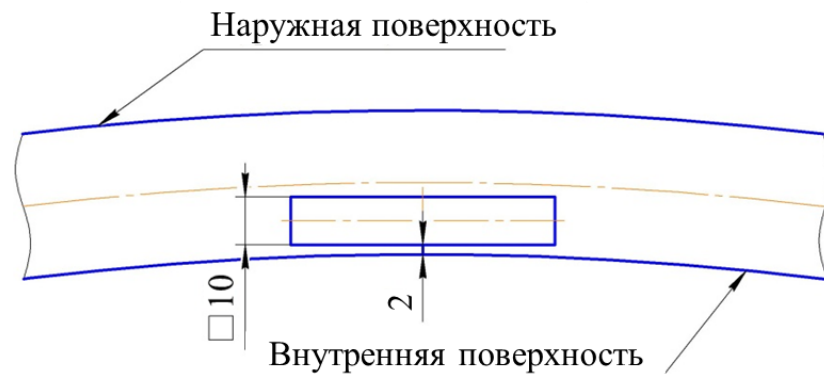
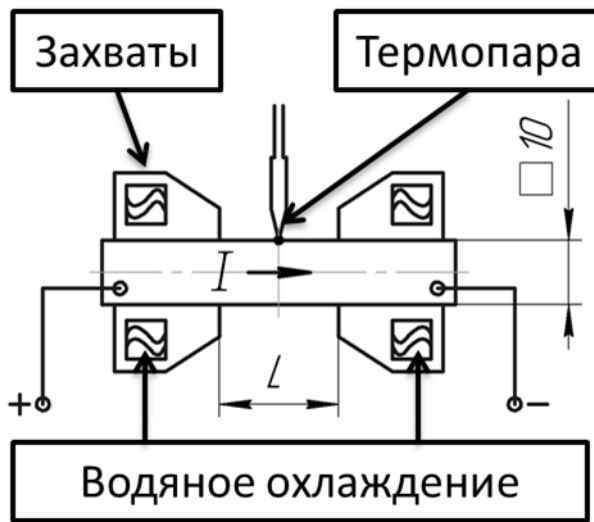


Рисунок 2.15 – Схема вырезки образцов для имитации термических циклов сварки на комплексе Gleeble 3800

Образцы помещали в медные захваты модуля PocketJaw (рисунок 2.15 а) и нагревались прямым пропусканием электрического тока (рисунок 2.16 б). Температуру образцов контролировали с помощью приваренной к центральной части образца термодпары. Образцы нагревали со скоростью $260\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ до температуры $1350\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выдерживали при этой температуре в течение 1 секунды, затем их охлаждали по заданным режимам. Охлаждение образцов осуществляли путем теплоотвода через захваты за счет регулируемого понижения силы тока, проходящего через образец.



а)



б)

Рисунок 2.16 – Модуль PocketJaw комплекса Gleeble 3800: а) схема установки образца в медные захваты; б) нагрев образца

Этот метод позволяет имитировать термические циклы максимально приближенные к реальным условиям сварки и в более широком диапазоне тепловложений (погонных энергий сварки). Комплекс Gleeble обеспечивает более высокую скорость нагрева в сравнении с индукционным методом. Однако данный метод имеет и недостаток – ограничение длины участка с равномерной имитируемой микроструктурой, которая составляет около 10 мм [146].

В работах [147, 148] был выполнен сравнительный анализ микроструктуры участка перегрева ЗТВ сварных соединений ТБД с микроструктурой этой же области имитированной на комплексе Gleeble, который показал, что имитированная

микроструктура полностью соответствует микроструктуре участка перегрева ЗТВ сварных соединений.

Изучение влияния параметров термических циклов сварки на стойкость металла на участке перегрева ЗТВ к СКРН выполнялось с помощью индукционного нагрева образцов токами высокой частоты [149]. Для имитации термических циклов сварки образцы заданной формы помещали в многовитковый индуктор и нагревали до температуры 1350 °С. Различные скорости охлаждения получали путем погружения торца образца в воду на определенную глубину. Такой метод имитации сварочных циклов позволяет получить однородную структуру по всему объему образца, что необходимо для корректной оценки коррозионных свойств.

Все виды механических, коррозионных испытаний и металлографических исследований выполнялись в Испытательной лаборатории ОАО «РосНИТИ» аккредитованной Федеральным агентством по техническому регулированию и метрологии на техническую компетентность и независимость по ГОСТ Р ИСО/МЭК 17025 (аттестат аккредитации РОСС RU.0001.21ЧС.68) и имеющей признание Российского Морского Регистра Судоходства (Свидетельство № 12.02478.314).

Металлографические исследования выполнял с помощью оптической и сканирующей электронной микроскопии на микроскопе Axiovert-40 MAT и JEOL JSM-6490, соответственно, на образцах после механической полировки и травления в 4%-ном спиртовом растворе азотной кислоты.

Испытание на ударный изгиб проводили на образцах Х типа по ГОСТ 6996 [150].

Испытание по определению статической трещиностойкости проводилось по стандарту BS EN ISO 15653:2010 [151] на поперечных полнотолщинных образцах на трехточечный изгиб. Механический надрез в образцах и, соответственно, усталостная трещина располагались в направлении прокатки листа, перпендикулярно наружной поверхности трубы. Испытание проводили на разрывной машине MTS «Insight 100» с максимальным усилием 100 кН с использованием экстензометра MTS, модель №632.03F-30. Выращивание усталостных трещины вы-

полняли на испытательной машине «Shimadzu Servopulser» с максимальным усилием при циклической нагрузке 200 кН.

2.3.2 Исследование кинетики фазовых превращений металла на участке перегрева ЗТВ

Изучение кинетики фазовых превращений, происходящих в исследуемой стали в условиях сварочного нагрева и охлаждения, выполняли на основе построения и анализа термокинетической диаграммы распада переохлажденного аустенита. Построение термокинетической диаграммы выполняли на основе дилатометрических кривых., по которым определяли точки начала образования аустенита A_{c1} ; конца образования аустенита A_{c3} ; начала ферритного превращения F_s ; начала бейнитного превращения B_s ; конца бейнитного превращения B_f . По полученным координатам точек строили термокинетическую диаграмму (рисунок 2.17).

Термокинетическая диаграмма распада переохлажденного аустенита стали в интервале исследуемых скоростей охлаждения основным превращением является бейнитное, наблюдаются непротяженная область ферритного превращения. Образование свободного феррита подавляется при скорости охлаждения $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и более.

Отчетливых перегибов, соответствующих протеканию мартенситного превращения, на дилатограмме не наблюдается даже при скоростях охлаждения выше $100^{\circ}\text{C}/\text{с}$. Анализ микроструктуры методом оптической микроскопии не позволяет однозначно отличить реечный бейнит от реечного мартенсита. Единственным наблюдаемым изменением в морфологии микроструктурных составляющих при увеличении скорости охлаждения свыше $20\text{...}30^{\circ}\text{C}/\text{с}$ является уменьшение толщины реек α -фазы. Можно предположить, что вплоть до самых высоких скоростей охлаждения основной микроструктурной остается реечный бейнит, поскольку границы реек вытравливаются, что свидетельствует о наличии значительного количества обогащенных по углероду вторых фаз, расположенных по

границам рек. Более четкое разграничение этих структурных составляющих не является принципиальным для данной работы.

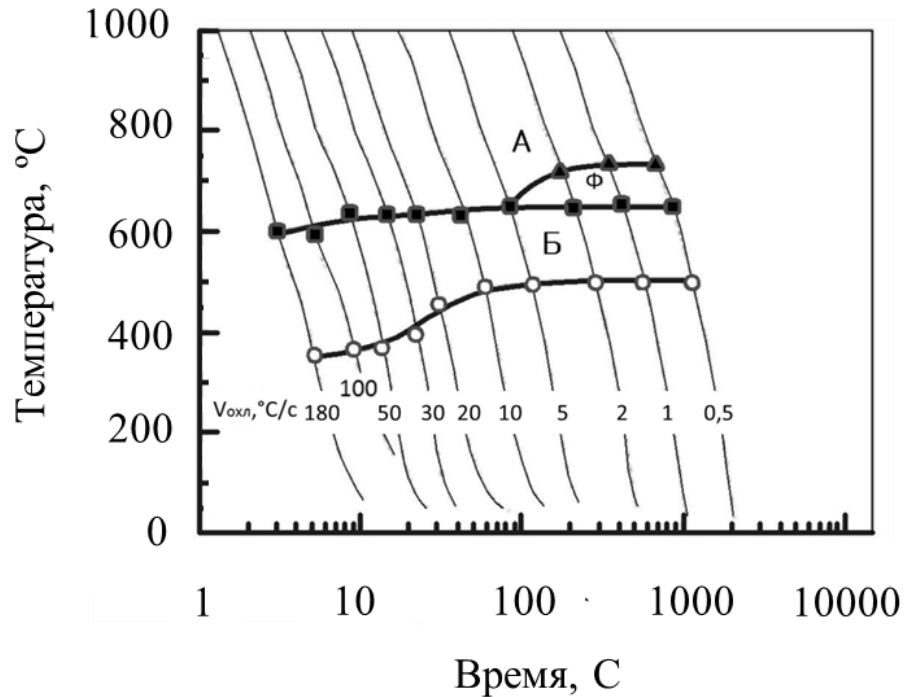


Рисунок 2.17 – Термокинетическая диаграмма исследуемой стали

В ходе металлографических исследований было установлено, что при скоростях охлаждения $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и ниже наблюдается образование полигонального феррита по границам аустенитных зерен, который образует, так называемую, ферритную оторочку (рисунок 2.18). Ферритная оторочка по границам аустенитных зерен является косвенным признаком низкой ударной вязкости металла [152, 153], внутрезеренная микроструктура представляет собой верхний бейнит гранулярной морфологии (рисунок 2.19).

Гранулярный бейнит в исследуемой стали образуется при низких скоростях охлаждения до $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, при которых успевают протекать диффузионные процессы. В первую очередь происходит выделение бейнитной α -фазы, а, вследствие диффузии, образуются участки перенасыщенные углеродом, происходит образование островков МА. Таким образом происходит формирование гранулярного бейнита, в котором МА крупных размеров располагается между округлыми субзернами бейнитной α -фазы (рисунок 2.19).

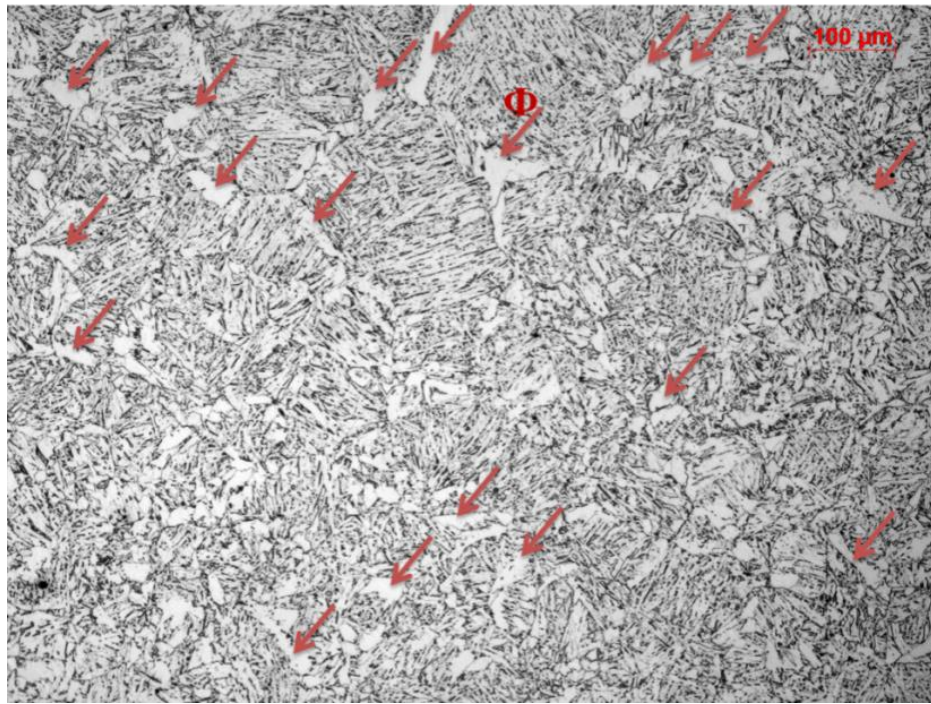


Рисунок 2.18 – Выделение полигонального феррита (Ф)



Рисунок 2.19 – Гранулярный бейнит:

а) схематическое изображение; б) фотография микроструктуры (x1000)

С повышением скорости охлаждения в диапазоне 10-30 °C/c диффузионные процессы успевают протекать в меньшей степени. Островки МА формируются в виде тонких прослоек между иглами бейнитной α-фазы. Верхний бейнит гранулярной морфологии заменяется нижним бейнитом игольчатой морфологии (рисунок 2.20).

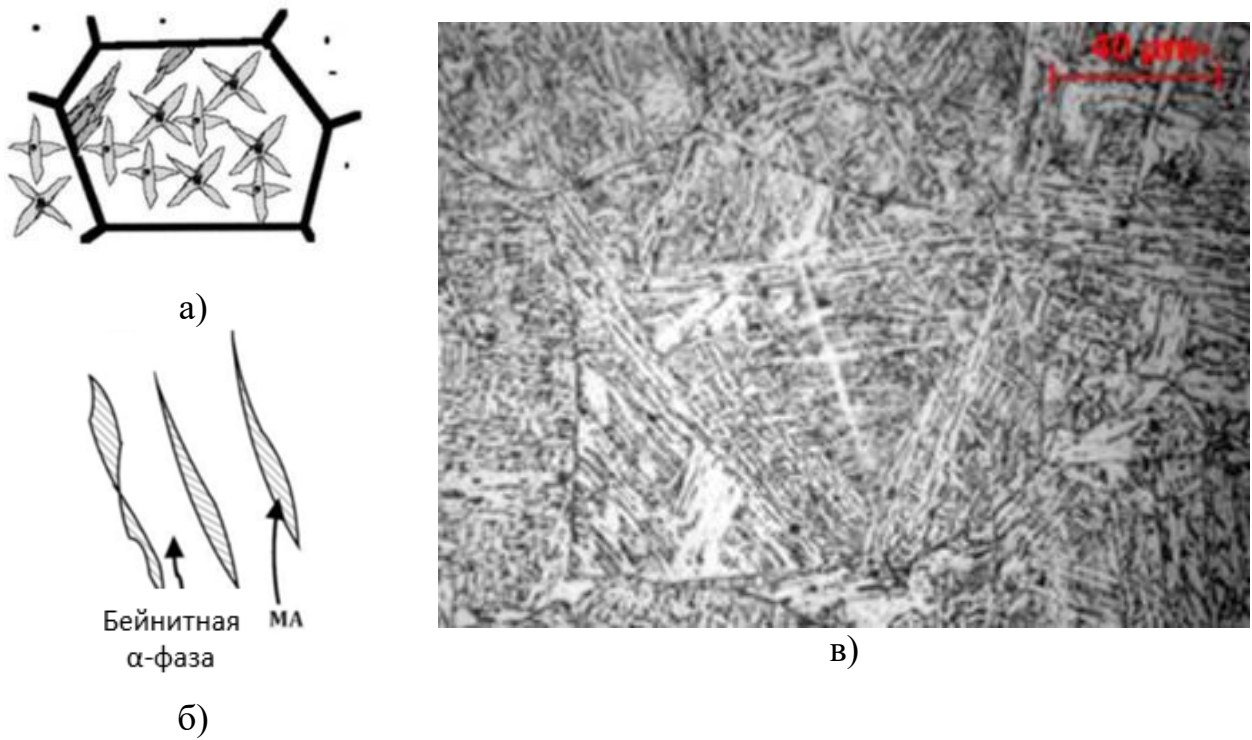


Рисунок 2.20 – Игольчатый бейнит:

а) схематическое изображение; б) форма МА; в) фотография микроструктуры, увеличение x500

При дальнейшем повышении скорости охлаждения свыше $30\text{ }^{\circ}\text{C}$ $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение происходит по диффузионно-сдвиговому механизму. Происходит образование реечного бейнита с небольшими дисперсными прослойками МА (рисунок 2.21) ввиду малой диффузии углерода.

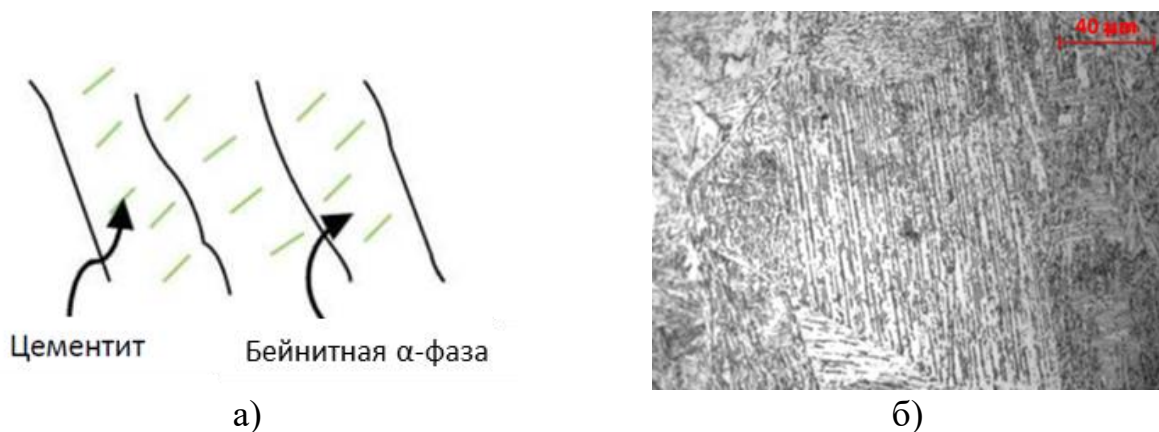


Рисунок 2.21 – Реечный бейнит:

а) схематическое изображение; б) фотография микроструктуры, увеличение x500

В ходе металлографических исследований были произведены измерения величины исходного зерна аустенита. Результаты измерений представлены в таблице 2.9.

Таблица 2.9 – Зависимость величины зерна от скорости охлаждения

Скорость охлаждения, °C/c				
1	5	10	30	100
Величина зерна, мкм				
98	83	76	70	59

Наблюдается тенденция к уменьшению величины исходного зерна аустенита с увеличением скорости охлаждения. Это связано с сокращением времени пребывания образца при температуре активного роста зерна аустенита (свыше 1000-1100°C). Зависимости величины исходного зерна аустенита от скорости охлаждения исследуемой стали представлены на рисунке 2.22

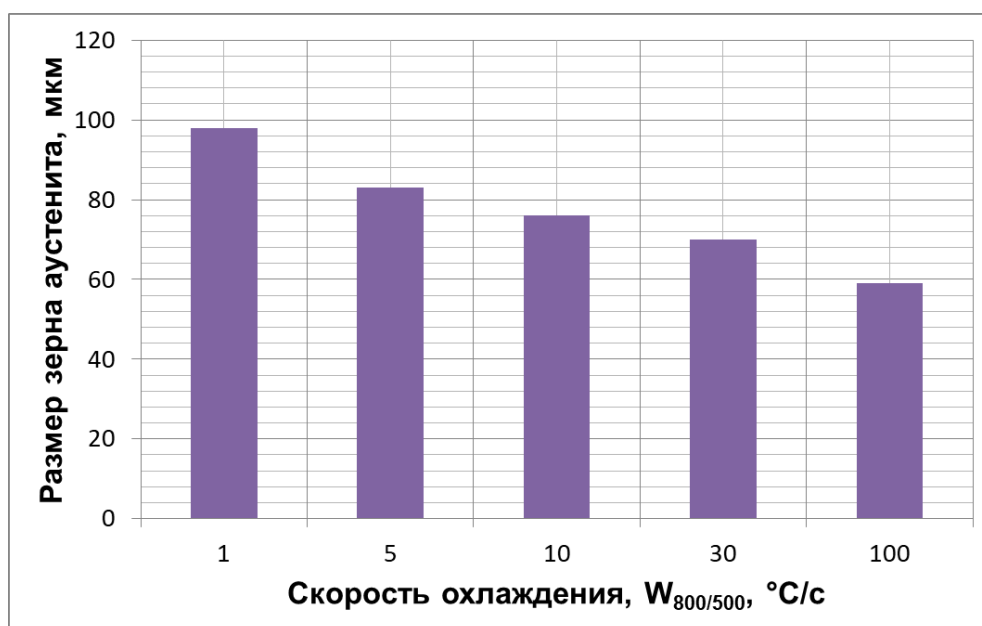


Рисунок 2.22 – Зависимость величины зерна исходного аустенита от времени пребывания стали при температуре свыше 1000°C в условиях сварочного цикла

2.3.3 Оценка влияния термических циклов сварки на свойства металла на участке перегрева ЗТВ

Образцы исследуемой стали группы прочности K60 (X70) нагревали в модуле RocketJaw комплекса Gleeble 3800 со скоростью 260 °C/c до температуры 1350 °C и выдерживали при этой температуре в течение 1 секунды. Затем

следовало охлаждение по режимам, указанным в таблице 2.10. Охлаждение образцов осуществлялось путем теплоотвода через захваты за счет регулируемого понижения силы тока, проходящего через образец. Каждый режим охлаждения для данной стали воспроизводился на пяти образцах.

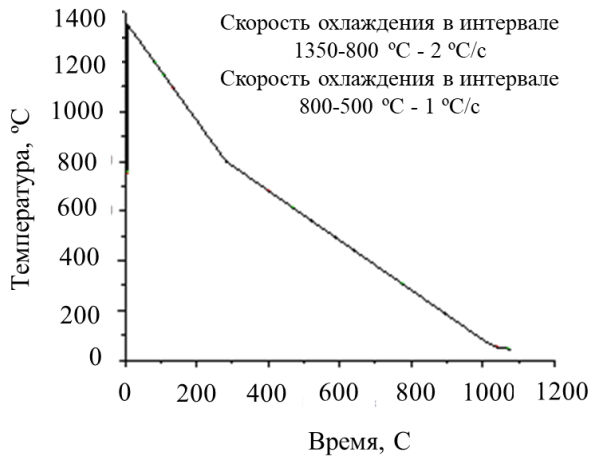
Таблица 2.10 – Режимы охлаждения образцов от температуры 1350°C

№ режима	$V_{охл}, ^\circ\text{C}/\text{с}$ в интервале 1350–800oC	$V_{охл}, ^\circ\text{C}/\text{с}$ в интервале 800–500oC
1	2	1
2	10	5
3	20	10
4	30	30
5	100	100

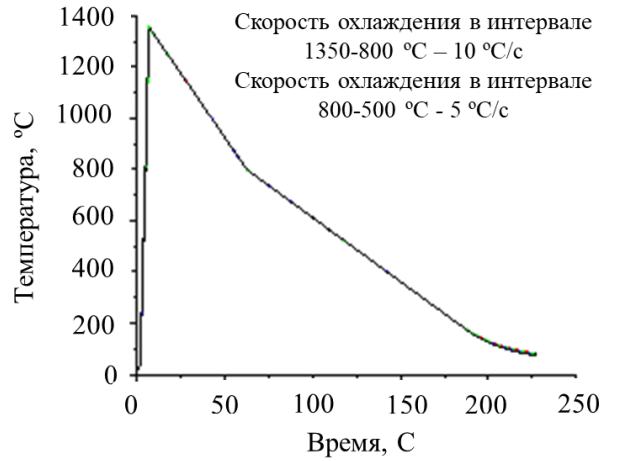
Экспериментальные кривые нагрева и охлаждения сталей, соответствующие указанным в таблице 2.23 режимам, приведены на рисунке 2.23. В большинстве случаев кривые термических циклов в пятикратных испытаниях с высокой точностью совпадают и поэтому сливаются на диаграммах.

Анализ микроструктуры промышленных сварных соединений труб на участке перегрева ЗТВ с имитированной микроструктурой этой же области демонстрирует высокое сходство (рисунок 2.24). Средний размер зерна исходного аустенита на участке перегрева ЗТВ сварного соединения исследуемой стали составил 88,6 мкм, а в образцах с имитированной микроструктурой - 85,3 мкм (скорость охлаждения 10 °C/с).

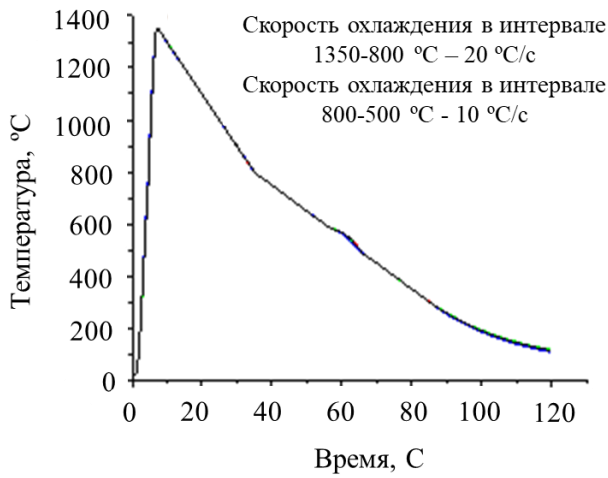
Влияние скорости охлаждения металла имитированного участка перегрева ЗТВ на величину ударной вязкости оценивали на стандартных образцах сечением 10x10 мм по ГОСТ 6996-66 с V-образным надрезом. Максимальный уровень ударной вязкости соответствует структуре нижнего бейнита, меняющего морфологию на игольчатую и образующегося при скоростях 15-25 °C/с при всех температурах испытания (рисунок 2.25). При снижении температуры испытания максимум ударной вязкости снижается. Ударная вязкость снижается от максимума как в сторону увеличения, так и в сторону уменьшения скоростей охлаждения.



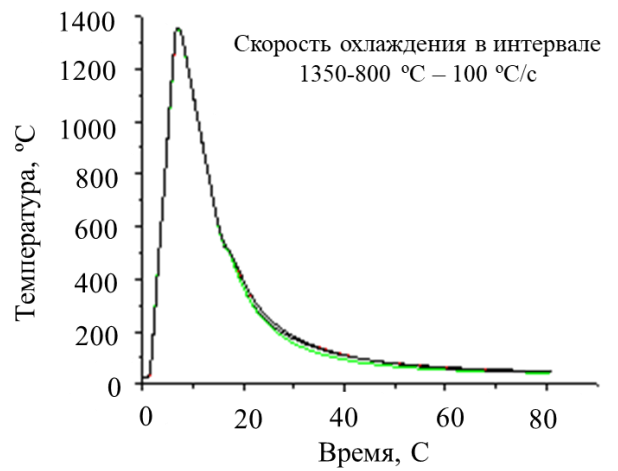
а)



б)

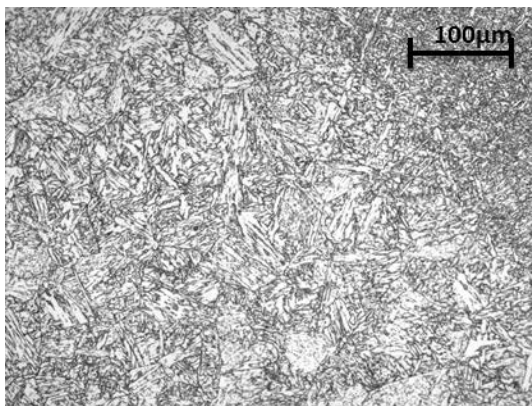


в)

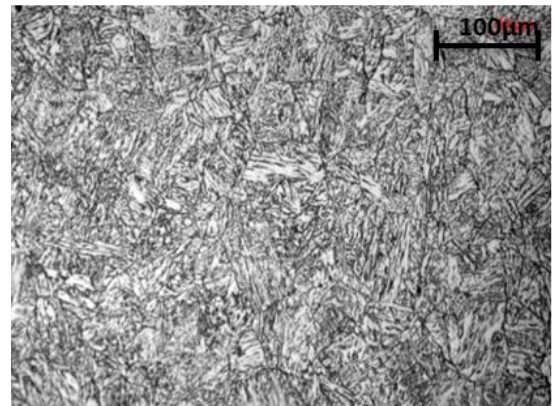


г)

Рисунок 2.23 – Экспериментальные кривые нагрева и охлаждения стали в условиях имитируемого сварочного цикла при скоростях охлаждения в интервале температур 800-500 °C: а) 1 °C/c; б) 5 °C/c; в) 10 °C/c; г) 100 °C/c



а)



б)

Рисунок 2.24 – Сравнение микроструктур (сталь 1):

а) реальное сварное соединение; б) имитированный цикл сварки ($V_{\text{охл}}=10^\circ\text{C}/\text{c}$)

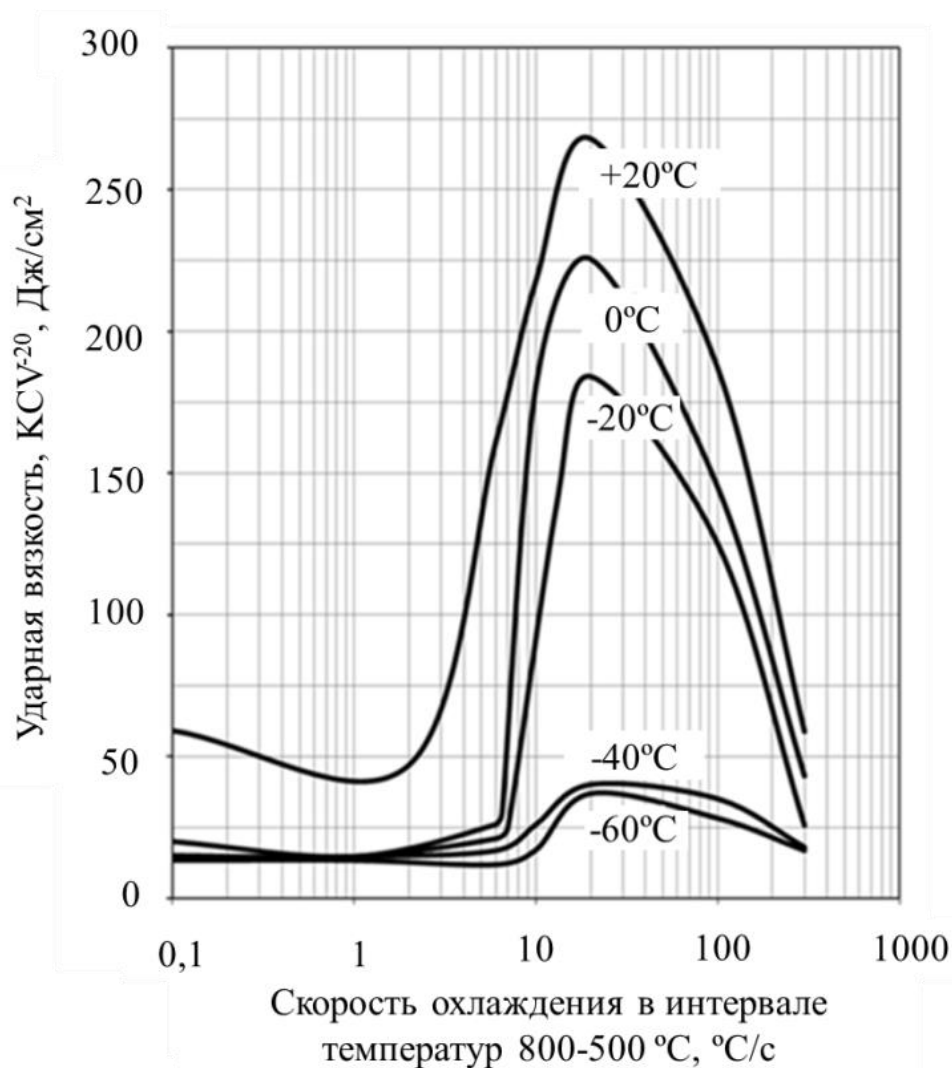


Рисунок 2.25 – Изменение ударной вязкости металла имитированного участка перегрева ЗТВ стали группы прочности X65QS в зависимости от скорости охлаждения сварного соединения при различных температурах испытания

Увеличение скорости охлаждения от скорости соответствующей максимальному уровню ударной вязкости приводит к снижению ударной вязкости при образовании бейнита речной морфологии и особенно резко при появлении мартенсита в структуре.

Наиболее резкое падение ударной вязкости происходит при снижении скорости охлаждения металла от скорости соответствующей максимуму вязкости до $6,0 \text{ } ^\circ\text{C/с}$, что связано с изменением морфологии бейнита и переходом ее от игольчатой (нижний бейнит) к зернистой (верхний бейнит).

Дальнейшее снижение скорости охлаждения металла околошовной зоны до $0,1 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$, которое сопровождается формированием феррито–перлито–бейнитной структуры с содержанием полигонального феррита до 80 % и приводит к незначительному повышению ударной вязкости при температуре $+20 \text{ } ^\circ\text{C}$. При $0 \text{ } ^\circ\text{C}$ и всех исследованных отрицательных температурах ударная вязкости при скорости охлаждения $0,1 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$ сохраняется на уровне ударной вязкости соответствующей скорости $5,0 \text{ } ^\circ\text{C}/\text{с}$.

Также оценку влияния термических циклов сварки на вязкопластические свойства исследуемой стали группы прочности К60 (Х70) выполняли с помощью испытаний по определению критического раскрытия в вершине трещины δ_c . Для этого на образцы наносили концентратор электроэрозионным способом, затем выращивали усталостную трещину на циклической испытательной машине «Shimadzu Servopulser». Внешний вид и эскиз образца приведены на рисунке 2.26. Испытания на статическую трещиностойкость проводили на испытательной машине «MTS Insight 100» при температуре минус $20 \text{ } ^\circ\text{C}$ в соответствии с BS EN ISO 15653:2010. Результаты испытаний на статическую трещиностойкость сведены в таблицу 2.11. Диаграмма зависимости уровня критического раскрытия в вершине трещины δ_c от скорости охлаждения представлена на рисунке 2.27.

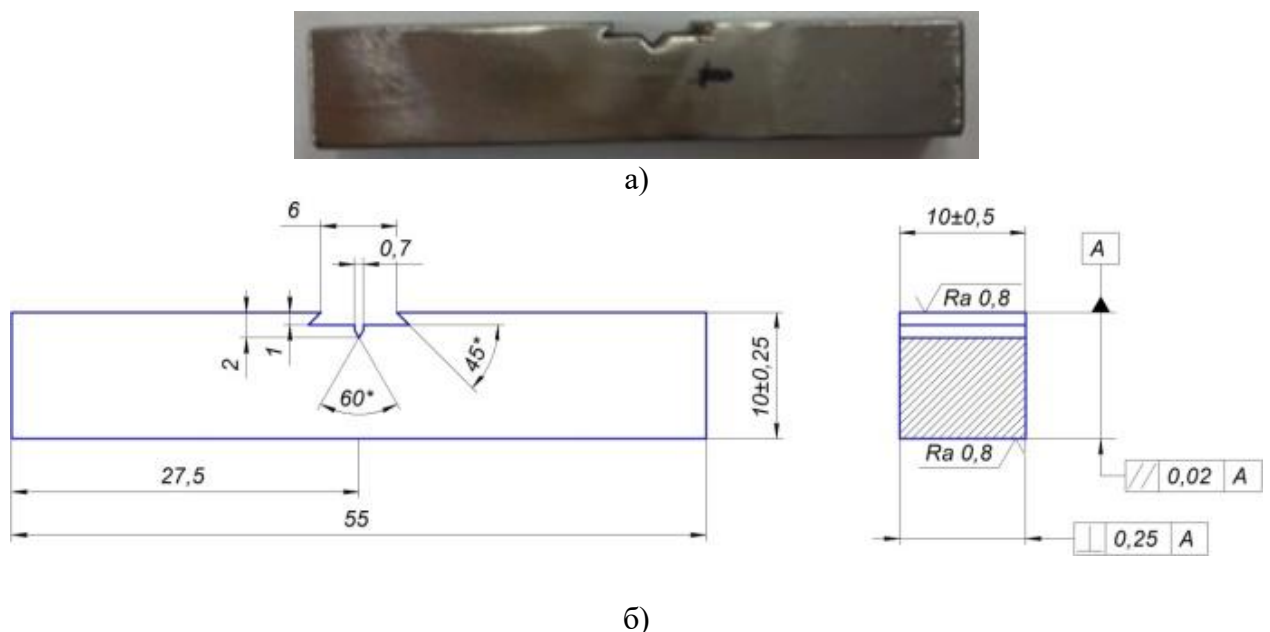


Рисунок 2.26 – Образец с имитированным циклом сварки для испытаний на статическую трещиностойкость: а) фотография образца; б) эскиз образца

Таблица 2.11 – Результаты испытаний на статическую трещиностойкость образцов с имитированными термическим циклами сварки

Скорость охлаждения, $W_{800-500}$, °C/c	№ образца	δ_c , мм	δ_c ср, мм
1	1	0,055	0,069
	2	0,038	
	3	0,114	
5	1	0,017	0,022
	2	0,021	
	3	0,029	
10	1	0,265	0,297
	2	0,337	
	3	0,290	
30	1	0,503	0,509
	2	0,482	
	3	0,541	
100	1	0,298	0,269
	2	0,278	
	3	0,231	

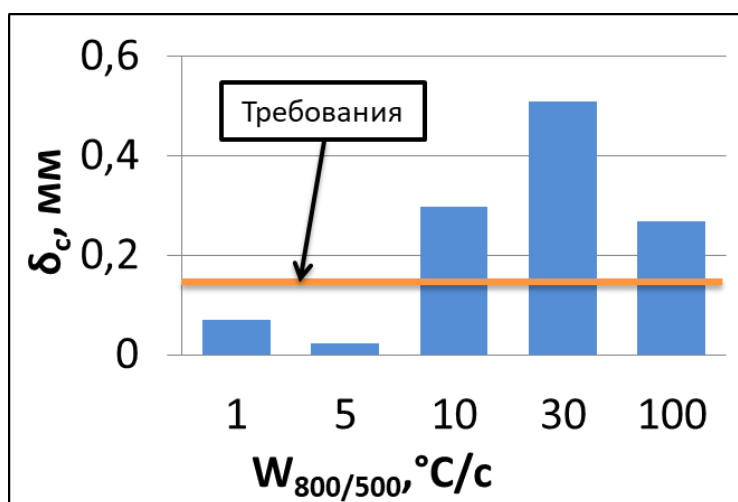


Рисунок 2.27 – Результаты испытаний на статическую трещиностойкость

При скорости охлаждения $1^\circ\text{C}/\text{c}$ после имитации сварочного нагрева уровень критического раскрытия в вершине трещины не превысил значения $0,1$ мм. Такой же низкий уровень вязкопластических свойств наблюдается при скорости охлаждения $5^\circ\text{C}/\text{c}$. При записи диаграммы деформирования наблюдается очень малая степень пластической деформации перед хрупким распространением трещины, соответствующим скачку на диаграмме (рисунок 2.28 а). Повышение скорости охлаждения до $10^\circ\text{C}/\text{c}$ привело к значительному повышению значений кри-

тического раскрытия в вершине трещины δ_c и превысило значение 0,15 мм (требования РМРС и DNVGL-ST-F101). Наибольший уровень вязкопластических свойств наблюдается при скорости охлаждения 30°C/с. Наблюдается продолжительная область пластической деформации на диаграмме (Рисунок 2.28 б). Повышение скорости охлаждения до 100°C/с приводит к охрупчиванию металла, но уровень критического раскрытия в вершине трещины δ_c остается на довольно высоком уровне и превышает значение 0,15 мм.

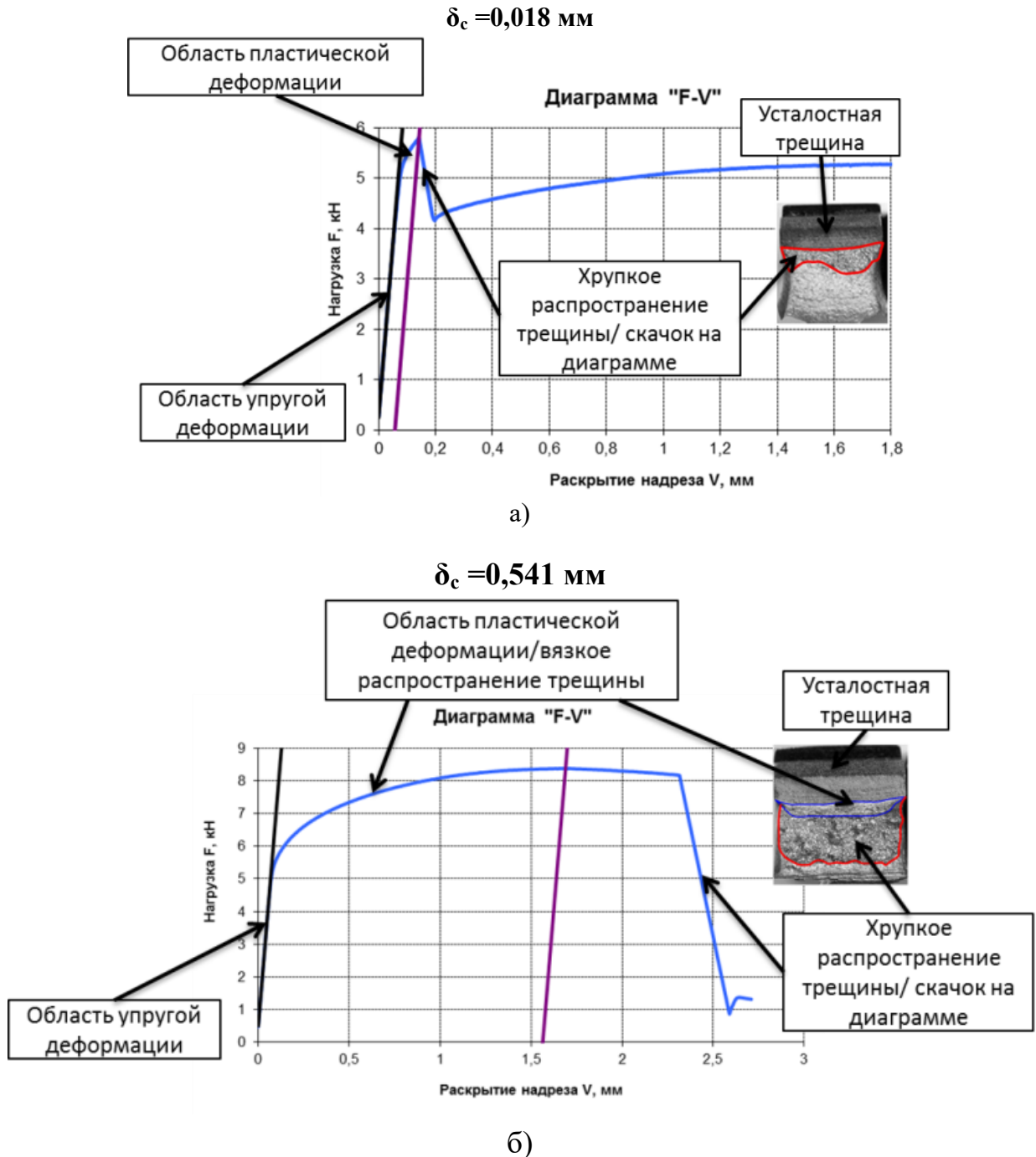


Рисунок 2.28 – диаграммы деформирования образцов из стали 2 с имитированными циклами сварки при скоростях охлаждения: а) 5°C/с; б) 30°C/с

Снижение вязкопластических свойств металла имитированного участка перегрева ЗТВ при скоростях охлаждения ниже $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ связано с образованием гранулярного бейнита. При формировании гранулярного бейнита происходит образование округлых субзерен бейнитной α -фазы с выделениями крупных островков МА между ними. МА представляет собой твердую хрупкую фазу. Островки МА являются концентраторами напряжений и местом зарождения микротрещин. Также снижение скорости охлаждения ниже $10\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ приводит к более интенсивному росту зерна аустенита, что оказывает неблагоприятное влияние на вязкопластические свойства металла на участке перегрева ЗТВ.

Хорошие показатели вязкопластических свойств демонстрируют микроstructures игольчатого и речного бейнита. Бейнит игольчатой морфологии в основном образуются при скоростях охлаждения $10\text{--}30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$. С повышением скорости охлаждения до $30\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и выше не успевают протекать в полной мере диффузионные процессы в результате чего образуется бейнит речной морфологии. Формирование бейнита игольчатой и речной морфологии приводит к образованию в значительно меньшей степени МА. При этом форма островков МА представляет собой вытянутые пластинки вдоль границ рек и игл бейнита. Такая форма островков МА препятствует распространению трещины. Зависимость величины критического раскрытия в вершине трещины от сформированного типа микроstructures представлена на рисунке 2.29.

Изучение изменения твердости металла на участке перегрева ЗТВ в зависимости от скорости охлаждения (рисунок 2.30) и, соответственно, структуры, показало, что в области феррито-перлитно-бейнитного и бейнитного превращений твердость практически не изменяется и при скоростях охлаждения $0,1\text{--}20\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и находится в интервале $205\text{--}220\text{ HV}$. Рост твердости наблюдается в бейнитной области при изменении морфологии бейнита от гранулярной к игольчатой и далее к речной. Максимум твердости наблюдается при скорости охлаждения $300\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$ и составляет порядка 360 HV_{10} . Критический уровень твердости (350 HV), ниже которого гарантируется отсутствие образования холодных трещин, достигается при скорости охлаждения выше $100\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$.

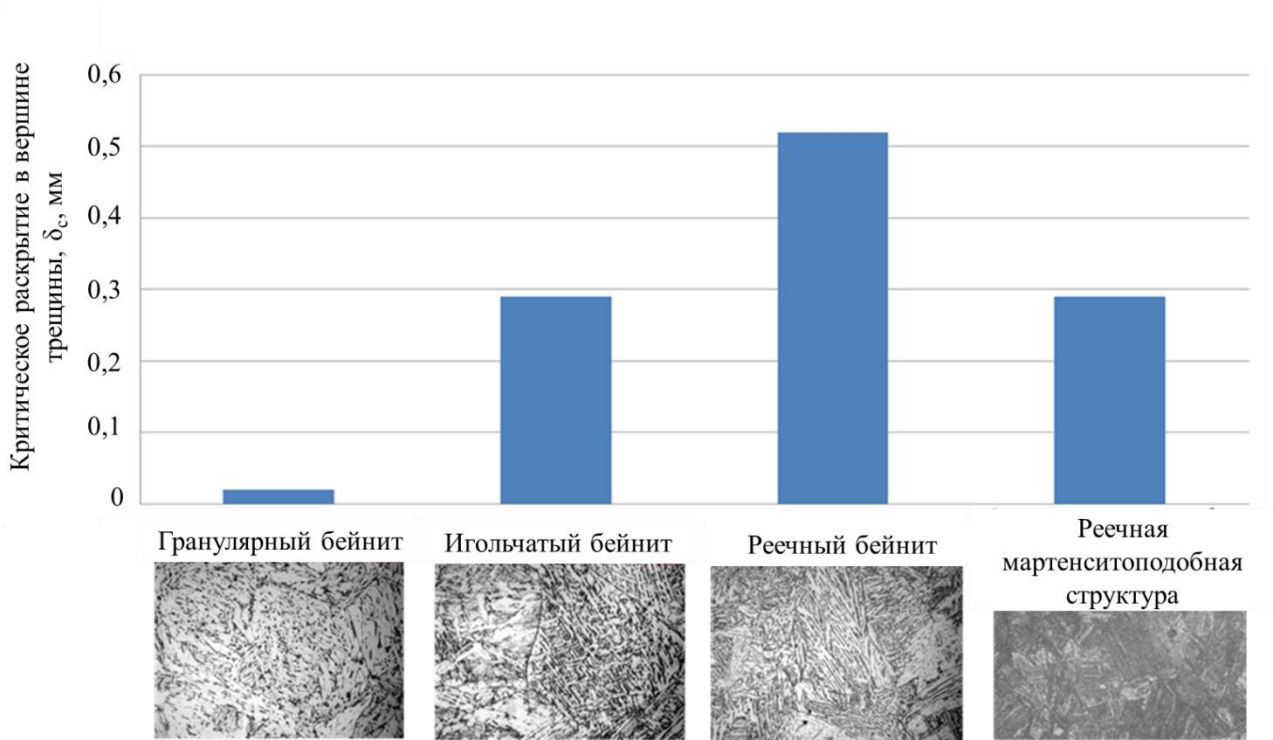


Рисунок 2.29 – Зависимость уровня критического раскрытия в вершине трещины от сформированного типа микроструктуры на участке перегрева ЗТВ

В соответствии с [20-22, 29, 30] для труб транспортирующих сероводород-содержащие среды твердость не должна превышать 250 HV. Требования по обеспечению твердости выполняются при скоростях охлаждения до 30 °C/с.

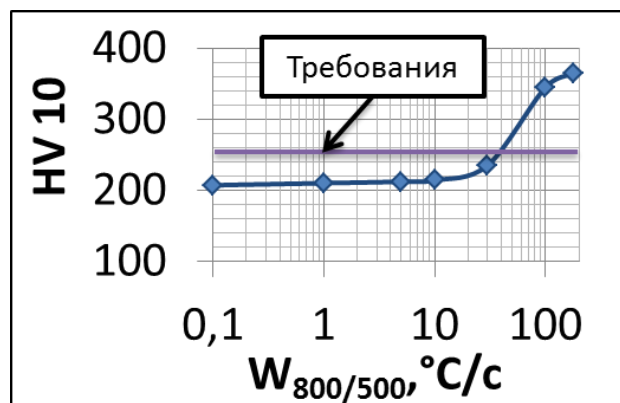


Рисунок. 2.30 – Зависимость твердости от скорости охлаждения на участке перегрева ЗТВ

Результаты испытаний образцов из металла с имитированной микроструктурой участка перегрева ЗТВ на стойкость к сульфидному коррозионному растрескиванию под напряжением представлены на рисунке 2.31. Видно, что лишь

образцы с микроструктурой участка перегрева ЗТВ соответствующее скоростям охлаждения 10 и 20 °С/с выдержали испытание на стойкость к СКРН. Остальные образцы разрушились, не выдержав базовое время испытаний в 720 ч. Сопоставление данных структурного исследования и коррозионных испытаний показывает, что формирование нижнего бейнита игольчатой морфологии благоприятно для повышения стойкости продольных сварных соединений на участке перегрева ЗТВ к СКРН.

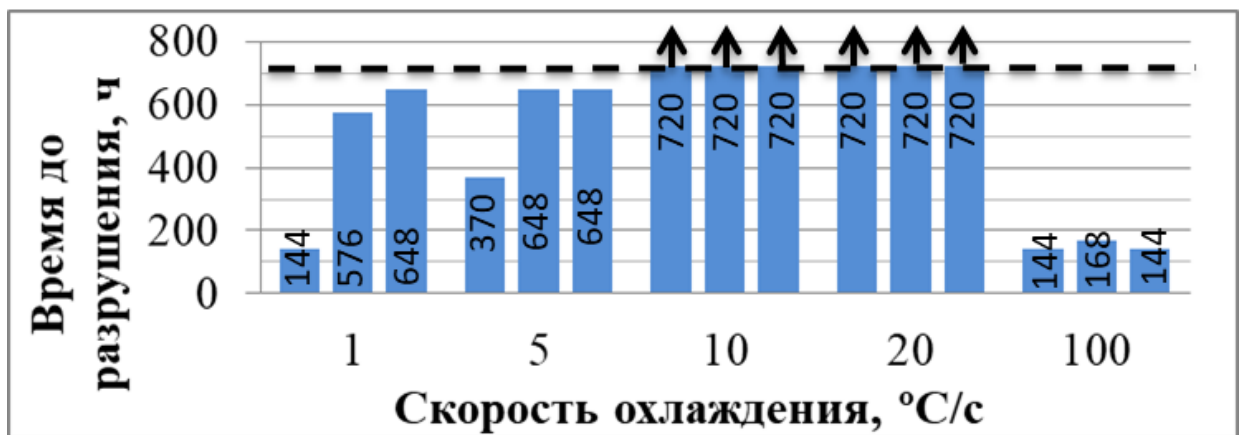


Рисунок 2.31 – Результаты испытаний на стойкость к сульфидному растрескиванию образцов из металла с имитированным участком перегрева ЗТВ

Анализ результатов проведенных исследований позволяет заключить, что для обеспечения требований по твердости, критическому раскрытию в вершине трещины δ_c , ударной вязкости и стойкости к СКРН необходимо уменьшить интервал допустимых скоростей охлаждения в на участке перегрева ЗТВ после сварки ТБД до 10-20 °С/с (рисунок 2.32) в сравнении с рекомендуемым в настоящее время 10-60 °С/с [51, 74-80]. Это налагает дополнительные ограничения на технологию многодуговой сварки ТБД. Для обеспечения скорости охлаждения в интервале 10-20 °С/с при выполнении продольного шва необходимо разработать технологические рекомендации для повышения скорости охлаждения на участке перегрева ЗТВ.

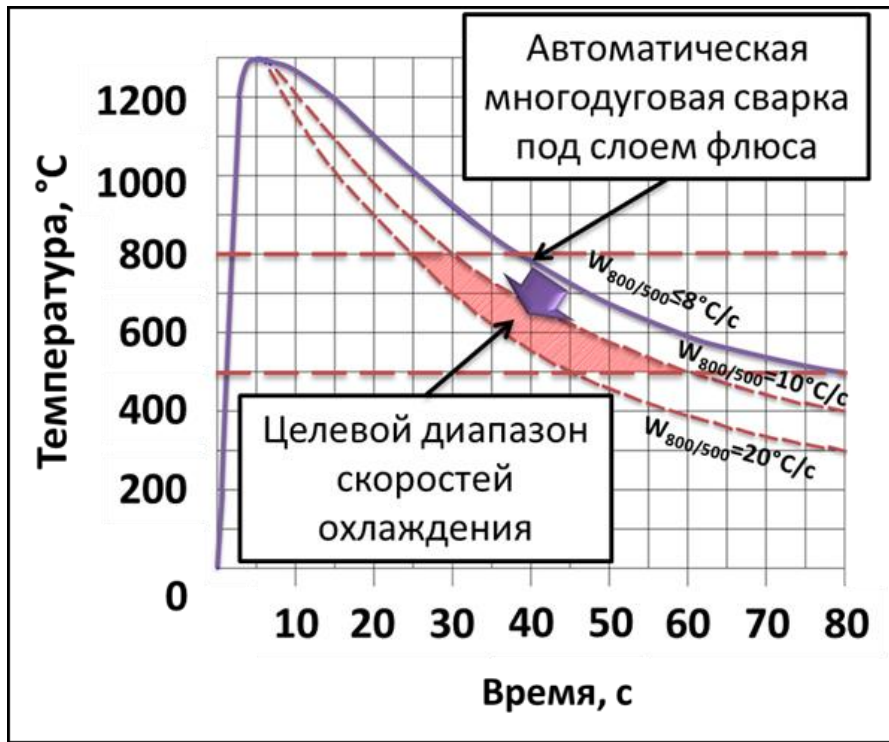


Рисунок 2.32 – Целевой диапазон скоростей охлаждения металла на участке перегрева ЗТВ, скорости охлаждения для ручной дуговой сварки и автоматической многодуговой сварки под флюсом приняты согласно [116, 154, 155]

2.3.4 Анализ полученных результатов

Полученные в ходе исследований результаты показывают, что вязкопластические и коррозионные свойства (ударная вязкость, твердость, критическое раскрытие в вершине трещины, стойкость к СКРН) продольных сварных соединений ТБД зависят от сформированного на участке перегрева ЗТВ типа микроструктуры, которая, в свою очередь, зависит от скорости охлаждения. Обеспечение требований по критическому раскрытию в вершине трещины обеспечивается при формировании бейнита игольчатой и речной морфологии при скоростях охлаждения в диапазоне 10-100 °С. При скорости охлаждения на участке перегрева ЗТВ ниже 10 °С формируется верхний бейнит гранулярной морфологии, а величина критического раскрытия в вершине трещины не достигает минимальных требуемых значений. Низкие значения вязкопластических свойств металла на участке перегрева ЗТВ при формировании бейнита гранулярной морфологии связаны с малой степенью разориентированности такого типа микроструктуры [156].

Формирование нижнего бейнита игольчатой и речной морфологии приводит к высокой степени разориентированности внутрезеренной структуры и частой смене направления движения трещины и энергоемкости ее распространения при разрушении, что приводит к повышению вязкопластических свойств стали [156].

Стойкость металла на участке перегрева ЗТВ продольных сварных соединений к СКРН обеспечивается при формировании нижнего бейнита игольчатой морфологии. Диапазон скоростей охлаждения, в котором обеспечивается стойкость металла на участке перегрева ЗТВ к СКРН намного уже и составляет 10-20 °С/с. Формирование бейнита речной структуры при скоростях охлаждения выше 20 °С/с приводит к повышению твердости на участке перегрева ЗТВ выше 250 НВ и несоответствию по стойкости к СКРН. При скоростях охлаждения ниже 10 °С/с и формировании верхнего бейнита гранулярной морфологии металл на участке перегрева ЗТВ также не выдерживает испытания на стойкость к СКРН. Это связано с образованием крупных островков МА, которые являются ловушками для атомарного водорода.

Для обеспечения скорости охлаждения на участке перегрева в интервале 10-20 °С/с при производстве ТБД необходимо повышение скорости охлаждения, например, путем подстуживания перед выполнением наружного продольного шва, а также за счет снижения общей погонной энергии сварки.

2.4 Выводы по второй главе

1. Результаты экспериментальных исследований показали, что наибольшими вязкими свойствами обладают сварные швы с содержанием титана 0,042-0,061% и содержанием бора 0,0037-0,0056%. Дальнейшее повышение содержания этих элементов в металле сварного шва приводят к повышению его твердости и сильному охрупчиванию. Такое количество титана и бора в металле сварного шва достигается при сочетании двух проволок марки S3MoTiB с двумя проволоками марки СВ-08ГНМ и трех проволок марки S3MoTiB с одной проволокой марки СВ-08ГНМ для четырехдугового процесса.

2. Установлено неблагоприятное влияние ванадия, кремния и молибдена на вязкопластические свойства продольных сварных соединений ТБД на участке перегрева ЗТВ. Для обеспечения вязкопластических свойств сварных соединений необходимо исключить ванадий из химического состава основного металла, ограничить содержание кремния (не более 0,2%) и молибдена (в диапазоне 0,1-0,2 %).

На основании выполненных исследований разработаны рекомендации по химическому составу стали для труб класса прочности К60 (Х70) и внедрены в нормативно-техническую документацию АО «ВТЗ», регламентирующую требования к производству листового проката и ТБД. На разработанные технические решения получены патенты на изобретения в соавторстве с АО «ВТЗ» и ОАО «ММК» [139, 140].

3. Установлено, что наиболее благоприятной микроструктурой участка перегрева ЗТВ является нижний бейнит игольчатой и речной морфологии. Требования по критическому раскрытию в вершине трещины и ударной вязкости на участке перегрева ЗТВ обеспечиваются при формировании нижнего бейнита игольчатой и речной морфологии, стойкость к СКРН обеспечивается при формировании игольчатого бейнита.

4. Обеспечение предъявляемых требований к сварным соединениям ТБД по твердости, ударной вязкости, критическому раскрытию в вершине трещины и стойкости к СКРН могут быть обеспечены при реализации скоростей охлаждения в рекомендуемом диапазоне 10-20 °С/с. Это накладывает дополнительные ограничения на технологию многодуговой сварки продольных швов ТБД и требует повышения скорости охлаждения на участке перегрева ЗТВ, относительно существующих в настоящее время режимов. Для выбора и обоснования рационального уровня тепловложения (погонной энергии сварки) и его технологической реализации в диссертационной работе были выполнены дополнительные модельные и натурные эксперименты, описанные в третьей главе.

3 МОДЕЛИРОВАНИЕ ПРОЦЕССА РАСПРОСТРАНЕНИЯ ТЕПЛА ПРИ МНОГОДУГОВОЙ СВАРКЕ ПРЯМОШОВНЫХ ТРУБ БОЛЬШОГО ДИАМЕТРА

Конечным результатом процесса многодуговой сварки ТБД является продольный стыковой шов, качество которого, прежде всего, определяется формой и размерами его поперечного сечения (глубиной h и шириной B проплавления, высотой валика g) (рисунок 3.1). Решающее влияние на характер и кинетику термомеханических и физических процессов сварки плавлением, а впоследствии на микроструктуру и механические свойства сварных соединений, оказывают тепловые процессы. В этой связи не вызывает сомнений актуальность расчета температурных полей для многодугового процесса сварки высокопрочных труб большого диаметра для их дальнейшего использования в решении задач связанных со структурообразованием, механическими свойствами сварных соединений, а также с размерами шва и ЗТВ.

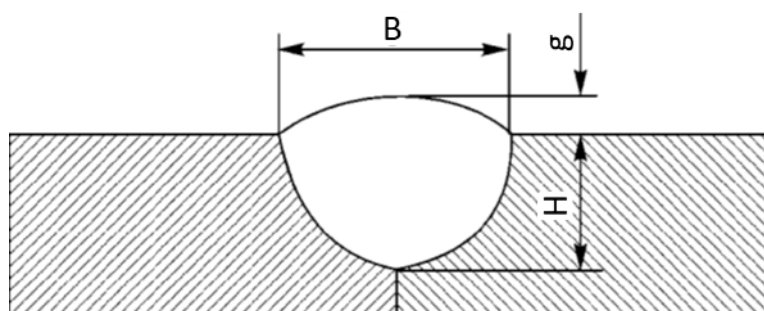


Рисунок 3.1 - Параметры стыкового шва (h -глубина проплавления, B -ширина шва, g -высота усиления)

Таким образом, модель должна устанавливать зависимости геометрических параметров шва, параметров термического цикла и скорости охлаждения от режима многодуговой сварки.

3.1 Постановка задачи теплопроводности

При дуговой сварке процесс распространения тепла в твердом теле описывается дифференциальным уравнением теплопроводности с учетом источника тепла:

$$c\rho \frac{\partial T}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\lambda_x \frac{\partial}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial y} \left(\lambda_y \frac{\partial}{\partial y} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left(\lambda_z \frac{\partial}{\partial z} \right) + q, \quad (3.1)$$

где $c\rho = c\rho(x, y, z, T)$ — функция, описывающая распределение объемной теплоемкости материала в зависимости от температуры материала;

$\lambda_x(x, y, z, T)$, $\lambda_y(x, y, z, T)$, $\lambda_z(x, y, z, T)$ — функции, описывающие распределение теплопроводности материала λ по координатным осям в зависимости от температуры свариваемого материала;

$q = q(x, y, z, t)$ — функция, описывающая распределение удельной мощности источника теплоты.

Расчет тепловых полей при сварке продольного сварного шва ТБД выполняли по схеме тонкостенного цилиндра [157], т.к. толщина стенки труб много меньше их радиуса. В этом случае можно считать, что теплота в цилиндре будет передаваться по тем же законам, что и в плоском слое или пластине. При сварке ТБД толщина свариваемых кромок не настолько велика, чтобы можно было пренебречь ограниченностью распространения тепла вглубь тела, но при этом и не мала, для того чтобы можно было считать температуру равномерно распределенной по толщине. Таким образом, согласно теории распространения тепла в твердом теле [158] для расчета тепловых полей при сварке продольного сварного шва ТБД принята схема плоского слоя. С целью упрощения построения модели сварного соединения труба заменена на пластину со стыковым сварным швом. При многодуговой сварке ввод тепла в изделие одновременно осуществляется несколькими объемными источниками. Таким образом, температурные поля в исследуемой плоскости будут определяться по принципу суперпозиции суммой температурных полей от каждого источника (рисунок 3.2):

$$T_a(q_\Sigma, r, t) = \sum_{n=1}^i T_i(q_i, r, t), \quad (3.2)$$

где T_a — поле температур в исследуемой плоскости;

q_Σ — суммарная погонная энергия сварки;

q_i — погонная энергия сварки i -го источника тепла;

r — радиус вектор;

t — время.

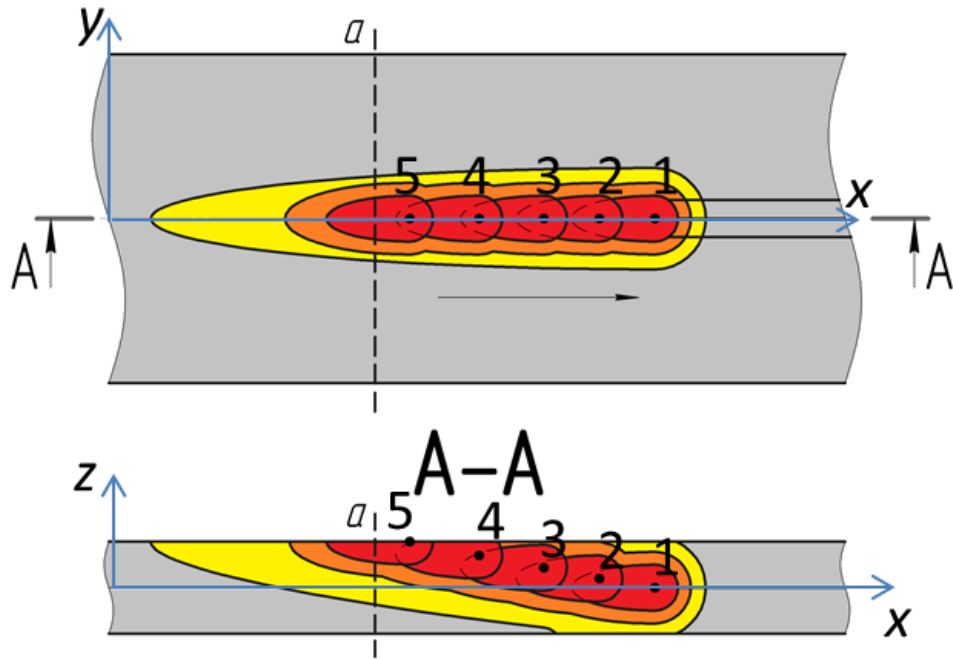


Рисунок 3.2 – Схема температурного поля при многодуговой сварке

Помимо теплового воздействия дуга оказывает давление на сварочную ванну и при автоматической сварке под флюсом приводит к сильному прогибу ее поверхности. Это приводит к образованию кратера на поверхности жидкого металла (рисунок 3.3). Таким образом, тепло электрической дуги поступает в изделие через поверхность образующегося кратера [159], то есть через объемный источник тепла. Для решения задачи теплопроводности в диссертационной работе принят объемный быстродвижущийся источник тепла.

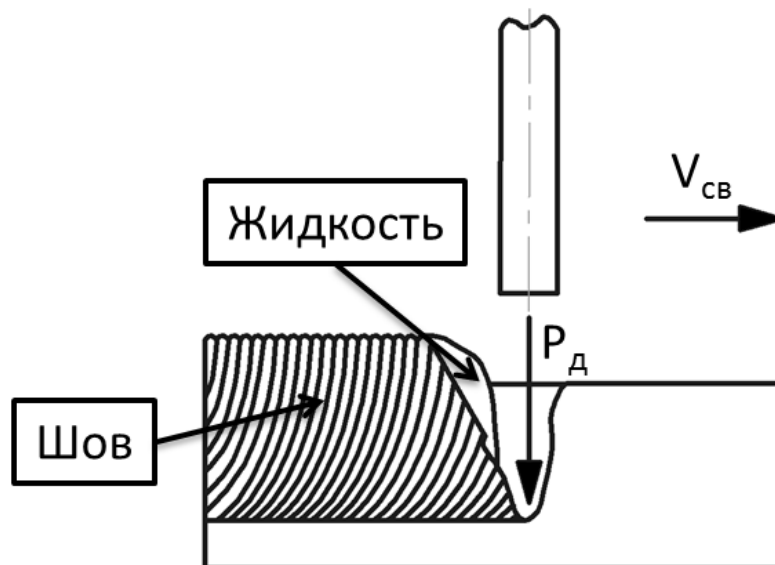


Рисунок 3.3 – образование кратера на поверхности сварочной ванны

3.2 Выбор модели источника тепла

По данным [160] известно, что существует большое количество моделей объемных источников, например, сферический [158], конический [161], двойной эллипсоидный [162] и их модификации [163, 164]. Однако эти модели не учитывают более сложного распределения мощности и ограниченности размеров источника тепла [160]. По мнению авторов работы [160] модели объемных эффективных источников теплоты должны учитывать распределение мощности реальных источников теплоты, а также конвекцию в сварочной ванне. Распределение теплового потока на поверхности действия реального источника теплоты может быть описано Гауссовым распределением.

Ввиду того, что профиль поперечного сечения кратера при дуговой сварке имеет форму близкую к эллиптической [165, 166, 167], объемный источник тепла может быть описан эллиптическими моделями, рассмотренными в работе [160]: эллиптически-экспоненциальная модель, эллипсоидная модель и модель двойного эллипсоида. По данным [168] моделирование тепловых процессов сварки с помощью двойного эллипсоидного источника нагрева позволяет прогнозировать кинетику теплового воздействия на свариваемые изделия с высокой точностью.

Для моделирования распределения объемной плотности тепловыделения в окрестности сварочной ванны при дуговой сварке в диссертационной работе использована достаточно простая, но проверенная в практических расчетах, модель объемного тепловыделения [169, 170], предложенная Дж. А. Голдаком [171]. Модель источника тепла Дж. А. Голдака описывается нормальным распределением Гаусса удельной тепловой мощности по всем координатным осям в объеме тела, имеющего форму двойного эллипсоида (Рисунок 3.4). Особенностью модели является независимое распределение удельной тепловой мощности q_v во фронтальной (индекс f) и хвостовой (индекс r) частях эллипсоида [168]:

$$q_{v,f} = f_f \cdot \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot q}{a_f \cdot b \cdot c \cdot \pi^{3/2}} \cdot \exp\left(-3 \cdot \left(\left[\frac{x + v \cdot (t - \tau)}{a_f} \right]^2 + \left[\frac{y}{b} \right]^2 + \left[\frac{z}{c} \right]^2 \right)\right), \quad (3.3)$$

$$q_{v,r} = f_r \cdot \frac{6 \cdot \sqrt{3} \cdot q}{a_r \cdot b \cdot c \cdot \pi^{3/2}} \cdot \exp\left(-3 \cdot \left(\left[\frac{x + v \cdot (t - \tau)}{a_r} \right]^2 + \left[\frac{y}{b} \right]^2 + \left[\frac{z}{c} \right]^2 \right)\right) \quad (3.4)$$

где q – эффективная тепловая мощность источника нагрева;

τ – время запаздывания, отсчитываемое от начала действия источника;

t – текущее время;

v – скорость перемещения источника (скорость сварки);

x, y, z – полуоси эллипсоида в направлении координатных осей Ox, Oy, Oz ;

f_f и f_r – коэффициенты, определяющие соотношение тепла, вносимого во фронтальную и хвостовую части эллипсоида;

a_f, a_r, b, c – соответствующие радиусы нормального распределения.

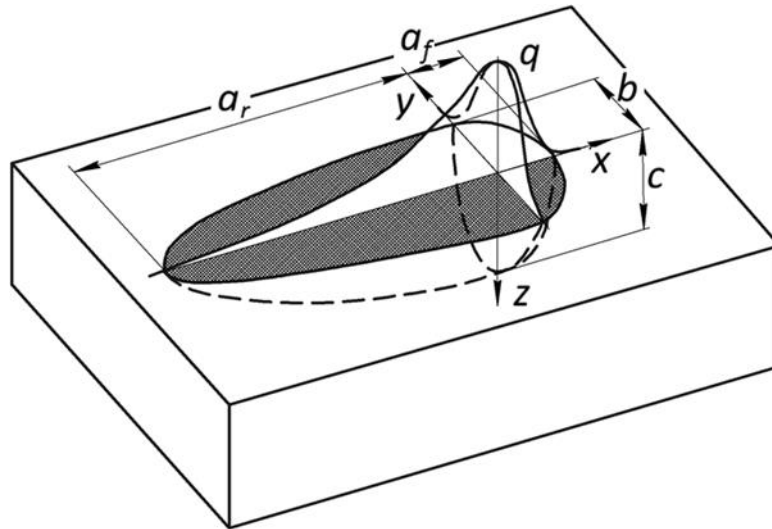


Рисунок 3.4 – Модель двойного эллипсоидного источника тепла по Голдаку

3.3 Определение граничных условий модели

Распространение тепла в твердом теле, температурные поля, скорость нагрева и охлаждения определяется основными теплофизическими свойствами материала – удельной теплоемкостью и коэффициентом теплопроводности. Удельная теплоемкость зависит от материала и от температуры. Способность тела проводить тепло характеризуется коэффициентом теплопроводности. Коэффициент теплопроводности металла зависит от его химического состава и температуры. В диссертационной работе используются известные зависимости удельной

теплоемкости и коэффициента теплопроводности от температуры для малоуглеродистой стали [44, 158], которые представлены на рисунке 3.5.

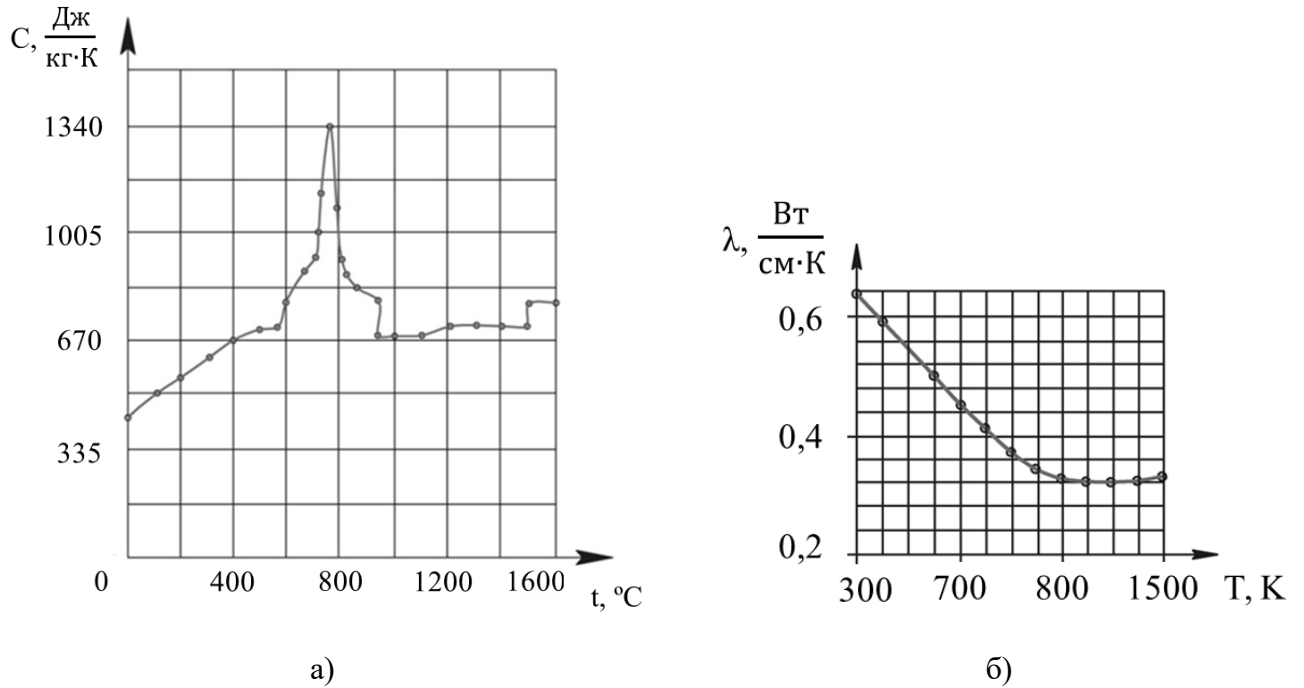


Рисунок 3.5 – Зависимость теплофизических свойств малоуглеродистой стали от температуры [44, 158]: а) теплоемкость; б) коэффициент теплопроводности

Теплоотдача с поверхности изделия осуществляется посредством конвекции и лучистого теплообмена. При конвективном теплообмене тепловой поток определяется по правилу Ньютона:

$$\overset{-con}{q} = \alpha \cdot (T_0 - T); \quad (3.5)$$

где α_k – коэффициент конвективной теплоотдачи в окружающую среду;

T – температура поверхности изделия;

T_0 – температура окружающей среды.

Удельный тепловой поток посредством лучистого теплообмена подчиняется закону Стефана-Больцмана:

$$\overset{-rad}{q} = \varepsilon \cdot \sigma_e \cdot (T^4 - T_0^4) \quad (3.6)$$

где T – температура поверхности изделия;

T_0 – температура окружающей среды;

ε – излучательная способность;

σ_B – постоянная Больцмана.

Удельный поток полной теплоотдачи, можно представить как сумму удельных потоков конвективного и лучистого теплообмена:

$$q = q_c + q_r = \alpha_c \cdot (T - T_0) + \alpha_r \cdot (T - T_0) = \alpha \cdot (T - T_0) \quad (3.7)$$

где α – коэффициент полной поверхностной теплоотдачи в окружающую среду.

Коэффициент полной поверхностной теплоотдачи значительно изменяется с ростом температуры. Для построения модели применена известная зависимость коэффициента полной поверхностной теплоотдачи от температуры тела. Зависимость коэффициента полной поверхностной теплоотдачи от температуры тела для малоуглеродистой стали представлена на рисунке 3.6 [45].

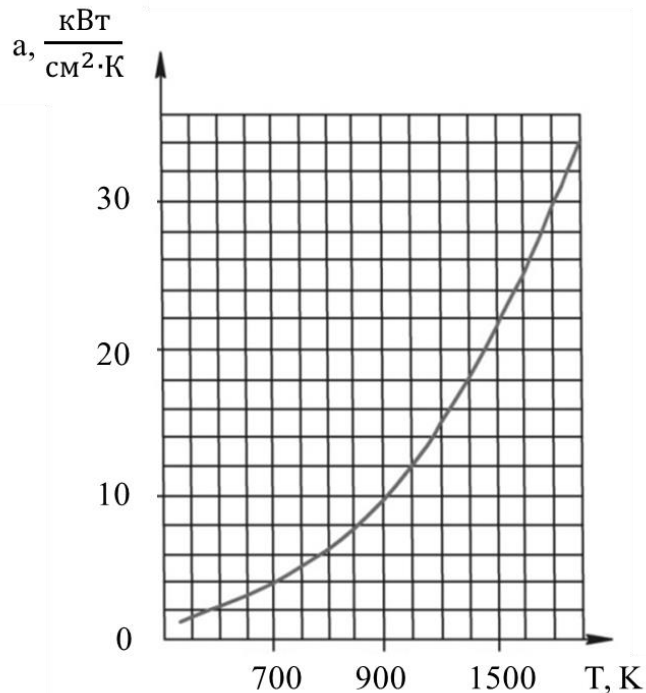


Рисунок 3.6 – Зависимость коэффициента полной поверхностной теплоотдачи от температуры тела для малоуглеродистой стали [45]

Для численного решения поставленной задачи распространения тепла при автоматической многодуговой сварке под флюсом приняты следующие допущения:

- тело с толщиной t однородно и изотропно;

- теплофизические свойства материала – температуропроводность и теплопроводность, объемная теплоемкость и коэффициент поверхностной теплоотдачи зависят от температуры тела;
- в начальный момент времени температура распределена по телу равномерно и составляет перед сваркой внутреннего и наружного шва 20 °С и 50 °С соответственно;
- тепловложением от сварки технологического шва пренебрегаем, т.к. он полностью переплавляется внутренним и наружным швом;
- температуру окружающей среды принимаем постоянной $T_c = \text{const}$;
- количество источников объемного тепловыделения соответствует количеству дуг при многодуговой сварке труб.

Схематическое изображение температурной краевой задачи при сварке продольного шва ТБД представлено на рисунке 3.7.

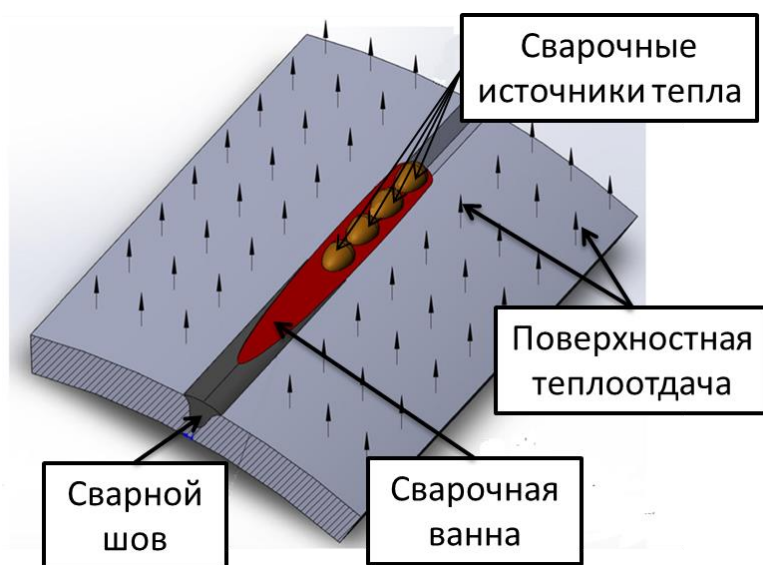


Рисунок 3.7 – Температурная краевая задача для многодуговой сварки ТБД

3.4 Выбор метода решения задачи теплопроводности

Так как на данный момент аналитическое решение дифференциального уравнения теплопроводности (3.1) в общем виде отсутствует, в научно-исследовательской практике используют два подхода для расчета тепловых процессов при дуговой сварке: численные методы (как правило, метод конечных эле-

ментов — МКЭ) и аналитические методы, рассматривающие частные случаи уравнения (3.1) за счет введения определенных допущений и упрощений. Численные методы, в отличие от аналитических, позволяют решать задачу теплопроводности в более сложной постановке, т.е. с учетом реальной геометрии сварной конструкции, температурной зависимости теплофизических свойств, сложных нелинейных граничных условий, распределенности сварочных источников и других факторов. Из всех численных методов в сварочной практике наиболее распространенным в настоящее время является метод конечных элементов (МКЭ) [157, 172].

Быстрое развитие вычислительной техники и ее внедрение практически во все сферы жизни привело к созданию различных программных комплексов (ABAQUS, ANSYS, SYSWELD, COSMOS, NASTRAN и другие). Данное программное обеспечение позволяет выполнять качественное численное моделирование систем различной физической природы, исследовать отклик этих систем на внешние воздействия в виде распределения напряжений, температур, скоростей и т.д. [173].

Для численного решения дифференциального уравнения теплопроводности при многодуговой сварке ТБД методом МКЭ в диссертационной работе был выбран программный комплекс Sysweld, созданный для расчетов сварки и термообработки. В программном комплексе Sysweld реализован механизм численного решения, который шаг за шагом выполняет поставленные задачи расчета тепловых полей.

Задачей исследования является математическое моделирование нелинейных тепловых процессов при многодуговой сварке под флюсом продольных швов ТБД, получение профиля поперечного сечения сварного шва, определение влияния различных параметров режима сварки на геометрические параметры проплавления, определение скоростей охлаждения различных зон сварного соединения [174, 175].

3.5 Определение неизвестных параметров элементов модели

Сварку продольного шва ТБД выполняют в специальную разделку кромок. Так как каждая сварочная дуга вносит определенное количество наплавленного металла, каждый сварочный источник тепла действует на разной глубине. Первый источник тепла действует в корне разделки кромок, второй источник действует на поверхности наплавленного металла от первой дуги, третий – на поверхности наплавленного металла от второго источника и т.д. Принципиальная схема распределения источников тепла по глубине представлена на рисунке 3.8. Таким образом, для построения модели распространения тепла при многодуговой сварке труб необходимо определить координату Z для каждого источника тепла.

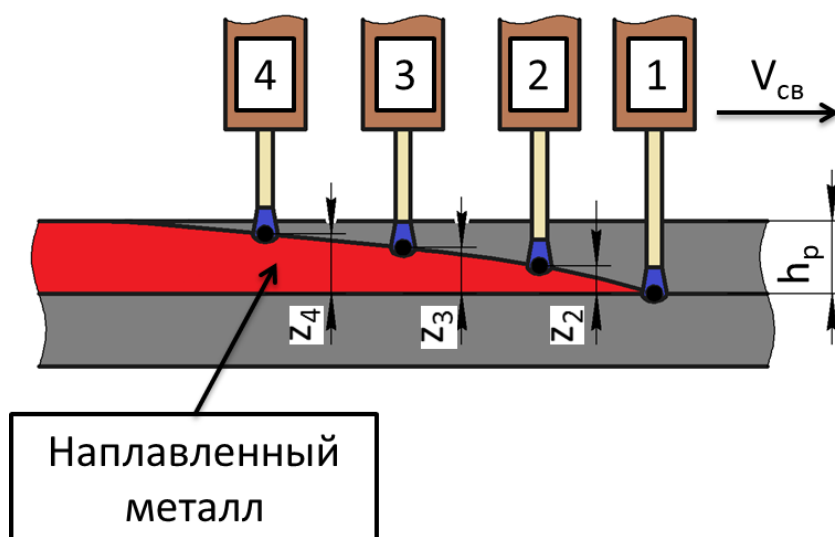


Рисунок 3.8 - Схема распределения источников тепла по высоте:

h_p – глубина разделки кромок; Z_i – координата i -го источника тепла

В программном комплексе Sysweld распределение мощности объемных источников тепла осуществляется по алгоритму в соответствии с уравнениями (3.3, 3.4). Объемный источник тепла, задаваемый в программном продукте Sysweld, представлен на рисунке 3.9. Для моделирования объемного источника тепла необходимо задавать погонную энергию сварки, скорость движения источника, время начала действия источника, а также радиусы нормального распределения a_f , a_r , b и c (уравнения 3.3, 3.4).

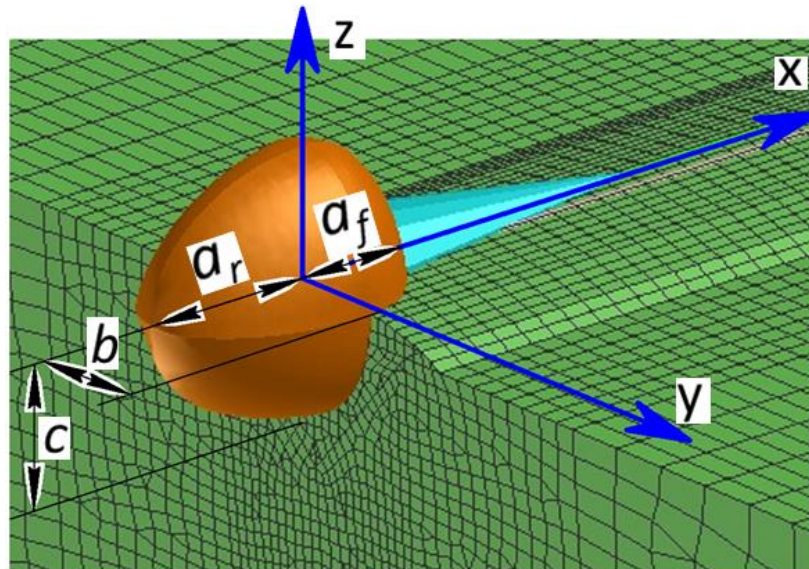


Рисунок 3.9 – Объемный источник тепла в программном продукте Sysweld

3.5.1 Определение координаты Z действия источников тепла.

Каждая дуга, при многодуговой сварке вносит определенное количество расплавленного присадочного металла в сварочную ванну. Источник тепла от первой сварочной дуги действует в корне разделки кромок, значит координата $Z_1=0$. Координата Z_i каждого последующего источника тепла будет определяться как высота треугольника площадью равной площади поперечного сечения наплавленного металла предыдущими сварочными дугами. Схема определения координаты Z источников тепла при многодуговой сварке представлена на рисунке 3.10

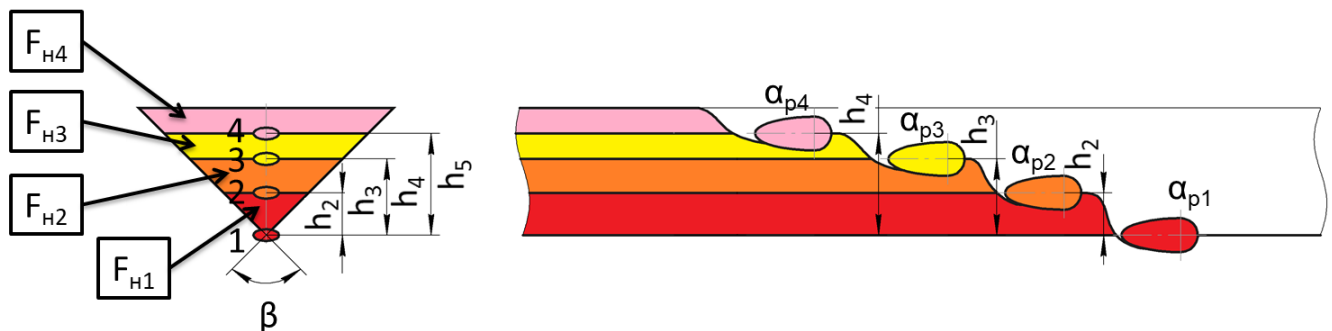


Рисунок 3.10 - Схема определения координаты Z источников тепла:

F_{H_i} - площадь поперечного сечения наплавленного металла i -ой дугой; β – угол разделки кромок

Координата Z_i действия каждого источника тепла определяли из выражения высоты треугольника по известной площади по формуле:

$$Z_i = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (F_{H_{i-1}})}{\tan(\beta/2)}}, \quad (3.8)$$

где F_H – площадь поперечного сечения наплавленного металла (м^2);

Площадь поперечного сечения металла F_H , вносимого в сварочную ванну каждой дугой определяется по формуле [45, 176]:

$$F_H = \frac{\alpha_H \cdot I_{\text{св}}}{\gamma \cdot V_{\text{св}}}, \quad (3.9)$$

где α_H – коэффициент наплавки ($\text{кг/А} \cdot \text{с}$), при сварке под флюсом равен коэффициенту расплавления α_p [177];

$I_{\text{св}}$ – сила сварочного тока (А);

γ – плотность наплавляемого металла (кг/м^3);

$V_{\text{св}}$ – скорость сварки (м/с).

Для определения площади поперечного сечения наплавленного металла каждой дугой в данной работе проведены дополнительные исследования по определению коэффициентов расплавления в зависимости от параметров режима при сварке на постоянном токе обратной полярности и переменном токе.

Для установления зависимостей коэффициентов расплавления от параметров режима сварки были проведены эксперименты по наплавке валиков на пластины. Наплавку валиков выполняли с помощью установки автоматической сварки под флюсом АДФ 2500. Наплавку выполняли на постоянном токе обратной полярности и на переменном токе. Для каждого режима сварки наплавку выполняли не менее трех раз. Затем разрезали поперек наплавленных валиков и оценивали площадь поперечного сечения наплавленного металла. На каждой пластине измерения проводили не менее, чем в трех сечениях. По выполненным измерениям вычисляли среднее значение площади поперечного сечения наплавленного валика. Результаты эксперимента показывают, что коэффициент расплавления не зависит от напряжения на дуге, а зависит от силы сварочного тока и от диаметра

электрода. Результаты полученных экспериментальных данных представлены в виде графических зависимостей на рисунке 3.11.

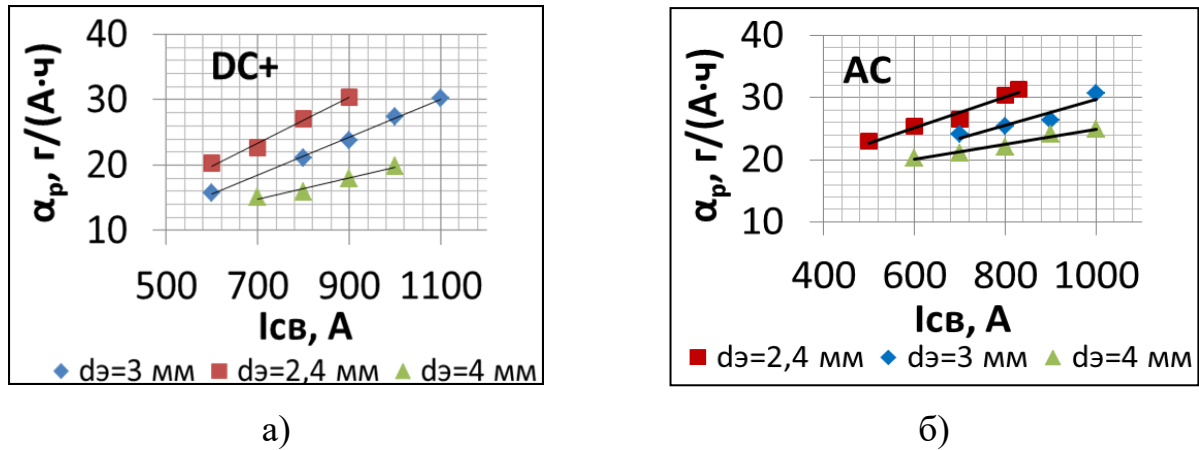


Рисунок 3.11 – Зависимости коэффициента расплавления от силы сварочного тока и диаметра электрода: а) сварка на постоянном токе обратной полярности (DC+); б) сварка на переменном токе (AC)

Влияние параметров режима сварки на коэффициент расплавления можно записать в виде произведения степенных функций:

$$\alpha_{p(DC+)} = k_0 \cdot I_{св}^{k_I} \cdot d_э^{k_d}, \quad (3.10)$$

где α_p – коэффициент расплавления, [г/(А·ч)];

$I_{св}$ – сила сварочного тока, [А];

$d_э$ – диаметр электрода, [мм];

k_0, k_I, k_d – коэффициенты уравнения.

Для нахождения коэффициентов был выполнен регрессионный анализ. В результате обработки экспериментальных данных получена зависимость для расчета среднего коэффициента расплавления при сварке на постоянном токе обратной полярности и на переменном токе:

$$\alpha_{p(DC+)} = 0,053 \cdot \frac{I_{св}^{1,042}}{d_э^{0,88}}. \quad (3.11)$$

$$\alpha_{p(AC)} = 1,257 \cdot \frac{I_{св}^{0,539}}{d_э^{0,514}}. \quad (3.12)$$

Полученные выражения позволяют теоретически рассчитать среднее количество и площадь поперечного сечения металла, наплавленного каждой дугой.

3.5.2 Определение параметров источника тепла Голдака.

При автоматической сварке под флюсом на форму кратера сварочной ванны, т.е. на параметры радиусов нормального распределения источников тепла Голдака, прежде всего, оказывает влияние сила сварочного тока, напряжение, скорость сварки и диаметр электрода. Для определения радиусов нормального распределения источника тепла Голдака были выполнены эксперименты по определению параметров кратера сварочной ванны. Для построения профиля кратера сварочной ванны была использована методика, основанная на применении вставок-индикаторов из тугоплавких металлов [178-184]. В пластине, в плоскости перпендикулярной поверхности материала устанавливали вставки из вольфрамовой проволоки диаметром 0,5 мм с шагом 1,5 – 2 мм. Затем пластину подвергали проплавлению (рисунок 3.12).

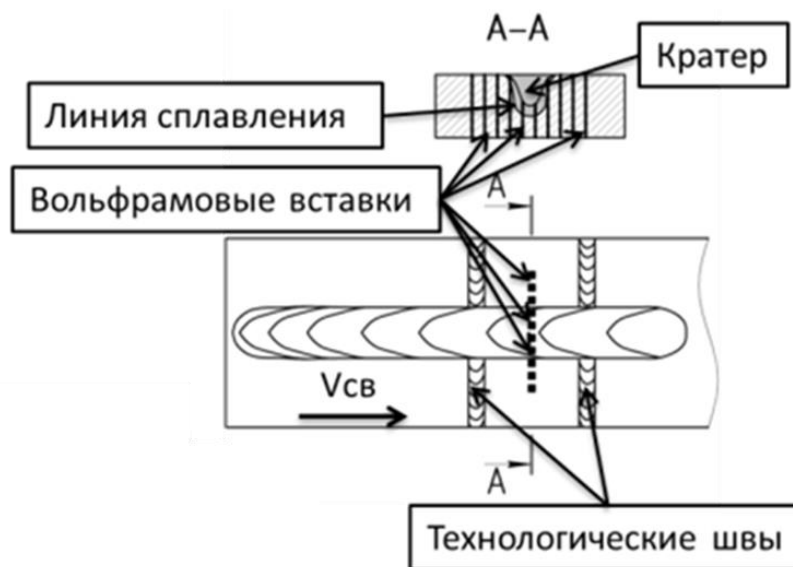


Рисунок 3.12 – Схема расположения вольфрамовых вставок индикаторов в проплавленном образце

Проплавление пластин осуществлялось с помощью установки автоматической сварки под флюсом АДФ-2500 на постоянном токе обратной полярности и на переменном токе. При сварке на постоянном токе обратной полярности питание дуги осуществлялось от сварочного выпрямителя ВДУ-1250, а при сварке на переменном токе питание дуги осуществлялось от сварочного трансформатора ТДФЖ-1250. В области сварного шва, где непосредственно проходила сварочная

дуга, вольфрамовые проволоки переплавились. В области сварного шва, где металл был расплавлен за счет отведения тепла с поверхности кратера сварочной ванны, вольфрамовые проволоки не расплавились и остались впаянными в металл сварного шва.

После проплавления пластины разрезались по месту установки вольфрамовых вставок. Сварной шов вытравливался в 10% растворе азотной кислоты. По полученным шлифам строились профили кратера сварочной ванны (рисунок 3.13) и были выполнены замеры глубины и ширины кратера.

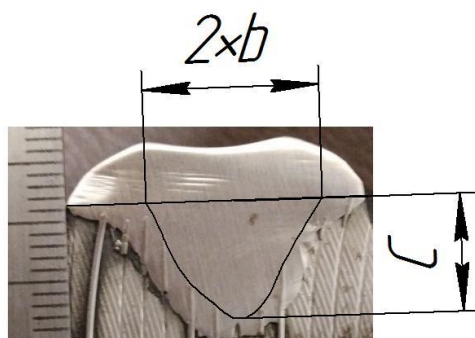
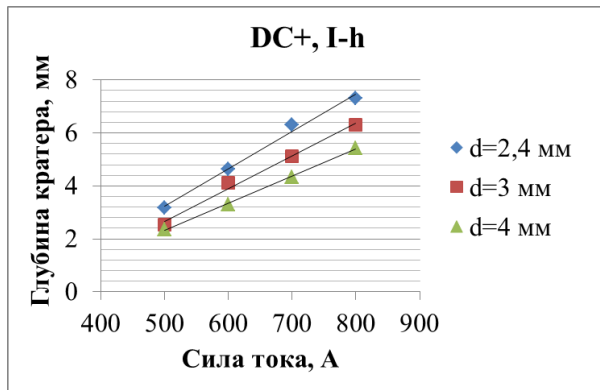


Рисунок 3.13 – Измерение параметров кратера сварочной ванны

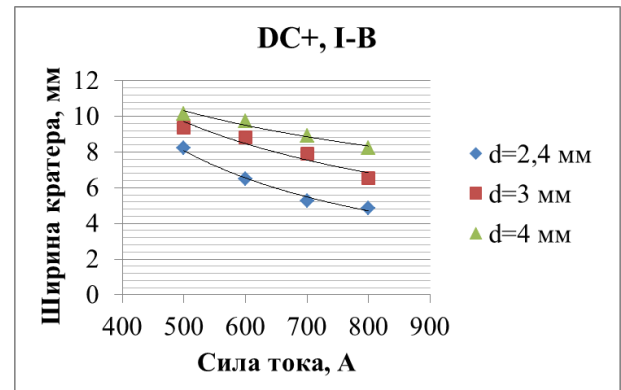
Экспериментальные данные представлены в виде графических зависимостей геометрических размеров кратера сварочной ванны от параметров режима сварки на рисунках 3.14-3.19. Из полученных экспериментальных данных видно, что:

1. глубина кратера сварочной ванны увеличивается с увеличением сварочного тока;
2. глубина кратера сварочной ванны уменьшается с увеличением диаметра электрода и скорости сварки;
3. глубина кратера сварочной ванны незначительно увеличивается с увеличением напряжения на дуге, таким влиянием напряжения на глубину кратера сварочной ванны можно пренебречь;
4. ширина кратера сварочной ванны увеличивается с ростом напряжения на дуге и с увеличением диаметра электрода;
5. ширина кратера сварочной ванны уменьшается с увеличением силы сварочного тока и скорости сварки;

- б. глубина сварочного кратера значительно больше при сварке на постоянном токе обратной полярности, чем при сварке на переменном токе.

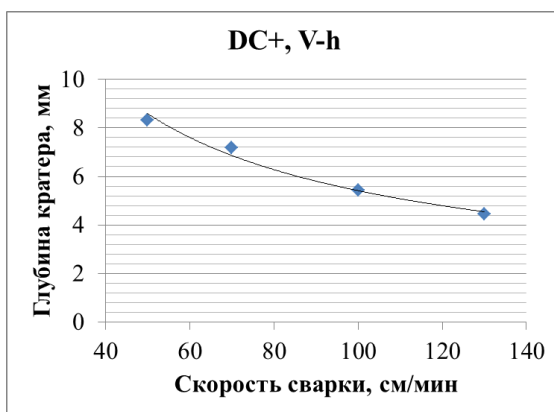


а)

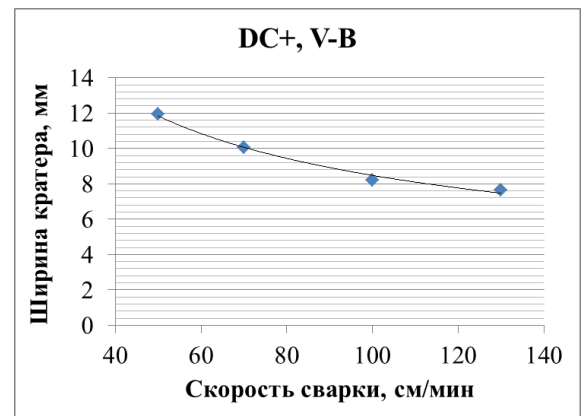


б)

Рисунок 3.14 – зависимости глубины (а) и ширины (б) кратера и от силы сварочного тока при сварке на постоянном токе обратной полярности

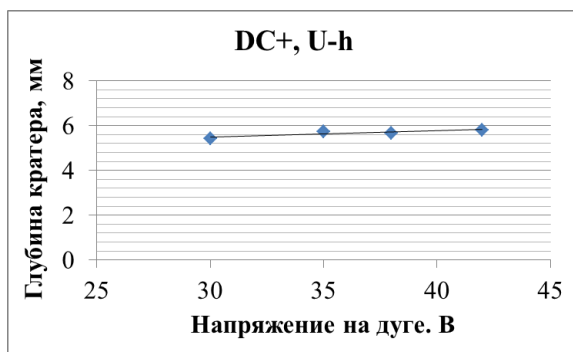


а)

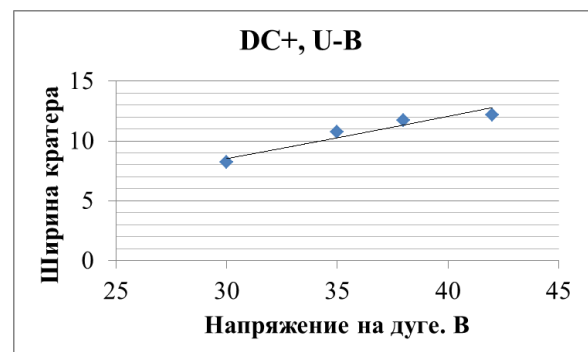


б)

Рисунок 3.15 – зависимости глубины (а) и ширины (б) кратера и от скорости сварки при сварке на постоянном токе обратной полярности

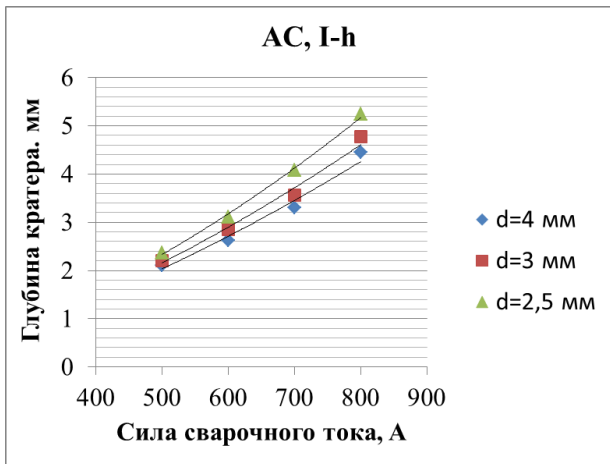


а)

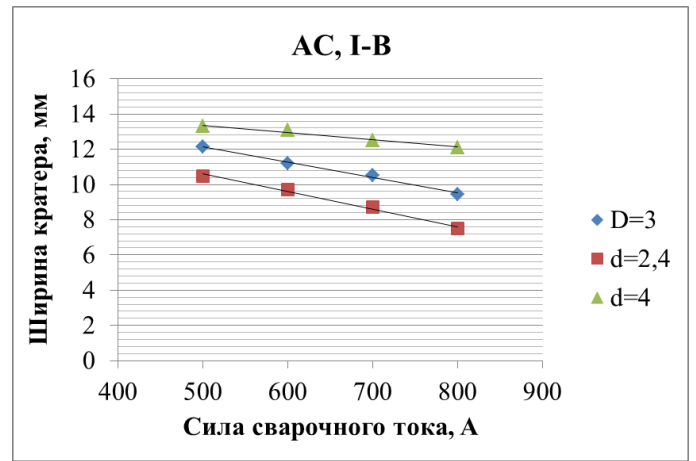


б)

Рисунок 3.16 – зависимости глубины (а) и ширины (б) кратера и от напряжения на дуге при сварке на постоянном токе обратной полярности

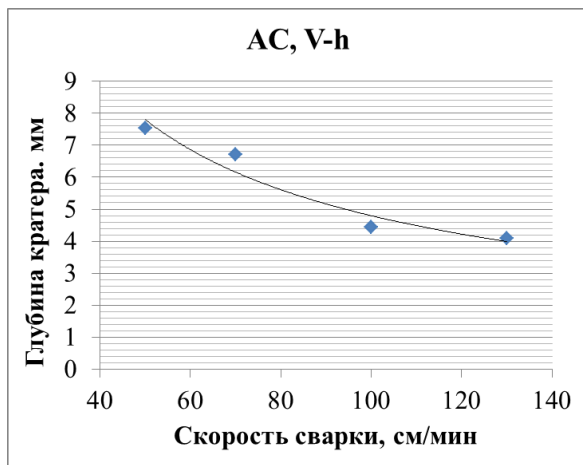


а)

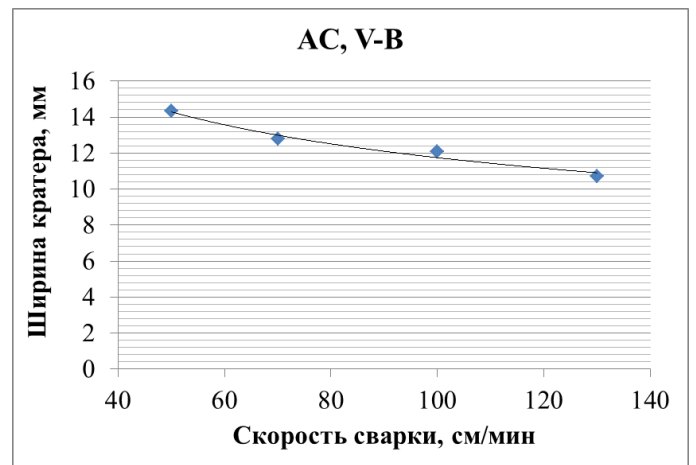


б)

Рисунок 3.17 – зависимости глубины (а) и ширины (б) кратера и от силы сварочного тока при сварке на переменном токе

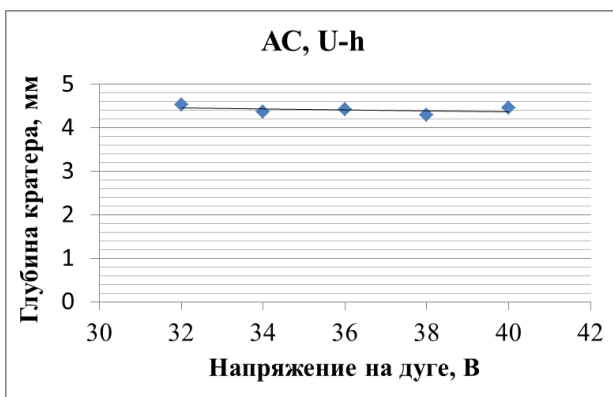


а)

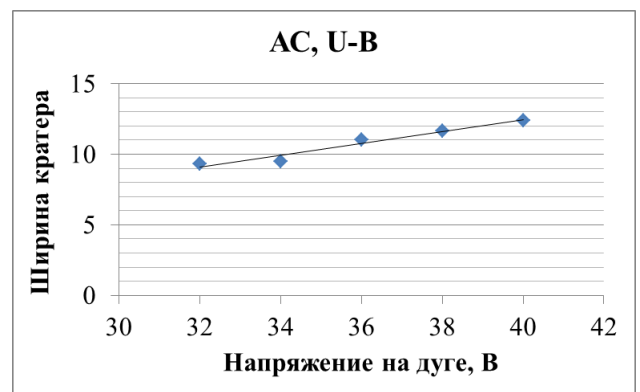


б)

Рисунок 3.18 – зависимости глубины (а) и ширины (б) кратера и от скорости сварки при сварке на переменном токе



а)



б)

Рисунок 3.19 – зависимости глубины (а) и ширины (б) кратера и от напряжения на дуге при сварке на постоянном токе обратной полярности

Результаты экспериментальных данных были обработаны с помощью регрессионного анализа, в результате которого получены эмпирические зависимости геометрических параметров кратера – источника объемного выделения тепла по Голдаку.

$$h_{кр}^{DC+} = 2,123 \cdot \frac{I_{св}^{1,516}}{V_{св}^{0,528} \cdot d_э^{0,488}} \quad (3.13); \quad b_{кр}^{DC+} = 54,205 \cdot \frac{U_{д}^{1,216} \cdot d_э^{0,904}}{I_{св}^{0,829} \cdot V_{св}^{0,571}} \quad (3.14);$$

$$h_{кр}^{AC} = 0,642 \cdot \frac{I_{св}^{1,168}}{U_{д}^{0,756} \cdot V_{св}^{0,928} \cdot d_э^{0,923}} \quad (3.15); \quad b_{кр}^{AC} = 6,865 \cdot \frac{U_{д}^{0,851} \cdot d_э^{0,6}}{I_{св}^{0,851} \cdot V_{св}^{0,32}} \quad (3.16),$$

где $h_{кр}^{DC+}$, $h_{кр}^{AC}$ – глубина кратера при сварке на постоянном токе обратной полярности и переменном токе соответственно [мм]; $b_{кр}^{DC+}$, $b_{кр}^{AC}$ – ширина кратера при сварке на постоянном токе обратной полярности и переменном токе соответственно [мм]; $I_{св}$ – сила сварочного тока [А]; $U_{д}$ – напряжение на дуге, [В]; $V_{св}$ – скорость сварки, [мм/с]; $d_э$ – диаметр электродной проволоки [мм].

3.6 Создание конечно-элементной модели сварного соединения ТБД в программном комплексе Sysweld

3.6.1 Построение сетки конечных элементов модели

Моделирование процесса сварки в SYSWELD начинается с создания двумерной модели сварного соединения. В процессе создания модели указываются все необходимые геометрические параметры сварного соединения, а именно, длина, ширина и толщина листов, величина притупления, скос кромок, поперечное сечение наплавленного металла, высота и ширина усиления сварного шва. При этом использовалась градиентная сетка, размер конечных элементов в районе сварного шва равен 1 мм, в областях удаленных от сварки размер конечных элементов равен 3-6 мм (рисунок 3.20).

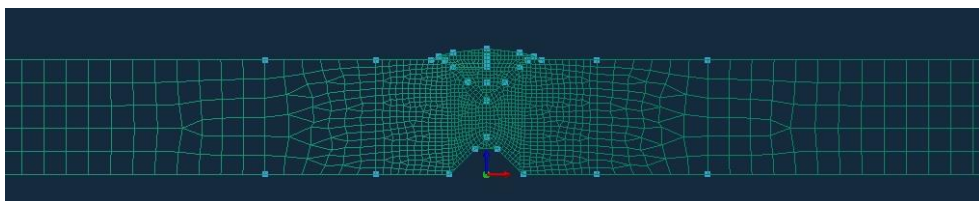


Рисунок 3.20 – 2D сетка модели сварного соединения (сварка внутреннего шва)

Далее выполняется выдавливание двумерной модели на заданное расстояние. Конечно-элементная сетка трехмерной модели выполнена при помощи объемных элементов типа Solid. Конечно-элементная сетка трехмерной модели представлена на рисунке 3.21.

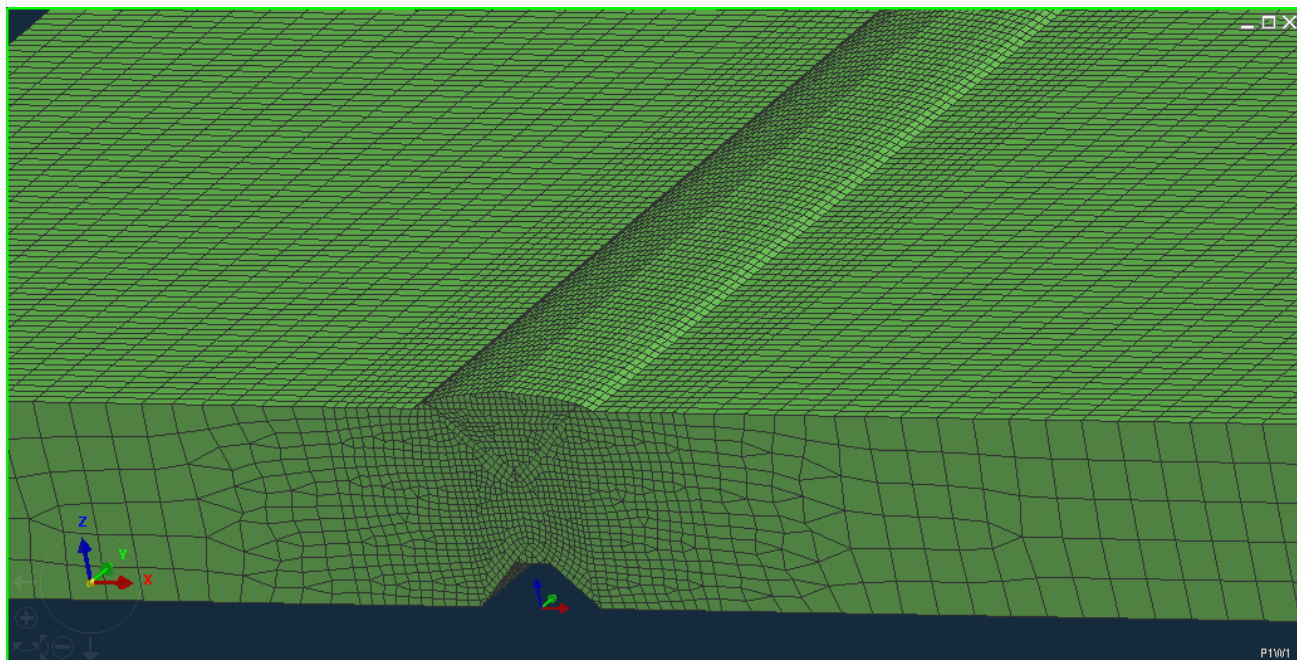


Рисунок 3.21 – 3D сетка модели сварного соединения (сварка внутреннего шва)

3.7 Результаты компьютерного моделирования многодуговой сварки ТБД

3.7.1 Численное решение задачи теплопроводности

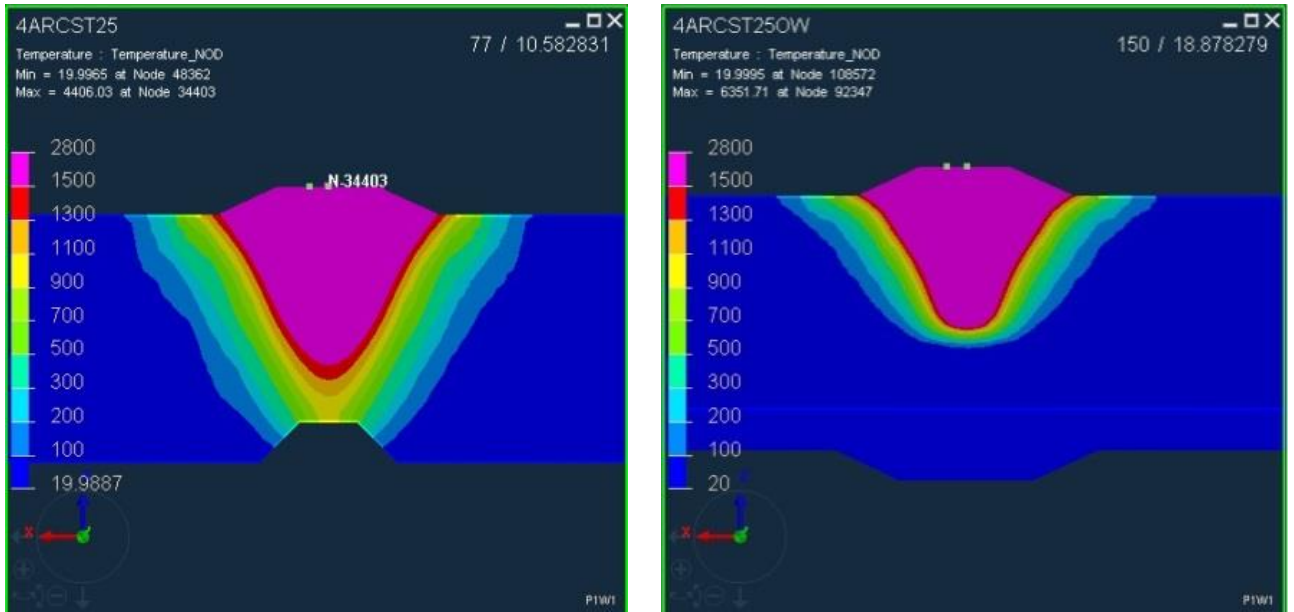
Моделирование процесса сварки выполняли в соответствии с промышленными режимами сварки ТБД. Режимы сварки представлены в таблице 3.1. Для выполнения конечно-элементного моделирования по полученным формулам (3.7-3.13) были рассчитаны параметры объемных источников тепла для каждой дуги и площадь поперечного сечения металла наплавленного каждой дугой. Результаты расчета параметров источников объемных источников тепла представлены в таблице 3.2. Графические изображения результатов моделирования представлены на рисунках 3.22-3.25

Таблица 3.1 – Режимы сварки ТБД

Типоразмер Трубы, мм	Положе- ние шва	№ дуги	Ø прово- локи, мм	Тип тока	Сила тока, А	Напря- жение, В	Скорость сварки, см/мин	Общее тепло- вложение, кДж/мм
1116x25,8	Внутрен- ний шов	1	4,0	DC+	1100	30	145	4,74
		2	4,0	AC	850	31		
		3	4,0	AC	820	38		
		4	4,0	AC	750	40		
	Наружный шов	1	4,0	DC+	1150	30	150	4,66
		2	4,0	AC	900	31		
		3	4,0	AC	820	37		
		4	4,0	AC	750	40		
1153x30,9	Внутрен- ний шов	1	4,0	DC+	950	30	115	6,1
		2	4,0	AC	900	32		
		3	4,0	AC	900	37		
		4	4,0	AC	870	38		
	Наружный шов	1	4,0	DC+	1300	30	130	6,6
		2	4,0	AC	1200	33		
		3	4,0	AC	1000	36		
		4	4,0	AC	900	40		

Таблица 3.2 – Параметры объемных источников тепла

Типоразмер Трубы, мм	Положение шва	№ дуги	Время начала действия ис- точника, t _с , с	Погонная энергия источника тепла, Дж/мм	Площадь попе- речного сечения наплавляемого металла, F _п , мм ²	Параметры объемного ис- точника тепла		
						b, мм	c, мм	ar+af, мм
1116x25,8	Внутренний шов	1	0	1297	37,4	3	9,8	9
		2	0,495	1035	29,3	4,45	4,3	13,5
		3	1,074	1224	27,7	5,37	3,5	16,5
		4	1,75	1179	24,2	5,8	3,0	1,74
	Наружный шов	1	0	1311	39,6	2,75	10	8,25
		2	0,48	1060	30,9	4,3	4,4	12,9
		3	1,04	1152	26,8	5,2	3,5	15,6
		4	1,68	1140	23,4	5,75	2,95	17,25
1153x30,9	Внутренний шов	1	0	1410	35,0	3,75	8,6	11,25
		2	0,83	1440	40,3	4,8	5,6	14,4
		3	1,8	1648	40,3	5,5	5,0	16,5
		4	2,8	1655	38,3	5,65	4,7	16,95
	Наружный шов	1	0	1710	58,7	3	10,2	9
		2	0,53	1736	55,5	4,6	5,0	13,8
		3	1,16	1578	41,9	5,75	3,9	17,25
		4	1,87	1578	35,7	5,62	3,5	16,86



а)

б)

Рисунок 3.22 – Результаты моделирования процесса многодуговой сварки труб с толщиной стенки 25,8 мм: а) сварка внутреннего шва; б) сварка наружного шва

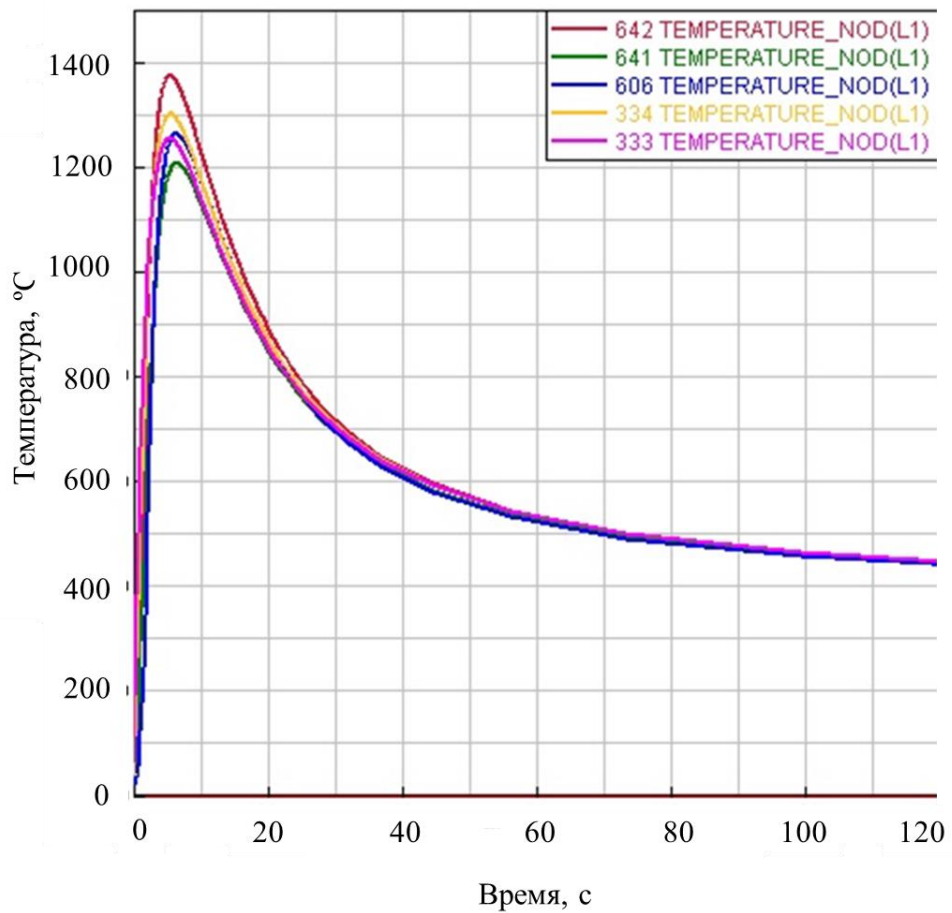
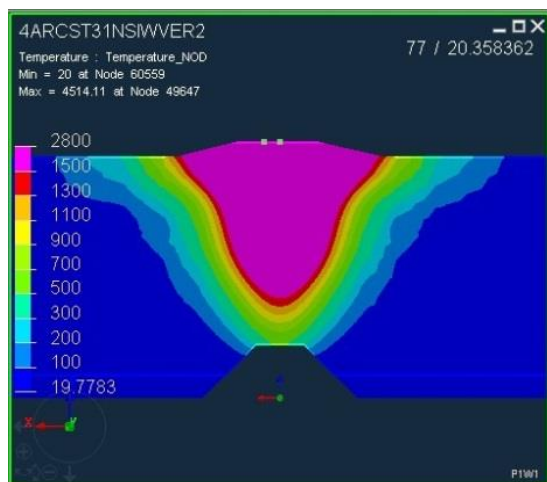
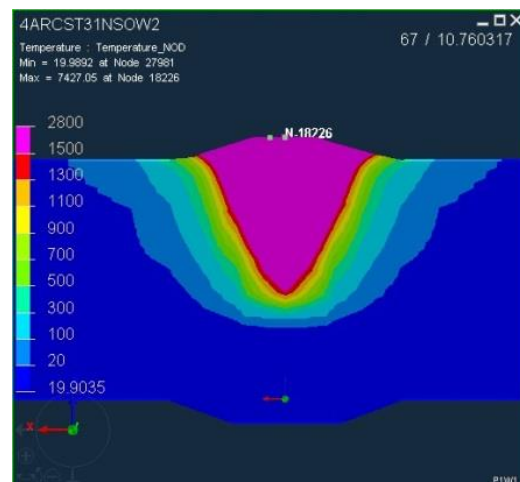


Рисунок 3.23 – Термические циклы при сварке трубы с толщиной стенки 25,8 мм



а)



б)



в)

Рисунок 3.24 – Результаты моделирования процесса многодуговой сварки труб с толщиной стенки 30,9 мм: а) сварка внутреннего шва; б) сварка наружного шва; в) продольное сечение сварочной ванны

3.7.2 Оценка ошибки математической модели многодуговой сварки ТБД

Оценку ошибки разработанной конечно-элементной модели многодуговой сварки ТБД выполняли с помощью:

- сравнения геометрических параметров сварных швов, полученных в результате численного моделирования, с заводскими сварными шва;
- Сравнения скоростей охлаждения, полученных в результате моделирования, с результатами опытно-промышленных экспериментов по записи термических циклов сварки.

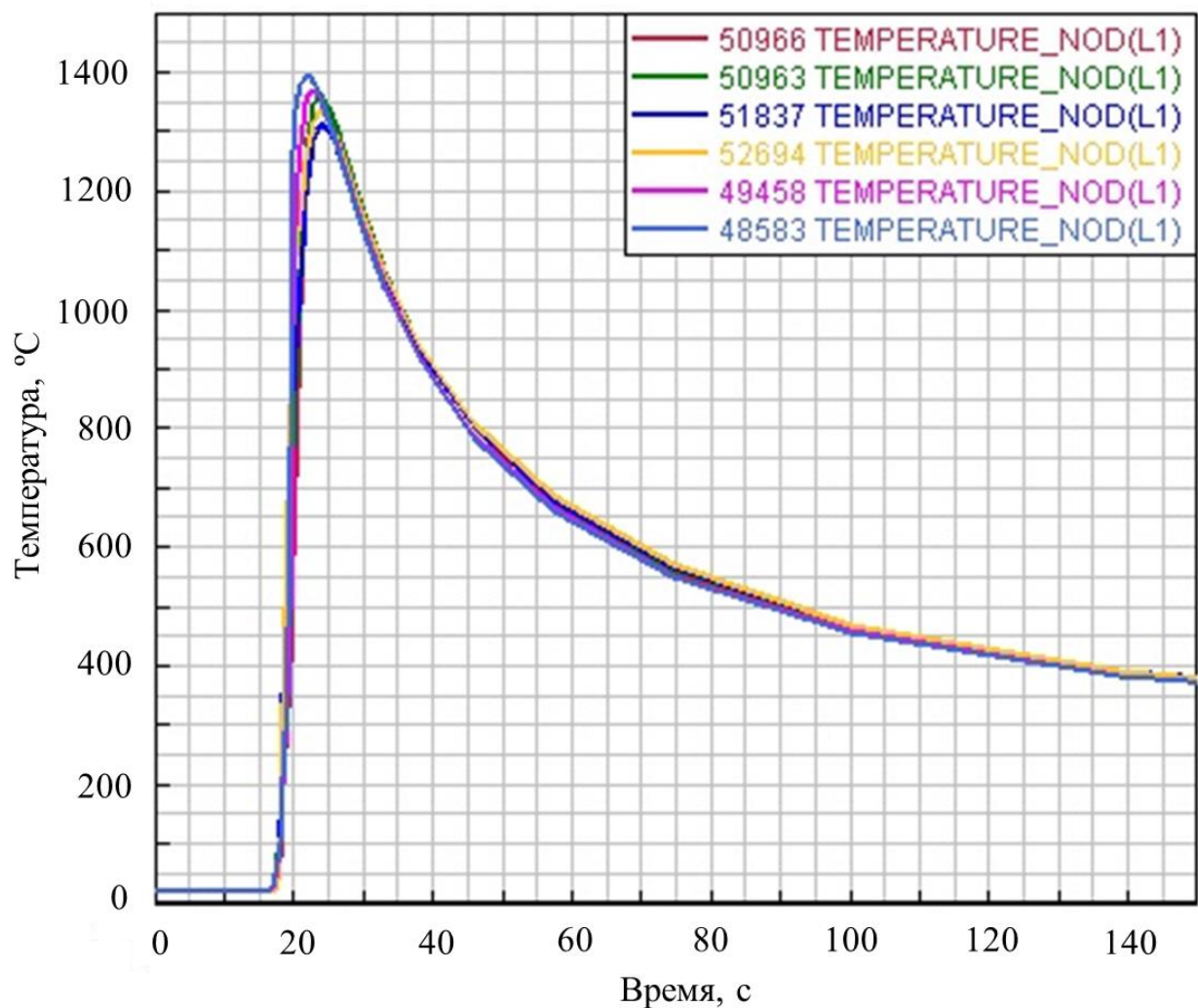


Рисунок 3.25 – Термические циклы участка перегрева ЗТВ при сварке наружного шва трубы с толщиной стенки 30,9 мм

Геометрические параметры сварного шва, длина сварочной ванны, протяженность различных участков ЗТВ сварного соединения, полученные в результате численного решения задачи теплопроводности, с достаточной для практических целей точностью совпадают с теми же параметрами сварных соединений, выполненных в производственных условиях, ошибка составляет не более 10%. Результаты сравнительного анализа геометрических параметров сварных соединений представлены в таблице 3.3 и на рисунках 3.26-3.27.

Таблица 3.3 – Сравнительный анализ геометрических параметров модельных и заводских сварных швов

Типоразмер трубы, мм	Положение шва	Глубина проплавления, мм			Ширина шва, мм			Длина сварочной ванны, мм		
		Модельный сварной шов	Заводской сварной шов	Ошибка, %	Модельный сварной шов	Заводской сварной шов	Ошибка, %	Модельный сварной шов	Заводской сварной шов	Ошибка, %
1116x25,8	внутренний	15,17	15,65	3	23,5	25,6	8	-	-	-
	наружный	13,7	15,1	9	23,8	24,1	1,2	-	-	-
1153x30,9	внутренний	18,03	17,18	5	25,4	28,1	9,6	289	300	3,7
	наружный	16,93	18,27	7	24,8	27,5	9,8	-	-	-

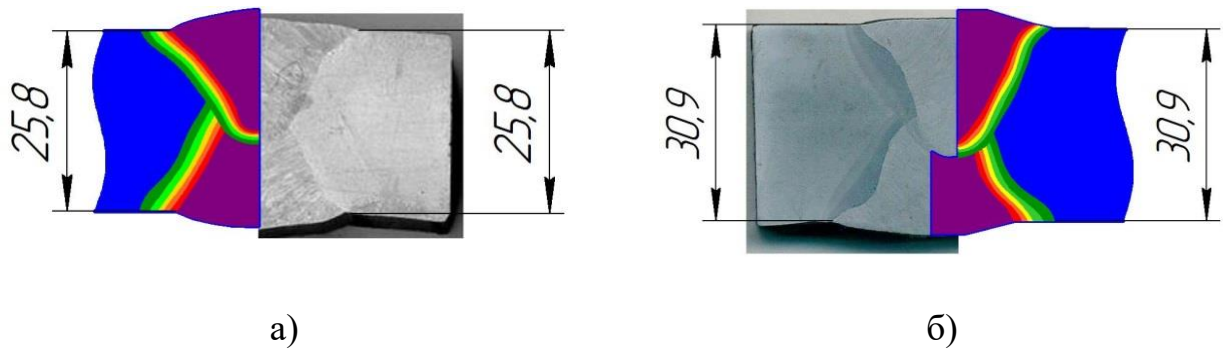


Рисунок 3.26 – Сопоставление модельных и заводских швов:

а) толщина стенки 25,8; б) толщина стенки 30,9 мм

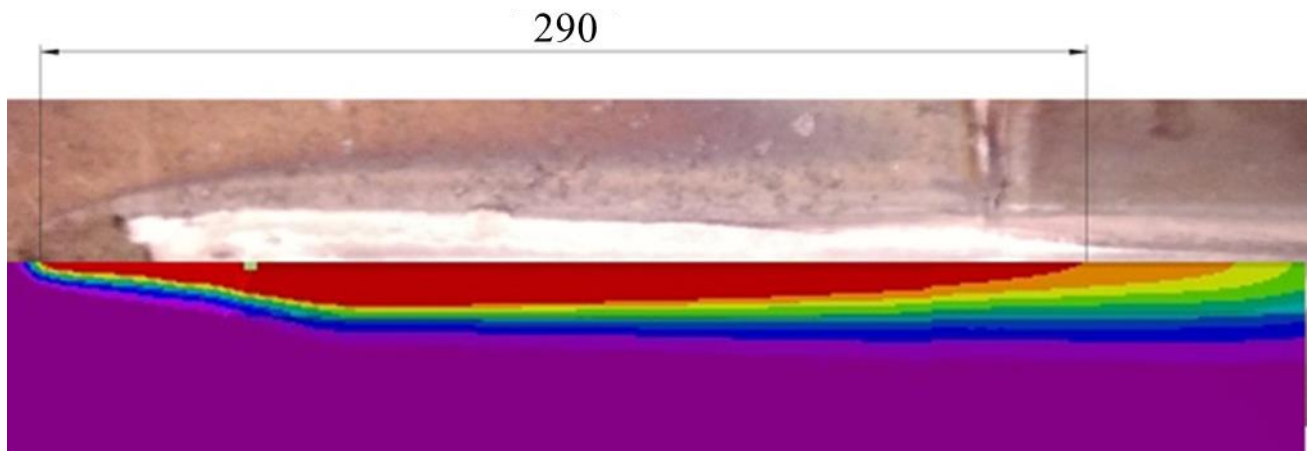
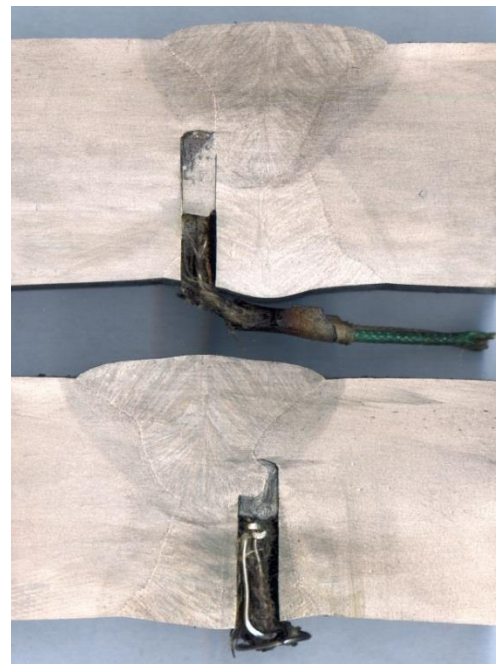


Рисунок 3.27 – Вид сверху (в сравнении с кратером при сварке трубы)

Для оценки скоростей охлаждения на участке перегрева ЗТВ при сварке труб типоразмером 1153x30,9 в рамках диссертационной работы были проведены эксперименты по записи термических циклов сварки на трубоэлектросварочном стане АО «ВТЗ» (рисунок 3.28). Для записи термических циклов сварки были высверлены отверстия для последующей приварки термопар. Отверстия высверливались с внутренней поверхности после выполнения внутреннего шва. Глубина отверстий выбиралась по шлифам сварных соединений таким образом, чтобы дно отверстия располагалось на участке перегрева ЗТВ наружного сварного шва. Ко дну полученных отверстий приваривались хромель-алюмелевые термопары. Затем выполняли сварку наружного шва и производили запись термических циклов сварки в реальном времени.



а)



б)

Рисунок 3.28 – Запись термических циклов при сварке наружного шва ТБД типоразмером 1153x30,9 мм: а) сварка наружного шва б) установка термопар

Скорость охлаждения металла на участке перегрева ЗТВ при сварке труб с толщиной стенки 30,9 мм на режимах наружного шва с тепловложением 6,68 кДж/мм составила 5,8 °С/с. Скорость охлаждения, полученная в результате компьютерного моделирования, составила 6,2-6,3 °С/с. Ошибка скорости охлаждения

на участке перегрева ЗТВ при моделировании процесса многодуговой сварки наружного шва составила менее 10%.

В работе [154] был проведен такой же эксперимент по записи термических циклов сварки при производстве труб типоразмером 1116x25,8. Результаты эксперимента показали, что при сварке наружного шва на участке перегрева ЗТВ реализуется скорость охлаждения $7,5 \text{ }^\circ\text{C}/\text{с}$. В результате компьютерного моделирования скорость охлаждения при сварке труб с толщиной стенки 25,8 мм на режимах наружного шва с тепловложением 4,66 кДж/мм составила 6,8-7 $^\circ\text{C}/\text{с}$. Ошибка не превышает 10%.

Таким образом, разработанная модель и ее численные решения с достаточной точностью для практических расчетов отражают процесс многодуговой сварки под флюсом ТБД. Также численные решения разработанной модели многодуговой сварки позволяют оценить геометрические характеристики сварного шва (глубину и форму проплавления, ширину шва) и скорость охлаждения в любой точке сварного соединения в зависимости от задаваемых параметров режима сварки. Модель позволяет оперативно производить изменения режимов сварки при необходимости корректировки геометрических размеров сварного шва и скорости охлаждения без существенных материальных затрат.

3.8 Анализ полученных результатов

В результате численного решения задачи теплопроводности были определены скорости охлаждения на участке перегрева ЗТВ при сварке труб по стандартным режимам (рисунок 3.29). Скорость охлаждения на участке перегрева ЗТВ для труб с толщиной стенки от 23 до 40 мм не входит в рекомендуемый диапазон скоростей охлаждения и находится ниже минимальной рекомендуемой.

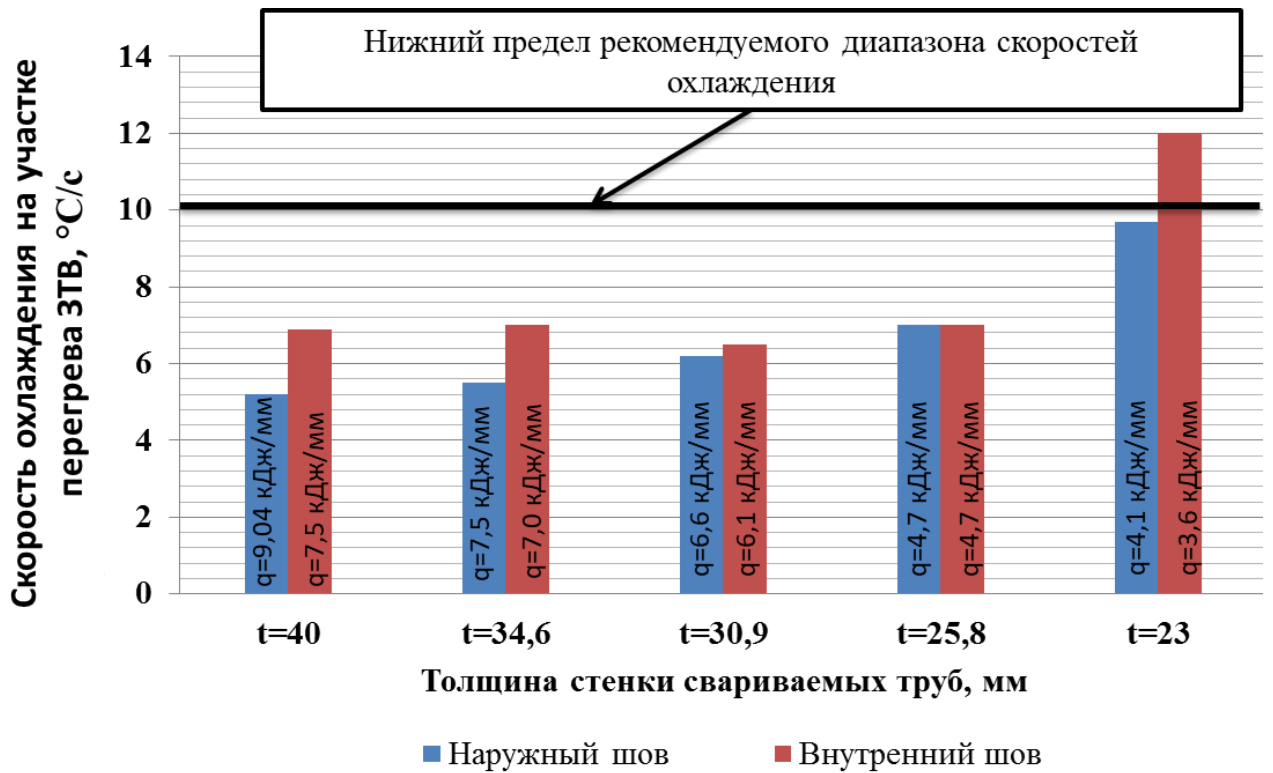


Рисунок 3.29 – Скорости охлаждения участка перегрева ЗТВ при сварке толсто-стенных ТБД по стандартным режимам

Для реализации скорости охлаждения в рекомендуемом диапазоне необходимо снижать общую погонную энергию сварки при выполнении продольного сварного шва. С помощью разработанной конечно-элементной модели многодуговой сварки было рассчитано количество погонной энергии, на которое необходимо снизить погонную энергию сварки для обеспечения скорости охлаждения на участке перегрева ЗТВ в рекомендуемом диапазоне. Максимально допустимые значения погонной энергии сварки для обеспечения скорости охлаждения в рекомендуемом диапазоне представлены в таблице 3.4. Требуемый уровень снижения погонной энергии сварки представлен на рисунке 3.30.

Таким образом, для реализации скорости охлаждения в рекомендуемом диапазоне необходимо снижать общую погонную энергию сварки при выполнении продольного сварного шва на 15-30 %, в зависимости от толщины стенки свариваемых труб [185].

Таблица 3.4 – Рекомендуемые значения погонной энергии сварки и величины ее снижения

Толщина стенки, мм	Положение шва	Базовая технология сварки		Рекомендуемый режим сварки		Минимально необходимый уровень снижения погонной энергии Δq , %
		Погонная энергия, q , кДж/мм	Скорость охлаждения, $w_{800/500}$, °C/c	Максимальная величина погонной энергии, кДж/мм	Скорость охлаждения, $w_{800/500}$, °C/c	
40	внутр	7,5	6,9	6,5	10	13
	наружн	9,04	5,2			28
34,6	внутр	7,0	7	6,0	10	14
	наружн	7,5	5,5			20
30,9	внутр	6,1	6,5	5,3	10	13
	наружн	6,8	6,2			22
25,8	внутр	4,7	7,0	4,0	10	15
	наружн	4,7	7,0			15
23	внутр	3,6	12,0	3,9	10	Не требуется
	наружн	4,1	9,7			5

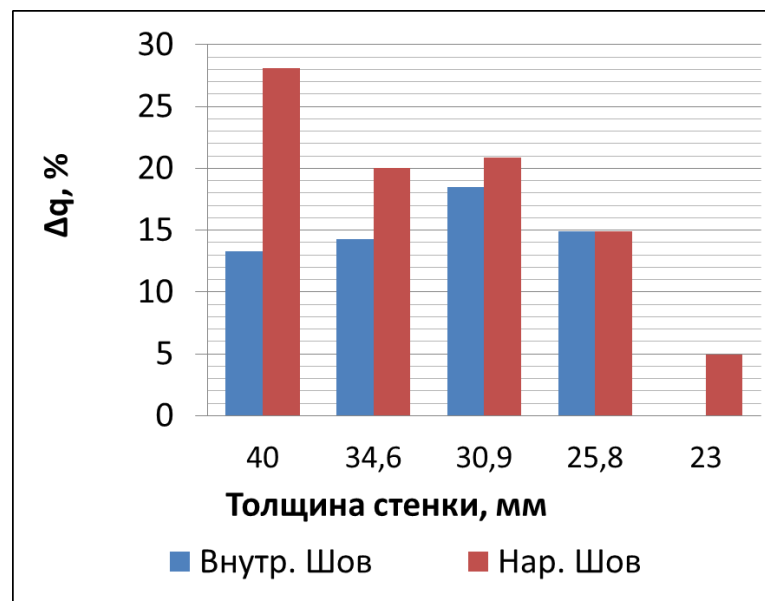


Рисунок 3.30 – Необходимый уровень снижения погонной энергии сварки

3.9 Выводы по третьей главе

1. С помощью регрессионного анализа экспериментальных данных разработаны эмпирические формулы для определения параметров объемных источников тепла Голдака для численного моделирования процесса распространения тепла при многодуговой сварке под флюсом труб большого диаметра.

2. В результате обработки экспериментальных данных с помощью регрессионного анализа разработаны эмпирические формулы для расчета среднего значения коэффициентов расплавления при автоматической сварке под флюсом на постоянном токе обратной полярности и на переменном токе.

3. Разработана конечно-элементная модель многодуговой сварки под флюсом, позволяющая аналитически оценивать геометрические параметры сварного шва и скорость охлаждения после сварки в любой точке сварного соединения. Ошибка прогнозирования указанных параметров не превышает 10%.

4. С помощью численного решения разработанной конечно-элементной модели многодуговой сварки ТБД рассчитаны скорости охлаждения на участке перегрева ЗТВ при сварке на стандартных заводских режимах. Скорость охлаждения на участке перегрева для труб со стенкой 25,8 мм составила 6,8-7 °С/с, для труб с толщиной стенки 30,9 мм – 6,2-6,3 °С/с. Скорости охлаждения участка перегрева ЗТВ толстостенных труб большого лежат ниже целевого диапазона 10-20 °С/с, в котором обеспечиваются вязкопластические и коррозионные свойства.

5. Установлены максимально допустимые уровни погонной энергии сварки продольных сварных швов ТБД. Скорость охлаждения участка перегрева ЗТВ обеспечивается в целевом диапазоне при сварке с погонной энергией $q=3,9$ кДж/мм для труб с толщиной стенки $t=23$ мм, для $t=25,8$ мм – $q=4,0$ кДж/мм, для $t=30,9$ мм – $q=5,3$ кДж/мм, для $t=34,6$ – $q=6,0$ кДж/мм, для $t=40$ – $q=6,5$ кДж/мм.

6. Установлены величины требуемого снижения уровня погонной энергии сварки для реализации скорости охлаждения в рекомендуемом диапазоне. В зависимости от толщины стенки свариваемых труб необходимо снижать общую погонную энергию сварки при выполнении продольного сварного шва на 15-30 %.

4 РАЗРАБОТКА РЕЖИМОВ СВАРКИ И ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ ПРЕДЛОЖЕННЫХ ТЕХНИЧЕСКИХ РЕШЕНИЙ

4.1 Разработка режимов сварки с пониженным уровнем погонной энергии

Анализ результатов экспериментов показывает, что с уменьшением диаметра сварочной проволоки увеличивается проникающая способность дуги и, соответственно, увеличивается глубина проплавления. Полученные результаты позволили выдвинуть гипотезу:

- уменьшение диаметра электродной проволоки на первой дуге приводит к увеличению глубины проплавления, что позволяет уменьшить глубину разделки кромок с $1/3$ до $1/4$ от толщины стенки;

- Это приводит к уменьшению объема необходимого для заполнения разделки кромок присадочного материала и снижению тепловложения при многодуговой сварке ТБД на 25-30%;

- Такое снижение тепловложения позволяет повысить скорость охлаждения до $10\text{ }^{\circ}\text{C}$ и выше.

Используя разработанную конечно-элементную модель методом подбора, были разработаны режимы сварки труб с применением разделки кромок $1/4$ от толщины стенки и сварочной проволоки диаметром 2,4 мм на первой дуге. Изменения базового режима сварки для сварки труб с толщиной стенки 30,9 мм продемонстрированы в таблице 4.1. Разработанные режимы сварки для труб с толщиной стенки представлены в таблице 4.2

Полученные численные решения распространения тепла для предложенного режима многодуговой сварки ТБД типоразмером 1153x30,9 мм представлены на рисунке 4.1. Результаты численного решения конечно-элементной модели показывают, что представленный режим сварки обеспечивает требуемую глубину проплавления и перекрытие внутреннего и наружного сварных швов. Анализ полученных термических циклов сварки показал, что при сварке внутреннего шва на участке перегрева ЗТВ реализуется скорость охлаждения $\sim 12\text{-}12,5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{с}$, а при

сварке наружного шва-11-11,5 °С/с. Полученная скорость охлаждения входит в рекомендуемый диапазон и обеспечит получение благоприятной микроструктуры и требуемого уровня ударной вязкости, критического раскрытия в вершине трещины и стойкость к СКРН металла на участке перегрева ЗТВ продольных сварных соединений. Также разработанные изменения режимов многодуговой сварки труб привели к повышению скорости сварки на 8-13% и, соответственно, производительности, что всегда актуально в условиях массового производства.

Таблица 4.1 – Изменения базового режима сварки труб с толщиной стенки 30,9 мм

Шов	Параметр	Изменение	Базовый режим				Новый режим			
			№ дуги				№ дуги			
			1	2	3	4	1	2	3	4
Вн. шов	d_3 , мм	↓	4	4	4	4	2,4	4	4	4
	$I_{св}$, А	↓	950	900	900	870	1000	700	500	650
	$\sum q$, кДж/мм	↓	6,45				4,3			
	h_p , мм	↓	10				8			
	$V_{св}$, см/мин	↑	115				130			
Нар. шов	d_3 , мм	↓	4	4	4	4	2,4	4	4	4
	$I_{св}$, А	↓	1300	1200	1000	900	1100	800	600	700
	$\sum q$, кДж/мм	↓	6,8				4,4			
	h_p , мм	↓	10,9				8,9			
	$V_{св}$, см/мин	↑	130				140			

Таблица 4.2 – Режим сварки труб с толщиной стенки 30,9 мм

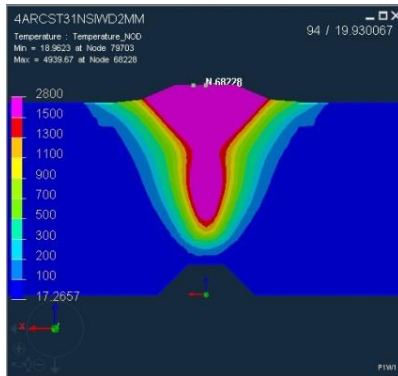
Положение шва	№ дуги	Ø проволоки, мм	Тип тока	Сила тока, А	Напряжение, В	Вылет электрода, мм	Скорость сварки, см/мин	Общее тепловложение, кДж/мм
Внутренний шов	1	4,0	DC+	1000	30	35-40	130	4,3
	2	4,0	AC	700	34			
	3	4,0	AC	500	36			
	4	4,0	AC	650	40			
Наружный шов	1	4,0	DC+	1100	30	35-40	140	4,4
	2	4,0	AC	800	33			
	3	4,0	AC	600	36			
	4	4,0	AC	700	38			

4.2 Промышленное опробование предложенных технических решений

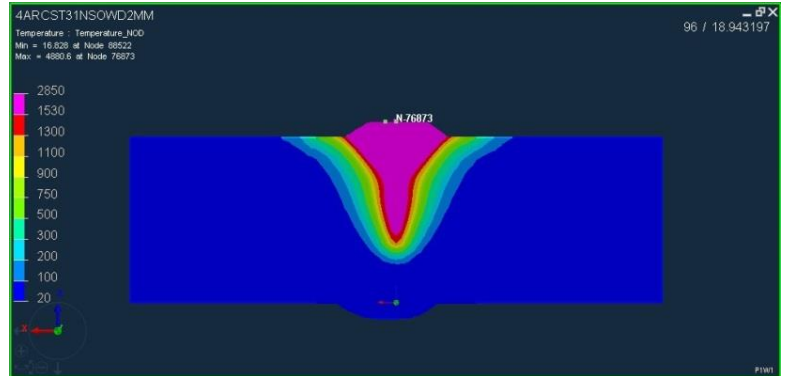
На основании выполненных исследований разработаны рекомендации по химическому составу основного металла труб класса прочности K60 (X70) и разработаны режимы многодуговой сварки толстостенных труб с пониженным уровнем погонной энергии для обеспечения требований стандарта DNVGL-ST-F101. Проведенные работы были направлены на достижение в металле сварного соединения труб (участок перегрева ЗТВ и металл шва) однородной бейнитной структуры игольчатой и речной морфологии для обеспечения требуемого уровня критического раскрытия в вершине трещины ($\delta_c \geq 0,15$ мм) и стойкости сварных соединений к СКРН.

С целью повышения вязкопластических и коррозионных свойств продольных сварных соединений ТБД были реализованы следующие технические решения:

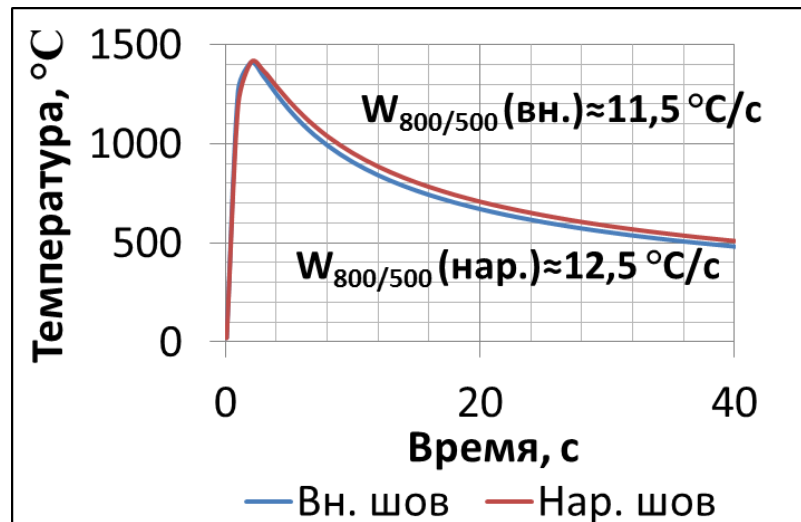
- легирование основного металла труб в соответствии с разработанными рекомендациями;
- разработка режимов сварки с использованием сварочной проволоки диаметром 2,4 мм на первой дуге и сниженным, относительно стандартного режима, на 30% уровнем погонной энергии (п. 2.4). Численное решение задачи теплопроводности показало, что разработанные режимы сварки обеспечивают необходимую глубину проплавления, перекрытие, и геометрическую форму сварных швов, а также позволяют достичь скорости охлаждения в рекомендуемом диапазоне;
- обеспечение необходимого уровня критического раскрытия в вершине трещины металла сварного шва было достигнуто за счет применения сочетаний сварочных проволок марок СВ-08ГНМ и S3MoTiB.



а)



б)



в)

Рисунок 4.1 – Результаты численного моделирования процесса многодуговой сварки с пониженным тепловложением труб с толщиной стенки 30,9 мм: а) сварка внутреннего шва; б) сварка наружного шва; в) термические циклы участка перегрева ЗТВ

Химический состав стали был разработан в соответствии с рекомендациями изложенными в п. 2.1. В условиях ОАО «ММК» была выплавлена сталь и изготовлен листовой прокат толщиной 30,9 мм, для производства труб класса прочности К60 (X70) диаметром 1153 мм для проекта «Nord Stream 2». Фактический химический состав стали представлен в таблице 4.3.

Таблица 4.3 – Химический состав основного металла труб опытной партии для проекта «Nord Stream 2».

Массовая доля элементов, %													
C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	Mo	Al	V	Nb	Ti	B
0,056	0,10	1,72	0,0069	0,0012	0,02	0,31	0,23	0,12	0,03	0,004	0,05	0,02	0,0038

Опытная партия труб класса прочности K60 (X70) для проекта «Nord Stream 2» диаметром 1153 мм с толщиной стенки 30,9 мм была изготовлена в условиях трубоэлектросварочного цеха (ТЭСЦ) №3 АО «ВТЗ». В рамках производства опытной партии труб были опробованы базовый и новый режимы сварки, произведена сравнительная оценка механических свойств сварных соединений.

Сварка внутренних и наружных швов труб (рисунок 4.2) выполнялась с применением сочетаний сварочных проволок Св-08ГНМ и S3MoTiB и сварочного флюса ОК 10.74. Режимы сварки представлены в таблице 4.4. Применение сварочной проволоки диаметром 2,4 мм на первой дуге позволило снизить сварочный ток на всех дугах и обеспечить требуемую глубину проплавления и заполнение разделки кромок. Применение данной технологии сварки продольного шва привело к снижению погонной энергии сварки примерно на 30%.



а)



б)

Рисунок 4.2 – Сварка опытной партии труб: а – сварка внутреннего шва; б – сварка наружного шва

Таблица 4.4 – Режимы автоматической многодуговой сварки опытно-промышленной партии труб для проекта «Nord Stream 2»

Режим сварки ТБД	Положение шва	№ дуги	Марка сварочной проволоки	Ø проволоки, мм	Тип тока	Сила тока, А	Напряжение, В	Вылет электрода, мм	Скорость сварки, см/мин	Погонная энергия сварки, кДж/мм
Новый режим	Внутренний шов	1	S3MoTiB	2,4	DC+	1000	30	35-40	130	4,3
		2	S3MoTiB	4	AC	700	34			
		3	Св-08ГНМ	4	AC	500	36			
		4	Св-08ГНМ	4	AC	650	40			
	Наружный шов	1	S3MoTiB	2,4	DC+	1100	30	35-40	140	4,4
		2	S3MoTiB	4	AC	800	33			
		3	Св-08ГНМ	4	AC	600	36			
		4	Св-08ГНМ	4	AC	700	38			
Базовый режим	Внутренний шов	1	Св-08ГНМ	4,0	DC+	950	30	35-40	115	6,45
		2	Св-08ГНМ	4,0	AC	900	32			
		3	Pittarc S3TiB	4,0	AC	900	37			
		4	Pittarc S3TiB	4,0	AC	870	38			
	Наружный шов	1	Св-08ГНМ	4,0	DC+	1300	30	35-40	135	6,8
		2	Св-08ГНМ	4,0	AC	1200	33			
		3	Pittarc S3TiB	4,0	AC	1000	36			
		4	Pittarc S3TiB	4,0	AC	900	38			

В результате макрографического анализа установлено, что применение сварочной проволоки диаметром 2,4 мм на первой и второй дугах приводят к сужению сварного шва вблизи корня по сравнению со стандартной технологией сварки. На рисунке 4.3 приведены макрошлифы продольных сварных швов ТБД выполненных на базовом режиме сварки и по новому режиму.

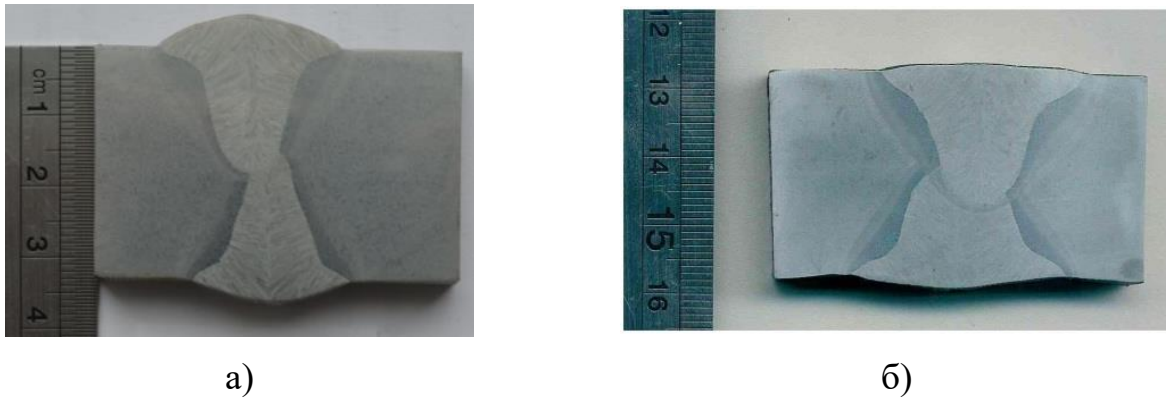


Рисунок 4.3 – Поперечное сечение сварных швов труб типоразмером 1220х30,9 мм:

а) новый режим; б) базовый режим

На стадии производства опытно-промышленной партии труб проведены исследования основного металла и сварного соединения труб, подтвердившие их полное соответствие требованиям нормативной документации. Определение механических свойств основного металла труб показали полное соответствие предъявляемым требованиям.

Результаты испытаний на растяжение основного металла изготовленных труб приведены в таблицах 4.5 и 4.6.

Таблица 4.5 – Результаты испытания на растяжение в поперечном направлении

	Тип образца	Поперечное направление					
		$\sigma_{0,5}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,5}/\sigma_B$	$R_{t2,0}/R_{t1,0}$	δ_5 , %	ψ , %
Результаты испытаний	плоский	506	614	0,82	1,053	22	–
	цилиндр.	584	620	0,94	1,013	21	81
Требования ТУ	плоский	480-590	590-710	$\leq 0,85$	–	≥ 20	–
	цилиндр.	–	–	–	–	–	≥ 64

Примечание: Приведены средние значения параметров по результатам испытаний.

Таблица 4.6 – Результаты испытания на растяжение в продольном направлении

	Тип образца	Продольное направление					
		$\sigma_{0,5}$, МПа	σ_B , МПа	$\sigma_{0,5}/\sigma_B$	$R_{t2,0}/R_{t1,0}$	δ_5 , %	ψ , %
Результаты испытаний	плоский	517	598	0,86	1,032	23	–
	цилиндр.	517	592	0,87	1,038	22	79
Требования ТУ	плоский	480-580	560-700	$\leq 0,88$	–	≥ 20	–
	цилиндр.	–	–	–	–	–	≥ 64

Примечание: Приведены средние значения параметров по результатам испытаний.

Для оценки вязких свойств основного металла труб были проведены испытания на ударный изгиб образцов Шарпи и испытания падающим грузом. Испытания на ударный изгиб образцов Шарпи показало высокую вязкость основного металла даже при температуре испытания минус 80 °С (таблица 4.7). Значение ударной вязкости основного металла практически не изменилось со снижением температуры испытания от плюс 20 до минус 80 °С. Доля вязкой составляющей в изломах всех образцов составила 100 %.

Таблица 4.7 – Результаты испытания на ударный изгиб основного металла труб

		Температура испытаний, °С								
		20	0	-10	-20	-30	-40	-50	-60	-80
Ударная вязкость, Дж/см ²	Результаты испытаний	366	370	372	370	367	369	371	378	351
	Требования ТУ						≥ 140			
Примечание: Приведены средние значения параметров по результатам испытаний.										

Результаты испытания падающим грузом приведены в таблице 4.8. Испытание показало, что основной металл труб опытно-промышленной партии обладает высокой вязкостью.

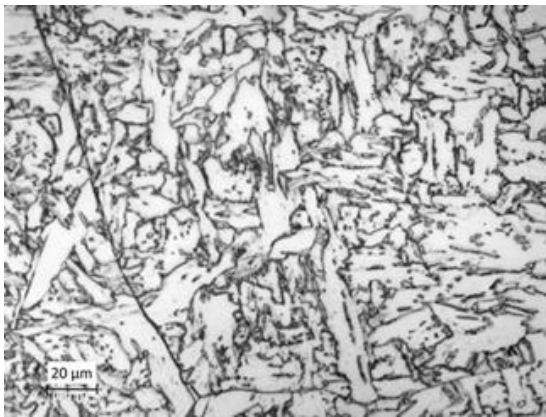
Таблица 4.8 – Результаты испытания падающим грузом

		Температура испытаний, °С								
		20	0	-10	-20	-30	-40	-50	-60	-80
Доля вязкой составляющей, %	Результаты испытаний	100	100	100	94	83	80	63	45	35
	Требования ТУ				≥ 85					
Примечание: Приведены средние значения параметров по результатам испытаний.										

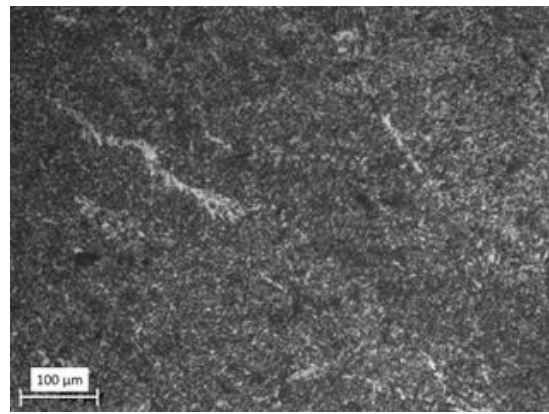
Металлографические исследования сварных соединений труб опытной партии показали, что на участке перегрева ЗТВ сварных соединений преобладают структуры речной и игольчатой морфологии (рисунок 4.4 а), которые являются наиболее предпочтительными для обеспечения вязкопластических свойств.

Микроструктура металла сварного шва представлена в виде мелкодисперсного игольчатого бейнита. В металле шва наблюдается небольшое количество тонких прослоек феррита по границам первичных кристаллитов. Микроструктура литого металла сварных швов опытно-промышленной партии представлена на рисунке 4.4 б.

Прочностные характеристики металла сварных швов определяли с помощью испытаний на растяжение цилиндрических образцов, вырезанных из внутреннего и наружного швов труб опытно-промышленной партии. Результаты испытаний показывают, что снижение погонной энергии сварки не оказало значительного влияния на прочностные характеристики сварных швов. Сравнительные результаты испытаний представлены в таблице 4.9.



а)



б)

Рисунок 4.4 – Микроструктура сварного соединения трубы, выполненного на новом режиме сварки, оптическая микроскопия:

а) участок перегрева ЗТВ, увеличение $\times 200$; б) сварной шов, увеличение $\times 200$

Таблица 4.9 – Результаты испытаний на растяжение металла сварных швов

Режим сварки	Наименование шва	Результаты испытаний		
		σ_B , МПа	$\sigma_{0,5}$, МПа	δ_5 , %
Базовый режим	Наружный шов	669	633	24,0
	Внутренний шов	684	650	22,5
Новый режим	Наружный шов	680	639	24,5
	Внутренний шов	706	648	24,5
Требования DNVGL-ST-F101		≥ 485	≥ 570	≥ 18
Примечание: Приведены средние значения параметров по результатам испытаний.				

Для оценки вязкости сварных соединений изготовленных труб были проведены испытания по определению ударной вязкости и критического раскрытия в вершине трещины δ_c . Результаты испытаний показывают существенное повышение вязкопластических свойств сварных соединений по линии сплавления при сварке на режиме с пониженным уровнем погонной энергии. Результаты испытания приведены в таблицах 4.10 и 4.11.

На разработанные технические решения получены патенты на изобретение [139, 140, 186].

Таблица 4.10 – Результаты испытаний на ударную вязкость сварных соединений

Режим сварки	Наименование шва	Положение надреза	Результаты испытаний			
			Ударная вязкость, KCV ⁻²⁰ , Дж/см ²			
			1	2	3	Среднее
Базовый режим	Наружный шов	Центр шва	186	188	194	189
		Линия сплавления	71	84	85	80
	Внутренний шов	Центр шва	176	177	189	181
		Линия сплавления	54	54	71	60
	Корень шва	Центр шва	169	187	200	185
		Линия сплавления	29	76	102	69
Новый режим	Наружный шов	Центр шва	163	168	171	167
		Линия сплавления	109	161	202	157
	Внутренний шов	Центр шва	176	177	189	181
		Линия сплавления	151	173	178	167
	Корень шва	Центр шва	97	129	132	119
		Линия сплавления	71	84	85	80
Требования DNVGL-ST-F101			≥ 50			
Примечание: Температура испытания минус 20 °С.						

Таблица 4.11 – Результаты испытаний на статическую трещиностойкость сварных соединений

Режим сварки	Положение надреза	Результаты испытаний			
		δ_c , мм			
		1	2	3	Min
Стандартный режим	Центр шва	0,45	0,41	0,26	0,26
	Линия сплавления	0,24	0,13	0,16	0,13
Новый режим	Центр шва	0,65	0,73	0,69	0,65
	Линия сплавления	0,97	0,42	0,68	0,42
Требования DNVGL-ST-F101		$\geq 0,15$			$\geq 0,15$
Примечание: Температура испытания минус 10 °С.					

4.3 Выводы по четвертой главе

1. Разработаны режимы многодуговой сварки труб со сниженным, относительно стандартных режимов, уровнем погонной энергии на 30%, которые обеспечивают скорость охлаждения в рекомендуемом диапазоне 10-20 °С/с;

2. Разработанные технологические рекомендации по режимам многодуговой сварки труб обеспечивают повышение скорости сварки на 8-13%.

3. Разработанные рекомендации по химическому составу стали класса прочности К60 (Х70) и режимам многодуговой сварки ТБД были опробованы при производстве опытно-промышленной партии труб типоразмером 1153x30,9 мм для подводного магистрального газопровода по проекту «Nord Stream 2»;

4. Основной металл труб обеспечивает полное соответствие предъявляемым требованиям по прочностным, вязкопластическим и коррозионным свойствам. Разработанные технические решения привели к формированию благоприятной структуры речного и игольчатого бейнита на участке перегрева ЗТВ и полному соответствию сварных соединений предъявляемым требованиям ($KCV > 50$ Дж/см², $\delta > 0,15$ мм);

5. Разработанные технологические рекомендации позволили повысить ударную вязкость и критического раскрытия в вершине трещины δ_c продольных

сварных соединений труб класса прочности K60 (X70) примерно в три раза, а также обеспечить их стойкость к СКРН;

6. На разработанные технические решения получены авторские свидетельства в соавторстве с АО «ВТЗ» и ОАО «ММК»;

7. Разработанный комплекс технических решений открывает перспективы производства высокопрочных толстостенных труб большого диаметра для других проектов наземных и подводных трубопроводов.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Установлено, что наибольшими вязкопластическими свойствами обладает металл сварных швов с содержанием титана 0,042-0,061% и бора 0,0037-0,0056 %. Такое содержание титана и бора достигается при применении сварочных проволок S3MoTiB на 2-3 дугах;
2. Установлено негативное влияние ванадия, молибдена и кремния на вязкопластические свойства сварных соединений высокопрочных ТБД. Разработаны рекомендации к химическому составу основного металла для труб класса прочности K60 (X70).
3. Установлен целевой диапазон скоростей охлаждения участка перегрева ЗТВ сварных соединений ТБД 10-20 °C/с, в котором обеспечиваются требования по твердости, ударной вязкости, критическому раскрытию в вершине трещины и стойкости к СКРН. В данном диапазоне скоростей охлаждения формируется благоприятная микроструктура игольчатого и речного бейнита.
4. Разработана конечно-элементная модель распространения тепла при многодуговой сварке ТБД. Установлено, что скорости охлаждения в целевом диапазоне необходимо снижать погонную энергию сварки на 15-30%
5. С помощью модели МКЭ были разработаны режимы многодуговой сварки со сниженным уровнем погонной энергии на ~30% для труб с толщиной стенки 30,9 мм.
6. Произведена опытная партия труб типоразмером 1153x30,9мм класса прочности K60 (X70) для проекта «Nord Stream 2» с применением разработанных режимов сварки и рекомендаций по химическому составу стали и применению сочетаний марок сварочных проволок. Результаты механических и коррозионных испытаний показали полное соответствие основного металла и сварных соединений труб требованиям нормативной документации.
7. Разработанные технические решения автора внедрены в нормативно-техническую документацию АО «Волжский трубный завод» (АО «ВТЗ»), регламентирующую требования к производству листового проката и ТБД;

8. На разработанные технические решения получены патенты на изобретения в соавторстве с АО «ВТЗ» и ОАО «ММК»;
9. Результаты работы внедрены в учебный процесс по профессиональной переподготовке специалистов трубоэлектросварочного цеха АО «ВТЗ» по специализации «трубное производство».

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННЫХ ИСТОЧНИКОВ

1. Морозов Ю. Д. Высокопрочные трубные стали нового поколения с феррито-бейнитной структурой/ Ю. Д. Морозов, М. Ю. Матросов, С. Ю. Настич, А. Б. Арабей// *Металлург.* – 2008. – № 8. –С. 39–42.
2. Рыбин В. В. Высокопрочные стали для магистральных трубопроводов // В. А. Малышевский, Е. И. Хлусова, В. В. Орлов, Е. Х. Шахпазов и др. / *Вопросы материаловедения*, 2009, № 3, С. 127-137
3. Мазель А.Г., Тарлинский В.Д., *Современные способы сварки магистральных трубопроводов плавлением.* // М.: Недра. 1979. 253 с.
4. Рыбаков А.А. Трещины в сварных соединениях труб большого диаметра и меры их предупреждения // А.А. Рыбаков, Т.Н. Филипчук, Л.В. Гончаренко / *Автоматическая сварка.* 2013, №6, с.16-22
5. Франтов И.И., Голованенко С.А. и др. Сварка толстостенных труб большого диаметра из стали контролируемой прокатки // *Сварочное производство.* 1981, №6, с. 11-12.
6. Загорянский В.Г. Расширение деформационных методов предотвращения коррозионного растрескивания сварных соединений // В.Г. Загорянский / *Вісник КДУ імені Михайла Остроградського* – 2010. - Випуск 2, Частина 1. – С 61-68.
7. Некрасова С.Ю. Применение методов исследования процесса коррозионного растрескивания для сварных соединений (обзор) // С.Ю. Некрасова, Т.В. Ольшанская / *Вестник ПНИПУ. Машиностроение, материаловедение.* – 2014. – Т.16. – №3. – С 21-29.
8. Выбойщик Л.Н. Обеспечение прочностных и коррозионных свойств сварных соединений нефтепромысловых труб на уровне свариваемого металла // Л.Н. Выбойщик. автореферат диссертации на соискание степени к.т.н., Тула, 2009
9. Механические свойства и свариваемость дугосваренных под слоем флюса труб по новым техническим условиям // *Материалы советско-японского симпозиума (фирма «Кавасаки сэйтэцу»).* М.: 1986.
10. Пастернак В.И. Требования к сварным соединениям труб большого диаметра//*Газовая промышленность.* 1979. №2. С. 59-60.

11. Вэнцзюнь Б. Повышение ресурса безопасной эксплуатации сварных соединений нефтегазопроводов // Би Вэнцзюнь. Автореферат диссертации на соискание степени к.т.н., Уфа, 2004
12. Муравьев А.К. Трещино- и коррозионностойкость сварных соединений нефтепроводов Западной Сибири // А.К. Муравьев. автореферат диссертации на соискание степени к.т.н., Челябинск, 2005
13. Пашков Ю.И. Остаточные сварочные напряжения и пути снижения стресс-коррозионных разрушений магистральных газопроводов // Ю.И. Пашков, М.А. Иванов, Р. Г. Губайдулин / Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия Metallurgy. – 2012. - №15. – С. 28-30
14. Хмельницкий Д.В. Текущая ситуация и перспективы производства труб большого диаметра в России / Д.В. Хмельницкий, С.А. Мартанус // Metallurgy – 2012. – №1. - С.4-7.
15. По материалам сайта <http://trubocenter.com>
16. По материалам сайта <http://www.metallikaspb.ru>
17. Серегин Д.В. Повышение надежности сварного соединения электросварных труб большого диаметра // Д.В Серегин. / Сборник научных трудов ОАО «РосНИТИ». Екатеринбург. АМБ. 2004. С. 181 - 183.
18. ГОСТ ISO 3183 Трубы стальные для трубопроводов нефтяной и газовой промышленности. Общие технические условия
19. ISO 3183 Petroleum and natural gas industries. Steel pipe for pipeline transportation systems
20. API specification 5L Specification for Line Pipe
21. НД N 2-020301-003 Правила классификации и постройки морских подводных трубопроводов
22. DNVGL-ST-F101 Submarine pipeline systems
23. J.F. Lancaster Metallurgy of welding — Sixth Edition. Abington Publishing. 1999 pp. 464
24. СТО Газпром 2-2.1-249-2008 МАГИСТРАЛЬНЫЕ ГАЗОПРОВОДЫ

25. Технические требования к трубам опытных партий для участков магистральных газопроводов на рабочее давление до 9,8 мпа (100 кгс/см²) включительно, пересекающих зоны активных тектонических разломов (АТР)
26. Спецификация NEXТ на магистральные трубы «Удлинение трубопровода по проекту Северный Поток»
27. NACE Standard TM0284-2011 «Evaluation of Pipeline and Pressure Vessel Steels for Resistance to Hydrogen-Induced Cracking», NACE International, Houston, Texas, 2011. - 24 p
28. NACE Standard TM0177-2005 «Laboratory Testing of Metals for Resistance to Sulfide Stress Cracking and Stress Corrosion Cracking in H₂S Environments», NACE International, Houston, Texas, 2005. - 43 p.
29. NACE MR0175/ ISO 15156-1. Petroleum and natural gas industries- Materials for use in H₂S-containing Environments in oil and gas production. International standard. 2001
30. СТО Газпром 2-4.1-223-2008 Технические требования к электросварным сероводородостойким трубам. 2008
31. Uttrachi, G.D. Multiple electrode systems for submerged arc welding / G.D. Uttrachi // Welding journal. – 1978. – May. – P. 15–22.
32. Мандельберг С.Л. Магнитогидродинамические явления при двухдуговой сварке и их использование / С.Л. Мандельберг, Б.Г. Сидоренко, В.Е. Лопата // Автоматическая сварка-№2-1969.-С. 24 – 28.
33. Величко А.А. Роль тепловых параметров сварки в формировании морфологии, микроструктуры и свойств зоны термического влияния при производстве прямошовных труб // А.А. Величко / Диссертация на соискание степени к.т.н., Москва, 2014.
34. Renwick B.G., Patchett B.M. Operating characteristics of the sub-merged arc process// Welding journal, Welding research supplement, March 1976, pp.69-76.
35. Baba Z., Nagashima M., Nakanishi M. et al. Four-wire submerged arc welding process with DC-AC power combination for production of high toughness line pipe// Transactions ISIJ, vol.26, 1986, pp.373-378

36. Уланов А.М. Развитие технологии многодуговой сварки трубных сталей / А.М. Уланов, М.А. Иванов // Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия Metallургия. – № 39 – 2012.-С.152-154
37. Hidaka T., Kimura T., Fujimori S. New welding process in the manufacturing of UOE pipes// Transactions ISIJ, vol.26, 1986, pp.387-394
38. Schrores, Genser JCOE Technologies for the Economical & Flexible Production of Large-diameter Pipes // 1st Iranian Pipe and Pipeline Conference, Iran Summit Hall, Tehran, Iran, July 17-18 2007.
39. Макаров Э.Л. Сварка и свариваемые материала.Т.1// М.:Metallургия, 1991, 528с.
40. Петров Г.Л. Сварочные материалы. Учебное пособие для вузов// Л.:Машиностроение, 1972, 280с.
41. Сварка в машиностроении // редкол.: Г.А. Николаев (пред.) и др. / Справочник в 4 томах – Т.2 / под редакцией Н.А. Ольшанского – М.: Машиностроение, 1978. – 504 с.
42. Волченко В.Н. Теория сварочных процессов //В.Н. Волченко, В.М. Ямпольский, В.А. Винокуров / Учебник для вузов под редакцией В.В. Фролова. – М.: Высшая школа, 1988, 559 с
43. Лившиц Л.С. Metalловедение сварки и термическая обработка сварных соединений// Л.С. Лившиц, А.Н. Хакимов / 2-е изд., перераб и доп. – М: Машиностроение, 1989. – 336 с.
44. Коновалов А.В. Теория сварочных процессов // А.В. Коновалов, А.С. Куркин, Э.Л. Макаров, В.М Неровный, Б.Ф. Якушин / Учебник для вузов, под редакцией В.М. Неровного. – М: Издательство МГТУ им. Н.Э. Баумана, 2007. – 752 с.
45. Багрянский К.В. Теория сварочных процессов // К.В. Багрянский, З.А. Добротина, К.К. Хренов / Второе изд. перераб. – Киев: Вища школа, 1976. – 424 с.
46. Сварка и свариваемые материалы // под общей редакцией В.Н. Волченко / Справочник в 3 томах – Т.1. – М: Metallургия, 1991. – 528 с.
47. Петров. Г.Л. Теория сварочных процессов // Г.Л. Петров, А.С. Тумарев / учебник для вузов, изд. 2-е перераб. М: «Высшая школа», 1977, 393 с.

48. Gräf, M. and K. Niederhoff: Toughness behaviour of the Heat-affected zone (HAZ) in double submerged-arc welded large-diameter pipe; PipelineTechnology Conference, 15-18 October 1990, Oostende, Belgium.
49. Ishikawa n. Toughness evaluation on seam weld haz of high strength uoe line-pipe / N. Ishikawa, T. Shinmiya, S. IGI, J. Kondo / Proceedings of IPC2006, 6th International Pipeline Conference, 2006, Calgary, Alberta, Canada.
50. S Aihara and K Okamoto. 'Influence of local brittle zones on HAZ toughness of TMCP steels'. Proc AWS Int Conf on Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments, Houston, November 1990, pp 402-426.
51. Ефименко Л.А. Исследование свариваемости высокопрочных трубных сталей категории прочности X80 // Л.А. Ефименко, О.Ю. Елагина, О.Е. Капустин, Е.М. Вышемирский / Сварочное производство. 2009. №2. С 3-7.
52. . Fu, B., Guttormsen, S., Vu, D.Q., Chauhan, V. and Nokleebye, A., Significance of Low Toughness in the Seam Weld HAZ of a 42-Inch Diameter Grade X70 DSAW Line Pipe: Full Scale Pipe Burst Tests. OMAE2001/MAT-3422.
53. . Эрделен-Пепплер М., Кнауф Г. и др. Приведут ли дополнительные испытания зоны термического влияния в трубах к повышению безопасности трубопроводов. Наука и техника в газовой промышленности. Вып. 1, 2009 г, стр. 106 – 111.
54. Арабей А.Б. К вопросу о влиянии локальной хрупкости сварного соединения труб большого диаметра на их конструктивную прочность/ А.Б. Арабей, И.Ю. Пышминцев, А.О. Струин., Т.С. Есиев, С.Е. Яковлев// Известия ВУЗов. – 2010. – №1.
55. A B Rothwell, A G Glover, J T McGrath and G C Weatherly. 'Heat affected zone toughness in high-strength pipeline steels', Proc 5th Bolton Landing Conf, GE, Schenectady, 1979, pp 257-269.
56. A B Rothwell and D V Dorling. 'The toughness properties of girth welds in modern pipeline steels'. Proc Int Conf 'HSLA steels: Technology and Applications', ASM, 1984, pp 943- 955.

57. D B McCutcheon, J T McGrath, M J Godden, G E Ruddle and J D Embury. 'The effect of microalloy additions on the heat affected zone notch toughness of a C-Mn-Mo line pipe steel' 'HSLA steels: Technology and Applications', ASM, 1984, pp 881-896.
58. C Shiga. 'Effects of steelmaking, alloying and rolling variables on the HAZ structure and properties in microalloyed plate and line pipe'. Proc AWS Int Conf on Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments, Houston, November, 1990, pp 327-350.
59. A D Batte and P R Kirkwood. 'Developments in the weldability and toughness of steels for offshore structures'. ASM Int. Symposium, Microalloying 88, Chicago, September 1988, pp 175-188.
60. P L Harrison and P H M Hart. 'Influences of steel composition and welding procedure on the HAZ toughness of thick section structural steels'. Proc AWS Int Conf on Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments, Houston, November 1990, pp 626 – 657.
61. A B Rothwell, J T McGrath, A G Glover, B A Graville and G C Weatherly. 'Heat affected zone toughness of welded joints in micro-alloy steels'. IIW Document IX-1147-80, January 1979.
62. L J Cuddy, J S Lally and L F Porter. 'Improvement of toughness in the HAZ of highheat-input welds in ship steels' Proc Int Conf on HSLA Steels: Technology and Applications, ASM, 1984, pp 697-713.
63. A D Batte, P J Boothby, A B Rothwell. Understanding the weldability of niobium-bearing HSLA steels/ Advantica Technologies, Loughborough, UK. – 2009.
64. F Heisterkamp, K Hulka and A D Batte. 'Heat affected zone properties of thick section microalloyed steels'. Proc AWS Int Conf on Metallurgy, Welding and Qualification of Microalloyed (HSLA) Steel Weldments, Houston, November 1990, pp 659 – 681
65. Иванов А.Ю. Обеспечение комплекса механических свойств зоны термического влияния сварных соединений труб классов прочности X80, X90 на основе исследования фазовых превращений и структуры // Автореферат диссертации на соискание степени к.т.н., Санкт-Петербург, 2011.

66. Хлусова Е.И. Изменение структуры и свойств в зоне термического влияния сварных соединений из низкоуглеродистых судостроительных и трубных сталей / Е.И. Хлусова, В.В. Орлов // *Металлург*, № 9, 2012, с. 63 – 76.
67. Хлусова Е.И. Стабильность свойств высокопрочных штрипсовых сталей // Е.И. Хлусова, В.В. Орлов / *Бюллетень «черная металлургия»*, 2013, № 12, С 45-53.
68. Chai Feng, Yang Caifu, Zhang Yongquan, Xu Zhou. Effect of granular bainte on impact toughness of CGHAZ of Ultra-low carbon copper-bearing age-hardening steel. *Journal of iron and steel research*, 2005, 17(1): 42-46.
69. Ефименко Л.А. Влияние морфологии структуры на сопротивление хрупкому разрушению сварных соединений высокопрочных трубных сталей / Л.А. Ефименко, А.А. Рамусь // *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015. № 9 С. 41-45
70. Рингинен Д.А. Изучение свариваемости стали класса прочности X100 / Д.А. Рингинен, А.В. Частухин, Г.Е. Хадеев, Л.И. Эфрон, П.П. Степанов // *Металлург* 2013. № 12.С 68-74.
71. Gianetto J. A. Microstructure and toughness of simulated grain coarsened heat affected zones in X80 pipe steels / J.A. Gianetto, F. Fazeli, Y. Chen, B. Shalchi-Amirkhiz, T. Smith // *Proceedings of the 2014 10th international pipeline conference*, 2014, Calgary, Alberta, Canada
72. Эфрон Л.И. Концепция оптимального состава и структурного состояния основного металла высокопрочных (X80-X100) газонефтепроводных труб с учетом обеспечения хорошей свариваемости труб. Эфрон Л.И. Сборник трудов международной конференции. Производство, испытания и практическое использование труб большого диаметра категорий прочности X80/X90. – Москва, 2011.
73. Chai Feng, Yang Cai-Fu, Zhang Yong-Quan, Su Hang, Xu Zhou. Coarse-grain Heat Affected Zone Microstructure and Toughness of Copper-Bearing Age-Hardening Steels // *Journal of iron and steel research*. 2010
74. Hulka K. The role of niobium in low carbon Bainitic HSLA Steel / *Proceedings of the 1st international conference on super-high strength steels*, Rome, Italy, November 2005.

75. Столяров В.И. Свариваемость высокопрочных сталей для газопроводных труб большого диаметра / В.И. Столяров, И.Ю. Пышминцев, Л.А. Ефименко, О.Ю. Елагина, Ю.Д. Морозов, А.В. Назаров, Е.М. Вышемирский / Проблемы черной металлургии и металловедения. 2008, № 3, С 39-47.
76. Knoop F.M. The processing of helical-welded large diameter pipes of grade X80 with 23,7 mm wall thickness and their properties // F. M. Knoop, S. Bremer, V. Flaxa, W. Scheller, M. Liedtke / Proceedings of international seminar on welding of high strength pipeline steels, Araxa, Brazil, November, 2011. P 209-229.
77. Frantov I. Improved weldability and criterion for reliability of high strength pipes steels // I. Frantov, I. Permyakov, A. Bortsov / Proceedings of international seminar on welding of high strength pipeline steels, Araxa, Brazil, November, 2011. P 247-260.
78. Chengia Shang, Xiaoxiang Wang, Quingyou Liu, Janyan Fu. Weldability of higher niobium X80 pipeline steel // Proceedings of international seminar on welding of high strength pipeline steels, Araxa, Brazil, November, 2011. P 435-453.
79. Степанов П.П. Улучшение свариваемости стали для толстостенных газопроводных труб большого диаметра путем оптимизации химического состава // П.П. Степанов, В.В.Зикеев, Л.И. Эфрон, И.И. Франтов; Ю.И. Морозов / Металлург. 2010. № 11. С 62 -67.
80. Пряхин Е.И. К вопросу деградации свойств низколегированных конструкционных сталей при кратковременном нагреве // Е.И. Пряхин, Д. М. Шарапова / Научно-технические ведомости Санкт-Петербургского государственного политехнического университета. Металлургия и металловедение, №1(190), 2014, С 121-129.
81. Procario J.R. Weld metal alloy systems for seam welding of niobium microalloyed pipe steels // J.R. Procario, T. Melfi / Proceedings of international seminar on welding of high strength pipeline steels, Araxa, Brazil, November, 2011. P 85-98.
82. GÜNGÖR Ö.E. Weldability assessment of 24-mm X-80 linepipe steel for spiral-welded pipe // Ö.E. GÜNGÖR, M. Liebeherr, P. Fize / 6th International Pipeline Technology Conference. Ostend, Belgium, 2013. paper № S11-02.

83. Liessem A. Essential welding aspects for high strength linepipe // A. Liessem, L. Oesterlein, H-G. Hillenbrand, C. Kalwa // Proceedings of international seminar on welding of high strength pipeline steels, Araxa, Brazil, November, 2011. P 189-207.
84. Procario J.R. Submerged arc welding solutions for niobium micro-alloyed pipe steel – weld metal alloy systems // J.R. Procario, T. Melfi / Proceedings of Rio pipeline conference 2011, Instituto Brasileiro de Petroleo e Gas, 2011, paper number IBP1486.
85. Холодный А.А. Повышение сопротивления водородному растрескиванию листов из трубных сталей на основе управления структурообразованием в центральной сегрегационной зоне при термомеханической обработке. Диссертация на соискание ученой степени к.т.н. Москва 2016 г.
86. Овчинников И.И. Исследование поведения оболочечных конструкций, эксплуатирующихся в средах, вызывающих коррозионное растрескивание / И.И. Овчинников // Интернет-журнал «НАУКОВЕДЕНИЕ», №4, 2012
87. Byoung-Hyun Yoon. Characteristics of sulfide stress Cracking of high strength pipeline steel weld by heat input // Journal of Welding and Joining, Vol.36 No.3(2018) pp38-44
88. Endo S. Sulfide stress corrosion cracking in welded joints of welded linepipes / S. Endo, M. Nagae, Y. Kobayashi, K Ume // ISIJ International, Vol. 34 (1 994), No. 2, pp, 217-223.
89. Omweg G.M. Effects of welding parameters and H₂S partial pressure on the susceptibility of welded HSLA steels to sulfide stress cracking // G.M. Omweg, G.S. Frankel, W.A. Bruce, J.E. Ramirez, G. Koch. Welding Journal. № 82 (2003), pp. 136–144
90. Шнайдер А.В. Влияние водорода на нефтяное и химическое оборудование / А.В. Шрайдер, И.С. Шпарбер, Ю.И. Арчаков // М: Машиностроение 1972, с 144.
91. Франтов. И.И. Обеспечение качества сварных соединений и конструктивной прочности высокопрочных толстостенных труб большого диаметра // И.И. Франтов, А.Н. Борцов, А.Б. Арабей / Труды XVIII Международной научно-технической конференции «Трубы-2010», Часть 1, Челябинск, 2010. С 117-128.

92. Farrar RA, Harrison PL. Acicular ferrite in carbon–manganese weld metals: an overview. *J Mater Sci* 1987; 22:3812–20.
93. Capdevila C. The Role of Inclusions and Austenite Grain Size on Intragranular Nucleation of Ferrite in Medium Carbon Microalloyed Steels // C. Capdevila, F. G. Caballero, C. Garcia-Mateo, C. G. de Andres / *The Japan Institute of Metals. Materials Transactions*, Vol. 45, No. 8, 2004, pp. 2678 – 2685.
94. Sarma D. S. On the Role of Non-metallic Inclusions in the Nucleation of Acicular Ferrite in Steels // D. S. Sarma, A. V. Karasev and P. G. Jönsson / *ISIJ International*, Vol. 4, No. 7, 2009. pp. 1063–1074
95. Eijk. C. Effects of interactive particles on steel weldability // C. van der Eijk, O. Grong, S.S. Babu, S.A. David / *5th international conference on trends in welding research*. Georgia, USA, 1998.
96. Кайтель С. Гибридная лазерно-дуговая сварка для соединения труб // С. Кай-тель, Я. Нойберт / *Автоматическая сварка*. 2011. №2. С. 36-41.
97. Туричин Г.А. Технология гибридной лазерно-дуговой сварки: учебное пособие / Г.А. Туричин, И.А. Цибульский, М.В. Кузнецов. – СПб: Изд-во Политехн. Ун-та, 2015. – 48 с.
98. Пауль К. Гибридная лазерная сварка – объединяя усилия // К. Пауль, Ф.Ридель / *Фотоника*.-№1. 2009.- С.2-5
99. Милвуд Н.А. Современные тенденции в развитии высокопроизводительных способов сварки трубопроводов//Сб. трудов международной конференции «Производство, испытания и практическое использование труб большого диаметра».6-8 апреля 2011 г. М.:Металлургиздат. 2013. 138 с.
100. Федоров М.А. Разработка технологии лазерно-гибридной сварки труб большого диаметра на ОАО «ЧТПЗ» // М.А. Федоров, А.Н. Маковецкий, И.А. Романцов, А.И. Романцов / *Труды XXI Международной научно-технической конференции «Трубы-2014»*, Часть 1, Челябинск, 2014. С 206-209.
101. Величко А.А. Оптимизация структуры и свойств зоны термического влияния сварных соединений высокопрочных трубных сталей // А.А. Величко, В.В.

Орлов, У.А. Назилова, Р.В. Сулягин, Е.И. Хлусова / Сварочное производство, № 9, 2014. С 8-13.

102. Грезев. Н.В. Разработка способа двухлучевой лазерной сварки конструкционных низколегированных трубных сталей // Н.В. Грезев / автореферат на соискание степени к.т.н., Москва. 2010.

103. Ильичев В.Г. Оптимизация параметров термоцикла зоны сварного шва // В.Г. Ильичев / Труды XX Международной научно-технической конференции «Трубы-2012», Часть 2, Челябинск, 2012. С 64-69

104. Борцов, А.Н. Особенности многоэлектродной сварки под слоем флюса при производстве высокопрочных толстостенных труб / А.Н. Борцов, И.П. Шабалов, А.А. Величко, К.Ю. Ментюков, И.Ю. Уткин // *Металлург* № 4, 2013.

105. Круглова А.А. Моделирование тепловых воздействий на зону термического влияния высокопрочной трубной стали К70 при двухпроходной дуговой сварке под флюсом // А.А. Круглова, В.В. Орлов, Д.М. Шарапова / *Металлург* № 9. 2014. С 98-104.

106. Subramanian S. EBSD characterization of HAZ from single and Multi-pass welding of niobium microalloyed linepipe // S. Subramanian, Y You, W. Nie, C. Miao, C. Shang, X. Zhang, L. Collins / *Proceedings of international seminar on welding of high strength pipeline steels, Araxa, Brazil, November, 2011.* P 107-136.

107. Gray J. M. Welding of niobium microalloyed linepipe steels: 50 years of history and experience // J. M. Gray / *Proceedings of international seminar on welding of high strength pipeline steels, Araxa, Brazil, November, 2011.* P 1-21

108. Chandel J. D. Optimization of Submerged Arc Welding Heat Affected Zone Toughness in X-120M line Pipe Steel // J. D. Chandel, N. L. Singh / *Global Journal of Researches in Engineering Mechanical and Mechanics Engineering. Global Journals Inc. (USA).* 2012. Vol. 12. Issue 4. P. 46-54.

109. Иванов А. Ю. структура и свойства зоны термического влияния труб из стали класса прочности X80 при сварке с разной погонной энергией / А.Ю. Иванов, Р.В. Сулягин, Г.Д. Мотовилина, Е. И. Хлусова // *Металлург*, №6, 2011, С 58-64

110. Защита от коррозии, старения и биоповреждений машин, оборудования и сооружений: Справочник: В 2 т. Т. I. / Под ред. А.А. Герасименко. – М.: Машиностроение, 1987. – 688 с.
111. Стеклов О.И. Стойкость материалов и конструкций к коррозии под напряжением. – М.: Машиностроение, 1990. – 384 с.
112. Онацкий В.Л. Совершенствование методов предупреждения развития коррозионного растрескивания под напряжением на магистральных газопроводах / В.Л. Онацкий. // диссертация на соискание степени к.т.н., Ухта, 2017
113. Выбойщик Л.М. Обеспечение коррозионной стойкости сварных соединений нефтепроводных труб на уровне свариваемого металла / Л.М. Выбойщик, Р.С. Лучкин, А.В. Йоффе // Вектор науки ТГУ, №4 (14), 2010, С 60-65.
114. Микролегирование швов титаном и бором при многодуговой сварке газонефтепроводных труб большого диаметра / Л. И. Файнберг [и др.] // Автоматическая сварка. 2007. №5. С. 20-25.
115. Худяков А.О. Легирование металла продольного сварного шва при производстве высокопрочных труб большого диаметра / А.О. Худяков, П.А. Данилкин, С.И. Ярославцев, М.А. Иванов // Трубопроводный транспорт: теория и практика. 2016. – №1. – С. 43-47.
116. Степанов П.П. Оптимизация структуры и свойств сварного соединения толстостенных газопроводных труб класса прочности $x70$ для подводных трубопроводов // П.П. Степанов / диссертация
117. Suzuki H. Weldability of Modern Structural Steels. // Houdremon Lecture. Annual assembly. IIW. 1982. С. 1-28.
118. Stallybrass C. Dmitrieva O. Schroder J. Liesen A. Effect of Base Metal Composition on the Toughness in the Heat Affected Zone of DSAW-Welded Large Diameter Linepipes. 6th International Pipeline Technology Conference. Ostend, paper № S26-02, 2013.
119. Yamamoto S. OuChi Ch., Osuka T. // Thermomechanical processing of microalloyed austenite. TMS. Warrendale (PA). 1982. P. 613-639.

120. Cuddy L.J. Thermomechanical processing of austenite: TMS of AIME. Warrendale (PA). 1982. P.129-140.
121. Матросов Ю.И., Филимонов В.Н., Бернштейн М.Л. Рекристаллизация аустенита в низколегированных сталях с карбонитридным упрочнением. Известия АН СССР. Металлы. 1981. №6. с. 96–102.
122. Bordignon P. and Hulka K. An Alloy Design Concept for Better Matching of Strength and Toughness in Pipeline Steels – its Development and Application: Proc. Int. Conf. HSLA Steels 2005. The Chinese Society for Metals (Sanya, China, November 2005).
123. Malcolm Gray, F. Siciliano, High Strength Microalloyed Linepipe: Half a Century of Evolution // Report of Microalloyed Steel Institute
124. Бординьон П. Разработка и применение высокопрочных высоковязких трубных сталей класса прочности до X80, с концепцией высокотемпературной обработки. // Производство, испытания и практическое использование труб большого диаметра. – 2013. – с.44-61.
125. DeArdo A. J. // Microalloying 95. Proceedings of international conference. 1995. P. 15-33.
126. Хайстеркамп Ф. Ниобийсодержащие низколегированные стали // Ф. Хайстеркамп, К. Хулка, Ю.И. Матросов, Ю.Д. Морозов, Л.И. Эфрон, В.И. Столяров, О.Н. Чевская / М.: СП Интермет Инжиниринг.- 1999.- 90 с.
127. Zhang Ying–Qiao, Zhang Han–Qian, LI Jin–Fu, Liu Wei–Ruing. Effect of Heat Input on Microstructure and Toughness of Coarse Grain Heat Affected Zone in Nb Microalloyed HSLA Steels. Journal of iron and steel research. international. 2009. 16(5): P. 73–80.
128. Голиков И. Н. Ванадий в стали / И. Н. Голиков, М. И. Гольдштейн, И. И. Мурзин // М.: Металлургия, 1968. 291 стр.
129. Назаров А.В. Сравнение свариваемости высокопрочных трубных сталей, микролегированных ниобием, ниобием и ванадием / А.В. Назаров, Е.В. Якушев, И.П. Шабалов, Ю.Д. Морозов, Т.С. Киреева // Металлург №10, 2013

130. Chen Y.T. Microstructure and mechanical property development in the simulated heat affected zone of v treated hsla steels / Y.T. Chen, A.M. Guo, L.X. Wu, J. Zeng, P.H. Li // *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* Vol. 19, No. 1, 2006, pp. 57-67
131. Назаров А.В. Сравнение свариваемости высокопрочных трубных сталей, микролегированных ниобием, ниобием и ванадием / А.В. Назаров, Е.В. Якушев, И.П. Шабалов, Ю.Д. Морозов, Т.С. Киреева // *Металлург* №10, 2013
132. Chen Y.T. Microstructure and mechanical property development in the simulated heat affected zone of v treated hsla steels / Y.T. Chen, A.M. Guo, L.X. Wu, J. Zeng, P.H. Li // *Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.)* Vol. 19, No. 1, 2006, pp. 57-67
133. .Li Y. Effect of morphology of martensite–austenite phase on fracture of weld heat affected zone in vanadium and niobium microalloyed steels / Y. Li, T.N. Baker // *Materials, Science and Technology*, Vol 26, No 9, 2010, pp. 1029-1040.
134. Lagneborg R. The Role Of Vanadium In Microalloyed Steels / R. Lagneborg, T. Siwecki, S. Zajac, B. Hutchinson / Swedish Institute for Metals Research, S-11428, Stockholm, Sweden, 1999, 86 p.
135. . Эфрон Л.И., Ильинский В.И., Голованов А.В., Морозов Ю.Д., *Металловедческие основы получения хладостойких трубных сталей путем высокотемпературной контролируемой прокатки* // *Сталь*, 2003, №6, с. 69-72.
136. C. Stallybrass, J.Konrad and H. Meuser. The effect low levels of molybdenum in high strength linepipe steels. Proceeding of the Second International Symposium on Fundamental and Application of Mo and Nb Alloying in High Performance Steels. Held in Jeju Island. South Korea. 24–26 April 2013
137. Худяков А.О. Влияние химического состава основного металла на вязкие свойства зоны термического влияния электросварных труб большого диаметра // А.О. Худяков / *Вестник Южно-Уральского государственного университета. Серия Metallurgy.* – Т.14.– 2014. - №3. – С 55-61.
138. P. Kirkwood. *Weldability - The role of Niobium in the heat affected zone of microalloyed high strength line pipe steels. Microalloyed pipe steels for oil and gas industry.* Moscow, Russia, 2013.

139. Пат. RU 2612109 С2 Российская Федерация, МПК. Стальной лист и его применение для трубы магистрального трубопровода / Пышминцев И.Ю., Струин, А.О., Гервасьев А.М., Худяков А.О. и др. патентообладатели Открытое акционерное общество "Российский научно-исследовательский (ОАО "РосНИТИ") Открытое акционерное общество "Магнитогорский металлургический комбинат" (ОАО "ММК"), Акционерное общество "Волжский трубный завод" (АО "ВТЗ") - опубл. 02.03.2017 Бюл. № 7

140. Пат. RU 2640685 С1 Российская Федерация, МПК. Способ изготовления стального листа для труб с повышенной деформационной способностью / Пышминцев И.Ю., Струин, А.О., Гервасьев А.М., Худяков А.О. и др. патентообладатели Открытое акционерное общество "Российский научно-исследовательский (ОАО "РосНИТИ") Открытое акционерное общество "Магнитогорский металлургический комбинат" (ОАО "ММК"), Акционерное общество "Волжский трубный завод" (АО "ВТЗ") - опубл. 11.01.2018 Бюл. № 2

141. Худяков А.О. Изучение свариваемости трубной стали группы прочности Х65QS в сероводородостойком исполнении / А.О. Худяков, Ю.С. Коробов, П.А. Данилкин // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета "Машиностроение, материаловедение". 2019. – Т. 21. – № 2. – С. 5-14.

142. Худяков А.О. Изучение свариваемости микролегированных трубных сталей для современных магистральных трубопроводов / А.О. Худяков, А.О. Струин, А.Д. Мартынов, П.А. Данилкин и др. // Международная научно-практическая конференция «Трубопроводы в России и за рубежом – настоящее и будущее», сборник докладов, Псков, 2014 г.

143. Пышминцев И.Ю. Изучение влияния термического цикла сварки на свойства основного металла труб К65 на комплексе Gleeble 3800 // И.Ю. Пышминцев, В.В. Вятчинников, А.В. Мозговой. А.О. Худяков, П.А. Данилкин, С.В. Рущиц, А.М. Ахмедьянов / Труды международной научно-практической конференции ТРУБЫ 2014. Ч. 2. Челябинск. 2014. С. 105-113.

144. Rosenthal D. Transaction ASME, 1946,N.11, pp.849-865

145. ГОСТ 23870-79. Свариваемость сталей. Метод оценки влияния сварки плавлением на основной металл
146. ECCS Recommendations, Volume 3, Part II [issue 3]. Data acceptability criteria and data generation: creep data for welds / edited by A. Klenke and B. Buchmayr. 2005. 54 p.
147. Lolla T. Comparisson of simulated heat affected zone microstructures of niobium microalloyed steels subjected to multi-pass weld thermal cycles // T. Lolla, S.S. Babu, S. Lalam, M. Manohar / Proceedings of international seminar on welding of high strength pipeline steels, Araxa, Brazil, November, 2011. P 281-297.
148. Goodall G., Brouchu M., Gianetto J., Browker J. Weld HAZ simulation of X100 pipe steel. 11 p.
149. Л.А. Ефименко. Методологические основы оценки свариваемости конструкционных материалов на примере сталей нефтегазового сортамента / Сварочное производство. №9. 2013. С. 24-27
150. . ГОСТ 6996. Сварные соединения. Методы определения механических свойств.
151. BS EN ISO 15653:2010. Metallic materials. Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness of welds
152. Кучук-Яценко С.И. Влияние энергозложения на пластические свойства соединений стали X70 при контактной стыковой сварке оплавлением / С.И. Кучук-Яценко, Г.М. Григоренко Д.П. Новикова [и др.] // Автоматическая сварка. – 2007. – № 6. – С. 5-10.
153. Костин В.А. Влияние термического цикла сварки на структуру и свойства микролегированных конструкционных сталей / В.А. Костин, Г.М. Григоренко, В.Д. Поздняков [и др.] // Автоматическая сварка. – 2012. – № 12. – С. 10-16.
154. Уткин В.И. Роль микролегирующих элементов в формировании механических свойств околосшовной зоны при сварке прямошовных труб большого диаметра групп прочности X70-X80.

155. Вышемирский Е.М. Исследование свариваемости и разработка технологии сварки высокопрочных трубных сталей в условиях крайнего севера: Дис. канд. техн. наук. – Москва, 2009 – 134 с.
156. Xiaojun Liang. The influence of thermomechanical controlled processing on bainite formation in low carbon high-strength steel. Xiaojun Liang, Mingjian Hua, Anthony J. Deardo. Tubes 2014. Chelyabinsk, Russia, 2014.
157. Кархин, В.А. Основы теплопередачи при сварке и пайке: учебное пособие / В.А. Кархин. – Санкт-Петербург: Изд-во СПбПУ, 2011. – 95 с.
158. Рыкалин И. И. Расчеты тепловых процессов при сварке. М.: Машгиз, 1951. 296 с.
159. Шолохов М.А. Развитие элементов теории формирования шва и технологических основ многопроходной сварки плавящимся электродом по узкому зазору корпусных конструкций специальной техники из высокопрочных сталей // Диссертация на соискание ученой степени доктора технических наук.
160. Кархин В.А. Модели источников теплоты для прогнозирования тепловых полей при сварке плавлением / В.А. Кархин, П.Н. Хамич, С.Ю. Иванов // Известия ТулГУ. Технические науки. – 2010, №4. – Ч.1. – С 241-254.
161. Goldak J. Computer modelling of heat flow in welds / J. Goldak, M. Bibby, J. Moore, R. House, B. Patel // Metallurgical Transactions, 1986. V.17B. P. 587-600.
162. Goldak J., Chakravarti A., Bibby M. A new finite element model for welding heat source // Metallurgical Trans. B. — 1984. — 15B. — pp. 299-305.
163. P.N. Sabapathy, M.A. Wahab, M.J. Painter / Numerical methods to predict failure during the in-service welding of gas pipelines // Journal of strain analysis. 2001, 36 (6), P. 611-619
164. J. Zhang, Y. Dong / Method for determining a heat source model for a weld. US Patent No 6,324,491 B1. 2001
165. Lin M.L. Influence of arc pressure on weld pool geometry / M.L. Lin, T.W. Eagar // Welding journal – 1985, Vol. 64. – No 6. – P. 163-169.
166. Ardentov V.V. Investigation of formation regularities of weld pool crater during arc welding of titanium alloys with consumable electrode // Titanium: Science and

technology: Proc. 5th Int. Conf. [Oberushel, Sept. 10-14, 1984]. – 1984, Vol.2. – P. 839-843.

167. Nichiguchi K. Study of behavior of molten pool in arc welding (2nd report). Numerical analysis of molten pool surface profile / K. Nichiguchi, T. Ohji, H. Koga // Journal of Japan welding society. – 1981, Vol. 50. – No 5. – P. 525 – 530.

168. Сливинский А.А. Расчетно-экспериментальный анализ тепловых процессов сварки / А.А. Сливинский, А.А. Препияло, В.Л. Бондаренко, В.П. Слюта // Технологические системы. 2014. № 1, С. 76-83.

169. Селезнев В.Е. Основы численного моделирования магистральных трубопроводов: монография – Изд. 3-е, перераб. и доп. В.Е. Селезнев, В.В. Алешин, С.Н. Прялов - М-Берлин: Директ-Медиа, 2014, 436 с

170. Селезнев В.Е. Математическое моделирование трубопроводных сетей и систем каналов: методы, модели и алгоритмы: монография / В.Е. Селезнев, В.В. Алешин, С.Н. Прялов - М-Берлин: Директ-Медиа, 2014 694с.

171. Goldak J. Akhlaghi M. Computation welding mechanics, Springer Science + Business Media Inc., Boston, 2005.

172. Негода, Е.Н. Тепловые процессы при сварке / Е.Н. Негода. – Владивосток: Изд-во ДВГТУ, 2008. – 125 с

173. Применение системы ANSYS к решению задач геометрического и конечно-элементного моделирования: учебно-методические материалы / сост. А.В. Жидков. – Нижний Новгород: Изд-во ННГУ, 2006. – 115 с.

174. Khudyakov A.O. Finite element modeling of multiple electrode submerged arc welding of large diameter pipes / A.O. Khudyakov, Yu. Korobov, P.A. Danilkin, V. Kvashnin // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering, Vol. 681: 012025, – Tomsk, Russia, 2019.

175. Khudyakov A.O. Finite element analysis of heat distribution for multiple-electrode submerged arc welding of high-strength pipe steels / A.O. Khudyakov, Yu.S. Korobov, P.A. Danilkin, V.D. Kvashnin // 13th Int. Conf. on the Mechanical Behaviour of Materials (ICM-13). – Melbourne, Australia, 2019. – P.190 – 197.

176. Шахматов М.В. Технология изготовления и расчет сварных оболочек: / М.В. Шахматов, В.В. Ерофеев, В.В. Коваленко. – Уфа: полиграфкомбинат, 1999. – 268с.
177. Акулов Л. И., Бельчук Г. Л., Демянцевич В. П. Технология и оборудование сварки плавлением: Учебник. М.: Машиностроение, 1977. 432 с.
178. Микаелян В.Г. Определение статистических характеристик дуги при автоматической сварке алюминия по флюсу // Сварочное пр-во. – 1964. – №12. – С.5-7.
179. Размышляев А.Д. Расчет толщины жидкой прослойки под дугой при наплавке ленточным электродом // автоматическая сварка. -1976. – №3. – С.69-70.
180. Размышляев А.Д. Уточненное определение толщины жидкой прослойки под дугой // Автоматическая сварка. -1980. – №7. – С 74-75.
181. Буки А.А.Определение формы кратера при автоматической сварке / А.А. Бу-ки, В.П. Лаврентюк // Автоматическая сварка. – 1978. – №6. – С. 6- 7.
182. Чернышев Г.Г. О толщине жидкой прослойки под дугой / Г.Г. Чернышев, А. М. Рыбачук // Технология и автоматизация процессов сварки и пайки: Тр. МВТУ им. Н.Э. Баумана. – М.: Машиностроение 1969. – Вып. 132 – С. 67-73.
183. Атаманюк В.И. Разработка путей и средств повышения стабильности формирования швов при сварке неплавящимся электродом // автореферат диссертации на соискание ученой степени кандидата технических наук
184. Савинов А.В. Повышение технологических свойств дуги с неплавящимся электродом в инертных газах // автореферат диссертации на соискание ученой степени доктора технических наук.
185. Khudyakov A.O. Providing resistance to sulfide stress corrosion cracking of pipelines welded joints by selection of welding parameters / A.O. Khudyakov, P.A. Danilkin // E3S Web of Conferences – corrosion in oil & gas industry 2019, Vol. 121: 04005 – Saint Petersburg, Russia, 2019.
186. Пат. RU 2656189 С1 Российская Федерация, МПК. Труба с повышенной деформационной способностью и высокой вязкостью сварного соединения и способ ее изготовления / Пышминцев И.Ю., Струин, А.О., Гервасьев А.М., Худяков А.О. и др. патентообладатели Открытое акционерное общество "Российский науч-

но-исследовательский (ОАО "РосНИТИ") Открытое акционерное общество "Магнитогорский металлургический комбинат" (ОАО "ММК"), Акционерное общество "Волжский трубный завод" (АО "ВТЗ") - опубл. 31.05.2018 Бюл. № 1

Приложение А
(справочное)

Акт о промышленном внедрении результатов диссертационной работы

УТВЕРЖДАЮ

Главный инженер АО «ВТЗ»



Н.В. Трутнев

«01» февраля 2017 г.

АКТ

о промышленном внедрении

В 2014 году аспирантом кафедры «ОиТСП» ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)» А.О. Худяковым, совместно со специалистами ОАО «РосНИТИ» и АО «ВТЗ» были разработаны требования к химическому составу стали класса прочности К60 (Х70). Разработанные требования обеспечивают высокие вязкие свойства в зоне термического влияния и по линии сплавления продольных сварных соединений при производстве труб большого диаметра.

Разработанные требования были применены при производстве опытной партии труб класса прочности К60 (Х70) типоразмером 1420x32 мм предназначенных для прокладки в зонах пересекающих активные тектонические разломы по проекту «Сила Сибири».

Результаты механических и гидравлических испытаний труб опытно-промышленной партии показали высокий уровень вязких свойств продольных сварных соединений, удовлетворяющий всем требованиям нормативно-технической документации.

Разработанные требования к химическому составу стали были внесены в технические условия на листовую прокат ТУ-14-101-1029-2015 «Прокат толстолистовой из стали марок DNV 485 FD и DNV 485 FDU для производства электросварных прямошовных труб DNV SAWL 485FD и DNV SAWL 485 FDU»

Начальник технического управления АО «ВТЗ»

Д.В. Лоханов

Зам. начальника ТО по НВП

А.В. Мозговой

Приложение Б
(справочное)

Акт о внедрении результатов диссертационной работы в учебный процесс

УТВЕРЖДАЮ



Начальник Управления развития и
привлечения персонала АО «ВТЗ»

А.В. Никитин

2017 г.

АКТ

О внедрении результатов кандидатской диссертационной работы
Худякова Артема Олеговича в учебный процесс

Настоящий акт подтверждает использование в учебном процессе результатов кандидатской диссертационной работы Худякова А.О. Представленные в диссертационной работе материалы, связанные с обеспечением механических свойств продольных сварных соединений высокопрочных труб большого диаметра, основанные на создании и использовании новых научно обоснованных технических решений, обеспечивающих высокий уровень ударной вязкости и критического раскрытия в вершине трещины, внедрены в учебный процесс при профессиональной переподготовке специалистов АО «ВТЗ» в 2015 году по программе «Обработка металлов давлением» («специализация трубное производство»), разработанной Федеральным государственным автономным образовательным учреждением высшего образования «Южно-Уральский государственный университет» (национальный исследовательский университет) (ФГАОУ ВО «ЮУрГУ (НИУ)» г. Челябинск

Заведующий кафедрой «Процессы и машины
обработки металлов давлением» ЮУрГУ,
доктор технических наук, профессор.

В.Г. Шеркунов

Заведующий кафедрой «Оборудование и
технологии сварочного производства» ЮУрГУ,
кандидат технических наук.

М.А. Иванов

Приложение В

(справочное)

Патенты на изобретение

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(19) **RU** (11) **2 612 109**⁽¹³⁾ **C2**

(51) МПК
C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
C21D 8/10 (2006.01)

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(21)(22) Заявка: 2015116041, 27.04.2015
(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
27.04.2015
Дата регистрации:
02.03.2017
Приоритет(ы):
(22) Дата подачи заявки: 27.04.2015
(43) Дата публикации заявки: 20.11.2016 Бюл. № 32
(45) Опубликовано: 02.03.2017 Бюл. № 7
Адрес для переписки:
454139, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30,
ОАО "РосНИТИ", начальнику патентно-
информационного отдела Столяровой Н.С.

(72) Автор(ы):
Пумпянский Дмитрий Александрович (RU),
Рашиков Виктор Филиппович (RU),
Пышминцев Игорь Юрьевич (RU),
Трутнев Николай Владимирович (RU),
Щуров Григорий Викторович (RU),
Струин Алексей Олегович (RU),
Гервасьев Алексей Михайлович (RU),
Худяков Артем Олегович (RU)

(73) Патентообладатель(и):
Открытое акционерное общество
"Российский научно-исследовательский
институт трубной промышленности" (ОАО
"РосНИТИ") (RU),
Открытое акционерное общество
"Магнитогорский металлургический
комбинат" (ОАО "ММК") (RU),
Акционерное общество "Волжский трубный
завод" (АО "ВТЗ") (RU)

(56) Список документов, цитированных в отчете
о поиске: RU 2331698 C2, 20.08.2008. RU
2493286 C2, 20.09.2013. RU 2258762 C2,
20.08.2005. RU 2478133 C1, 27.03.2013. JP
2010174343 A, 12.08.2010.

(54) Стальной лист и его применение для трубы магистрального трубопровода

(57) Реферат:
Изобретение относится к области металлургии, а именно к изготовлению стального листа толщиной 15-40 мм с пределом текучести свыше 480 МПа, а также к производству электросварных прямошовных труб большого диаметра, изготовленных из этих листов и предназначенных для транспортирования природного газа по магистральным трубопроводам высокого давления в районах повышенной подвижности грунтов, сейсмической активности и вечной мерзлоты. Техническим результатом изобретения является обеспечение повышенной деформационной способности стального листа и трубы большого диаметра, а также высокой вязкости сварного соединения

труб. Стальной лист получают из стали, содержащей, мас. %: углерод - 0,04-0,08, кремний - 0,10-0,30, марганец - 1,60-1,85, хром - не более 0,30, никель - 0,20-0,40, молибден - 0,10-0,25, медь - не более 0,30, алюминий - не более 0,05, ниобий - 0,03-0,06, титан - 0,010-0,020, ванадий - не более 0,01, сера - не более 0,003, фосфор - не более 0,013, остальное - железо и неизбежные примеси. Стальной лист применяют для изготовления труб с повышенной деформационной способностью и высокими вязкими свойствами сварного соединения, предназначенных для магистральных трубопроводов высокого давления. 2 ил. ф-лы, 3 табл.

RU 2 612 109 C 2

RU 2 612 109 C 2

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ

(19) **RU** (11) **2 640 685**⁽¹³⁾ **C1**

(51) МПК
C21D 8/02 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
C22C 38/58 (2006.01)

ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
 ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(52) СПК
C21D 8/02 (2006.01); C22C 38/00 (2006.01); C22C 38/58 (2006.01)

(21)(22) Заявка: 2017104674, 13.02.2017

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
27.04.2015

Дата регистрации:
11.01.2018

Приоритет(ы):

(22) Дата подачи заявки: 13.02.2017

(62) Номер и дата подачи первоначальной заявки,
из которой данная заявка выделена: 2015116041
27.04.2015

(45) Опубликовано: 11.01.2018 Бюл. № 2

Адрес для переписки:

454139, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30,
 ОАО "РосНИТИ", начальнику патентно-
 информационного отдела Столяровой Н.С.

(72) Автор(ы):

Пумпянский Дмитрий Александрович (RU),
 Рашиков Виктор Филиппович (RU),
 Пышминцев Игорь Юрьевич (RU),
 Трутнев Николай Владимирович (RU),
 Щуров Григорий Викторович (RU),
 Струин Алексей Олегович (RU),
 Гервасьев Алексей Михайлович (RU),
 Худяков Артем Олегович (RU)

(73) Патентообладатель(и):

Открытое акционерное общество
 "Российский научно-исследовательский
 институт трубной промышленности" (ОАО
 "РосНИТИ") (RU),
 Публичное акционерное общество
 "Магнитогорский металлургический
 комбинат" (ПАО "ММК") (RU),
 Акционерное общество "Волжский трубный
 завод" (АО "ВТЗ") (RU)

(56) Список документов, цитированных в отчете
 о поиске: RU 2331698 C2, 20.08.2008. RU
 2449843 C1, 10.05.2012. RU 2458156 C1,
 10.08.2012. RU 2502820 C1, 27.12.2013. US
 20100206440 A1, 19.08.2010. JP 2008240151 A,
 09.10.2008.

(54) Способ изготовления стального листа для труб с повышенной деформационной способностью

(57) Реферат:

Изобретение относится к области металлургии. Для обеспечения повышенной деформационной способности стального листа толщиной 15-40 мм с пределом текучести свыше 480 МПа, используемого при производстве электросварных труб, слэб из стали, содержащей, мас. %: углерод 0,04-0,08, кремний 0,10-0,30, марганец 1,60-1,85, хром не более 0,30, никель 0,20-0,40, молибден 0,10-0,25, медь не более 0,30, алюминий не более 0,05, ниобий 0,03-0,06, титан 0,010-0,020, ванадий не более 0,01, серу не более

0,003, фосфор не более 0,013, железо и неизбежные примеси – остальное, нагревают до 1100-1200°C, подвергают черновой прокатке при 950÷1050°C, затем чистовой прокатке при 700÷820°C с суммарным обжатием 75÷85%, после чего полученный лист охлаждают со скоростью 20÷35°C/с до 300÷500°C, а затем на воздухе до температуры не более 150°C. Лист имеет микроструктуру, состоящую из бейнита, полигонального феррита, а также «вторых фаз» в виде мартенсит-аустенитной составляющей и

RU 2 640 685 C 1

RU 2 640 685 C 1

РОССИЙСКАЯ ФЕДЕРАЦИЯ



ФЕДЕРАЛЬНАЯ СЛУЖБА
ПО ИНТЕЛЛЕКТУАЛЬНОЙ СОБСТВЕННОСТИ

(19) **RU** (11) **2 656 189** (13) **C1**

(51) МПК
C21D 8/10 (2006.01)
C22C 38/00 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)

(12) ОПИСАНИЕ ИЗОБРЕТЕНИЯ К ПАТЕНТУ

(52) СПК
C21D 8/10 (2006.01); C22C 38/00 (2006.01); C21D 8/02 (2006.01)

(21)(22) Заявка: 2017104675, 13.02.2017

(24) Дата начала отсчета срока действия патента:
27.04.2015

Дата регистрации:
31.05.2018

Приоритет(ы):
(62) Номер и дата подачи первоначальной заявки,
из которой данная заявка выделена: 2015116041
27.04.2015

(45) Опубликовано: 31.05.2018 Бюл. № 16

Адрес для переписки:
454139, г. Челябинск, ул. Новороссийская, 30,
ОАО "РосНИТИ", начальнику патентно-
информационного отдела Столяровой Н.С.

(72) Автор(ы):
Пумпянский Дмитрий Александрович (RU),
Рашников Виктор Филиппович (RU),
Пышминцев Игорь Юрьевич (RU),
Трутнев Николай Владимирович (RU),
Щуров Григорий Викторович (RU),
Струин Алексей Олегович (RU),
Гервасьев Алексей Михайлович (RU),
Худяков Артем Олегович (RU)

(73) Патентообладатель(и):
Открытое акционерное общество
"Российский научно-исследовательский
институт трубной промышленности" (ОАО
"РосНИТИ") (RU),
Публичное акционерное общество
"Магнитогорский металлургический
комбинат" (ПАО "ММК") (RU),
Акционерное общество "Волжский трубный
завод" (АО "ВТЗ") (RU)

(56) Список документов, цитированных в отчете
о поиске: RU 2331698 C2, 20.08.2008. RU
2493268 C2, 20.09.2013. RU 2478133 C1,
27.03.2013. JP 2010174343 A, 12.08.2010. RU
2509171 C1, 10.03.2014.

(54) Труба с повышенной деформационной способностью и высокой вязкостью сварного соединения и способ ее изготовления

(57) Реферат:
Изобретение относится к области металлургии, а именно к производству электросварных прямошовных труб большого диаметра. Для обеспечения повышенной деформационной способности и высокой вязкости сварного соединения труб, предназначенных для транспортирования природного газа, трубу с толщиной стенки 15-40 мм получают из стального листа с пределом текучести свыше 480 МПа, содержащего, мас. %: углерод - 0,04-0,08, кремний - 0,10-0,30, марганец - 1,60-1,85, хром - не более

0,30, никель - 0,20-0,40, молибден - 0,10-0,25, медь - не более 0,30, алюминий - не более 0,05, ниобий - 0,03-0,06, титан - 0,010-0,020, ванадий - не более 0,01, сера - не более 0,003, фосфор - не более 0,013, остальное - железо и неизбежные примеси, путем формовки стального листа в трубную заготовку, многодуговой сварки под слоем флюса продольных кромок трубной заготовки с внутренней и наружной поверхностей и экспандирования. Сварку проводят по режимам, обеспечивающим формирование в зоне

RU 2 656 189 C 1

RU 2 656 189 C 1