

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ
им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)

На правах рукописи

КОСТИНА Валентина Сергеевна

ИССЛЕДОВАНИЕ И РАЗВИТИЕ ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ
ОСНОВ СВАРКИ
ВЫСОКОАЗОТИСТЫХ КОРРОЗИОННОСТОЙКИХ Cr-Ni-Mn-Mo
АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Специальность: 05.16.01 – металловедение и термическая обработка металлов и
сплавов

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:

д.т.н. М.В. Костина

Научный консультант:

к.т.н. С.Д. Ворончук

Москва – 2020

Содержание

Список условных обозначений и сокращений	4
Введение.....	5
Глава 1. Вопросы свариваемости азотсодержащих сталей. Обзор литературы.....	9
1.1 Аустенитные стали с высоким содержанием азота в равновесном состоянии. Виды и способы их сварки	9
1.2 Понятие свариваемости, в т.ч. применительно к коррозионностойким азотсодержащим сталям с равновесной концентрацией азота	10
1.3 Основные проблемы при сварке коррозионностойких аустенитных азотсодержащих сталей	11
1.3.1 Ограниченная растворимость азота в металле шва и образование газовых пор.....	11
1.3.2 Процессы распада аустенита в зоне термического влияния с выделением нитридных фаз.....	13
1.3.3 Появление горячих трещин	15
1.3.4 Снижение коррозионной стойкости сварных соединений по сравнению с уровнем основного металла	16
1.4 Анализ применяющихся подходов к сварке коррозионностойких аустенитных азотсодержащих сталей	21
1.4.1 Выбор сварочного материала, способного обеспечить равнопрочность с основным металлом, коррозионную стойкость.....	21
1.4.2 Выбор режимов сварки	28
1.4.3 Дополнительная обработка, в т.ч. – термообработка, тепловая правка.....	31
1.4.3.1 Подогрев основного металла перед сваркой	31
1.4.3.2 Термообработка сварного соединения после сварки.....	32
1.4.3.3 Коробление сварных соединений и способы его устранения.....	34
1.5 Решенные проблемы в области сварки азотистых сталей.....	34
1.5.1 Получение бездефектных сварных соединений азотсодержащих сталей с высоким уровнем механических свойств.....	34
1.5.2 Коррозионная стойкость.....	41
Заключение по обзору литературы.....	48
Глава 2. Материал и методы исследования	52
2.1 Материалы. Обоснование выбора материалов для исследования.....	52
2.2 Предварительный выбор способов и режимов сварки	55
2.3 Методы исследований и испытаний.....	56
Глава 3. Дуговая сварка аустенитных азотсодержащих сталей_толщиной 10-45 мм.....	61

3.1 Полуавтоматическая сварка стали 04X20H6Г11M2АФБ с использованием проволок Св-09Х16Н25М6АФС и Св-10Х20Н18М3АФС.....	61
3.2 Ручная дуговая сварка стали 04X20H6Г11M2АФБ с использованием плавящегося электрода ЭА-868/20 (10Х19Н23Г2М5ФАТ)	78
3.3 Ручная дуговая сварка в аргоне стали 05Х22АГ15Н8МФЛ с использованием присадок 05Х22АГ15Н8МФ, Св-25Х25Н16АГ7 и Св-10Х20Н18М3АФС	92
3.3.1 Обычная технология (I) сварки стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ.....	99
3.3.2 Разработанная технология (II) сварки стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ.	104
3.4 Влияние тепловых параметров процесса дуговой сварки на свойства сварных соединений..	120
3.5 Влияние формы разделки кромок под сварку на свойства сварных соединений	123
3.6 Использование метода измерения микротвердости разных зон сварных соединений для оценки прочностных свойств	129
Выводы по главе 3.....	131
Глава 4. Лазерная сварка стали 05Х22АГ15Н8М2Ф без использования сварочной присадки...	136
Выводы по главе 4.....	143
Глава 5. Механическая тепловая правка	145
Выводы по главе 5.....	151
Общие выводы.....	152
Список литературы	154
Приложение 1.....	166
Приложение 2.....	180

Список условных обозначений и сокращений

ААС - аустенитная азотсодержащая сталь

СС – сварное соединение

МШ – металл шва

ЗС – зона сплавления

ЗТВ – зона термического влияния

ОМ – основной металл

ТР – твердый раствор

Св – сварочная проволока

МТП – механическая тепловая правка

РДС (ММА - Manual Metal Arc) - ручная дуговая сварка штучными покрытыми электродами

РАДС (TIG - Tungsten Inert Gas или GTA - Gas Tungsten Arc) - дуговая сварка неплавящимся электродом в среде инертного защитного газа; чаще всего используется для указания на ручную сварку

ИП (MIG - Metal Inert Gas - полуавтоматическая дуговая сварка плавящимся металлическим электродом (проволокой) в инертном газе) / (MAG - Metal Active Gas - полуавтоматическая дуговая сварка плавящимся металлическим электродом (проволокой) в активном газе) / (GMAW - Gas Metal Arc Welding - автоматическая дуговая сварка плавящимся металлическим электродом (проволокой) в среде защитного газа)

ИН/ИНп (GTAW - Gas Tungsten Automatic Welding) - автоматическая дуговая сварка неплавящимся электродом в среде инертного защитного газа

АФ (SAW / SMAW - Submerged (Metal) Arc Welding) – дуговая сварка под флюсом

Лз (LBW - Laser Beam Welding) – лазерная сварка

ЭЛС (EBW - Electron Beam Welding) – сварка электронным лучом

ПДС (PAW - Plasma Arc Welding) – плазменная сварка

СТ (FSW - Friction Stir Welding) – сварка трением с перемешиванием

СП (FCW - Flux Arc Welding) - дуговая сварка плавящейся порошковой проволокой

РГК – рентгенографический контроль

Введение

Актуальность темы исследования

Аустенитные коррозионностойкие стали с высокой концентрацией азота (ААС, (%N \geq 0,4масс. %)) обладают, благодаря легированию азотом, сочетанием высокой прочности с высокой коррозионной- и износостойкостью, пластичностью и ударной вязкостью, немагнитностью [1-8]. Это позволяет использовать их для изготовления высоконагруженных, в т.ч. корпусных, изделий ответственного назначения, работающих в коррозионно-активных средах, в т.ч. при пониженных температурах, при этом менее металлоемких и с более длительным ресурсом службы, чем изделия из традиционных нержавеющей сталей. Для таких изделий, использующихся в нефте- и газодобыче, судостроении, машиностроении и др., были разработаны ААС нового поколения 04X20H6Г11M2АФБ и 05X22АГ15Н8М2Ф с [N] \sim 0,5% в деформируемом и литейном вариантах, обладающие высоким комплексом служебных свойств [9, 10]. Особенно важно получать качественные сварные соединения (СС) элементов конструкций из этих сталей, определяющие возможность их применения в промышленности.

В настоящее время существуют несколько проблем, от решения которых зависит развитие работ по сварке ААС: отсутствуют сварочные присадочные материалы с [N] \leq 0,35%, отсутствует доступная и воспроизводимая технология сварки [11-14], позволяющая получать прочные бездефектные СС, не прибегая, в т.ч. к использованию смесителя газа для добавления газообразного азота в защитную атмосферу [15-18]. Эти проблемы, требующие решения для указанных сталей, привели к постановке таких приоритетных задач, как: выбор химического состава аустенитной коррозионностойкой сварочной присадки, обеспечивающий сохранение аустенитного фазового состава после сварки; развитие технологических основ традиционной дуговой сварки и создание нового направления – лазерной сварки ААС, обеспечивающих сохранение высокого уровня эксплуатационных свойств сталей, а также установление корреляции между параметрами сварочного процесса и структурой и свойствами сварных соединений.

Цель работы: развитие физико-химических основ технологии сварки коррозионностойких аустенитных сталей 04X20H6Г11M2АФБ и 05X22АГ15Н8М2Ф с \sim 0,5% азота в деформируемом и литейном вариантах с применением доступных присадочных материалов.

Задачи работы:

1. На основании литературных данных, результатов расчетов и экспериментов выбрать для аустенитных сталей 04X20H6Г11M2АФБ и 05X22АГ15Н8М2Ф:

- 1) способы сварки;
- 2) материалы сварочной присадки, способные обеспечить:

- прочность СС, близкую к прочности основного металла (ОМ) при удовлетворительных характеристиках пластичности и ударной вязкости;

- аустенитную структуру металла шва (МШ).

3) режимы процесса сварки выбранными способами, с применением выбранных материалов сварочной присадки.

2. Исследовать структуру, фазовый состав, механические и коррозионные свойства сварных соединений сталей 04X20H6Г11M2AФБ и 05X22AГ15H8M2Ф с ~ 0,5% азота, полученных с использованием выбранных способов, режимов, сварочных присадок и установить корреляцию между параметрами сварочного процесса и структурно-фазовыми состояниями СС, физико-механическими и коррозионными свойствами СС.

3. Обосновать:

а) подход к выбору химического состава более экономнолегированных Ni и Mo (чем традиционные жаропрочные присадки) высокопрочных коррозионностойких и немагнитных сварочных присадок;

б) возможность отказа от проведения термообработки СС;

в) возможность проведения механической тепловой правки (МТП) СС;

г) предложить рекомендации по технологии получения качественных СС изученных марок сталей.

Научная новизна

1. Для СС двух новых марок высокопрочных, коррозионно-, износо- и хладостойких аустенитных сталей с ~ 0,5%N, полученных с применением современных азотосодержащих сварочных присадок методом дуговой (полуавтоматической и ручной) и лазерной сварки впервые изучены химический состав, структурно-фазовые состояния разных зон СС и обусловленные ими механические свойства. В том числе получены и сопоставлены расчетные (ThermoCalc) и экспериментальные данные об избыточных фазах в аустените СС.

2. С использованием расчетов растворимости азота и фазового состава, PREN, оценки уровня механических свойств присадочного материала обоснован подход к выбору химического состава высокопрочных коррозионностойких и немагнитных сварочных присадок. Показана возможность получения бездефектных аустенитных СС: из стали 04X20H6Г11M2AФБ сечением 10-45 мм, с применением присадок Св-09X16H25M6AФС, Св-10X20H18M3AФС, ЭА-868/20 (10X19H23Г2M5ФАТ); из стали 05X22AГ15H8M2ФЛ сечением 22 мм, с применением присадок 05X22AГ15H8M2Ф («свое тело»), Св-25X25H16AГ7 и Св-10X20H18M3AФС, с прочностью, близкой к прочности ОМ при удовлетворительных характеристиках пластичности и ударной вязкости. Установлено, что использование проволоки Св-09X16H25M6AФС с высокой концентрацией Ni (25%) приводит к образованию нитридов Cr₂N в МШ.

3. Выявлена корреляция микротвердости разных зон СС, полученных дуговыми способами сварки, с размером зерна в этих зонах и пределом текучести ОМ и СС. Установлено, что предел текучести сварных соединений определяется свойствами металла в зоне сплавления (ЗС), имеющего меньший размер зерна и более высокую микротвердость, чем ОМ.

4. Показано, что по величине предела прочности СС проката и литой стали 05X22AG15H8M2Ф, полученных лазерной сваркой, можно считать равнопрочными основному металлу, что коррелирует с данными измерений микротвердости ОМ и МШ.

5. Впервые изучено влияние механической тепловой правки СС стали 04X20H6Г11M2АФБ при различных температурах (200, 300, ...600 °С) и установлены закономерности влияния МТП на структуру и механические свойства СС.

6. Изучена стойкость СС стали 05X22AG15H8M2ФЛ к общей коррозии в 20% растворе NaCl и питтинговой коррозии в 3,5% растворе NaCl при 20 °С. Показано, что СС данной стали не склонны к коррозии в данной среде ввиду формирования на поверхности защитной пассивирующей пленки.

Практическая значимость

Разработана технология дуговой и лазерной сварки изученных сталей 05X22AG15H8M2Ф и 04X20H6Г11M2АФБ с получением аустенитных коррозионностойких СС с прочностью, близкой к прочности ОМ, при удовлетворительных характеристиках пластичности и ударной вязкости. В том числе предложены более экономно легированные никелем (чем применяющиеся высоконикелевые жаропрочные стали и сплавы на никелевой основе) сварочные материалы; режимы процесса сварки; технологические особенности подготовки и ведения процесса сварки; температура МТП для устранения нарушения плоскостности СС; выбор режима послесварочной термообработки. Разработаны технологические рекомендации процесса сварки, успешно опробованные в «НИЦ «Курчатовский Институт» - ЦНИИ КМ «Прометей»» (Акт опробования прилагается).

Основные положения, выносимые на защиту

1. Влияние химического состава присадочных материалов: Св-09X16H25M6АФС, Св-10X20H18M3АФС, ЭА-868/20 (10X19H23Г2M5ФАТ) на структуру, фазовый состав и механические свойства сварных соединений сталей 04X20H6Г11M2АФ и 05X22AG15H8M2Ф, полученных дуговой сваркой.

2. Влияние параметров технологии дуговой сварки, в т.ч. уровня погонной энергии сварки, формы разделки кромок под сварку, толщины свариваемого металла на структурно-фазовое состояние и механические свойства СС и параметры данного процесса, обеспечивающие получение бездефектных высокопрочных аустенитных коррозионностойких СС сталей 04X20H6Г11M2АФ и 05X22AG15H8M2Ф.

3. Влияние лазерной стыковой сварки стали 05X22AG15H8M2Ф(Л), на структурно-фазовое состояние и механические свойства СС и параметры процесса, обеспечивающие получение бездефектных СС.

4. Влияние температуры МТП (в интервале 200-600 °С) СС стали 04X20H6Г11М2АФ, утративших плоскостность вследствие термических напряжений, на их структуру и свойства и рекомендация по температуре МТП.

Достоверность и надежность полученных результатов, обоснованность сделанных выводов обусловлены: использованием взаимодополняющих прямых и косвенных методов исследований, современного научного оборудования; большим объемом проведенных экспериментов и испытаний в соответствии с принятыми стандартами, соотнесением результатов с литературными данными.

Личный вклад соискателя. Соискатель принимал участие в постановке задач и экспериментов, самостоятельно анализировал их результаты. Эксперименты и испытания выполнены им лично либо с его непосредственным участием. Публикации подготовлены при участии соавторов.

Соответствие диссертации паспорту специальности. Диссертация соответствует пунктам 2,3,4,6,8 паспорта специальности 05.16.01 «Металловедение и термическая обработка металлов».

Апробация работы

Материалы диссертации доложены на следующих конференциях и семинарах: Вторая Всероссийская молодежная научно-техническая конференция с международным участием "Инновации в материаловедении", г. Москва, 2015; XLI, XLII, XLIII Международные конференции "Гагаринские чтения", Москва, 2015-2017; XII-XVI Российские ежегодные конференции молодых научных сотрудников и аспирантов "Физико-химия и технология неорганических материалов", Москва, 2015-2019; VI, VII, VIII Международные конференции «Деформация и Разрушение Материалов и Наноматериалов», Москва, 2015-2019; научные чтения, приуроченных к 115-летию члена-корреспондента РАН И.А. Одингга «Механические свойства современных конструкционных материалов», Москва, 2016; ; VI, V междисциплинарные научные форумы с международным участием «Новые материалы и перспективные технологии», 2018, 2019; Международные научные конференции студентов, аспирантов и молодых учёных «Ломоносов», Москва, 2016-2019; ежегодной конференции молодых ученых и специалистов «Новые материалы и технологии», Санкт-Петербург, 2019.

Публикации. Основные результаты диссертационной работы опубликованы в 7 статьях в рецензируемых журналах и в 26 сборниках трудов и тезисов российских и международных конференций. Список основных публикаций приведен в конце автореферата.

Структура и объем диссертации. Диссертация состоит из введения, пяти глав и выводов по главам, общих выводов и списка литературы. Объем диссертации составляет 181 страница, включая 253 рисунка, 55 таблиц и список литературы из 167 наименований.

Глава 1. Вопросы свариваемости азотосодержащих сталей. Обзор литературы

1.1 Аустенитные стали с высоким содержанием азота в равновесном состоянии.

Виды и способы их сварки

Начиная с 70-х годов 20-го века, во всем мире ведутся многочисленные исследования, посвященные нержавеющей стали с высоким содержанием азота (АС). К настоящему времени известно о положительном влиянии азота на свойства нержавеющей стали: во-первых, азот - это элемент, который улучшает образование и стабильность аустенита и расширяет диапазон аустенитной фазы, поэтому его можно использовать для частичной замены никеля и в некоторых случаях полностью [19]. Во-вторых, азот является элементом, который значительно увеличивает как предел текучести, так и предел прочности при растяжении без потери пластичности и ударной вязкости [20-22] за счет твердорастворного, дислокационного, зернограничного и дисперсионного механизмов упрочнения. В-третьих, азот является элементом, способствующим повышению коррозионной стойкости нержавеющей стали, особенно - к локальным видам коррозии, точечной и щелевой [23]. Поэтому азотсодержащие аустенитные стали нашли широкое применение в различных областях промышленности. Их высокий уровень свойств позволяет снизить металлоемкость и увеличить срок службы конструкций, работающих в различных высоконагруженных узлах и коррозионно-активных средах, при криогенных температурах. В литературе описано применение азотсодержащих сталей в химической, нефтегазодобывающей и пищевой промышленности, машиностроении, судостроении, медицине и др. [24-27].

Практическое применение таких сталей невозможно без использования сварки. При сварке азотистых сталей используются практически все виды сварки, применяемые для нержавеющей стали [28], см. табл. 1.1. Выбор способа сварки является первостепенным условием до начала проведения сварки. Уже потом осуществляется подбор сварочных присадок (при необходимости), режимов сварки для выбранного способа, последующей термообработки.

Все перечисленные в табл. 1.1 способы сварки азотсодержащих сталей применяются на практике и показывают удовлетворительные результаты. Нельзя однозначно утверждать, что один из указанных способов является лучше, чем другой, так как получение качественного сварного соединения зависит не только от способа сварки, но и от правильно подобранного режима, выбранного присадочного материала, разделки кромок, выбора защиты шва, температуры, влажности воздуха и атмосферного давления (условий, при которых будет проводиться сварка).

Таблица 1.1 - Основные способы сварки нержавеющей сталей, применяющиеся при сварке азотсодержащих сталей [28-30].

Российское обозначение	Международное обозначение	Определение
РДС	MMA	Ручная дуговая сварка покрытыми электродами
РАДС	TIG или GTA	Ручная дуговая сварка неплавящимися вольфрамовыми электродами в среде защитного газа
ИП	MIG/MAG	Полуавтоматическая дуговая сварка плавящимся металлическим электродом (проволокой) в инертном (MIG) или в активном (MAG) газе
	GMAW	Автоматическая дуговая сварка плавящимся металлическим электродом (проволокой) в среде защитного газа
ИН/ИНп	GTAW	Автоматическая дуговая сварка неплавящимся электродом в среде инертного защитного газа
АФ	SAW/SMAW	Автоматическая сварка под флюсом
Лз	LBW	Лазерная сварка
ЭЛС	EBW	Электронно-лучевая сварка
ПДС	PAW	Плазменная дуговая сварка
СТ	FSW	Сварка трением
СП	FCW	Сварка порошковой проволокой

1.2 Понятие свариваемости, в т.ч. применительно к коррозионностойким азотсодержащим сталям с равновесной концентрацией азота

Согласно стандарту ISO/TR 581 «Свариваемость – Металлические материалы – Общие принципы»: «Стали или металлы можно считать свариваемыми, если в процессе сварки достигается сплошность сварного соединения. При этом используются способы сварки, позволяющие получить соединение, удовлетворяющее требованиям к их локальным свойствам и влиянию на конструкцию, частью которой они являются» [31]. Свариваемость металла зависит от его физико-химических свойств, технологии сварки, выбора присадочного материала, режимов сварки, формы и размеров изделия, условий эксплуатации. Показателей свариваемости много, и для легированных сталей, предназначенных, например, для изготовления химической аппаратуры, основным показателем свариваемости является возможность получения сварного соединения, обеспечивающего специальные свойства – коррозионную стойкость, прочность при высоких или низких температурах. Важным показателем свариваемости аустенитных коррозионностойких азотсодержащих сталей с высокими концентрациями азота является отсутствие в СС участков перегрева, газовых пор и/или выделения нитридов хрома в зоне термического влияния (ЗТВ), снижающих уровень эксплуатационных свойств сварного изделия, включая и снижение механической прочности, вязкости МШ, и его коррозионную стойкость [32-34].

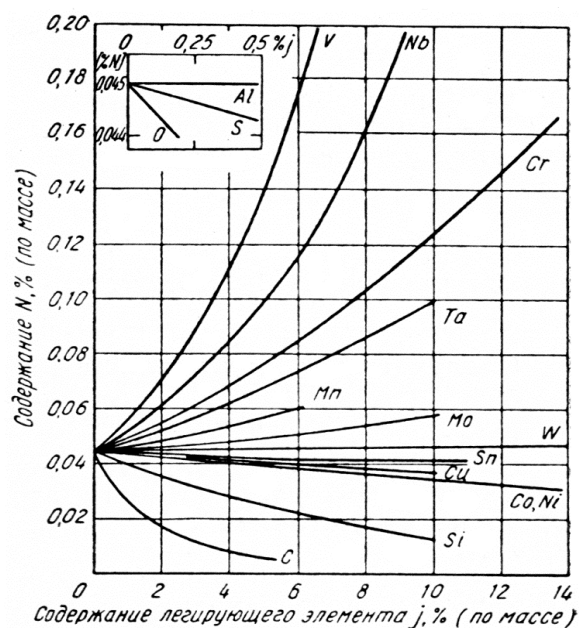
Единого для сталей и сплавов набора показателей свариваемости металла нет [35].

1.3 Основные проблемы при сварке коррозионностойких аустенитных азотсодержащих сталей

1.3.1 Ограниченная растворимость азота в металле шва и образование газовых пор

Растворимость азота во многом зависит от системы легирования коррозионностойких сталей. При сварке азотсодержащих сталей необходимо учитывать химический состав и ОМ и металла сварочных присадок, ведь в большинстве случаев образуется небольшая область перемешивания этих составов. В случае использования присадки без азота или с минимальным его количеством необходимо, чтобы ее химический состав был способен полностью растворить весь имеющийся в ОМ азот, иначе велика вероятность образования пор в зоне перемешивания. На рис. 1.1 приведена диаграмма влияния основных легирующих элементов на содержание азота при 1600 °С и давлении 1 атм. в расплавах на основе железа [36]. Наиболее значительное влияние на растворимость азота оказывают V и Nb. Основные легирующие элементы коррозионностойких сталей - Cr и Mn, также повышают растворимость азота. А Ni, в свою очередь, как не образующий нитридов элемент снижает растворимость азота.

Рис. 1.1 - Влияние концентрации легирующих элементов на равновесную растворимость азота в сталях [36].



Однако это не единственное условие возникновения пористости. Еще одной из причин её возникновения является частичное испарение при сварке основных легирующих элементов, таких как хром и марганец (элементов, повышающих растворимость азота в твердых растворах на основе железа) [37, 38]. Из-за уменьшения их концентрации в зоне расплавленного металла растворимость азота ограничена, в то же время кристаллизующийся металл МШ и зоны перемешивания может воспрепятствовать высвобождению нерастворенного азота, оставляя его в МШ в виде газовых пор. Поэтому при подборе сварочных присадочных материалов рекомендуется

тщательно подходить к выбору сварочной присадки, чтобы в ее составе содержалось достаточное для растворимости азота количество хрома и марганца [39]. Это также необходимо для достижения равнопрочности МШ с ОМ. В работе [40] рассмотрен вариант СС, полученных при использовании в качестве сварочной присадки металла, соответствующего по химическому составу основному металлу. СС сталей 05X22АГ16Н8М [41] и 05X22АГ15Н8М2Ф [42] были получены с помощью аргонно-дуговой сварки и дуговой сваркой под флюсом АНК-67 с использованием в качестве присадочного материала идентичный по составу ОМ металл [40]. Используемые способы и режимы сварки привели к незначительному снижению концентрации марганца и хрома в металле сварного шва (на ~0,5% масс. каждого элемента во всех СС). Вследствие этого количество азота тоже снизилось: в МШ стали 05X22АГ16Н8М на 0,04% масс.; в МШ стали 05X22АГ16Н8М на 0,03% масс. При этом рентгенографическим контролем не было выявлено пористости в этих СС, МШ оставался аустенитным, механические свойства находились на высоком уровне ($\sigma_{0,2} = 450 - 465$ МПа, $\sigma_B = 800 - 820$ МПа).

Образование пор в МШ связано не только с использованием сварочной присадки, имеющей химический состав, для которого равновесная (при атмосферном давлении) концентрация усваиваемого твердым раствором азота ниже, чем таковая для ОМ. Оно связано также и с видом сварочной ванны, формирующейся в процессе сварки. В работе [43] осуществляли электронно-лучевую сварку пластин толщиной 6 мм азотсодержащих сталей (21Cr-6Ni-9Mn), содержащих от 0,15 до 0,4 % масс. N. Авторами [43] показано, что в процессе сварки стали с повышенной (0,4%) концентрацией азота может образовываться полость между кромками пластины и сварочной ванной, которая очень нестабильна и иногда полностью закрывается или разрушается. На рисунке 1.2 показано, как неустойчивое поведение при электронно-лучевой сварке стали 21Cr-6Ni-9Mn может быть связано с этим явлением. Полость образуется во время сварки (А), но из-за нестабильности процессов сварки начинает разрушаться (В). В это время образуется пустота (С), которая может остаться в корне шва в виде поры. В сплавах с высоким содержанием азота дегазация расплавленного материала может привести к выталкиванию расплавленного металла в полость (D). Эта потеря материала может привести к чрезмерному разбрызгиванию сварного шва, вогнутости и неудовлетворительному качеству поверхности шва (Е). На рис. 1.3 представлены примеры дефектов, которые могут быть сформированы таким образом.

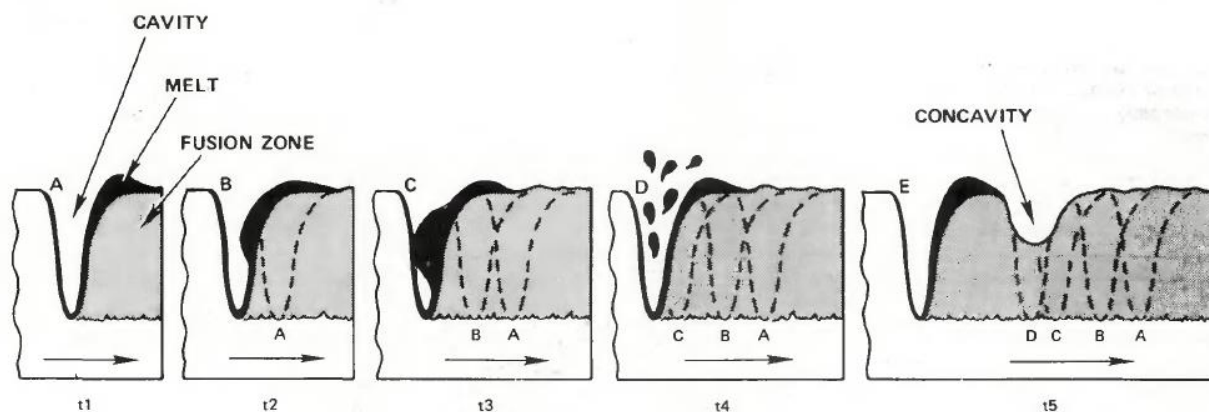


Рисунок 1.2 - Возможный механизм образования дефектов в МШ азотсодержащей стали 21Cr-6Ni-9Mn-0,4N, показывающий нестабильное поведение полости сварного шва в разные промежутки времени t1-t5 [43].

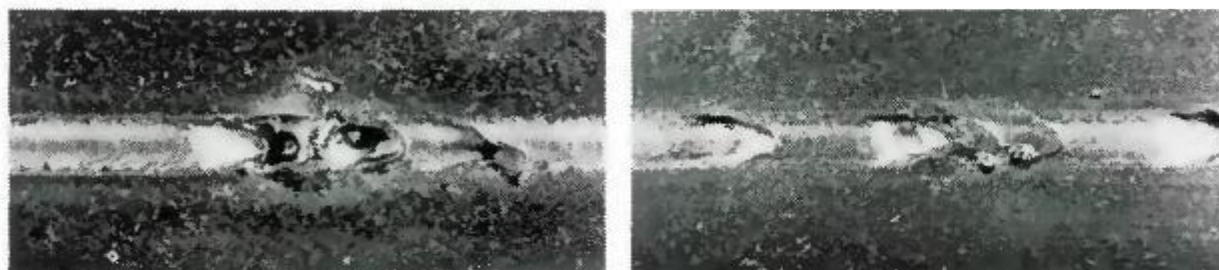


Рисунок 1.3 - Типичные дефекты сварки азотсодержащей стали 21Cr-6Ni-9Mn-0,4N электронным лучом, которые можно объяснить механизмом, показанным на рис. 1.2 [43].

На фото микроструктуры виден металл шва с закристаллизовавшимся поверх него брызгами металла, вызванными дегазацией металла (рентгеновским методом подтверждено наличие пор в корне сварного шва).

В этой же работе применяли и аргонодуговую сварку неплавящимся электродом. Во время сварки плавок с содержанием азота $N > 0,4\%$ происходило испарение азота (потери достигали 20%), что приводило к извержениям сварочной ванны, чрезмерному разбрызгиванию и неравномерности сварного шва, как и в случае с электронно-лучевой сваркой [43].

1.3.2 Процессы распада аустенита в зоне термического влияния с выделением нитридных фаз

Высокоазотистые (с т.н. сверхравновесной концентрацией азота) аустенитные Cr-Ni, Cr-Mn и Cr-Mn-Ni стали склонны при 500-900 °C к прерывистому распаду твердого раствора (ТР), пересыщенного при нагреве под закалку, с выделением нитридов хрома. Чем больше степень пересыщения азотом аустенита, тем больше проявляется нестабильность аустенита. Характерной особенностью прерывистого распада аустенита является образование перлитоподобных

участков, состоящих из аустенита с равновесным содержанием азота и нитридов Cr_2N [44]. Скорость распада зависит от скорости изменения температуры, что приводит к снижению пластичности и ударной вязкости, ухудшению свариваемости и коррозионной стойкости стали [45-53]. Возникновение прерывистого распада аустенита может быть обусловлено не только условиями эксплуатации при повышенных температурах, но и воздействием термического цикла сварки.

В работе [54] исследовали реакцию основного металла на термический цикл сварки закаленной стали X22AG16N8M (0,52% N) при температуре 800°C в течение 1, 10 и 100 ч с целью дестабилизации аустенита. При выдержке 1 ч при критической температуре наблюдали только небольшое количество нитридной фазы по границам зерен. Такие изменения в структуре не оказали значительного влияния на показатели ударной вязкости. Повышение длительности выдержки до 10 ч при указанной температуре привело к увеличению количества нитридов хрома по механизму прерывистого распада. После выдержки 100 ч в стали резко возросла объемная доля продуктов прерывистого распада с небольшим увеличением количества σ -фазы (рис. 1.4).

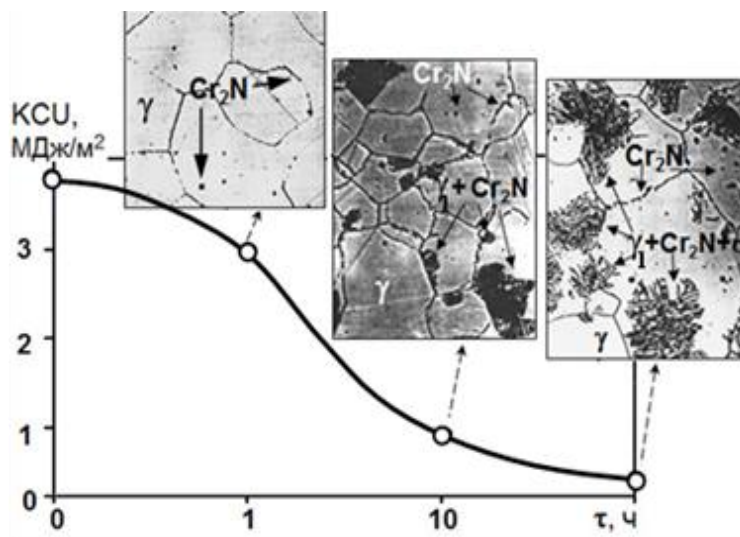


Рис. 1.4 - Влияние времени выдержки при 800°C после закалки от 1100°C стали X22AG16N8M (0,52% N) на ударную вязкость KCU и на степень распада γ -твёрдого раствора стали ($\times 240$) [54].

Авторы [55] рекомендуют избегать длительного пребывания сварных соединений при температурах возникновения прерывистого распада аустенита. Поэтому, чтобы свести к минимуму риск возникновения вторичных фаз, сварка должна производиться с низкой погонной энергией.

При использовании способов сварки, связанных с высоким подводом тепла, риск дестабилизации аустенита повышается, что может негативно сказываться на коррозионной стойкости СС (см. раздел 1.3.4).

Существует также очевидный риск возникновения вторичных фаз, если сварная деталь должна пройти последующую термообработку. При условии соблюдения рекомендаций по сварке и термообработке отрицательный эффект невелик.

1.3.3 Появление горячих трещин

При сварке горячие трещины могут образовываться в зоне термического влияния МШ или в самом МШ. Самой распространённой причиной их образования является невозможность свариваемого металла пластически деформироваться при высоких температурах. В начале охлаждения металла шва и околошовной зоны начинают появляться усадочные напряжения, которые деформируют и растягивают металл. И в случае, когда деформационная способность металла слишком мала, в нем начинают проявляться несплошности [56].

Примеси фосфор и сера способствуют образованию горячих трещин в МШ. Это часто происходит в результате выделения по границам дендритов во время кристаллизации фосфора и серы и образования легкоплавких фосфорных и сульфидных пленок. В результате действия остаточных напряжений в процессе усадки, фазовых превращений при тепловом цикле сварки, а также внешних напряжений на границах зерен, ослабленных присутствием легкоплавких непрочных соединений, при их разрушении образуются и растут трещины [57]. Например, по данным [58] во время кристаллизации аустенитных нержавеющей сталей легирующие элементы бор, ниобий, титан, кремний, а также примесные элементы фосфор и сера входят в состав образующейся в МШ легкоплавкой эвтектики. Затем частично затвердевшие зерна остаются покрытыми жидкой пленкой, что приводит к снижению механических свойств в зоне сварки при кристаллизации, образованию горячих трещин. Поэтому содержание примесей (например, S, P) в присадочных материалах должны быть минимальным, чтобы избежать образования горячих трещин [12, 43]. Однако, авторы [59, 60] утверждают, что наиболее важным фактором образования горячих трещин является не количество примесей в сплаве, а морфология фаз, образованных примесью. Ими показано, что при увеличении отношения Mn/S в данных сплавах, вызванное серой растрескивание уменьшается при формировании MnS, низкоплавких сульфидных пленок [60].

МШ, имеющие чисто аустенитную структуру, сильнее подвержены образованию горячих трещин, чем МШ с двухфазной структурой, содержащей дельта-феррит [61]. Наличие в структуре некоторого количества δ -феррита снижает вероятность образования горячих трещин за счет изменения механизма кристаллизации (уменьшения размера столбчатых кристаллов) и большей растворимости в δ -феррите ликвирующих примесей [57, 62]. Положительное влияние небольшого количества дельта-феррита в аустените сварного соединения на его стойкость к горячим

трещинам считается общеизвестным, его присутствие в аустените тем самым считается необходимым условием его хорошей свариваемости. В то же время в работе [63] на сталях X17N16M3T, X17N16M3B, X23N18 и X18N12 демонстрируется, что присутствие δ -феррита в металле сварочной присадки необязательно, достаточно ввести в аустенитный металл шва 0,15-0,25% N, который повышает стойкость СС против образования горячих трещин. Эти данные входят в противоречие с результатами работ [60, 64], в которых изучали область ЗТВ металла шва стали 21Cr-6Ni-9Mn-0,37N, не содержащей δ -феррита. Исследования [60, 64] показали, что сера на границах зерен связана сегрегирующим там же марганцем в дискретные частицы MnS. Такая морфология включений серы не опасна с точки зрения образования горячих трещин. Однако фосфор, по-видимому, присутствует на границах таких зерен в виде сплошной пленки; на границах зерен при 960°C образуются легкокоплавкие эвтектические формы Mn-P [60], ответственные за появление горячих трещин в стали 21Cr-6Ni-9Mn-0,37N в отсутствие δ -феррита.

Еще одним из важных факторов, который следует принимать во внимание при рассмотрении явления образования горячих трещин при сварке, является теплопередача. Она влияет на размер зерен, фазовый состав. Это означает, что изменение параметров, таких как сила тока или скорость сварки, влияет на тип растрескивания [65]. Как правило, увеличение подачи тепла повышает восприимчивость к образованию трещин [66]. Данный аспект не является решающим, также нужно учитывать особенности процесса кристаллизации и влияние легирующих элементов [67].

Исходя из химического состава свариваемого материала и состава сварочной присадки, а также объема свариваемого материала необходимо подбирать режимы и способы сварки. Контролируя таким образом температурный интервал кристаллизации и структуру МШ, можно полностью избежать образования горячих трещин и иметь аустенитную структуру во всем СС.

1.3.4 Снижение коррозионной стойкости сварных соединений по сравнению с уровнем основного металла

Как известно, аустенитные коррозионностойкие стали с $\geq 0,25\%$ N имеют высокую коррозионную стойкость [44], но в результате их сварки в СС могут наблюдаться микросегрегации; могут происходить: образование несмешанной зоны в области зоны сплавления; рекристаллизация и рост зерен в ЗТВ, а также выделение частиц избыточных фаз по границам зерен в ЗТВ. Все это, равно как и не подходящий по химическому составу присадочный материал, неправильно выбранные режимы сварки, может приводить к снижению коррозионной стойкости в МШ [68].

Виды коррозионных разрушений СС приведены на рис. 1.5.

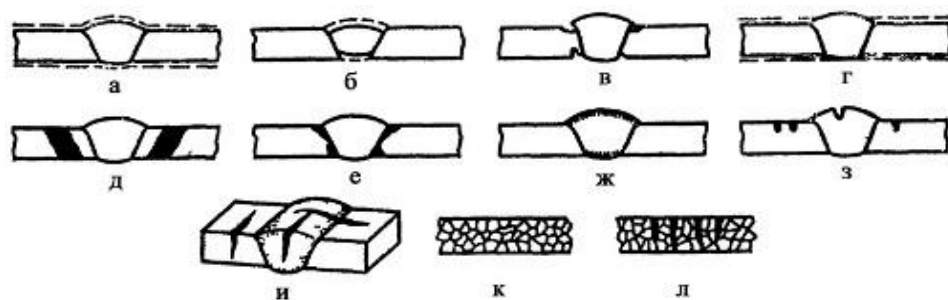


Рис. 1.5 - Схематическое изображение коррозии СС: а – равномерная; б - сосредоточенная на МШ; в - сосредоточенная на ОМ; г - в ЗТВ; д - МКК в ЗТВ; е – ножевая; ж - МКК на шве; з – точечная; и - коррозионное растрескивание; к - коррозионная усталость; л - растрескивание и усталость [69].

В работе [70] аустенитную коррозионностойкую безникелевую сталь 20Mn-18Cr-0,54N сваривали GTA-сваркой с использованием сварочных присадок РН 13-8 Мо (13,25Cr-8,5Ni-2,5Мо) и MDN 250 (0,1Mn-0,5Cr-18Ni-8Co) (хим. состав основного металла и металла сварочных присадок приведен в табл. 1.2). Отличительной особенностью сварочной проволоки Св-MDN 250 является наличие в составе 8 %масс. Со, и в СС с применением этой проволоки наблюдалось образование несмешанной зоны на границе плавления. Эта зона существует вдоль зоны сплавления и между частично расплавленной зоной ОМ и МШ. Несмешанная зона представляет собой пограничный слой вблизи зоны сплавления, в котором основной металл плавится и повторно затвердевает во время сварки без смешивания с присадочной проволокой. (Возможно, это связано с тем, что в данной работе использовалась однопроходная сварка). Ширина несмешанной зоны зависит от локальных тепловых условий вдоль линии сварки, что видно на рис.1.6. Проведение коррозионных испытаний подтвердило, что использование Св-MDN 250 приводит к уменьшению питтинговой стойкости (табл. 1.3). У СС, полученного с присадкой РН 13-8 Мо, стойкость к питтинговой коррозии выше – по сравнению со вторым СС – за счет хрома и молибдена, входящих в состав сварочной присадки.

Таблица 1.2 - Химический состав основного металла и металла сварочных присадок [70].

Металл	С	Mn	Cr	N	S	P	Ni	Co	Mo	Si	Fe
Основной металл	0,076	19,78	17,96	0,543	0,007	0,051	-	-	-	0,34	Осн.
Св-РН 13-8 Мо	0,05	-	13,25	-	-	-	8,50	-	2,50	-	Осн.
Св-MDN 250	0,03	0,10	0,50	-	0,10	0,01	18	8	-	0,10	Осн.

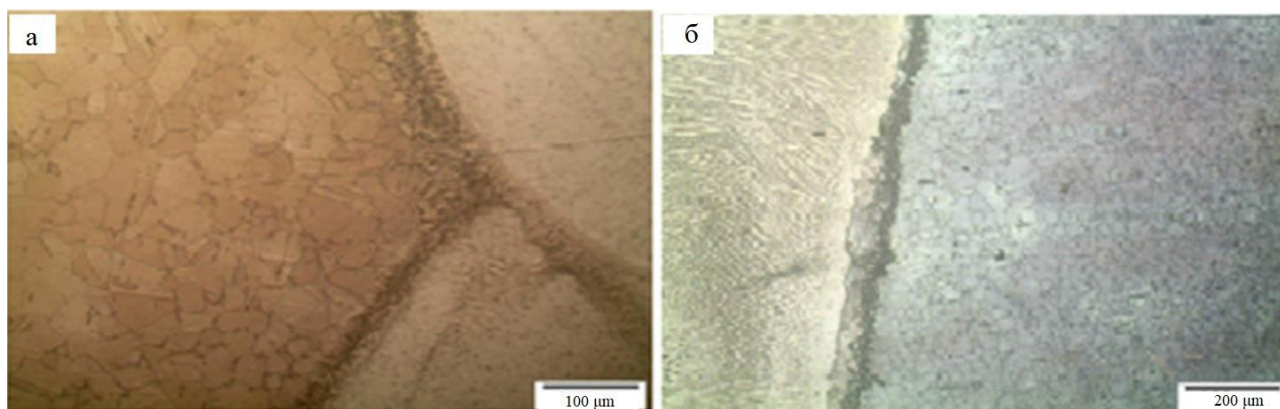


Рис. 1.6 - Микроструктура с несмешанными зонами в области ЗС с использованием присадки Св-МДН 250 [70].

Таблица 1.3 – Значения потенциала питтингообразования E_{pit} и количество δ -феррита в разных зонах СС [70].

Зона СС	ОМ		МШ		ЗС	ЗТВ	
	E_{pit} , мВ	δ -феррит, %	E_{pit} , мВ	δ -феррит, %	E_{pit} , мВ	E_{pit} , мВ	δ -феррит, %
СС с РН 13-8 Мо	130	1,7	160	10	75	110	5,7
СС с МДН 250	130	1,7	-20	9,4	-60	-40	4,6

Сварные швы, выполненные с использованием обеих присадок, приводят к появлению дендритной и неоднородной микроструктуры с присутствием δ -феррита. Дельта-феррит приводит к преимущественному коррозионному воздействию в МШ в водно-хлоридной среде. Состав присадочной проволоки, размер зерна и потенциал коррозии относительно соседней матрицы влияет на коррозионные свойства. Повышенную стойкость к точечной коррозии МШ, выполненного с использованием присадки РН 13-8 Мо, авторы объясняют разрывной сеткой δ -феррита в аустенитной матрице (уменьшение гальванического взаимодействия между аустенитом и δ -ферритом). Потенциал точечной коррозии на ЗС (-60 мВ) СС, выполненных с использованием присадки МДН 250, обусловлен образованием несмешанной зоны на границе плавления [70].

В другой работе этих авторов ОМ такого же состава сваривали дуговой сваркой плавящимся электродом 17Cr-17Mn-0.36N под флюсом (см. химический состав в табл. 1.4) [39].

Таблица 1.4 - Химический состав основного металла и металла электрода [39].

Металл	C	Mn	Cr	N	S	P	Ni	Si	Fe
ОМ (20Mn-18Cr-0,54N)	0,076	19,78	17,96	0,54	0,007	0,051	-	0,34	Осн.
Электрод (17Cr-17Mn-0,36N)	0,066	17,36	17,33	0,37	0,017	0,047	0,09	0,522	Осн.

Полученные СС были качественные, без трещин и пор (отсутствие пористости связано с высоким содержанием марганца в составе сварочной присадки: в зоне перемешивания МШ с ОМ весь азот растворился). Однако в ЗТВ было выявлено некоторое количество δ -феррита, что

привело не только к уменьшению твердости в этой зоне, но и к сильному ухудшению стойкости к питтинговой коррозии в 3,5% NaCl (рис. 1.7). В сводной таблице 1.5 приведены данные по объемной доле δ -феррита, уровню твердости и потенциалу питтингообразования в ОМ, МШ и ЗТВ. Сильное снижение потенциала питтинговой коррозии в ЗТВ (см. табл. 1.5) авторы объясняют тем, что: феррит распределен в аустените в виде непрерывной сетки; возникает разность потенциалов между ферритом и аустенитом, происходит гальваническое взаимодействие на границе раздела аустенит/дельта-феррит.

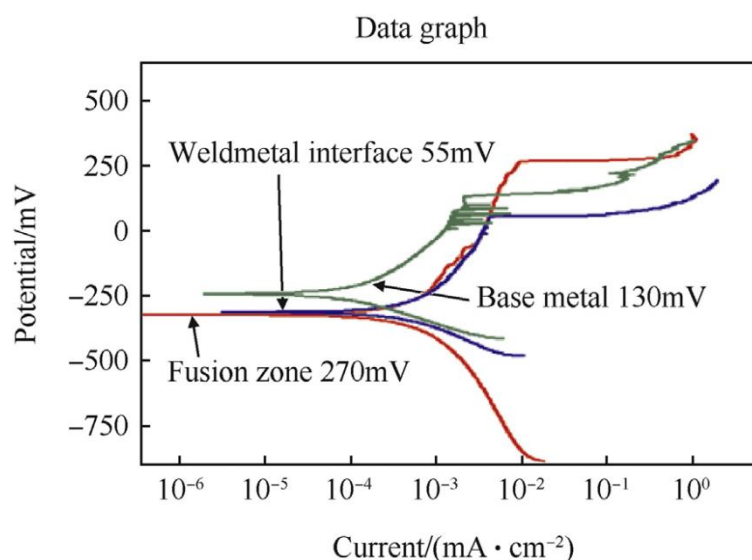


Рис. 1.7 - Потенциодинамическая поляризация стали с высоким содержанием азота и ее СС [39].

Таблица 1.5 - Количество δ -феррита, значения микротвердости и потенциала питтингообразования в ОМ, МШ и ЗТВ в работе [39].

Зона	δ -феррит, %	Аустенит, %	HV	Потенциал питтингообразования, мВ
ОМ	1,7	98,3	353	130
МШ	0,4	99,6	279	270
ЗТВ	3,7	96,3	304	55

Похожий механизм снижения стойкости к питтинговой коррозии из-за образовавшегося δ -феррита в ЗТВ СС азотсодержащей аустенитной нержавеющей стали Fe-17,96Cr-9,74Mn-0,33N-0,03C (мас.%) наблюдали и в работе [71]. При этом количество δ -феррита в ЗТВ 1, 2 и 3 было разным: 16, 35 и 40 % соответственно. На рис. 1.8 видно, что во всех ЗТВ питтинговая стойкость уменьшилась, но находится на одном уровне и не зависит от количества δ -феррита. Этот результат авторы объясняют образованием зоны обедненности Сг на границе раздела аустенит / δ -феррит, что подтверждается многими работами [72-76].

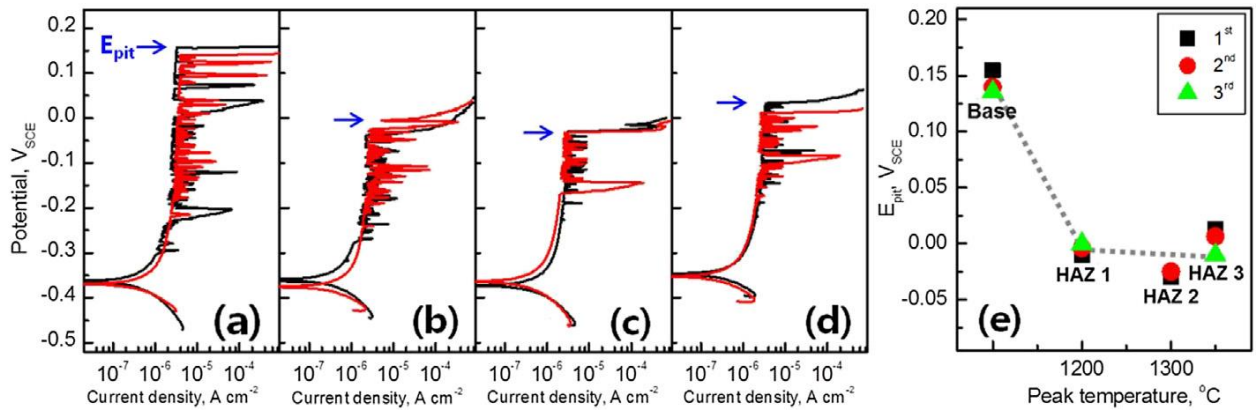


Рис. 1.8 - Потенциодинамические поляризационные кривые: а – ОМ; б – ЗТВ 1; с - ЗТВ 2 и д – ЗТВ 3, измеренные в 0,5 М растворе NaCl при 25°C с потенциальной скоростью развертки 1 мВ с⁻¹; е - E_{pit} от температуры [71].

Таким образом, отмеченный выше – в разделе 1.3.3 – полезный эффект от присутствия в МШ δ -феррита для снижения склонности к горячим трещинам следует использовать с осторожностью, учитывая возможное негативное влияние δ -феррита на возникновение гальванических пар и снижение коррозионной стойкости СС.

Еще одним нежелательным последствием термического цикла сварки является распад аустенита с выделением частиц избыточных фаз в ЗТВ, что вызывает падение коррозионной стойкости. Чем выше концентрация азота в ОМ, тем выше интенсивность процессов распада. В работе [77] оценивали локальную коррозионную стойкость СС Cr-Ni-Mo-N сталей в ЗТВ, полученных аргонодуговой, лазерной и плазменно-дуговой способами сварки. На границе зерен в ЗТВ стали Cr 23% – 4% Ni – 2% Mo – 1% N, сваренной аргоно-дуговой сваркой, наблюдались выделения Cr_2N , что привело к снижению локальной устойчивости к коррозионной среде. Сварные соединения, полученные лазерной и плазменной сваркой, при меньшей погонной энергии сварки, не проявили склонности к питтинговой коррозии.

Автогенная (без присадочного металла) сварка высоколегированных азотсодержащих сталей не рекомендуется фирмой Avesta Welding [55], т.к. микросегрегации в МШ во время охлаждения приводят к снижению пластичности и значительному снижению коррозионной стойкости. Единственным исключением является ситуация, когда после сварки может быть выполнена термическая обработка на твердый раствор.

1.4 Анализ применяющихся подходов к сварке коррозионностойких аустенитных азотсодержащих сталей

1.4.1 Выбор сварочного материала, способного обеспечить равнопрочность с основным металлом, коррозионную стойкость

Выбор сварочного материала определяется условиями получения бездефектного МШ, удовлетворяющего по своим свойствам требованиям, предъявляемым к нему условиями эксплуатации конструкции.

При сварке сложнолегированных аустенитных сталей с высокой концентрацией азота следует подходить к выбору материала сварочной присадки с особым вниманием, т.к. помимо высоких требований к уровню механических и коррозионных свойств требуется обеспечить немагнитность МШ.

Известные коммерческие присадочные материалы содержат в своем составе не более 0,35 масс. % N; присадочные материалы, близкие по составу к существующим АС с высокими концентрациями азота, промышленностью не производятся [70, 78, 79]. Выбирая материал присадки из имеющегося перечня, диссертантом были выведены следующие положения:

1. Химический состав материала присадки должен быть глубоко аустенитным, если требуется получить немагнитное сварное соединение – если сталь является аустенитной в деформированном термически обработанном состоянии, это не означает, что химический состав этой стали гарантирует отсутствие остаточного δ -феррита в литом состоянии, поэтому не всякая аустенитная проволока может быть использована как сварочная присадка для получения немагнитного СС.

2. Химический состав материала присадки должен одновременно обеспечивать коррозионную стойкость СС и выполнение условия «Прочность МШ не ниже, чем на 20 % прочности ОМ»;

Легирование азотом МШ, способствующее и стабилизации аустенита, и повышению его прочности и коррозионной стойкости, может быть осуществлено за счет добавления газообразного азота к защитному газу при сварке. Однако, в этом случае необходимо тщательно рассчитать уровень растворимости азота в МШ, иначе нерастворенный азот образует поры и СС будет непригодно для эксплуатации.

Для получения полностью аустенитной структуры МШ широко используют высоконикелевые присадочные материалы [55, 80]. Однако, в этом случае необходимо проводить сварку по режиму с низким сварочным током, чтобы избежать перемешивания основного металла и металла присадки, иначе зона перемешивания будет обеднена азотом из-за высокой концентрации

никеля, снижающего растворимость азота [36], и окажется наиболее уязвимым участком сварного соединения [81].

По выбору сварочных материалов существуют рекомендации. Справочник [62] приводит рекомендации по выбору сварочных материалов для различных способов сварки наиболее известных коррозионностойких сталей в таблице (см. табл. 1.8). Плавящиеся электроды Э-02Х19Н18Г5АМЧ и Э-02Х19Н18Г5АМЗ (АНВ-17), 02Х25Н24М3АГЗД (АНВ-42), присадочная проволока Св-01Х19Н18Г10АМЧ (ЭП 690) содержат в своем составе от 0,15 до 0,25% N и пригодны для сварки азотсодержащих сталей, по крайней мере – с подобным уровнем содержания этого элемента. Однако в этом справочнике 1991 года указана только одна азотсодержащая марка стали – основного металла (07Х21Г7АН5, также с содержанием 0,15 – 0,25% азота. Не ясно, возможно ли использование вышеуказанных азотсодержащих сварочных материалов для получения СС сталей с содержанием азота 0,4-0,5%. В России и до сих пор очень мало коммерческих (промышленных) марок аустенитных сталей с содержанием азота 0,4-0,5%) [82].

За рубежом имеется значительное количество азотсодержащих марок сталей [4, 5]. Производитель сварочных материалов для стандартных и специальных нержавеющей сталей Avesta Welding предлагает [55] свои рекомендации по выбору пар «супераустенитный высоконикелевый сплав - сварочный материал» и способов их получения сваркой. В табл. 1.7 приведены марки этих материалов, в их числе много азотсодержащих, как видно из химического состава этих марок, см. табл. 1.8. В представленных присадках содержится от 22 %масс. Ni (в некоторых он выступает в качестве основы); большое количество Cr (20-26 %масс.) и Mo (2,2-16 %масс.) – ферритообразующих элементов. Такой состав обеспечивает высокую жаропрочность, коррозионную стойкость (посчитанный диссертантом PREN имеет высокие значения). Содержание углерода в них $\leq 0,03$ %, во избежание возникновения карбидных сеток по границам зерен и для улучшения усвоения азота. Из табл. 1.7, 1.8. видно, что СС супераустенитных высоконикелевых сплавов 254 SMO (X20H18M6Д¹, с 0,2% N) и 4565 (2X24H17M5Г6, с 0,45% N) рекомендуется получать с использованием высоконикелевого сплава Avesta P54 (2X26H26M5Д с 0,35% N). Сварка ММА 254 SMO и 4529 (X20H25M7Д) сплавов с 0,2% N может выполняться с использованием не содержащих азот Ni-Cr-Mo сплавов P12-R (2X22H63M10Б2), P625 (2X22H61M10Б4) и P16 (2X24H60M16Б). В средах с рабочими температурами более 400°С, P625 предпочтителен, т.к. более высокое содержание ниобия обеспечивает жаропрочность структуры. Однако, ниобий образует вторичную нитридную фазу, что может привести к образованию горячих трещин в металле МШ, а P12-R менее чувствителен к их образованию, чем P625 вследствие более низкой

¹ Состав зарубежной стали, здесь и далее, для удобства восприятия, описан по правилам записи российских марок сталей.

концентрации ниобия. Сварку толстых заготовок рекомендуют проводить с использованием P16 для получения менее подверженного образованию трещин МШ [83]. MIG, TIG и дуговая сварка с использованием P12 (X22H64M9B3, без Nb) обеспечивают высокопластичный МШ без вторичных фаз. Содержащий 0,5%N супераустенитный сплав 654 SMO (X24H22M7Г3Д) также рекомендуется [55] к сварке с использованием в качестве присадки P16.

Расчеты предельной растворимости азота [N] по формуле из гл.2 показали, что максимальную растворимость азота способны обеспечить присадочные материалы 254 SFER и P54 (0,32 и 0,33%). Поэтому при использовании присадочных материалов, указанных в табл. 1.7, необходимо избегать интенсивного перемешивания ОМ и присадки.

Таблица 1.6 - Рекомендуемые сварочные материалы для дуговой сварки коррозионностойких сталей [62].

Марка стали	Требования к сварным соединениям	Электродуговая	Аргондуговая	Под флюсом		В CO ₂
		Электрод (ГОСТ 10052-75)	Присадочная проволока (ГОСТ 2246-70)	флюс	Присадочная проволока	проволока
	Стойкость против общей коррозии	Э-07Х20Н9 (ОЗЛ-8)	Св-06Х19Н9Т, Св-08Х20Н9Г7Т	АН-26, АН-45, АН-18	Св-06Х19Н9Т, Св-08Х20Н9Г7Т	Св-08Х20Н9Г7Т
07Х18Н10Т 12Х18Н10Т						
06Х18Н11	Стойкость против общей и межкристаллитной коррозии	Э-08Х20Н9Г2Б (ОЗЛ-7, ПЛ-11), Э-08Х19Н10Г2Б (ЦТ-15), Э-02Х19Н9Б (АНВ-13)	Св-08Х19Н10Б, Св-05Х20Н9ФБС	АН-26, АН-45, АН-18	Св-08Х19Н10Б, Св-05Х20Н9ФБС	Св-05Х20Н9ФБС, Св-08Х19Н10Б
03Х18Н11						
10Х14Г14М4Т 10Х14АГ15 07Х21Г7АН5	Стойкость против общей коррозии	Э-02Х19Н9Б (АНВ-13), Э-02Х21Н10Г2 (ОЗЛ-22) Э-07Х20Н9 (ОЗЛ-8), Э-04Х20Н9 (ОЗЛ-14А)	Св-06Х19Н9Т, Св-08Х20Н9Г7Т	АН-26, АН-45	Св-08Х19Н10Б, Св-05Х20Н9ФБС	Св-05Х20Н9ФБС, Св-08Х19Н10Б
08Х17Н13М2Т 10Х17Н13М3Т						
08Х17Н15М3Т	Стойкость против общей и межкристаллитной коррозии	Э-09Х19Н10Г2М2Б (НЖ-13), Э-07Х19Н11М3Г2Ф (ЭА-400/10У), Э-02Х19Н18Г5АМЧ (АНВ-17) Э-02Х19Н18Г5АМ3 (АНВ-17)	Св-06Х19Н10М3Т, Св-08Х19Н10М3Б, Св-06Х20Н11М3ТБ, Св-01Х19Н18Г10АМЧ (ЭП 690)	АН-26, АН-18, АН-45	Св-06Х19Н10М3Т, Св-06Х19Н11М3ТБ, Св-01Х19Н18Г10АМЧ	Св-06Х19Н11М3ТБ, Св-06Х19Н10М3Т
03Х16Н15М3 03Х21Н21МЧГБ						
02Х8Н22С6	Стойкость против общей и межкристаллитной коррозии	Э-02Х20Н14Г2М2 (ОЗЛ-20) 02Х25Н24М3АГЗД (АНВ-42) Э-02Х19Н18Г5АМ3 (АНВ-17) 02Х17Н14С5 (ОЗЛ-24) 02Х12Н11С6 (АНВ-47)	Св-01Х19Н18Г10АМЧ Св-01Х12Н11С6Ц (ЭК-76)	АН-18, АН-45	01Х19Н18Г10АМЧ	Не рекомендуется

Таблица 1.7 – Рекомендуемые фирмой Avesta Welding присадочные материалы к различным способам сварки некоторых марок аустенитных сталей [55].

Марка стали	Присадочные материалы и способы сварки				
	MMA, (РДС)	MIG, (ИП)	TIG, (РАДС)	SAW, (АФ)	FCW, (СИ)
725LN	254 SFER	—	254 SFER	—	—
Alloy 28	383	—	—	—	—
904L	904L	904L	904L	904L	(P12-PW)
254 SMO [®]	P12-R Bas, P625, P16, P54	P12, P12-0 ^{Nb} , P16, P54	P12, P12-0 ^{Nb} , P16, P54	P12, P12-0 ^{Nb} , P16	P12-PW
4529	P12-R Bas, P625, P16, P54	P12, P12-0 ^{Nb} , P16, P54	P12, P12-0 ^{Nb} , P16, P54	P12, P12-0 ^{Nb} , P16	P12-PW
4565	P16, P54	P16, P54	P16, P54	P16	—
654 SMO [®]	P16	P16	P16	P16	—

Таблица 1.8 - Химический состав основных и присадочных металлов, указанных в табл. 1.7, посчитанные для них PREN и предельная растворимость азота [N] [55].

Основной металл	EN	ASTM	C	N	Cr	Ni	Mo	Other	PREN		
725LN	1.4466	S31050	0,01	0,12	25	22,3	2,1	—	34		
Alloy 28	1.4563	N08023	0,02	—	27	32	3,5	Cu 1,0	39		
904L	1.4539	N08904	0,01	—	20	25	4,3	Cu 1,5	34		
254 SMO [®]	1.4547	S31254	0,01	0,20	20	18	6,1	Cu	43		
4529	1.4529	N08926/ N08367	0,01	0,20	20	25	6,5	Cu	45		
4565	1.4565	S34565	0,02	0,45	24	17	4,5	Mn 5,5	46		
654 SMO [®]	1.4652	S32654	0,01	0,50	24	22	7,3	Mn 3, Cu	56		
Присадочный металл	EN ³⁾	AWS ⁴⁾	C	N	Cr	Ni	Mo	Other	PREN	[N]	
Плавающий электрод	254 SFER	25 22 2 N L R	—	0,03	0,14	25,0	21,0	2,5	Mn 2,5	35	0,32
	383	27 31 4 LR	E383	0,02	—	27,0	32,0	3,7	Cu 1,0	39	0,28
	904L	20 25 5 Cu L	E385	0,02	—	20,5	25,0	4,5	Cu 1,5	35	0,19
	P12-R bas	Ni Cr 21 Mo Fe Nb	ENiCrMo-12	0,02	—	21,5	Bal.	9,5	Nb 2,2; Fe < 3	53	0,09
	P625	Ni Cr 22 Mo 9	ENiCrMo-3	0,02	—	21,5	Bal.	9,5	Nb 3,5; Fe < 1,5	53	0,09
	P54	—	—	0,02	0,35	25,5	25,5	5,0	Cu 0,8	48	0,29
Проволока ²⁾	P16	Ni Cr 25 Mo 16	ENiCrMo-13	0,02	—	23,5	Bal.	15,5	Nb < 0,1	75	0,14
	254 SFER	25 22 2 N L	—	0,02	0,13	22,0	22,0	2,2	Mn 4,5	31	0,26
	904L	20 25 5 Cu L	ER385	0,01	—	20,0	25,5	4,5	Cu 1,5	35	0,18
	P12	Ni Cr 22 Mo 9 Nb	ERNiCrMo-3	0,01	—	22,0	Bal.	9,0	Nb 3,6; Fe 1	52	0,09
	P12-0 ^{Nb}	Ni Cr 22 Mo 9	ERNiCrMo-20	0,01	—	22,0	Bal.	9,0	Nb < 0,1; Fe 1; W 2,8	52	0,08
	P54	—	—	0,02	0,35	26,0	22,0	5,5	Cu 0,9	50	0,33
Порошковая проволока	P16	Ni Cr 25 Mo 16	ERNiCrMo-13	0,01	0,35	25,0	Bal.	16,0	Nb < 0,1; Fe 1	83	0,18
	P12	—	ENiCrMo3	0,02	—	21,5	Bal.	9,0	Nb 3,3; Fe 1	51	0,09

1) Горячекатаный лист, холоднокатаный лист, прутки, трубы, трубопроводная арматура и фланцы.

2) Проволока для MIG, TIG и SAW способов сварки.

3) EN ISO 3581, EN ISO 14343, EN ISO 17633, EN ISO 14172, EN ISO 18274.

4) AWS A5.4, AWS A5.9, AWS A5.22, AWS A5.11, AWS A5.14, AWS A5.34.

Приведенные в изученных литературных источниках данные по описанию свойств полученных различными видами сварки СС азотсодержащих сталей с концентрацией азота не ниже 0,4 мас.% были собраны в сводную таблицу 1.7. В качестве критериев оценки успешности той или иной технологии сварки для получения качественных СС использовали:

- Критерий 1 «Механические свойства». Механические свойства СС отвечают требованиям стандарта РФ к механическим свойствам СС [84]: не отличаются от соответствующих свойств ОМ более, чем на 20% (да/нет);

- Критерий 2 «Коррозионная стойкость». Оценивается по результатам испытаний в 3,5% растворе NaCl на стойкость к питтинговой коррозии электрохимическим методом (есть/нет);

- Критерий 3 «Поры». Оценивается по наличию/отсутствию газовой пористости в СС (да/нет).

Критерий наличия/отсутствия трещин не рассматривали, т.к. такие СС не допускаются до дальнейших испытаний.

Анализ приведенных в таблице 1.9 данных показывает, что полная информация по всем трем критериям оценки свойств СС – с положительным результатом – имеется только в публикации [85] для СС стали 20Mn-18Cr-0,54N, [55] для СС сталей 4565 (2X24H17M5Г6-0,45% N) и 654 SMO (X24H22M7Г3Д-0,5% N), [86] для СС стали 04X20H6Г11M2АФБ-0,4N. В том числе, хорошие результаты обеспечила сварка:

- стали 20Mn-18Cr-0,54N проволокой 13Cr-9Ni-Mo, способом GTAW (ИН/ИНп) - автоматическая дуговая сварка неплавящимся электродом в среде инертного защитного газа;

- стали 4565 (2X24H17M5Г6-0,45% N) - электродами P16 (2X24H60M16Б) и P54 (2X26H26M5Д-0,35N), способом MMA (РДС) – ручная дуговая сварка плавящимся электродом; проволоками P16 (2X24H60M16Б-0,35N) и P54 (2X26H26M5Д-0,35N), способами MIG (ИП) - полуавтоматическая дуговая сварка плавящейся проволокой в инертном газе, TIG (РАДС) – ручная дуговая сварка неплавящимся электродом в среде защитного газа, SAW (АФ) – дуговая сварка под флюсом;

- стали 654 SMO (X24H22M7Г3Д-0,5% N) присадками P16 (2X24H60M16Б) - MMA (РДС); и P16 (2X24H60M16Б-0,35N) - MIG (ИП), TIG (РАДС), SAW (АФ);

- стали 04X20H6Г11M2АФБ-0,4N - электродами ЭА-981/15 (09X16H25Г2M6АФ-0,15N) и ЭА-868/20 10X19H23Г2M5ФАТ-0,2N), способом MMA (РДС); проволоками ЭП-868 (10X19H23Г2M5ФАТ-0,2N) - SAW (АФ); ЭП-647 (10X19H11M4Ф) - GTAW (ИН/ИНп); ЭИ-981А (09X16H25M6АФ-0,15N), способом TIG (РАДС).

Все присадочные материалы, обеспечившие соответствие критерию 2 («Коррозионная стойкость»), содержали от 13 до 19% хрома, могли содержать молибден. СС с низкой питтингоустойчивостью (№№ 11 и 13) получены с применением присадок с 0,5 и 11% Cr, т.е. с недостаточным содержанием хрома.

Таблица 1.9 – Сводная таблица оценки получения качественных СС аустенитных сталей с концентрацией азота $\geq 0,4$ мас.%, полученных различными видами сварки с использованием сварочных присадочных материалов.

Источ-ник	ОМ	Присадочный материал		Способ сварки	Отвечает Критерию					
					№1 «Механиче-ские свойства»	№2 «Коррозионная стойкость»	№3 «Поры»			
[40]	05X22AG16H8M-0,5N, 05X22AG15H8M2Ф-0,5N	1	05X22AG16H8M-0,5N,	TIG (РАДС),	Да		Нет			
		2	05X22AG15H8M2Ф-0,5N	SMAW (АФ)						
[55]	4565 (2X24H17M5Г6-0,45% N)	3	P16 (2X24H60M16Б)	MMA (РДС)	Да	Есть	Нет			
		4	P16 (2X24H60M16Б-0,35N)	MIG (ИП), TIG (РАДС), SAW (АФ)	Да	Есть	Нет			
		5	P54 (2X26H26M5Д-0,35N)	MMA (РДС), MIG (ИП), TIG (РАДС), SAW (АФ)	Да	Есть	Нет			
	654 SMO (X24H22M7Г3Д-0,5% N)	3	P16 (2X24H60M16Б)	MMA (РДС)	Да	Есть	Нет			
		4	P16 (2X24H60M16Б-0,35N)	MIG (ИП), TIG (РАДС), SAW (АФ)	Да	Есть	Нет			
[87]	19Cr-0,9Ni-10Mn-0,5N	6	E309 (24Cr-2Mn-13Ni),	GMAW (ИП)	Нет		Нет			
		7	E307 (19Cr-6Mn-9Ni),		Да		Нет			
		8	E307Si (18Cr-7Mn-8Ni),		Нет		Нет			
		9	E312 (29Cr-1Mn-10Ni)		Нет		Нет			
[39, 70, 85, 88]	20Mn-18Cr-0,54N	10	17Mn-17Cr-0,37N-0,09Ni	SMAW(АФ)	Нет	Есть	Нет			
		11	MDN 250 (0,1Mn-0,5Cr-18Ni-8Co)	GTAW(ИН/ИНп)	Нет	Нет				
		12	PH 13-8 Mo (13Cr-9Ni-3Mo)		Да	Есть	(нет)			
		13	11-10 PH (11Cr-1Mn-10Ni)			Нет	Есть			
[79, 86]	Рекомендуется для сварки корпусных сталей, например 04X20H6Г11M2АФБ-0,4N	14	ЭА-395/9 (09X16H25ГМ5-0,12N)	MMA (РДС)	Да		Есть	Нет		
		15	ЭА-981/15 (09X16H25Г2М6АФ-0,15N)							
		16	ЭА-868/20 (10X19H23Г2М5ФАТ-0,2N)							
		17	ЭИ-395 (10X16H25АМ6-0,15N),	SAW (АФ)						(нет)
		18	ЭП-181 (08Г35Ю6М2)							
		19	ЭП-868 (10X19H23Г2М5ФАТ-0,2N)							
		20	ЭП-647 (10X19H11M4Ф)							
				21			ЭИ-981А (09X16H25М6АФ-0,15N)	GTAW (ИН/ИНп)		Есть
[54]	X22AG16H8M-0,53N	22	X22AG16H8M-0,53N	TIG (РАДС)	Да	Есть в СМБ – общ.	Нет			

1.4.2 Выбор режимов сварки

Для высоколегированных сталей характерны пониженные, по сравнению с рядовыми и легированными сталями, температура плавления и теплопроводность, высокие электросопротивление и коэффициент линейного расширения. Эти особенности определяют поведение аустенитных сталей при сварке. Низкий коэффициент теплопроводности и высокий коэффициент линейного расширения обуславливают при одинаковой погонной энергии и прочих равных условиях (метода сварки, геометрии кромок, жесткости соединения и др.) расширение зоны проплавления и областей, нагретых до различных температур, и увеличение суммарной пластической деформации металла шва и околошовной зоны. Это увеличивает коробление изделий. Поэтому для высоколегированных сталей следует применять способы и режимы сварки, характеризующиеся максимальной концентрацией тепловой энергии, и/или пониженным током сварки, по сравнению с током при сварке углеродистой стали. По сравнению с углеродистой сталью при дуговой сварке коррозионностойких АС силу тока сварки снижают на 10-30%. При его расчете необходимо учитывать тип соединения, форму разделки кромок, качество сборки, наличие или отсутствие подкладки, положение шва в пространстве и т.д.

Во избежание выделения частиц избыточных фаз в ОМ при термическом цикле сварки, погонная энергия при сварке аустенитных материалов должна быть как можно ниже, но это не должно приводить к риску отсутствия плавления и т. д. Из литературы известна общая рекомендация: подводимая теплота не должна превышать 2 кДж/мм. Однако критический верхний предел очень сильно зависит от способа сварки и толщины заготовки. Например, способ MIG не так чувствителен, как SAW, а 5 мм соединение менее чувствительно, чем 20 мм соединение [55]. Погонная энергия может быть рассчитана по следующей формуле 1 [89]:

$$Q = \frac{k \times U \times I \times 60}{v \times 1000}, \quad (1)$$

где Q – погонная энергия [кДж/мм], U – напряжение [В], I – ток [А], v – скорость сварки [мм/мин], k – тепловой КПД метода сварки, величина которого для разных способов составляет: MMA = 0,8; MAG, все типы = 0,8; SAW = 1,0; TIG = 0,6.

В работе [90] исследовали влияние погонной энергии на пористость, содержание азота и микроструктуру МШ аустенитной стали 1Cr21Mn16N с 0,56 %N, полученного аргонодуговой сваркой вольфрамовым электродом без использования сварочной присадки. Сварку проводили в защитной атмосфере Ar с различной концентрацией добавленного в аргон азота. В работе использовали три режима сварки, указанные в табл. 1.10. Пористость во всех полученных СС отсутствовала. На рис. 1.9 показано содержание азота в сварных швах. При сварке в чистом Ar содержание азота в МШ было меньше, чем в ОМ, причем тем меньше, чем выше было тепловложение при сварке: сварка при минимальном токе и напряжении обеспечила наименьшую потерю азота

– 0,03%; при максимальных значениях тока сварки и напряжения потеря азота составила 0,08%. При осуществлении процесса сварки в азотсодержащей атмосфере содержание азота в МШ возрастало пропорционально его концентрации в защитном газе. При этом влияние величины погонной энергии было прямо противоположно наблюдавшемуся при сварке в аргоне, без добавок азота: концентрация азота в МШ была тем выше, чем выше было тепловложение.

Таблица 1.10 - Параметры сварки, использованные в [90].

№	Ток сварки, А	Напряжение, В	Скорость сварки, см/мин	Погонная энергия, Дж/мм
1	110	12,8	16	528
2	200	18	16	1350
3	300	20,8	16	2340

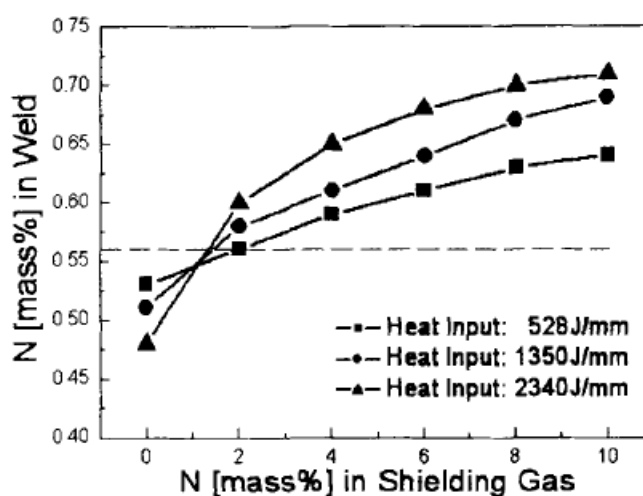


Рис. 1.9 – Содержание азота в МШ в зависимости от количества азота в защитном газе при разных значениях погонной энергии [90].

Полученный для сварки в атмосфере аргона результат авторы [90] объясняют следующим образом. Направление диффузии азота между сварочной ванной и защитным газом определяется по разнице в активности между сварочной ванной и защитным газом [91]. Активность газа связана с его парциальным давлением. Для азота оно, в соответствии с законом Сивертса, задается квадратным корнем от содержания азота. Когда в качестве защитного газа при сварке АС используется чистый аргон, активность азота в защитном газе приближается к нулю, что намного меньше, чем в сварочной ванне, где содержание азота выходит за пределы его растворимости в расплавленном состоянии. Таким образом, азот диффундирует из сварочной ванны в сторону защитного газа и происходит снижение концентрации азота в МШ. Как результат, в твердом металле МШ содержание азота ниже, чем в ОМ [92]. К тому же, увеличение подачи тепла может увеличивать площадь поверхность сварочной ванны и способствовать десорбции азота, что еще сильнее уменьшает его количество в МШ [93].

В случае добавки газообразного азота к защитному газу активность защитного газа оказывается выше, чем у сварочной ванны. Таким образом, азот диффундирует от защитного газа к сварочной ванне и содержание азота в МШ повышается. При этом необходимо определять критическое количество азота в качестве добавки к защитному газу и строго не превышать это значение. Так, при добавлении 6% N₂ были обнаружены поры в МШ, а при добавлении 4% N₂ к защитному газу поры отсутствовали, азот был полностью растворен и содержание его в МШ оказалось выше, чем в ОМ: 0,65-0,7% N, при этом, чем больше было тепловложение, тем азота было больше. В этом случае азот диффундировал из защитного газа в сварочную ванну, более высокая подача тепла способствовала поглощению азота, а избыточное давление, создаваемое над поверхностью сварочной ванны, позволило вместить количество азота, превышающее его растворимость в твердом растворе. Так, по формуле 4 был проведен расчет растворимости азота для состава свариваемого металла, значение которого составило 0,62% – меньше, чем было обнаружено в МШ.

Данные работы [90] согласуются с данными работы [94], где исследовали СС стали 06X18AG12 толщиной 4 мм, полученные неплавящимся вольфрамовым электродом с использованием различных режимов сварки. Было установлено, что увеличение тока с уровня 60А до 220А приводит к снижению концентрации азота в сварном шве и увеличению количества пор. В то же время установлено, что увеличение скорости сварки с 0,22 м/с до 0,55 м/с мало отражается на изменении содержания азота в МШ. Значения оптимальных параметров напряжения в работе [94] были установлены в диапазоне от 12 В до 41 В.

Выше уже отмечалось, что Avesta Welding разработала свои рекомендации по использованию некоторых своих присадочных материалов для сварки аустенитных сталей, см. табл. 1.7-1.8 [55]. В таблице 1.11 по данным [55] указаны толщина свариваемых кромок и подходящие для них марка и диаметр сварочных присадок, положение и режимы сварки. Положение при сварке определяет положение МШ в пространстве при осуществлении сварочных процедур и регламентируется по ГОСТ 6947-2017 [95], ISO 9606 [96] или ISO 15614 [97]. Оно определяется углами наклона оси и поворота лицевой поверхности МШ относительно горизонтальной плоскости в зависимости от требуемой технологии выполнения сварочных работ.

Таблица 1.11 - Параметры сварки для различных типов соединений с использованием аустенитных сварочных присадочных материалов без азота [55].

Способ*	Толщина, мм	Присадка	Диаметр, мм	Положение EN/ASTM**	Ток, А	Напряжение, V	Скорость, см/мин
MMA	12	904L (2X21H25M5D2)	3,25 4,00	PA (1G)	100 – 110 140 – 150	25 – 26 26 – 27	15 – 25 20 – 30
MMA	5	P12-R (2X22H63M10B2)	3,25	PA (1G)	105 – 115	25 – 27	20 – 30
MMA	20		2,50 3,25	PF (3F)	55 – 60 70 – 75	23 – 24 23 – 24	6 – 8 6 – 8
MMA	10	P16 (2X24H60M16B)	3,25 4,00	PA (1G)	95 – 100 120 – 125	25 – 27 26 – 27	15 – 25 20 – 30
FCAW	10	P12 (2X22H65M9B3)	1,20	PA (1G)	185 – 195 220 – 230	24 – 25 26 – 27	30 – 40 35 – 45
MIG	10	904L (X20H26M5D2)	1,20	PA (1G)	200 – 220	28 – 30	30 – 40
MIG	5	P12 (X22H64M9B4)	1,20	PA (1G)	180 – 200	26 – 28	25 – 35
TIG	3		1,60	H-L 056 (6G)	45 – 55	10 – 11	2 – 6
TIG SAW	16		1,60 2,40	PA (1G)	140 – 150 300 – 350	10 – 12 30 – 33	4 – 10 40 – 45
SAW	20	P12-0 ^{Nb} (X22H64M9B3)	2,40	PA (1G)	300 – 350 300 – 400	29 – 31 31 – 33	40 – 45 40 – 45

* Международное обозначение способов сварки, см. раздел 1.1.

** Расшифровка обозначений пространственного положения при сварке:

- PA (1G) – нижнее для стыковых и угловых швов;

- PF (3F) – вертикальное снизу вверх;

- H-L 056 (6G) – труба.

Помимо режимов сварки на качество СС влияют: объем и форма сварочной ванны, скорость и условия кристаллизации, в т.ч. зависящие от количества проходов при сварке, температура перегрева выше температуры ликвидус. В том числе, показано, что при уменьшении объема расплавленного металла снижаются время его пребывания в перегретом состоянии и вероятность зарождения крупных пузырьков газа [94].

1.4.3 Дополнительная обработка, в т.ч. – термообработка, тепловая правка

1.4.3.1 Подогрев основного металла перед сваркой

Как правило, нержавеющие стали (включая аустенитные стали) не должны предварительно нагреваться перед сваркой. Сварка обычно проводится при комнатной температуре. При более низких температурах рекомендуется предварительный нагрев максимум до 50 °С, во избежание негативного влияния водного конденсата, который может привести к образованию пор. При сварке отливок, а также в тех случаях, когда заготовка толстая или с высоким ограничением, в некоторых случаях может быть использован предварительный нагрев до температуры не более

100 °С для уменьшения вероятности образования горячих трещин и/или сварочных напряжений. Однако в этом случае необходимо правильно рассчитать характеристики пламени горелки (температура, тепловая мощность, зона распределения нагрева, соотношение объема газа) [98]. Неправильно подобранные параметры подогрева свариваемого изделия могут привести к локальному науглероживанию, что снижает устойчивость к межкристаллитной коррозии [55].

1.4.3.2 Термообработка сварного соединения после сварки

Термическую обработку после сварки проводят, как правило, для снятия сварочных напряжений, улучшения структуры металла шва и околошовной зоны, стабилизации механических свойств, растворения частиц избыточных фаз, а что касается аустенитных сталей, то и для снятия самонаклепа, возникающего вследствие пластической деформации МШ и зоны термического влияния в результате большого коэффициента линейного расширения, усадки и отсутствия полиморфных превращений. СС аустенитных сталей, как правило, подвергают нагреву до температур 1080-1120 °С, выдержке при этих температурах в зависимости от толщины СС и быстрого охлаждения.

В работе [40] исследовали влияние различных условий термообработки на уровень механических свойств высокоазотистой аустенитной стали 05X22AG15N8M2Ф и ее СС. Применяли различные режимы обработки: I – ковка; II – ковка+закалка от 1100 °С; III – ковка+сварка; IV – ковка+закалка от 1100 °С +сварка; V – ковка+сварка+закалка от 1100 °С; VI – ковка+закалка от 1100 °С +сварка+закалка от 1100 °С. Результаты показали (см. рис. 1.10), что у СС (режимы III и IV) и предел текучести, и предел прочности находятся уровне, близком к свойствам ОМ послековки и закалки от 1100 °С ($\sigma_{0,2}=450-465$ МПа, $\sigma_b=800-820$ МПа); относительное удлинение образцов послековки и закалки составляет 47-49%, СС послековки - 25-30%, послековки и закалки – 39-40%; КСУ при 20 °С составляет от 1,8 МДж/м² (у СС, полученным по режимам III и IV) до 3-3,5 МДж/м² (у СС, полученным по режимам IV и VI). Оптимальным сочетанием прочности и пластичности обладает металл СС по режиму VI, с проведением закалки послековки и после получения сварных соединений. Это связано с формированием при нагреве под закалку более однородной структуры металла и сближения уровня микротвердости разных зон СС.

В диссертационной работе [99] применяли термическую обработку СС стареющей стали X14AG18N13FM (с 0,32% масс. N), упроченной дисперсными частицами VN, полученных вакуумной электроннолучевой сваркой. В табл. 1.12 приведены механические свойства основного металла, СС после сварки и СС после проведения термообработки, состоящей из закалки от 1150 °С и последующего старения в течение 5 час при 650 °С.

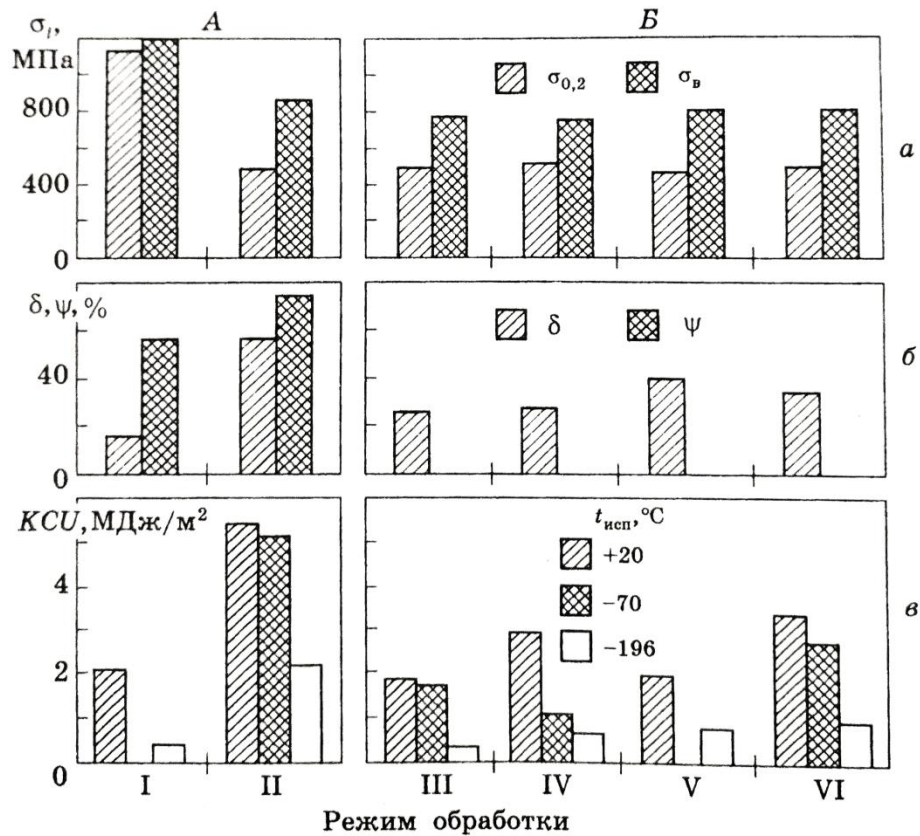


Рис. 1.10 - Влияние режимов обработки на механические свойства стали 05X22AG15H8M2Ф и ее СС при различных температурах [40]: А – свойства ОМ; Б – свойства СС
 I – ковка; II – ковка+закалка; III – ковка+сварка; IV – ковка+закалка+сварка; V – ковка+сварка+закалка; VI – ковка+закалка+сварка+закалка.

После сварки без ТО сталь сохраняет высокий уровень механических свойств при комнатной температуре. А для СС, подвергнутых термообработке после сварки наблюдали повышение предела прочности и снижение пластичности и ударной вязкости.

Таблица 1.12 - Механические свойства стали X14AG18H13ФМ и ее СС, без ТО и после проведения ТО после сварки [99].

Обработка	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	Ψ , %	КСУ, МДж/м ²
Без сварки (ковка)	708	955	36,2	64,7	1,81
Сварка без обработки	720	885	21,5	63,4	0,75
Сварка+закалка 1200°C+650 °С 5 час	814	1106	19	35,2	0,30

Таким образом, необходимость в термообработке и режимы ее проведения зависят от марки стали, от структуры и свойств СС и требований к СС, предъявляемым условиями их эксплуатации.

1.4.3.3 Коробление сварных соединений и способы его устранения

Аустенитные стали имеют больший коэффициент расширения, чем низколегированные и duplexные нержавеющие стали. Это означает, что эффект коробления их СС во время сварки выражен более сильно. Коробление также может происходить от собственных напряжений конструкции или элемента конструкции (временных и остаточных) [100]. Временные напряжения существуют только во время сварки, а остаточные сохраняются после сварки. Последние трудно поддаются регламентации и классификации из-за весьма разнообразных механизмов действия. Чтобы уменьшить коробление, рекомендуют сварку прихвата выполнять с большой точностью; последовательность сварки должна быть тщательно спланирована, сварные швы должны быть расположены симметрично друг к другу. Если же не получилось избежать потери плоскостности СС, то можно прибегнуть к тепловой и/или механической правке. В литературе отсутствуют какие-либо рекомендации по режимам исправления коробления.

1.5 Решенные проблемы в области сварки азотистых сталей

1.5.1 Получение бездефектных сварных соединений азотсодержащих сталей с высоким уровнем механических свойств

К настоящему времени решена (в целом) проблема получения бездефектных СС азотсодержащих сталей с высоким уровнем механических свойств для ряда наиболее известных марок аустенитных АС. Ниже приведены примеры встречающихся вариантов получения качественных (бездефектных) высокопрочных азотсодержащих СС. Проблема решается за счет:

- применения высоколегированных присадочных материалов;
- подбора способа сварки с минимальным тепловложением (например - Лз (LBW), ЭЛС (EBW), СТ (FSW)), в т.ч. использования встык без сварочной присадки (для тонких сечений).

Известно, что аустенитные стали, легированные азотом, отличаются высокой прочностью [7, 10, 19, 20, 24, 41, 42, 44, 45] и, как уже отмечалось выше, для обеспечения равнопрочности разных зон СС сварочный присадочный материал должен обладать прочностными свойствами по крайней мере не ниже, чем у ОМ. Фирма Avesta Welding разработала, применительно к используемым в собственной деятельности сталям, рекомендации по сварке полностью аустенитных коррозионно-стойких сталей [55]. В этом документе приводится сравнение механических свойств деформируемого ОМ в горячекатаном и холоднокатаном виде с механическими свойствами СС, полученными различными способами сварки с использованием нескольких видов высоколегированных сварочных присадок, см. таблицы 1.13-1.14.

Таблица 1.13 – Рекомендованные способы и материалы для сварки аустенитных сталей с азотом и без [55].

Марка стали	Способ сварки	Присадочный материал
725LN (X25H22M2 с 0,12% N)	MMA	254 SFER (3X25H21M3Г3 с 0,14% N)
	TIG	254 SFER (2X22H22M2Г5 с 0,13% N)
904L (X20H25M4Д2)	MMA	904L (2X21H25M5Д2)
	MIG, TIG, SAW	904L (X20H26M5Д2)
254 SMO (X20H18M6Д с 0,2% N)	MMA	P12 (X22H64M9Б4)
	MIG, TIG, SAW	P12 (X22H64M9Б4), P12-0Nb (X22H64M9Б3)
	FCW	P12 (2X22H65M9Б3)
4565 (2X24H17M5Г6 с 0,45% N)	MMA	P16 (2X24H60M16Б)
	MIG, TIG, SAW	P16 (X25H58M16Б с 0,35 % N)
654 SMO (X24H22M7Г3Д с 0,5% N)	MMA	P16 (2X24H60M16Б)
	MIG, TIG, SAW	P16 (X25H58M16Б с 0,35 % N)

В табл. 1.14 видно, что прочность на растяжение и ударный изгиб как ОМ, так и СС, находятся на высоком уровне, некоторые значения СС даже немного превосходят свойства ОМ. Сварное соединение, полученное TIG сваркой, как правило, имеет значительно лучшие свойства, чем сварное соединение под флюсом [55]. В тоже время, метод сварки и тип соединения имеют большое значение. Анализ данных таблицы показывает, что прочностные свойства СС тем выше, чем больше в металле сварочной присадки молибдена (иногда вводится и вольфрам) и азота. Дополнительное упрочнение МШ достигается введением в материал присадки ниобия.

Таблица 1.14 - Механические свойства ОМ горячекатаного (Р) и холоднокатаного (С) проката, горячекатаного рулона (Н) и их СС, с применением различных способов сварки [55].

Марка стали / Присадочный металл	Минимальное значение ¹⁾			Свойства СС после различных способов сварки				
	Р	Н	С	MMA	MIG	TIG	SAW	FCW
725LN / 254 SFER								
$\sigma_{0,2}$, (МПа)	250	—	—	440	—	440	—	—
σ_B , (МПа)	540	—	—	660	—	650	—	—
δ_5 , %	40	—	—	32	—	35	—	—
Ударная вязкость, Дж								
+20°C	60	—	—	55	—	180	—	—
-196°C	—	—	—	—	—	130	—	—
904L / 904L								
$\sigma_{0,2}$, (МПа)	220	220	240	400	340	410	350	—
σ_B , (МПа)	520	530	530	565	570	610	560	—
δ_5 , %	35	35	35	34	38	35	36	—
Ударная вязкость, Дж								
+20°C	60	60	60	70	130	180	100	—
-196°C	—	—	—	50	100	130	—	—
254 SMO / P12								
$\sigma_{0,2}$, (МПа)	300	300	320	480	480	490	460	460
σ_B , (МПа)	650	650	650	730	750	740	730	750
δ_5 , %	40	35	35	37	42	37	41	40
Ударная вязкость, Дж								
+20°C	60	60	60	90	170	130	80	75
-196°C	—	—	—	70	150	110	—	45
254 SMO / P12-0^{Nb}								
$\sigma_{0,2}$, (МПа)	300	300	320	—	380	440	400	—
σ_B , (МПа)	650	650	650	—	630	670	630	—
δ_5 , %	40	35	35	—	36	41	36	—
Ударная вязкость, Дж								
+20°C	60	60	60	—	240	220	120	—
-70°C	—	—	—	—	220	210	110	—
4565 / P16								
$\sigma_{0,2}$, (МПа)	420	420	420	550	470	510	480	—
σ_B , (МПа)	800	800	800	780	700	760	720	—
δ_5 , %	30	30	30	35	33	43	37	—
Ударная вязкость, Дж								
+20°C	90	90	90	60	120	135	65	—
-40°C	—	—	—	40	—	—	60	—
654 SMO / P16								
$\sigma_{0,2}$, (МПа)	430	430	430	550	470	510	480	—
σ_B , (МПа)	750	750	750	780	700	760	720	—
δ_5 , %	40	40	40	35	33	43	37	—
Ударная вязкость, Дж								
+20°C	60	60	60	60	120	135	65	—
-40°C	—	—	—	40	—	—	60	—

В работе [87] сварочные испытания аустенитной нержавеющей безникелевой стали Cromanite (19Cr-0,9Ni-10Mn-0,03C-0,5N) проводили с использованием не содержащих азота присадок: E309 (23,5Cr-1,7Mn-13Ni-0,03C-0,4Si-0,07Mo), E307 (18,8Cr-6,1Mn-8,8Ni-0,1C-0,6Si-0,1Mo), E307Si (18Cr-7Mn-7,5Ni-0,08C-0,9Si-0,1Mo) и E312 (28,6Cr-1,3Mn-9,9Ni-0,1C-0,8Si-0,1Mo).

Нами были проведены расчеты фазового состава указанных присадок с использованием формул расчета никелевого и хромового эквивалентов модифицированной диаграммы Шеффлера (см. Гл.2). Критерий попадания стали в аустенитную область на диаграмме - выполнение условия $\Delta = 1,17 * Cr_{\text{экв}} - Ni_{\text{экв}} \leq 11,16$, где $Ni_{\text{экв}} = Ni + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C$; $Cr_{\text{экв}} = Cr + 1,5Mo + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb$. Расчеты показали, что только присадка E307 находится в аустенитной области (фактическое содержание δ -феррита в МШ составило $\sim 5\%$). Остальные три марки присадочных материалов имеют аустенитно-ферритную структуру, с содержанием феррита до 38 об. % (E312). Авторы объясняют такой выбор снижением риска возникновения горячих трещин за счет наличия δ -феррита.

Результаты определения твердости в различных зонах полученных в работе [87] СС показаны на рисунке 1.11. МШ, изготовленные с использованием всех использованных присадочных проволок, были устойчивы к горячему растрескиванию и образованию пористости, вызванной азотом, но их твердость, прочность, пластичность и ударная вязкость были ниже, чем у отожженного основного металла (табл. 1.15). Отмечено снижение ударной вязкости СС более чем в два раза по сравнению с уровнем ОМ. Это может быть связано, в том числе, с выделением карбидов типа $Me_{23}C_6$ при термическом цикле сварки. СС, сваренные с использованием присадки E307, обладают наилучшей комбинацией свойств, демонстрируя высокую степень упрочнения и удлинения до разрушения. Высокая степень упрочнения может быть объяснена низкой энергией дефектов упаковки из-за высокого содержания марганца и низкого содержания никеля в присадочной проволоке E307.

Таблица 1.15 - Механические свойства Cromanite и ее сварных соединений [87].

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	HV	δ_5 , %	ψ , %	KCV, Дж
Cromanite - ОМ	587	916	277	75	60	298
Cromanite / E309	475	620	183	24	53	105
Cromanite / E307	556	823	187	45	46	104
Cromanite / E307Si	450	681	186	43	29	132
Cromanite / E312	629	791	235	28	36	52

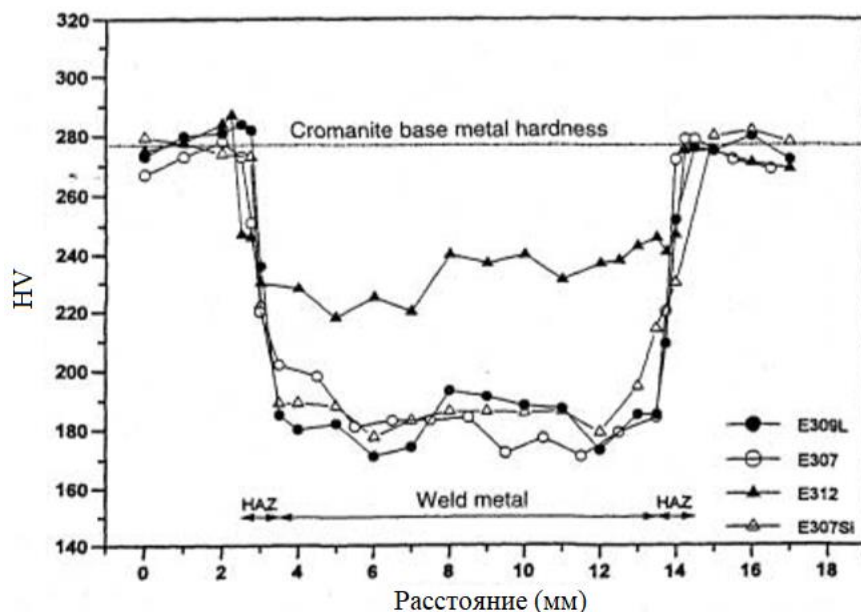


Рис. 1.11 - Значения микротвердости по Викерсу в различных зонах СС Cromanite. [87].

В работе [88] исследовали свойства СС Cr-Mn-N стали (0,076C-19,78Mn-17,96Cr-0,543N-0,007S-0,051P-0,34Si), выполненных с использованием дуговой сварки с покрытым электродом Cr-Mn-N (0,066C-17,36Mn-17,33Cr-0,366N-0,017S-0,047 P-0,09Ni-0,522Si) - SMAW, автоматической дуговой сварки с проволокой MDN 250 (0,03C-0,10Mn-0,50Cr-0,10S-0,01P-18Ni-8Co-0,10Si) - GTAW, электронно-лучевой сварки EBW и сварки трением с перемешиванием FSW – без присадочных материалов. Исследование показало, что МШ, выполненные сваркой трением с перемешиванием, имеют более высокую прочность по сравнению с СС, полученными сваркой плавлением (см. табл. 1.16).

Таблица 1.16 - Механические свойства при растяжении и значения твердости СС с высоким содержанием азота [88].

ОМ / присадка	Способ сварки	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	Зона разрушения	HV
0,076C-19,78Mn-17,96Cr-0,543N	-	1190	1215	22	ОМ	410
0,076C-19,78Mn-17,96Cr-0,543N / 0,066C-17,36Mn-17,33Cr-0,366N	SMAW	233	667	10	МШ	228
0,076C-19,78Mn-17,96Cr-0,543N / 0,03C-0,10Mn-0,50Cr-18Ni-8Co	GTAW	411	655	9,2	МШ	211
0,076C-19,78Mn-17,96Cr-0,543N / -	EBW	790	1050	10,2	МШ	340
0,076C-19,78Mn-17,96Cr-0,543N / -	FSW	811	1065	9	МШ	364

Анализ механических свойств, приведенных в табл. 1.16 [88] показывает, что СС, полученные SMAW-сваркой с электродом, демонстрируют низкую прочность, что объясняется высоким вводом тепла во время сварки и полученной крупной дендритной структурой в металле шва. Сварные швы, полученные GTAW-сваркой с вольфрамовым электродом в защитном газе, имеют

умеренную прочность, тем не менее в структуре присутствуют удлиненные островковые зоны и несмешанные зоны на границе плавления. СС, полученные электронно-лучевым способом – EBW обеспечивают максимальную прочность по сравнению с другими способами сварки. Однако их пластичность вдвое ниже, чем у ОМ, что может быть связано с присутствием δ -феррита в аустенитной матрице СС. СС, выполненные сваркой трением с перемешиванием (FSW), обладали наиболее высокой прочностью и твердостью благодаря мелкозернистой аустенитной структуре. Их пластичность также невысока.

Авторы [101] моделировали влияние термического цикла сварки на структуру и свойства ЗТВ стали 1Cr22Mn16N (0,148C - 0,49Si - 16,00Mn - 22,07Cr - 0,47Ni - 0,56N), варьируя температуру нагрева стали и скорость её охлаждения (рис. 1.12).

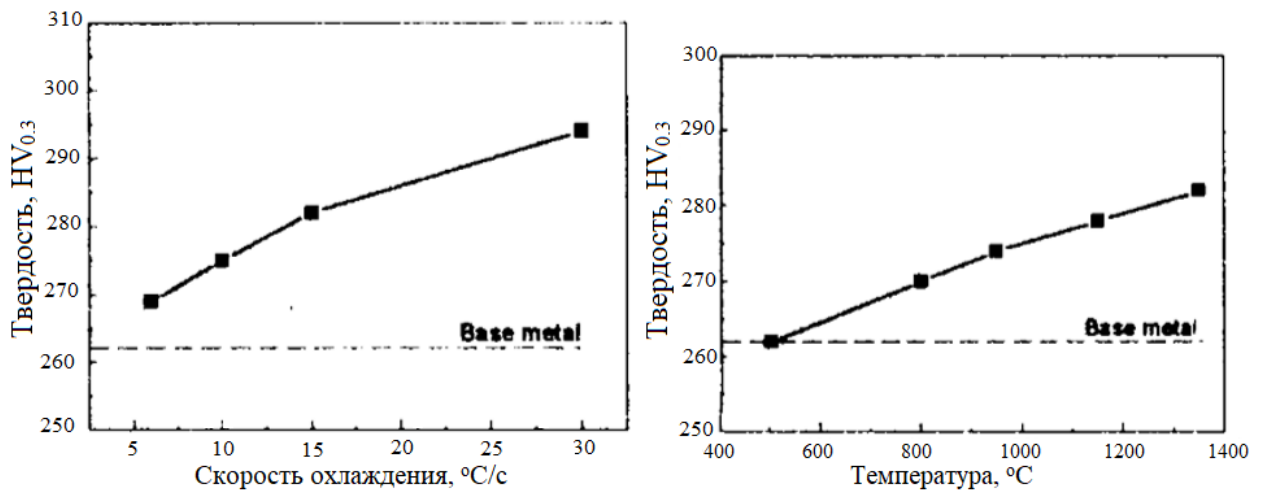


Рис. 1.12 - Микротвердость стали 1Cr22Mn16N в зависимости от:
а) скорости охлаждения; б) температуры сварочного цикла [101].

Исходя из рис. 1.12, твердость металла в ЗТВ будет увеличиваться при увеличении скорости охлаждения и уменьшаться при меньшем значении температуры. Твердость ЗТВ данной стали будет выше, чем у ОМ, что видно из отсутствия разупрочнения в ЗТВ при используемых условиях сварки. Ударная вязкость металла ЗТВ этой стали будет увеличиваться с увеличением скорости охлаждения. Для металла ЗТВ имеются две критические, с точки зрения охрупчивания, температуры (см. рис. 1.13): 800 °C (возникновение карбидов Cr_{23}C_6 по границам зерен) и 1350 °C (появление высокотемпературного δ -феррита).

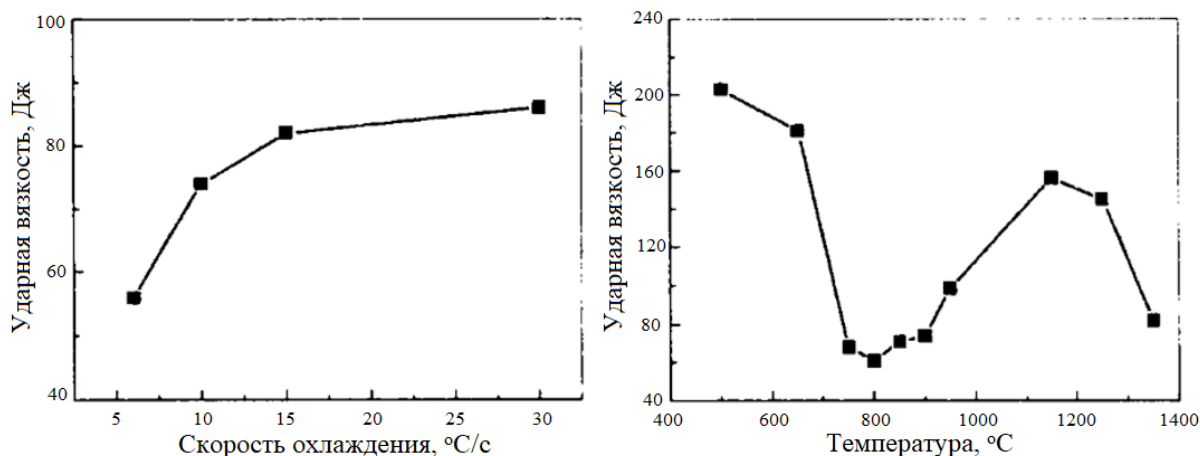


Рис. 1.13 - Ударная вязкость ЗТВ при -40°C в зависимости от: а) скорости охлаждения; б) температуры сварочного цикла [101].

В диссертационной работе [99] исследовали механические свойства СС горячекатаных (от температуры 1150°C) пластин стали типа X22AG16H8MФ с различным содержанием азота. СС получали аргодуговой сваркой встык, без присадки.

Изменение концентрации азота в данной стали оказывает существенное влияние на структурно-фазовое состояние ОМ и МШ. Автор [99], комментируя свойства СС с $0,20 - 0,32\%$ N с пониженной пластичностью, пишет, что это может быть связано с наличием в ОМ и ЗТВ некоторого количества σ -фазы и δ -феррита в их МШ. СС аустенитного металла с более высокой концентрацией азота $0,53\%$ N (см. табл. 1.17) отмечены наиболее высокие пластические свойства, т.к. при условии выполнения соотношения $1,00 < \text{Cr}_{\text{ЭКВ}} / \text{Ni}_{\text{ЭКВ}} < 1,40$ σ -фаза не формируется [99]. При содержании N $\sim 0,70\%$ в ЗТВ по границам зерен наблюдали большое количество нитридов.

Комментируя полученные в [99] данные, можно отметить следующее. По нашей расчетной оценке, выполнение условия $\Delta = 1,17 * \text{Cr}_{\text{ЭКВ}} - \text{Ni}_{\text{ЭКВ}} \leq 11,16$ (критерия нахождения в аустенитной области на диаграмме Шеффлера) отмечается не для всех для сталей типа X22AG16H8MФ, из числа изученных (см. табл.1.17). Стали с концентрацией азота $0,2-0,44\%$ относятся к аустенитно-ферритной области, сталь с $0,53\%$ азота находится у границы раздела областей А/А+Ф на диаграмме Шеффлера. Максимальная расчетная растворимость азота в сталях типа X22AG16H8MФ из работы [99] составляет $0,57\%$ (расчеты проведены нами по методике, изложенной в гл.2). Таким образом, наиболее высокие свойства стыковых соединений данной стали достигнуты в случае получения СС стали с максимальной изученной *равновесной* концентрацией азота с преимущественно аустенитной структурой.

Таблица 1.17 - Механические свойства СС стали X22AG16H8MФ с разным содержанием азота, полученных аргонодуговой сваркой [99].

$\Delta = 1,17 \cdot C_{гэжв} - Ni_{эжв} \leq 11,16$	N, %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²	
						20°С	-196°С
17,63	0,20	615	629	6	5,1	0,15	0,09
15,47	0,32	629	821	14	11,8	0,31	0,21
13,31	0,44	601	795	19	40,7	0,90	0,39
11,69	0,53	589	897	49	67,3	2,59	0,70
10,61	0,59	628	863	24	29,9	1,21	0,41
8,63	0,70	595	860	24	41,8	0,95	0,30

Специалистами НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» разработаны сварочные материалы аустенитного и аустенитно-ферритного классов для сварки корпусных аустенитных сталей [79]. В таблице 1.18 приведены механические свойства МШ, выполненных сварочными материалами с использованием различных способов дуговой сварки. Авторы [79] поясняют, что отличием от современных зарубежных сварочных присадок служит более высокое содержание углерода и легирующих элементов (в статье указаны только марки сварочных материалов). Наиболее высокий уровень свойств по сочетанию характеристик прочности, пластичности и ударной вязкости был достигнут при использовании сварочной присадки 09X16H25M6AФ с проведением ручной дуговой сварки.

Таблица 1.18 - Типичные механические свойства металла шва, выполненного сварочными материалами, применяемыми для сварки корпусных сталей [79].

Способ сварки	Сварочные материалы	Расшифровка	N, %	Защита	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	КСУ, МДж/м ²
ММА	ЭА-395/9	09X16H25ГАМ5	0,12	Обмазка электродов	420	620	40	50	120
	ЭА-981/15	09X16H25Г2М6АФ	0,15		500	750	28	55	90
	ЭА-868/20	10X19H23Г2М5ФАТ	0,2		550	800	30	50	90
SAW	ЭИ-395	10X16H25АМ6	0,15	48-ОФ-9	390	550	35	40	90
	ЭП-181	08Г35Ю6М2	-	48-ОФ-6М	450	650	43	55	130
	ЭП-868	10X19H23Г2М5ФАТ	0,2	48-ОФ-6М	500	780	30	50	90
GTAW	ЭП-647	10X19H11M4Ф	-	Ar+CO ₂	570	780	26	38	80
TIG	ЭИ-981А	09X16H25M6AФ	0,15	Ar	560	740	28	52	100

1.5.2 Коррозионная стойкость

Стойкость к различным видам коррозии является одним из главных условий, предъявляемым к сварным конструкциям коррозионностойких сталей. Известно, что легирование азотом способствует повышению коррозионной стойкости аустенитных сталей, особенно - к локальным

видам коррозии. По данным [102, 103], положительное влияние легирования сталей азотом заключается в блокировании анодного растворения за счет репассивации и изменения механизма развития зарождающегося питтинга. Азот абсорбируется на поверхности формирующихся пассивных оксидных пленок, которые обогащены в поверхностном слое азотом, тем сильнее, чем выше содержание азота в объеме материала. Исследованиями анодной потенциодинамической поляризации в хлоридсодержащих растворах аустенитных азотсодержащих сталей показано, что азот концентрируется на поверхности оксида металла, вызывая отталкивание ионов хлора; ионы азота взаимодействуя с ионами H^+ в растворе, повышают рН среды, что, в свою очередь, замедляет коррозию стали. Это влияет на интенсивности щелевой и общей коррозии. Присутствие ионов азота может предотвращать зарождение питтингов за счет подавления процессов адсорбции ионов хлора на поверхности пассивной пленки. С учетом этого при оценке коррозионной стойкости азотсодержащей стали следует принимать во внимание количество азота, находящегося в твердом растворе.

Особенно эффективно влияние азота при совместном легировании сталей и хромом, и молибденом: оно в большей степени способствует формированию защитной пассивирующей пленки [104-106]. В работе [107] показано, что азот снижает пассивность на диаграмме плотности тока, а в аустенитных сталях 1% азота повышает потенциал точечной коррозии на 600 мВ (см. рис. 1.14 и 1.15).

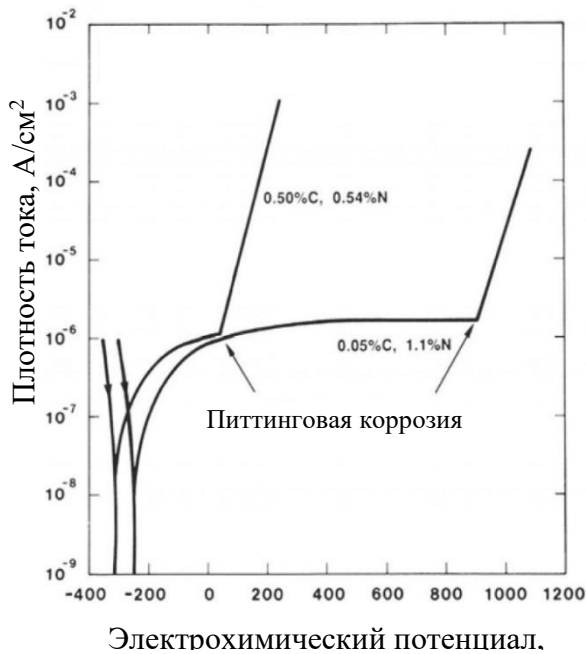


Рис. 1.14 – Влияние количества азота аустенитной стали на плотность тока с одинаковым суммарным содержанием С и N при испытаниях в морской воде при комнатной температуре [107].

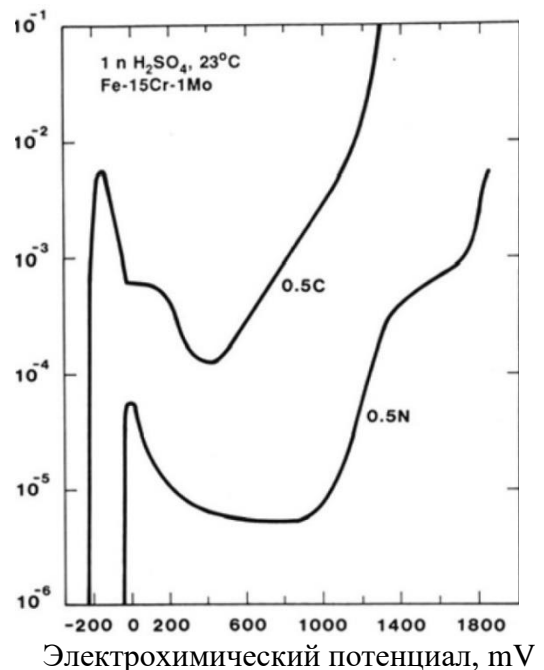
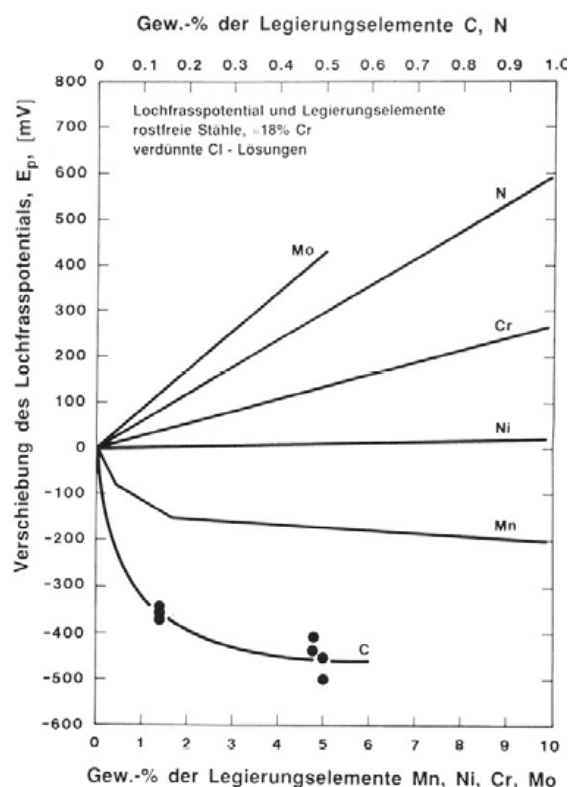


Рис. 1.15 – Значения плотности тока при содержании одинакового количества азота и углерода в зависимости от типа сплава [107].

Влияние основных легирующих элементов в коррозионностойких сталях на их потенциал питтинговой коррозии приведено на рис.1.16. Его необходимо учитывать при выборе материала сварочных присадок для азотсодержащих сталей.

Рис. 1.16 – Влияние различных легирующих элементов на потенциал питтинговой коррозии [107].



В настоящее время считается общепринятой формула для расчета индекса питтингостойкости для коррозионностойких сталей с азотом – Pitting resistance equivalent + N (PREN), определяемая как:

$$PREN = Cr (\%) + 3,3 Mo (\%) + x \cdot N (\%), \quad (2)$$

где $x = 13 \dots 30$.

Автор [104] полагает, что коэффициент $x=16$ применим для сталей с содержанием молибдена до 4,5%, а коэффициент $x=30$ – для сталей с содержанием молибдена 4,5-7,0%. Во многих работах берут в расчет эти значения коэффициентов [108-110].

С помощью формулы оценки PREN можно рассчитать коэффициент питтингостойкости в различных зонах СС, зная содержание в этих зонах элементов Cr, Mo и N (рис. 1.16). Исходя из этого, важным требованием для получения коррозионностойкого МШ сталей с высокой концентрацией азота являются:

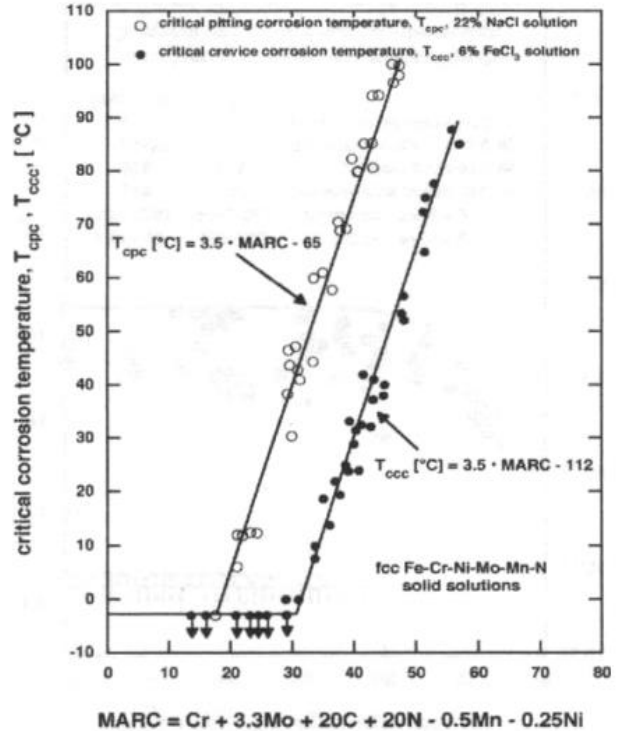
- растворимость азота в МШ;
- выбор коррозионностойкой сварочной присадки.

Существует еще одна формула - MARC («Measure of Alloying for Resistance to Corrosion»), используемая для расчета критической температуры питтингообразования [4]:

$$MARC = \%Cr + 3.3\% Mo + 20\% N + 20\%C - 0.5\%Mn - 0.25 \% Ni \quad (3)$$

На рис. 1.17 приведены критические температуры образования питтинговой и щелевой коррозии некоторых коммерческих Fe-Cr-Ni-Mo-N сталей. Автор утверждает, что повышению коррозионной стойкости способствуют хром, молибден, углерод и азот (при условии их полного растворения), а Mn и Ni незначительно ее снижают.

Рис. 1.17 – Критическая температура образования питтинговой и щелевой коррозии Fe-Cr-Ni-Mo-N сталей в зависимости от MARC [4].



Пример положительного влияния азота на общую и питтинговую коррозионную стойкость свойства стали X22AG15H8M2Ф (с ~0,5 % масс. N) в морской воде, при натуральных испытаниях, по сравнению со сталью типа 18Cr-10Ni приведен в работе [111]. В СС общая коррозия может развиваться в различных зонах сварного соединения, включая и основной металл. В работе [54] для близкой по химическому составу стали X22AG16H8M (0,53 % масс. N) изучали общую коррозионную стойкость ОМ и СС стали в синтетической морской воде. СС были получены аргонодуговой сваркой с использованием в качестве присадки этого же металла. При этом швы СС были как с выпуклостью, так и без. ОМ и все СС оказались устойчивы против общей коррозии в морской воде (табл. 1.19).

Таблица 1.19 - Результаты испытания коррозионной стойкости ОМ и СС в синтетической морской воде (Т=40°C, τ=400 час) [54].

Объект исследования	Потеря массы, г/м ² , ч	Скорость коррозии, мм/год
ОМ	0,0008	0,0009
СС (шов с выпуклостью)	0,0200	0,0220
СС (шов без выпуклости)	0,0007	0,0007

Таким образом, выбор в качестве сварочной присадки металла того же состава, что и у ОМ, может быть оправдан тем, что не образуется коррозионная пара, особенно, если ОМ сам по себе является высококоррозионностойким, как видно из работ [54, 111].

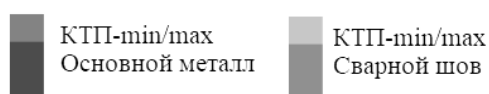
Ножевая коррозия может поражать металл шва и зону термического влияния. Она развивается в сталях, стабилизированных титаном и ниобием, на участках, нагретых при сварке до температур выше 1250°C, где карбиды титана и ниобия растворяются в аустените. Повторное тепловое воздействие на этот металл критических температур 500-800 °С приводит к сохранению титана и ниобия в твердом растворе и выделению карбидов хрома. Поэтому, Avesta Welding рекомендует использовать присадочные материалы, не содержащие ниобий [55].

В работе [55] оценивали критическую температуру питтингообразования (КТП) ОМ и СС по ASTM G150 (ускоренный тест) ряда распространенных марок коррозионностойких сталей (в данной работе не указаны используемые присадочные материалы, способы и режимы сварки). Химический состав некоторых сталей также отсутствует. Однако, из другой работы этих авторов [83] удалось установить химический состав свариваемого ОМ. По формуле (2) нами был рассчитан индекс питтингостойкости для каждой марки стали (табл. 1.20). Критическая температура питтингообразования ОМ четко коррелирует со значениями PREN (рис.1.18). Анализируя полученные авторами результаты коррозионных испытаний, можно видеть, что коррозионная стойкость всех СС несколько ниже, чем у ОМ, при этом, как отмечают авторы, отсутствовали такие факторы, как дефекты сварки, оксидные пленки и загрязнения, оказывающие большое влияние на конечные результаты. Самая низкая стойкость отмечена у ОМ и СС стали 4404 (17Cr-10Ni-2Mo-(0,1-0,2)N), имеющих самое низкое из представленных в табл. 1.20 марок сталей содержание Cr и Mo. Наиболее высокая стойкость к питтинговой коррозии у ОМ и СС 2507 (25Cr-7Ni-4Mo-(0,24-0,35)N) и 254 SMO (20Cr-18Ni-6Mo-(0,18-0,25)N), за счет высокого содержания легирующих элементов, повышающих стойкость к воздействию коррозионной среды.

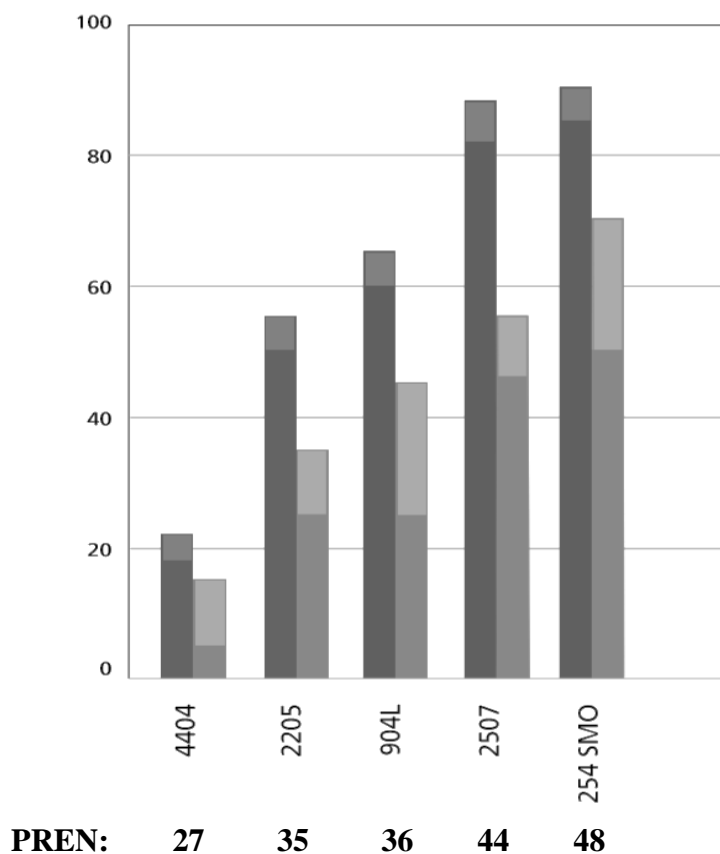
Таблица 1.20 – Химический состав свариваемого ОМ [83] и индекс питтингостойкости.

Марка по Outokumpu	Марка по ASTM	N	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Others	PREN
4404	316L	0,1-0,2	0,02	17,2	10,1	2,1	1,5	Si 1,5	27
2205	S32205	0,1-0,2	0,02	22	5,7	3,1	2	-	35
904L	904L	0,10	0,01	20	25	4,3	2	Cu 1,5	36
2507	S32750	0,24-0,35	0,02	25	7	4	2	-	44
254 SMO	S31254	0,18-0,25	0,01	20	18	6,1	1	-	48

Рис. 1.18 - КТП ОМ и МШ в 1М NaCl в соответствии с ASTM G150 [55]:



Критическая температура питингостойкости (КТП), °С



Положительное влияние азота на стойкость к МКК отмечено в работе [112] при использовании провоцирующих нагревов, приводящих к образованию вторых фаз, приводящих к обеднению хромом приграничных объемов зерен (см. также раздел 1.3.2, где более подробно рассмотрены условия образования избыточных фаз). При многопроходной сварке риск образования таких фаз сильно увеличивается, и металл шва и зона термического влияния (т.е. зоны, участвующие в многократном нагреве и охлаждении) могут быть подвержены МКК. Однако, доказано, что наличие азота замедляет образование карбидов хрома, следовательно, повышает стойкость к МКК [113-115].

В азотсодержащих сталях с низким содержанием углерода, МКК может развиваться в результате образования нитридов хрома типа Me_2N . В этом случае МКК замедляется из-за меньшего обеднения приграничных зон хромом [116].

Для предупреждения склонности стали и СС к МКК можно учесть следующие рекомендации:

- 1) снизить содержание углерода до 0,02-0,03%;
- 2) легировать углеродсодержащую сталь более активными, чем хром, карбидообразующими элементами (стабилизация титаном, ниобием, танталом, ванадием и др.);
- 3) использовать после сварки аустенитизацию - закалку с 1050-1100°C;

Имеется еще один вид коррозионного разрушения - коррозионное растрескивание, возникающее под совместным действием растягивающих напряжений и агрессивной среды. Разрушение развивается как межкристаллитное, так и транскристаллитное. Снижение остаточных сварочных напряжений - одна из основных мер борьбы с этим видом коррозионного разрушения. Так в работе [85] испытывали СС азотсодержащей аустенитной нержавеющей стали Fe-17,96Cr-19,78Mn-0,543N-0,076C, полученные аргодуговой сваркой с проволоками: 11-10 PH (11Cr-1Mn-10Ni), MDN 250 (0,1Mn-0,5Cr-18Ni-8Co) и H13-8Mo (13,25Cr-8,5Ni-2,5Mo), на коррозионное растрескивание под напряжением (на машине с постоянной нагрузкой с приложенным напряжением 50% предела текучести) в 45% растворе MgCl₂, кипящем при 155 °С. В СС с использованием 11-10PH и PH13-8Mo присутствует некоторое количество δ-феррита. На поверхности МШ (11-10 PH) наблюдалась микропористость, которая обусловлена присутствием никеля в металле сварочной проволоки, который имеет низкую растворимость азота в МШ, а в СС (MDN 250 GTA) наблюдали несмешанную зону вблизи границы плавления. Поверхность МШ (PH 13-8 Mo) свободна от пористости и несмешанной зоны по сравнению с МШ с использованием 11-10 PH и MDN 250. Поэтому СС, изготовленные с присадкой PH 13-8 Mo, характеризуются лучшей коррозионной стойкостью. Результаты испытания приведены в табл. 1.21.

Таблица 1.21 - Данные испытаний на коррозионное растрескивание под напряжением ОМ и СС азотсодержащей аустенитной стали [85].

Материал	Приложенное напряжение, МПа	Зона разрушения	Время до разрушения, ч
ОМ	595	Центр	25
СС (11-10 PH)	238	МШ	16
СС (MDN 250)	322	МШ	33
СС (PH13-8Mo)	288	ЗТВ	41

Заключение по обзору литературы

Литературный анализ показал, что практически все виды сварки нержавеющей сталей используются при сварке азотистых сталей. При том, что единого для разных сталей и сплавов набора показателей свариваемости нет, для азотосодержащих аустенитных сталей к числу приоритетных вопросов свариваемости можно отнести:

- 1) обеспечение прочности МШ, равной или более высокой, чем у ОМ, либо не более чем на 20% ниже прочности ОМ;
- 2) отсутствие горячих трещин; газовых пор в МШ, связанных с отсутствием усвоения азота из ОМ (а также из защитной атмосферы, при проведении сварки с добавлением в защитную атмосферу азота);
- 3) сохранение достаточной для практического применения пластичности и ударной вязкости;
- 4) сохранение достаточной для практического применения коррозионной стойкости.

К настоящему времени разработано и исследовано значительное количество (более трех десятков) промышленных марок аустенитных коррозионностойких сталей с равновесной концентрацией азота до ~0,55% N. Показано, что для таких сталей приоритетные вопросы свариваемости 1-2 из этого списка в целом решены. Для каждой марки стали применяются свои способы и режимы сварки, а также сварочный присадочный материал.

Поскольку сварочные присадочные материалы, близкие по составу со свариваемым основным металлом (с концентрацией азота до ~0,55% N) отсутствуют, а известные промышленно выпускаемые сварочные присадки содержат азот в количестве до 0,35 % масс, решение приоритетных вопросов 1 и 2 (прочность МШ аустенитных АС и их бездефектность) решаются следующим образом:

– выбор в качестве сварочной присадки аустенитной азотосодержащей стали с высоким содержанием легирующих элементов, способствующих растворимости азота (Cr, Mo, реже Mn), обладающей уровнем механических и коррозионных свойств таким же, или более высоким, чем у ОМ;

– использование в качестве сварочной присадки известных высокохромистых высоконикелевых сплавов, исходно разработанных как жаропрочные, либо сплавов на никелевой основе, которые могут и не быть легированы азотом. Их химический состав может допускать растворение некоторого количества азота - 0,09-0,33% (как показали проведенные расчеты растворимости азота у предлагаемых присадок Avesta Welding, см. табл.1.8). Если химический состав в силу высокой концентрации никеля не обеспечивает растворимость азота, рекомендуются режимы

сварки, не допускающие интенсивного перемешивания ОМ с металлом присадки, во избежание газовых пор;

– добавление азота к защитному газу при сварке, чтобы получить высокий уровень азота в МШ (при условии, что металл сварочной присадки, за счет легирования, будет способен полностью растворить введенный с защитным газом азот).

Решением вопроса 2 в части снижения вероятности образования горячих трещин также является использование присадочного материала с некоторым количеством δ -феррита в структуре, для уменьшения размера столбчатых кристаллов и большей растворимости в δ -феррите ликвирующих примесей. Однако это решение неоднозначно положительное, т.к. не обеспечивается немагнитность стали (что иногда является одним из требований), а присутствие δ -феррита в МШ может привести к невозможности решить приоритетный вопрос 4: отмечали резкое снижение коррозионной стойкости за счет образования гальванической пары δ -феррита с аустенитом. В то же время, существует мнение, что добавление 0,15-0,25% азота в МШ аустенитной стали повышает стойкость к образованию горячих трещин.

Приоритетные вопросы свариваемости 3 и 4 из вышеприведенного списка. Решение проблемы появления частиц избыточных фаз в околошовной зоне (распад аустенита в интервале температур 600-900°C), приводящей к снижению ударной вязкости и коррозионной стойкости СС в основном осуществляется за счет подбора режимов сварки с низкой погонной энергией, способов охлаждения СС (для толстостенных свариваемых кромок), либо за счет послесварочной термообработки для растворения нежелательных частиц. Последняя также может осуществляться для снятия сварочных напряжений, улучшения структуры металла шва и околошовной зоны, стабилизации механических свойств. Однако, ее проведение считается необязательной процедурой и применяется, исходя из конкретных потребностей. К тому же, дополнительные операции такого рода ведут к увеличению трудозатрат и конечной стоимости работ.

Подводя итог, можно утверждать, что технологии сварки, по которым можно сваривать Cr-Ni-Mo-Mn стали с 0,5% N, с применением доступных сварочных присадок (при традиционной дуговой сварке) либо с применением бесприсадочной стыковой лазерной сварки, отсутствуют. Поэтому для этих сталей существует необходимость в разработке технологии сварки, учитывающей их химический состав, толщину свариваемых кромок, способ сварки и эксплуатационные требования к сварным соединениям. Были выбраны два основных способа сварки – дуговая (самый распространенный и доступный способ сварки плавлением; широко используется в промышленности и в быту) и лазерная (современный способ сварки высококонцентрированным источником энергии, позволяющий избегать образования широких зон термического влияния МШ).

С учетом изложенного в данной диссертационной работе была поставлена **цель работы:** разработка физико-химических основ технологии сварки (дуговой плавящимся и неплавящимся электродом; лазерной) новых коррозионностойких аустенитных сталей 04X20H6Г11M2АФБ и 05X22АГ15Н8М2Ф с ~0,5% азота в деформируемом [117] и литейном [118] вариантах с применением доступных присадочных материалов. Аустенитная азотсодержащая сталь 04X20H6Г11M2АФБ была разработана для изготовления объектов морской техники, корпусов судов, буровой техники, изделий машиностроения и приборостроения. Литейная ААС 05X22АГ15Н8М2Ф была разработана для изготовления высокопрочных изделий сложной формы, в т.ч. корпусов трубопроводной арматуры. Эти стали обладают сочетанием высокого уровня механических свойств – прочности, пластичности, вязкости, хладостойкости; и эксплуатационных характеристик – немагнитности, коррозионно- и износостойкости. Подробное обоснование выбора данных марок аустенитных азотсодержащих сталей приведено в главе 2.

С учетом того, что обзор литературы позволил выбрать способы сварки для намеченных исследований, для достижения указанной цели поставлены нижеследующие задачи.

Задачи работы:

1. Выбор материала сварочной присадки, способного обеспечить:

- прочность МШ, близкую к прочности ОМ;
- стабильность основной фазы – аустенита.

Анализ литературных данных показал, что в промышленности имеются сварочные присадочные материалы, способные обеспечить высокий уровень свойств, аустенитную структуру, упростить процесс сварки, не прибегая к использованию в качестве добавки азота к защитному газу. Положительным примером могут служить следующие марки сварочных присадочных материалов с азотом и без (отсутствие пор, высокий уровень механических и коррозионных свойств): РН 13-8 Мо (13Cr-9Ni-3Mo), ЭА-981/15 (09X16H25Г2M6АФ-0,15N), ЭА-868/20 10X19H23Г2M5ФАТ-0,2N), ЭП-868 (10X19H23Г2M5ФАТ-0,2N), ЭП-647 (10X19H11M4Ф), ЭИ-981А (09X16H25M6АФ-0,15N); Avesta Welding: 254 SFER (X25H21M3Г3 с 0,14N), 383 (X27H32M4ГД), 904L (X21H25M5Д2), P12-R (X22H63M10B2), P625 (X22H61M10B4), P54 (X25H25M5 с 0,35N), P16 (X24H60M16 с 0,35N), P12-0Nb (X22H64M9B3), P12 (X22H64M9B3). Однако присадочные материалы, рекомендованные Avesta Welding, хоть и обладают высоким уровнем свойств, в то же время являются экономически неперспективными, т.к. содержат в своем составе большое содержание дорогостоящих легирующих элементов: 21-68% Ni и 2,5-16% Mo.

2. Выбор режимов сварки с низкой погонной энергией с применением выбранных материалов сварочной присадки. Лазерная сварка выполнялась встык, без присадочного материала.

3. Исследование структуры, фазового состава, механических и коррозионных свойств СС, полученных с использованием выбранных способов, режимов, сварочных присадок.

4. На основе анализа структурно-фазовых состояний СС и обусловленных ими физико-механических и коррозионных свойств СС предложить рекомендации по технологии получения качественных СС изученных марок сталей. Составить технологическую инструкцию на ручную дуговую сварку литейной ААС 05X22АГ15Н8М2Ф с 0,57% азота.

Глава 2. Материал и методы исследования

2.1 Материалы. Обоснование выбора материалов для исследования

Основной проблемой при сварке аустенитных коррозионно-стойких сталей с высокой концентрацией азота (~ 0,5 %масс.) является отсутствие азотосодержащих сварочных присадочных материалов, близких по составу к ОМ, как было показано в обзоре литературы. Соответственно, многие работы в этой области посвящены подбору сварочных присадок для сварки Cr-Mn-Ni-Mo-V-N сталей. В данной работе при выборе химического состава сварочной проволоки учитывали факторы, перечисленные в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Влияние легирующих элементов на свойства Cr-Mn-Ni-Mo-V-N сталей.

Тип элемента по отношению к стабилизации аустенита/ феррита	Элемент	Что обеспечивает	Чем лимитируется верхний предел концентрации элемента
Элементы-ферритообразователи:	Хром	Коррозионная стойкость. Повышение растворимости азота. Твердорастворное упрочнение (элемент замещения)	Образование феррита и сигма-фазы
	Молибден	Коррозионная стойкость. Повышение растворимости азота. Твердорастворное упрочнение (элемент замещения)	Образование феррита и сигма-фазы
	Ванадий	Сдерживание роста зерна и повышение прочности (за счет образования мелкодисперсных нитридов ванадия)	Снижение ударной вязкости
Элементы аустенитообразователи:	Никель	Стабилизация аустенита, подавление образования феррита и сигма-фазы. Повышение пластичности и вязкости, обеспечение хладостойкости	Снижает растворимость азота. Не улучшает коррозионную стойкость.
	Марганец	Стабилизация аустенита, подавление образования феррита и сигма-фазы. Повышение растворимости азота. Повышение жидкотекучести стали. Повышение износостойкости. Способствует раскислению металла	Летучий элемент, образующий токсичные окислы. Повышение концентрации выше определенного уровня не эффективно для повышения растворимости азота. Не улучшает коррозионную стойкость
	Азот	Стабилизация аустенита. Значительное твердорастворное упрочнение (элемент внедрения). Повышение жидкотекучести стали. Повышение износостойкости	Возможно образование газовых пор
	Углерод	Стабилизация аустенита. Твердорастворное упрочнение (элемент внедрения)	Возможно образование карбидов Cr ₂₃ C ₆ по границам зерен. Снижает растворимость азота.

Подбор сварочных присадочных материалов для сварки двух марок аустенитных коррозионностойких высокопрочных сталей: 04X20H6Г11М2АФБ [117] и 05X22АГ15Н8М2Ф [118] с равновесной концентрацией азота $\sim 0,5\%$ (см. химический состав в гл.3, табл.3.1) осуществляли с использованием:

1) термодинамических расчётов растворимости азота [N] в металле сварочных присадок и переходных зонах ОМ/МШ, исходя из содержания основных ЛЭ в ОМ и сварочном металле, по формуле 4 [119]:

$$\lg [N] = -560/T - 1,06 - 2600/T - \{0,39(-0,048([Cr] + 0,5[Mn] - 2,45[C] - 0,9[Si] - 0,23[Ni] + 0,27[Mo] + 2,04[V] - 0,12[Cu] - 0,15[S] - [P] + 0,41[W]) + 3,5 \cdot 10^{-4}([Cr] + 0,5[Mn] - 2,45[C] - 0,9[Si] - 0,23[Ni] + 0,27[Mo] + 2,04[V] - 0,12[Cu] - 0,15[S] - [P] + 0,41[W])^2) + (700/T - 0,37), \quad (4)$$

2) отбора оптимальных составов из расчетных данных [N] с использованием следующих критериев:

- получение аустенитной структуры МШ и переходной зоны при оценке фазового состава по фазовой диаграмме Шеффлера при выполнении следующего условия:

$$Ni_{\text{экв}} / Cr_{\text{экв}} > 0,8, \quad (5)$$

где значения никелевого и хромового эквивалентов рассчитываются по формулам:

$$Ni_{\text{экв}} = Ni + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C; \quad (6)$$

$$Cr_{\text{экв}} = Cr + 1,5Mo + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb \quad (7)$$

- обеспечение коррозионной стойкости: $PREN = \text{ЭСП} = \%Cr + 3,3 \cdot \%Mo + 16 \cdot \%N \geq 31$.

- обеспечение высокой прочности: за счет $\max [N]$;

3) данных о механических свойствах присадочных материалов (которые должны быть на таком же или более высоком уровне, как у ОМ по прочности и пластичности).

С учетом литературных данных выбрали для опробования несколько марок сварочных присадок (в т.ч. марку, указанную в патенте [122]), обеспечивающих высокие значения PREN, высокий уровень твердорастворного упрочнения за счет элементов замещения (Cr, Mo) и внедрения (C, N), аустенитный фазовый состав МШ, отсутствие выделения большого количества карбидной фазы типа $Me_{23}C_6$. В таблице 2.2 помимо состава выбранных присадок приведены также результаты оценки значений вышеуказанных критериев (расчетная растворимость азота [N], Δ , PREN, $Ni_{\text{экв}} / Cr_{\text{экв}}$) для выбранных марок сварочных присадок.

Таблица 2.2. Химический состав сварочных присадок, механические свойства металла наплавленных валиков и обеспечиваемые химическим составом значения критериев [N], $Ni_{экв}/Cr_{экв}$, PREN²

Сварочные присадочные материалы	Химический состав, % масс (Fe – и примеси – остальное)											$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²	[N], %	$Ni_{экв}/Cr_{экв}$	PREN
	N	Si	Cr	Ni	Mn	Mo	V	C	S	P									
							не более												
1	Св-09Х16Н25М6АФС	0,1-0,15	0,7-0,1	15,5-17	23-24	3-3,5	5-6	0,8	0,12	0,008	0,015	500	750	28	55	90	0,15	1,12	38
2	Св-10Х20Н18М3АФС	0,2-0,25	0,7-0,1	19,5-20	16-17	3-3,5	2-3	0,8	0,12	0,008	0,015	540	780	34	54	100	0,24	0,92	33
3	ЭА-868/20 (10Х19Н23Г2М5ФАТ)	0,2-0,3	0,4-0,5	18-18,7	22-23	2,5-3	4-5	2	0,12	0,006	0,015	550	800	30	50	90	0,23	1,03	38
4	Св-25Х23Н16АГ7	0,1-0,15	0,1-0,2	24,7-26	15-16	6,5-7	0,1-0,3	0,7	0,25	0,006	0,012	460	690	32	-	130	0,41	1,22	31
5	05Х22АГ15Н8М2Ф	0,55-0,6	0,1-0,2	21-22	7,8-9	15-16	1-2	0,3	0,04	0,008	0,012	450	710	47	50	200	0,57	0,73	32

Из табл. 2.2 видно, что у всех сварочных присадочных материалов значения механических свойств находятся на высоком уровне. Предельная растворимость азота [N] у сварочной проволоки №1 самая низкая из всех представленных – 0,15, следовательно при сварке этой проволоки необходимо избегать образования большой зоны перемешивания металла присадки с ОМ, для снижения вероятности возникновения пор. Этой рекомендации следует придерживаться и при использовании присадочных материалов №2 и №3.

Сварочные присадочные материалы №1-4, как видно во величине отношения $Ni_{экв}/Cr_{экв}$, находятся глубоко в аустенитной области, благодаря наличию в их химическом составе никеля, углерода и азота. Среднемарочный состав присадочного материала №5 - стали 05Х22АГ15Н8М2Ф – имеет отношение $Ni_{экв}/Cr_{экв}$ несколько меньше 0,8. Соответственно, для получения аустенитной структуры без следов дельта-феррита, необходима выплавка составов с меньшей концентрацией хрома и молибдена. Действительно, на диаграмме Шеффлера-Делонга присадки №1-4 находятся в аустенитной области; тогда как при выборе варианта «сварки своим телом» (№5) сталь занимает положение на диаграмме на границе областей А/А+Ф, допускающее появление в структуре стали некоторого количества феррита (рис. 2.1).

² Значения [N], $Ni_{экв}/Cr_{экв}$, PREN были рассчитаны по среднемарочному химическому составу

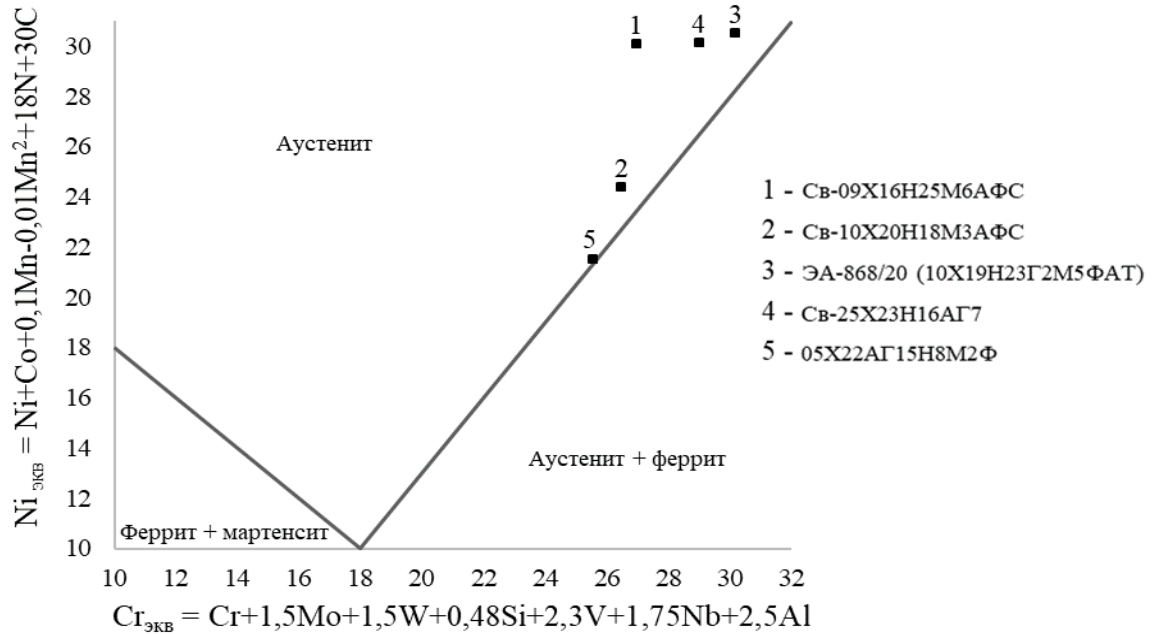


Рис. 2.1 - Расположение сварочных присадок на модифицированной диаграмме Шеффлера, исходя из их химического состава.

Условие стойкости материалов к питтинговой коррозии выполнено для всех представленных в табл. 2.2 сварочных присадок: полученные по формуле (2) значения PREN составляют не ниже 31.

2.2 Предварительный выбор способов и режимов сварки

С учетом анализа литературных данных для сварки были выбраны способы и режимы, позволяющие получать качественные беспористые СС.

Исследовали СС:

1) горячекатаного листового проката стали 04Х20Н6Г11М2АФБ толщиной 20 мм, полученные с использованием сварочных проволок Св-09Х16Н25М6АФС и Св-10Х20Н18М3АФС полуавтоматической аргонодуговой сваркой; толщиной 10 и 45 мм, сваренные ручной дуговой сваркой с использованием электрода ЭА 868/20 (10Х19Н23Г2М5ФАТ) [122];

2) литой стали 05Х22АГ15Н8М2ФЛ толщиной 22 мм, сваренные ручной дуговой сваркой в среде аргона с использованием в качестве присадок 05Х22АГ15Н8М2Ф («свое тело»), Св-25Х23Н16АГ7 и Св-10Х20Н18М3АФС.

3) стали 05Х22АГ15Н8М2Ф – в деформированном и литом состоянии, толщиной 3 мм, сваренные иттербиевым волоконным лазером без использования присадочных материалов.

(Химический состав свариваемых сталей указан в разделах, где описаны результаты экспериментальных исследований структуры и свойств сварных соединений.)

Полуавтоматическая дуговая сварка характеризуется большой производительностью и устойчивостью дуги, поэтому при таком способе необходимо использовать силу тока выше, чем при ручной сварке, чтобы успеть проплавить все участки свариваемых кромок. В данной работе сила тока составляла $I = 180-220$ А, напряжение $U = 24-28$ В, при скорости сварки 16 м/ч. При ручной дуговой сварке производительность резко падает, в данном случае скорость сварки составляла 3 м/ч при сварке электродом и сварочными проволоками. Однако, проведение эксперимента в данной работе с использованием этого вида сварки обосновано тем, что он является самым доступным и популярным способом, и во многих случаях незаменимым. При ручной дуговой сварке с использованием сварочного электрода сила тока была $I = 110-140$ А, напряжение $U = 24 \div 28$ В, а при дуговой сварке вольфрамовым электродом в аргоне со сварочными проволоками в качестве наполнителя сила тока равнялась $I = 70-110$ А, напряжение $U = 10 \div 12$ В.

Как правило, проведение сварки деталей толщиной более 8-10 мм требует дополнительной подготовки сварочных кромок. В ГОСТ 14771-76 указаны общие рекомендации по разделке кромок в зависимости от конструктивных особенностей изделия. Для частного случая с целью сравнения 2-х видов разделки кромок и выбора оптимальной был проведен ряд экспериментов для стали 04Х20Н6Г11М2АФБ проката 45 мм. Сравнивали структуру и механические свойства с разделкой «V» и «X».

Лазерную сварку проводили по следующим режимам: мощность $P = 1 \dots 6$, кВт; скорость сварки $V_{св} = 1 \dots 7$ м/мин, заглупление фокуса от поверхности $+3 \dots -3$. Толщина кромок в 3 мм позволила обойтись без применения разделки кромок под сварку.

Эксперимент по механической тепловой правке СС стали 04Х20Н6Г11М2АФБ проката 10 мм проводили при температурах 100, 200 ... 600 °С с целью определения оптимальных режимов проведения термомодеформационного воздействия для устранения коробления СС. Было проведено сравнение структуры, включая исследование тонкой структуры, и механических свойств.

2.3 Методы исследований и испытаний

Изготовление шлифов. На приборе для горячей запрессовки Oral 400 образцы СС запрессовывались в бакелит, затем последовательно шлифовались на автоматической шлифовальной машине Saphir 250 на бумаге с размером зерна 120, 240, 360, 500, 800, 1000 и 1200 мкм и полировались на сукне алмазной эмульсией с размером частиц 6, 3 и 1 мкм. Скорость вращения диска машины составляла 150 оборотов в минуту, давление на один образец в бакелитовой оправке (с диаметром оправки 4 см) равнялось 30 Н, или около 2,5 Н/см². Время каждой стадии составляло 3-4 минуты.

Выявление микроструктуры. Отполированные образцы подвергались травлению. Состав травителя: 3 части HCl + 1 часть HNO₃ + 2 части глицерина. Перед нанесением травителя образцы подогревались в кипящей воде в течение ~20 секунд. Процесс травления заканчивали, удаляя остатки травителя и продукты реакции со шлифа под струей воды. Затем шлиф просушивали фильтровальной бумагой.

Исследование микроструктуры. Микроструктуру различных зон СС исследовали на световых микроскопах Neophot-32 и Olympus, имеющих приставки для записи и анализа цифровых изображений, используя методы количественной металлографии для определения объемных долей структурных составляющих (программа ATLAS). Фотографии микроструктуры были сделаны при увеличениях 50, 100, 200, 500 и 1000 крат.

Ферритометрия. Содержание феррита измеряли магнитометрическим методом прибором МВП-2М. Диапазон содержания ферритной фазы может быть измерен в пределах от 0 до 25%; предел допускаемой основной погрешности ферритной фазы: % $0,05 \cdot (1 + X_{\text{фи}})$, где $X_{\text{фи}}$ - измеренное значение ферритной фазы, %.

Определение микротвёрдости. Микротвёрдость определяли по ГОСТ 9450-76 на твердомере Volpert 402MVD при нагрузке 10 и 50 г и выдержке индентора (четырёхгранная алмазная пирамида) под нагрузкой 10 с. Получали по 10 отпечатков в каждой из зон СС: ОМ, ЗТВ, ЗС и МШ, определяя среднюю микротвёрдость металла в каждой из зон. Число микротвёрдости определяется по формуле:

$$HV = \frac{F}{S} = \frac{0,102 \cdot 2F \cdot \sin d/2}{d^2} = 0,189 \frac{F}{d^2}, \quad (8)$$

где F- нагрузка (Н), d – диагональ отпечатка (мм).

Испытания на растяжение. Испытания проводили по ГОСТ 1497-84 на установке Instron 3382. Скорость испытания составляла во всех случаях 1 мм/мин. Использовали образцы пропорциональные цилиндрические (тип IV, таблица 4, приложение 2) – для СС, полученных дуговой сваркой, и пропорциональные плоские образцы (тип I, таблица 1, приложение 3) – для СС, полученных лазерной сваркой.

Испытания на ударный изгиб. Испытания проводили по ГОСТ 9454-78 на установке Amsler RKP 450 Zwick/Roell при 20 и -70 °С. Использовали образцы по ГОСТ 9454-78 с U и V концентраторами. Максимальная энергия удара маятника 300 Дж.

Сканирующая электронная микроскопия. Исследования проводили на сканирующем электронном микроскопе LEO-1420 и Куку 2800 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) Oxford Instruments. С применением МРСА определяли содержание в структуре стали основных легирующих элементов (Fe, Ni, Cr, Mn, Mo, V, Nb). Размер зоны, в которой производился анализ, определялся диаметром электронного зонда - ~1 мкм.

Просвечивающая электронная микроскопия. Исследование тонких фольг на просвет проводилось с помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-200CX³ фирмы JEOL (Япония) при ускоряющем напряжении 160 кВ и Tescan G2 20F S-T (FEI)⁴ при ускоряющем напряжении 200 кВ. Образцы (фольги) для исследования были приготовлены методом электролитической полировки в электролите, содержащем ортофосфорную кислоту и хромовый ангидрид. Температура разогрева образца в процессе полировки не превышала 50°C.

Схема приготовления образцов для электронно-микроскопических исследований из СС представлена на рис. 2.2. ЗС в образце сварного соединения выявляли химическим травлением в 4% водном растворе HNO₃. Заготовки для тонких фольг размером 4 × 10 мм и толщиной ~ 1 мм были вырезаны из торцевой части образца таким образом, чтобы область исследования соответствовала ЗТВ металла шва (рис. 2.2). Приготовление образцов для ПЭМ проводилось методом электролитической полировки по методу “окна” при температуре 20 ÷ 50 °С и напряжении ~ 20 В. В качестве электролита использовался раствор хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте: 50 г CrO₃ + 430 мл H₃PO₄. Исследование тонкой структуры проводилось при ускоряющем напряжении 120 кВ. Анализ микроструктуры проводился путем сопоставления светлопольных и темнопольных электронно-микроскопических изображений и соответствующих микродифракционных картин. Расчет микроэлектроннограмм заключался в определении типа и параметров кристаллической решетки. Для определения среднего размера зерен (или частиц) использовались светлопольные электронно-микроскопические изображения, а для определения размеров дислокационной субструктуры аустенита – темнопольные.

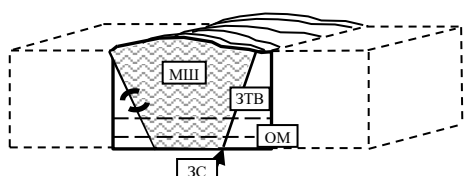


Рис. 2.2 – Общий вид сварного соединения и схема вырезки металла для изготовления фольг для ПЭМ.

Определение содержания кислорода и азота в МШ выполняли на установке анализатора кислорода и азота фирмы «Лесо», модель ТС-600. Методика выполнения измерений: восстановительное плавление в графитовом тигле в импульсной печи сопротивления в токе инертного газа (гелий). Детектирование кислорода по количеству выделившегося газообразного CO₂ методом инфракрасной абсорбции, детектирование азота по теплопроводности.

Определение содержания углерода и серы в МШ производили на установке анализатора углерода и серы фирмы “Лесо”, модель CS-600. Методика выполнения измерений: окислительное

Диссертант выражает благодарность за помощь в исследованиях:

³ к.т.н. Е.Н. Блиновой, ЦНИИЧерМет;

⁴ коллегам из НИУ «БелГУ» - «Лаборатория механических свойств наноструктурных и жаропрочных материалов» под руководством Р.О. Кайбышева.

плавление в керамическом тигле в индукционной печи с плавнем. Детектирование углерода и серы по количеству выделившихся газообразного CO_2 и SO_2 методом инфракрасной абсорбции.

Коррозионная стойкость. Испытания на общую коррозию СС проводили по ГОСТ 9.905-85 в 20% водном растворе NaCl при 20 °С. Для испытаний применяли образцы размером 10x10x25 мм. (по 2 образца на точку), площадь поверхности которых составляла 10-15 cm^2 . Образцы перед испытаниями зачищали шлифовальной бумагой М120, затем протирали, обезжиривали в ацетоне, промывали дистиллированной водой и просушивали. После этого их взвешивали на аналитических весах с точностью 0,005 мг. При испытаниях применяли образцы ОМ и изготовленные из него СС. Образцы помещали в отдельные сосуды с коррозионной средой и закрывали крышкой. Отношение объема коррозионной среды к площади поверхности образцов составляло 5 $\text{мл}/\text{cm}^2$. При изучении кинетики коррозии образцов продолжительность их выдержки в среде между взвешиваниями увеличивалась: 20, 45, 116 ... 2124 ч; 1, 2, 5, 14 ... 88 суток. При промежуточных взвешиваниях образцов продукты коррозии с поверхности удаляли с помощью щетки, затем промывали дистиллированной водой и сушили согласно требованиям ГОСТ 9.907-83.

Исследование на питтинговую коррозию материалов проводили потенциодинамическим методом в 3,5%-м водном раствор NaCl при комнатной температуре по ГОСТ 9.912-89. Скорость изменения потенциала составляла 0,2 мВ/с. Потенциодинамические коррозионные испытания осуществляли с помощью потенциостата ПИ-50-1.1 в комплекте с программатором ПР-8.

Для исследований использовали стеклянную трехэлектродную ячейку и вспомогательный электрод из платиновой проволоки. В качестве электрода сравнения применялся хлор-серебряный электрод. Исследуемые металлические образцы погружали в испытательный раствор ячейки и, измеряя их потенциалы в течение 60 ÷ 90 мин до достижения стационарного значения, получали хронограммы потенциалов. За стационарное значение потенциала принимали изменяющееся за последние 30 мин не более чем на 30 мВ.

Значения электродного потенциала, измеренные по отношению к электроду сравнения, пересчитывали на шкалу нормального водородного электрода ($E_{\text{н.в.э.}}$). Для этого к значениям потенциалов ($E_{\text{х.с.э.}}$) прибавляли значение потенциала электрода сравнения по водородной шкале ($E_{\text{AgCl/Ag}}$):

$$E_{\text{н.в.э.}} = E_{\text{х.с.э.}} + E_{\text{AgCl/Ag}} = E_{\text{х.с.э.}} + 200 \text{ мВ} \quad (9)$$

После достижения стационарного значения потенциала начинали анодную поляризацию образцов. Определяли плотность поляризующего тока (i), разделив каждое из значений тока на площадь поверхности исследуемого образца. Затем по заданным значениям потенциала ($E_{\text{н.в.э.}}$) и полученным значениям плотности анодного тока (i_a) были построены анодные поляризационные кривые для исследуемых образцов в полулогарифмических координатах.

Испытания пластин CC^5 , термически не обработанных после сварки, были проведены на стойкость к коррозии в 3,5 % NaCl при комнатной температуре в течение 1000 часов. Измерение потенциалов коррозии осуществлялось в соответствии с рекомендациями стандарта ASTM G3 «Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing». В качестве приборного оснащения применялся микропроцессорный измеритель разности потенциалов «Константа ИП1». Потенциалы определялись относительно хлорсеребряного электрода сравнения (Ag/AgCl), затем пересчитывались по нормальному водородному электроду: $E_{н.в.э.} = E_{х.с.э.} + 0,2 \text{ В}$.

Определение скорости коррозии проводили гравиметрическим методом, основанном на взвешивании образцов до и после выдержки в коррозионной среде. Испытания с погружением выполнялись в соответствии с рекомендациями стандарта ASTM G31 «Standard Practice for Laboratory Immersion Corrosion Testing of Metals». Для взвешивания применялись аналитические весы RV 214.

Методика моделирования фазового состава “Thermo Calc”. На данный момент эта методика применяется широко в научных исследованиях. Её подробное применение приведено в [123]. Построение термодинамически равновесной фазовой диаграммы для системы легирования, состоящей из множества компонентов, обеспечивается методами вычислительной термодинамики с оценкой термодинамических свойств всех фаз системы. При этом используется экспериментальная информация о фазовых равновесиях в системе, в т.ч. данные, полученные при проведении термохимических и теплофизических экспериментов; комплекс термодинамических свойств каждой фазы описывается математической моделью, содержащей настраиваемые параметры (метод CALPHAD) [124].

При проведении расчетов на базе метода CALPHAD фазового состояния исследуемых Cr-Ni-Mn-Mo-N сталей и металла сварочных присадок использовали алгоритм программы ThermoCalc for Windows, который учитывает принципы классической термодинамики, а также эмпирические физико-химические данные, полученные экспериментально.

В настоящей работе были использованы базы данных для сплавов на основе железа. Исследование влияния ЛЭ на фазовый состав стали проводили с использованием данных термодинамических величин из базы данных TCFe 7.0, поставляемой вместе с программным пакетом Thermo-Calc. Исходными параметрами при проведении термодинамического моделирования являлись концентрации компонентов системы (химический состав), температура и давление. Расчеты проводились при нормальном атмосферном давлении в интервале температур от 600°C до 1200°C.

⁵ Диссертант выражает благодарность за помощь в исследованиях коллективу лаборатории коррозионных испытаний НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» под рук. С.Ю. Мушниковой.

Глава 3. Дуговая сварка аустенитных азотсодержащих сталей толщиной 10-45 мм

В данной главе описаны исследования СС сталей 04X20H6Г11M2АФБ и 05X22АГ15Н8М2Ф, полученных тремя видами дуговой сварки: полуавтоматической в среде защитного газа, ручной дуговой с использованием сварочного электрода и ручной аргодуговой сваркой неплавящимся электродом. Во всех случаях, учитывая толщину свариваемых кромок – 10-45 мм, был использован сварочный присадочный материал для заполнения металла шва.

3.1 Полуавтоматическая сварка стали 04X20H6Г11M2АФБ с использованием проволок Св-09X16H25M6АФС и Св-10X20H18M3АФС

СС были изготовлены полуавтоматической сваркой в среде защитного газа из горячекатаного листового проката стали 04X20H6Г11M2АФБ (~0,5%N) толщиной 20 мм с применением сварочных проволок Св-09X16H25M6АФС и Св-10X20H18M3АФС (табл. 3.1). Используемые режимы сварки приведены в табл. 3.2.

Таблица 3.1 - Химический состав ОМ и металла сварочных проволок.

Марка	Химический состав, % масс (Fe – и примеси – остальное)										
	N	Si	Cr	Ni	Mn	Mo	V	Nb	C	S	P
							не более				
04X20H6Г11M2АФБ	0,45-0,5	0,1-0,4	18,5-20	7-7,8	10,5-11	1-2	0,15	0,18	0,05	0,005	0,015
Св-09X16H25M6АФС	0,1-0,15	0,7-0,1	15,5-17	23-24	3-3,5	5-6	0,8	-	0,12	0,008	0,015
Св-10X20H18M3АФС	0,2-0,25	0,7-0,1	19,5-20	16-17	3-3,5	2-3	0,8	-	0,12	0,008	0,015

Таблица 3.2 - Режим полуавтоматической сварки стали 04X20H6Г11M2АФБ.

ОМ / присадка	Режим сварки	Разделка кромок
04X20H6Г11M2АФБ / 09X16H25M6АФС	I=180-220 А, U=24-28 В, скорость сварки 16 м/ч	Х-образная
04X20H6Г11M2АФБ / 10X20H18M3АФС		

Из листового проката толщиной 20 мм в результате сварки по указанному режиму были получены бездефектные СС, по данным рентгенографического контроля (РГК).

У всех СС наблюдается ЗТВ металла шва, в которой прошла первичная рекристаллизация с образованием мелких равноосных зерен, причем непосредственно около ЗС под воздействием термического цикла сварки прошла собирательная рекристаллизация. В этой части ЗТВ сформировались более крупные равноосные зерна аустенита (рис. 3.1). Размеры структурных элементов ЗТВ (её ширина, размер зерен) приведены в таблице 3.3.

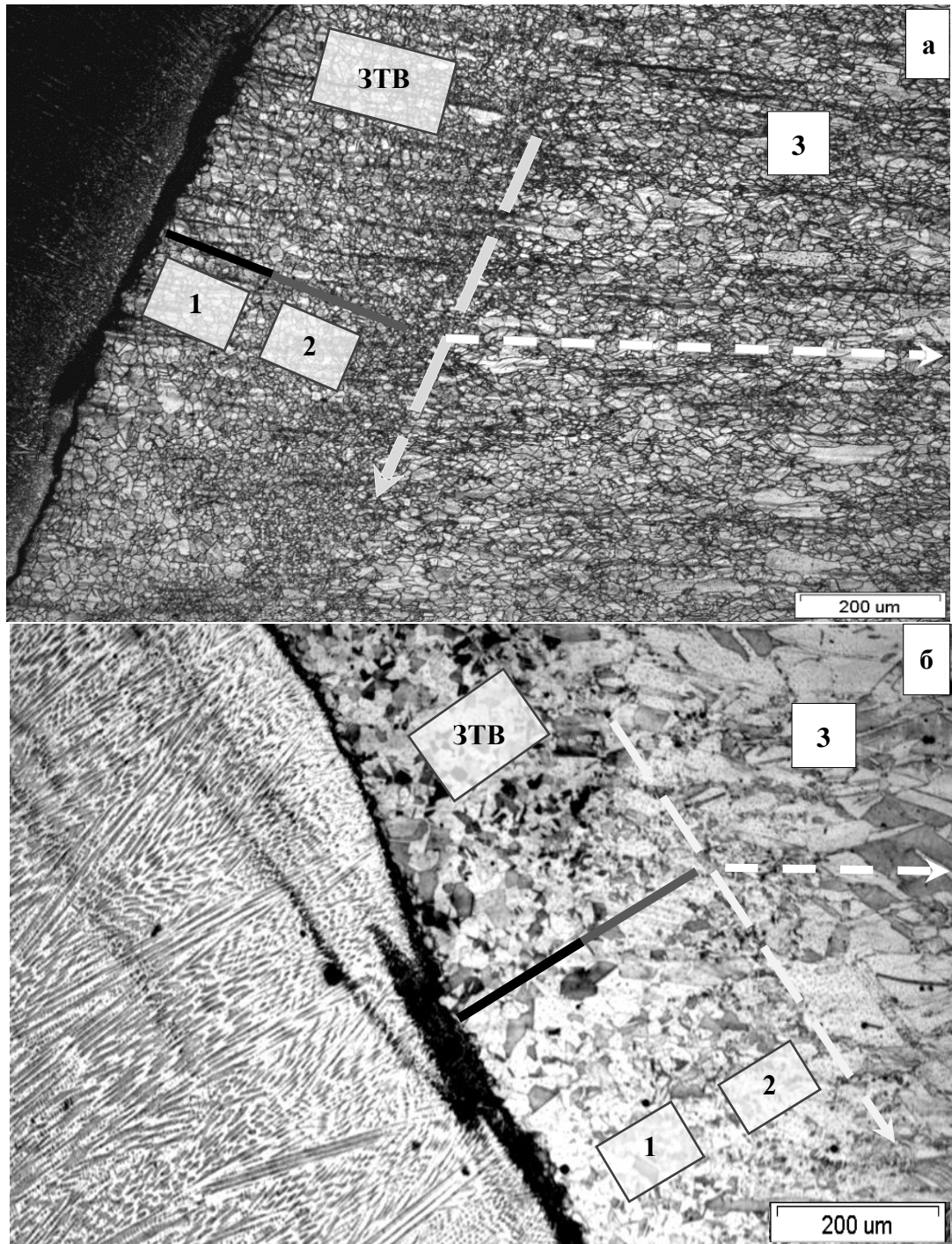


Рис. 3.1 – Микроструктура различных зон СС: 1 – зона крупных равноосных зерен, 2 – зона мелких равноосных зерен, 3 – ОМ: а) 04X20H6Г11M2AФБ / 09X16H25M6AФС;
 б) 04X20H6Г11M2AФБ / 10X20H18M3AФС.

Таблица 3.3 - Ширина ЗТВ МШ и размеры зерен в различных частях ЗТВ.

СС	Ширина ЗТВ, мкм	Размер мелких рекристаллизованных зерен в ЗТВ, мкм	Размер крупных зерен в ЗТВ около ЗС, мкм
04X20H6Г11М2АФБ / 09X16H25М6АФС	~ 450	5-10	30-50
04X20H6Г11М2АФБ / 10X20H18М3АФС	250-300	7 – 25	20 – 50

Микроструктура МШ обоих СС представляет собой вытянутые в направлении теплоотвода к ЗС зерна литой стали металла сварочных проволок Св-09Х16Н25М6АФС и Св-10Х20Н18М3АФС, которые имеют ширину 8-30 мкм и длину от 40 мкм (рис. 3.2).

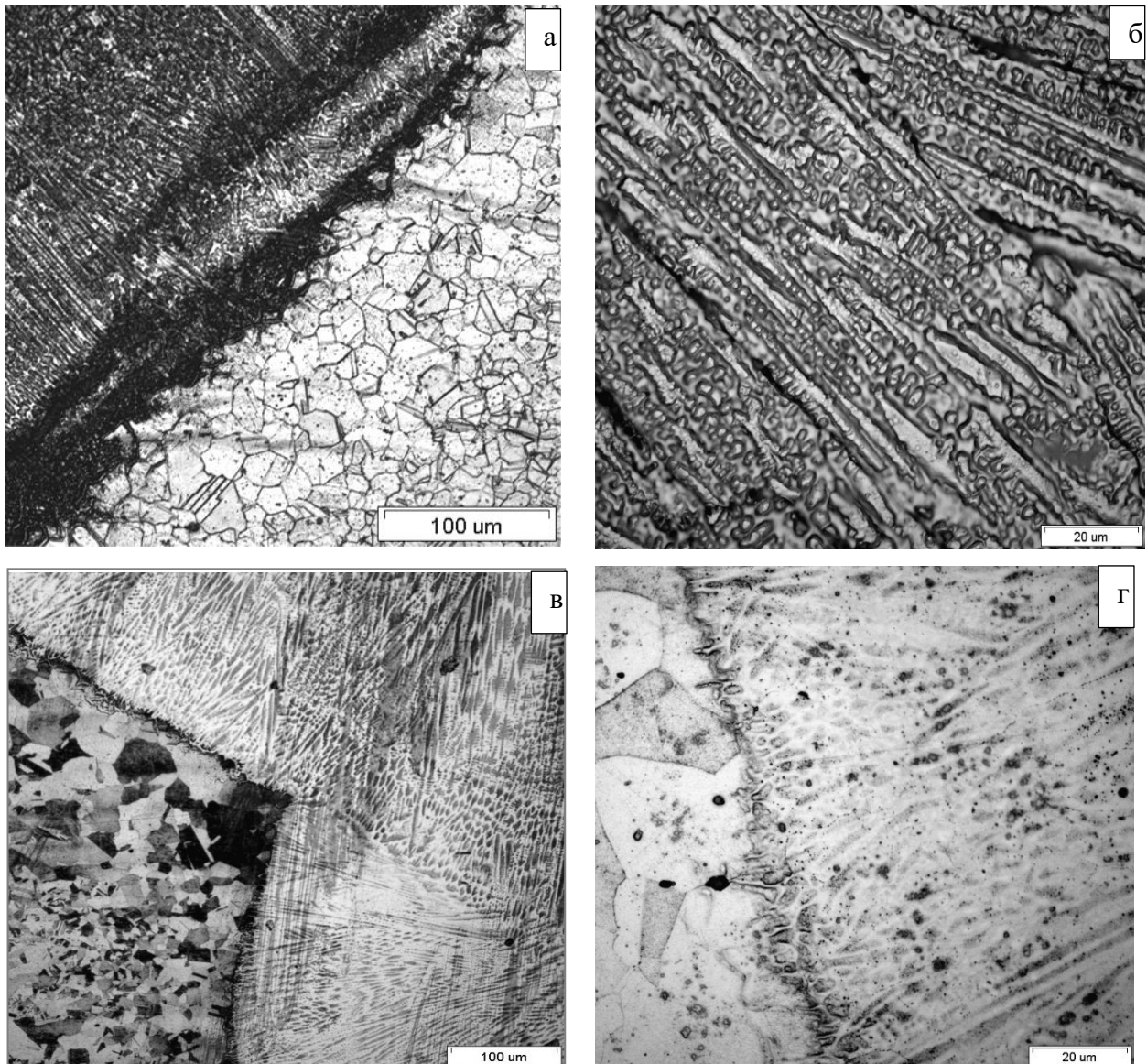


Рис. 3.2 - Микроструктура ЗТВ, ЗС и МШ: а), б) - 04X20H6Г11М2АФБ / 09X16H25М6АФС;
в), г) - 04X20H6Г11М2АФБ / 10X20H18М3АФС.

С тем, чтобы оценить изменение содержания основных металлических ЛЭ в зависимости от удаленности от ЗС, был проведен микрорентгеноспектральный анализ содержания основных ЛЭ в различных участках сварных соединений. Термодинамические расчеты предельного содержания азота в жидкой фазе [N] по формуле 4 проведены для каждой исследованной зоны чтобы показать возможность растворимости азота, содержащегося в основном металле, в зоне перемешивания с металлом сварочной проволоки (табл. 3.4 и 3.5).

Таблица 3.4 - Содержание основных металлических ЛЭ в различных зонах 04X20H6Г11M2АФБ/09X16H25M6АФС в зависимости от удаленности от зоны сплавления в сравнении с составом сварочной проволоки и рассчитанная предельная растворимость азота [N].

Участок МРСА, расстояние от ЗС	Cr	Mn	Ni	Mo	V	[N]
Основной металл, сталь 04X20H6Г11M2АФБ						
ЗТВ в ОМ, 33 мкм от ЗС	20,88	10,28	7,35	1,33		0,37
ЗТВ в ОМ, ~ 10 мкм от ЗС	20,13	10,53	7,51	1,28		0,35
ЗТВ в ОМ, ~8 мкм от ЗС	18,52	10,04	6,99	1,63		0,30
Металл около ЗС в МШ						
Оплавленное зерно, ~ 5 мкм от ЗС	20,24	10,89	6,63	1,69		0,37
Оплавленное зерно, ~ 10 мкм от ЗС	20,32	9,09	9,66	3,02		0,33
МШ, ~ 28 мкм от ЗС	19,18	5,91	16,95	5,76		0,23
МШ, ~ 40 мкм от ЗС	19,97	8,81	12,59	3,50		0,30
МШ, ~ 48 мкм от ЗС	19,94	8,77	14,19	3,77		0,29
МШ, ~ 62 мкм от ЗС	19,07	6,63	16,12	3,68	0,99	0,28
МШ, ~ 100 мкм от ЗС	17,03	4,02	21,58	7,14	0,95	0,20
МШ, ~ 130 мкм от ЗС *	16,08	3,50	21,46	5,68	0,81	0,16
Св-09X16H25M6АФС						
Сталь в центре МШ	16,0	3,3	23,5	5,8	0,8	0,15

* Зафиксировано почти полное соответствие марочному химическому составу сварочной проволоки (% Ni на 1,5-2% ниже).

В основном металле – прокатанном листе стали 04X20H6Г11M2АФБ содержание основных металлических ЛЭ на расстоянии > 8 - 100 мкм неизменно и соответствует марочному составу стали. В зерне, расположенном на расстоянии ~ 8 мкм от ЗС, содержание Cr, Mn понижено примерно на 0,5%.

Металл оплавленных зерен, примыкающих к зоне сплавления со стороны МШ, также близок по составу к стали 04X20H6Г11M2АФБ, в металле переходной зоны МШ на расстоянии 12 - 100 мкм от ЗС, содержание основных элементов постепенно приближается к марочному составу сварочной проволоки 09X16H25M6АФС: содержание Cr снижается с ~20 до 16%, содержание Mn – с ~10 до 3,5%, содержание Ni возрастает с ~ 6 до 22%. На расстоянии 60-100 мкм от ЗС в металле МШ отмечается наличие ванадия, его содержание близко к марочному. Содержание Mo является низким только в оплавленном металле на расстоянии 5-12 мкм от ЗС (0,99 – 3 %). Далее оно колеблется в пределах 3 – 7 % вне зависимости от удаленности от ЗС.

Таблица 3.5 - Содержание основных металлических ЛЭ в различных зонах 04X20H6Г11M2АФБ/ 10X20H18M3АФС в зависимости от удаленности от зоны сплавления в сравнении с составом сварочной проволоки и рассчитанная предельная растворимость азота [N].

Участок МРСА, расстояние от ЗС	Cr	Mn	Ni	Mo	V	[N]
Основной металл, сталь 04X20H6Г11M2АФБ						
ЗТВ в ОМ, ~ 34 мкм от ЗС	20,07	10,09	7,48	1,42		0,37
ЗТВ в ОМ, ~8 мкм от ЗС	19,92	10,76	6,33	1,15		0,34
Зона сплавления	19,49	9,49	6,32	1,24		0,35
Зона сплавления	20,55	10,12	5,14	0,73	0,25	0,32
Металл около ЗС в МШ						
Оплавленное зерно, МШ, ~ 5 мкм от ЗС	21,80	8,52	11,72	2,51		0,35
Оплавленное зерно, МШ, ~ 5 мкм от ЗС	20,66	8,88	8,65	2,10	0,23	0,35
МШ, ~ 14 мкм от ЗС	20,17	9,44	7,42	1,33	0,31	0,35
МШ, ~ 40 мкм от ЗС	19,87	7,94	8,32	1,96		0,30
МШ, ~ 50 мкм от ЗС	19,52	5,09	12,62	1,77	0,51	0,26
МШ, ~ 57 мкм от ЗС	21,62	5,64	12,14	2,29	0,39	0,32
МШ, ~ 172 мкм от ЗС	21,84	5,19	14,86		0,57	0,29
МШ, ~ 241 мкм от ЗС *	19,74	3,08	15,47	2,33	0,84	0,24
Св-10X20H18M3АФС						
Сталь в центре МШ	20,0	3,1	16,2	2,8	0,8	0,24

* Зафиксировано соответствие химическому составу сварочной проволоки.

В ЗТВ со стороны ОМ содержание основных металлических ЛЭ соответствует марочному составу стали 04X20H6Г11M2АФБ, как и в случае с 04X20H6Г11M2АФБ / 09X16H25M6АФС.

В некоторых оплавленных зернах на ЗС со стороны ОМ наблюдается уменьшение Ni на 15-30 % и Mo на 12-45% по сравнению с содержанием в ОМ. Вследствие чего в этих зонах рассчитанная предельная растворимость азота падает на 12 %. Со стороны МШ тоже наблюдаются скачки в оплавленных зернах: Cr (не более, чем на 10 %), Ni (~ 30 %) и Mo (~ 40 %) около ЗС. На расстоянии ~ 240 мкм наблюдается содержание основных ЛЭ в количестве, содержащимся в составе сварочной проволоки 10X20H18M3АФС.

Данные из таблицы 3.4 и 3.5 обобщены в табл. 3.6. В ОМ содержание основных металлических ЛЭ на расстоянии свыше 8 - 10 мкм от ЗС неизменно и соответствует марочному составу стали 04X20H6Г11M2АФБ. В некоторых участках металла оплавленных зерен, примыкающих непосредственно к зоне сплавления характерны небольшие изменения в концентрации Cr, Mn, Ni. На расстоянии, соответствующем размеру одного зерна, 10-30 мкм от ЗС, начинается постепенное приближение химического состава металла к составу сварочной проволоки (снижается содержание Mn, растет содержание Ni и Mo, в 04X20H6Г11M2АФБ / 09X16H25M6АФС также снижается содержание Cr). На расстоянии ~ 130 и ~ 240 мкм от ЗС, соответственно для 04X20H6Г11M2АФБ / 09X16H25M6АФС и 04X20H6Г11M2АФБ / 10X20H18M3АФС зафиксировано соответствие состава металла СС химическому составу использованной сварочной проволоки.

Таблица 3.6 - Обобщенные данные по изменению содержания основных ЛЭ в металле СС.

Сварное соединение	Особенности содержания ЛЭ на участке металла в СС		Начало (1) – конец (2) зоны переходного химического состава, от ОМ к металлу сварочной проволоки), расстояние в мкм от ЗС
	Участок: ОМ (> 8 - 10 мкм от ЗС)	Участки ОМ, прилегающие к ЗС	
04X20H6Г11M2АФБ/ 09X16H25M6АФС	% ЛЭ соответствует марочному составу	% Cr, Mn понижен примерно на 0,5	~10 мкм (1); ~130 мкм (2)
04X20H6Г11M2АФБ/ 10X20H18M3АФС		% Mn понижен, % Ni повышен	~40 мкм (1); ~240 мкм (2)

Микротвердость МШ обоих сварных соединений в среднем $275 \pm 8,75$, что на 20-25% ниже по сравнению с микротвёрдостью ОМ, которая составляет $284 \pm 7,25$. Это связано с меньшим содержанием азота в металле сварочных проволок. В ЗТВ и в ЗС отмечались, в среднем, более высокие значения микротвёрдости, чем в ОМ, $311 \pm 10,19$ и $329 \pm 8,08$ соответственно, что косвенно свидетельствует о выделении частиц избыточных фаз на ЗС и ЗТВ (рис. 3.3).

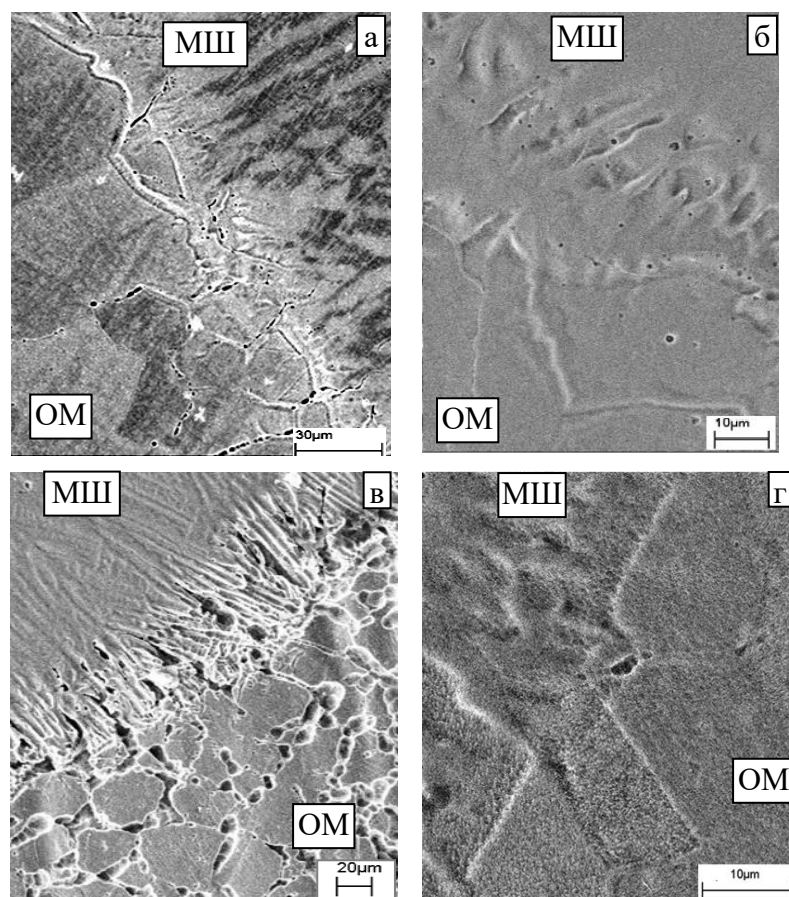


Рис. 3.3 - Зона сплавления: а, б - 04X20H6Г11M2АФБ / 09X16H25M6АФС;
в, г - 04X20H6Г11M2АФБ / 10X20H18M3АФС.

Действительно, под воздействием реактива для выявления микроструктуры наиболее интенсивный растрав происходил по границам зерен на ЗС и в ЗТВ около ЗС (рис. 3.3). Большое количество пор, связанных, очевидно, с растравом в местах выделения частиц избыточных фаз, отмечено для 04X20H6Г11M2АФБ / 09X16H25M6АФС (рис.4 а, б). Такое же увеличение

твердости в ЗТВ по сравнению с ОМ наблюдали в работе [125]. Для сглаживания уровня значений твердости авторы рекомендуют прибегнуть к подбору разных скоростей охлаждения СС после сварки, особенно, если используется многопроходная сварка.

Изучение тонкой структуры СС показало, что в ОМ вблизи ЗС микроструктура образца 04X20H6Г11М2АФБ / 09X16H25М6АФС представляет собой крупнозернистый аустенит с дислокационной субструктурой (рис. 3.4 а, б). В некоторых областях хорошо видны выделения нано-размерных частиц (рис. 3.4 в). Анализ микроэлектроннограмм (рис. 3.4 г) показал, что эти частицы соответствуют нитридам CrN и/или нитридам VN. Так как параметры решетки нитридов CrN ($a=0,414$ нм) и VN ($a=0,412$ нм) очень близки, различить два вышеуказанных типа нитридов методом ПЭМ не представляется возможным. Весьма вероятно, что выделения представляют собой сложные нитриды (Cr,V)N. Размер выделений составляет 15 – 20 нм.

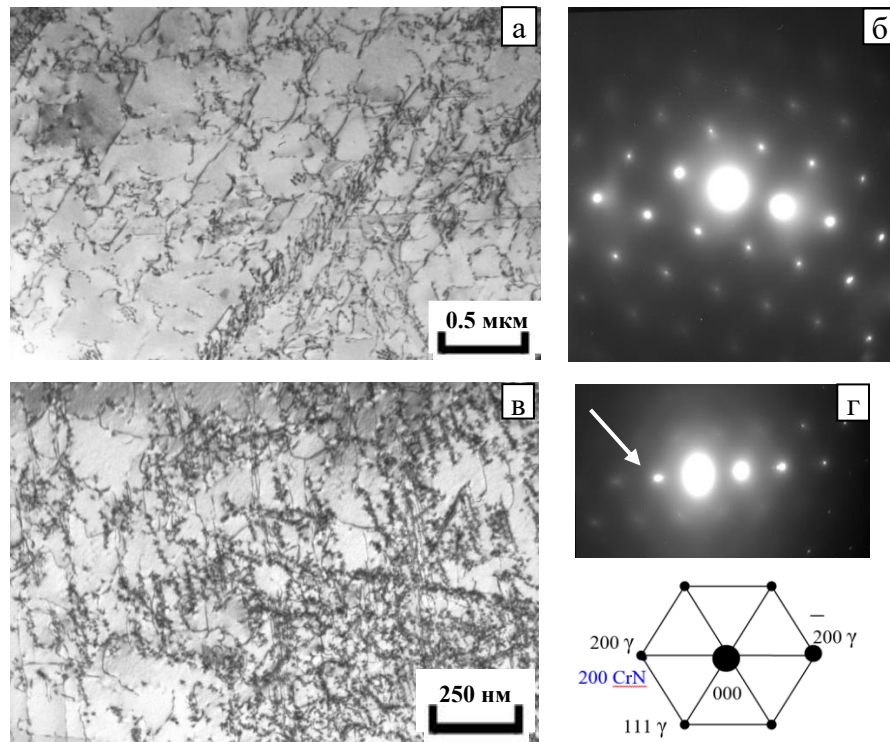


Рис. 3.4 - Микроструктура металла шва 04X20H6Г11М2АФБ / 09X16H25М6АФС вблизи зоны сплавления: а - микроструктура аустенитной фазы; б - микроэлектроннограмма с участка зерна аустенита на рис. а, ось зоны $[110]$ γ - ГЦК; в - выделения нитридов (Cr,V)N на дислокациях; г - микроэлектроннограмма, соответствующая рис. в (ось зоны $[110]$ γ - ГЦК и схема расшифровки, стрелкой показаны рефлекс (200) γ аустенита и рефлекс (200) нитрида).

В структуре образца 04X20H6Г11М2АФБ / 09X16H25М6АФС обнаружены также крупные скопления мелких бездефектных частиц (рис. 3.5 а, в). Размер скоплений достигал нескольких микрометров, а размер отдельных частиц – 200-300 нм. Анализ микроэлектроннограмм (рис. 3.5

б, г) показал, что эта фаза имеет ГЦК решетку с параметром $a = 1,102$ нм. Можно предположить, что эти выделения соответствуют карбиду $Cr_{23}C_6$ или M_6C_6 .

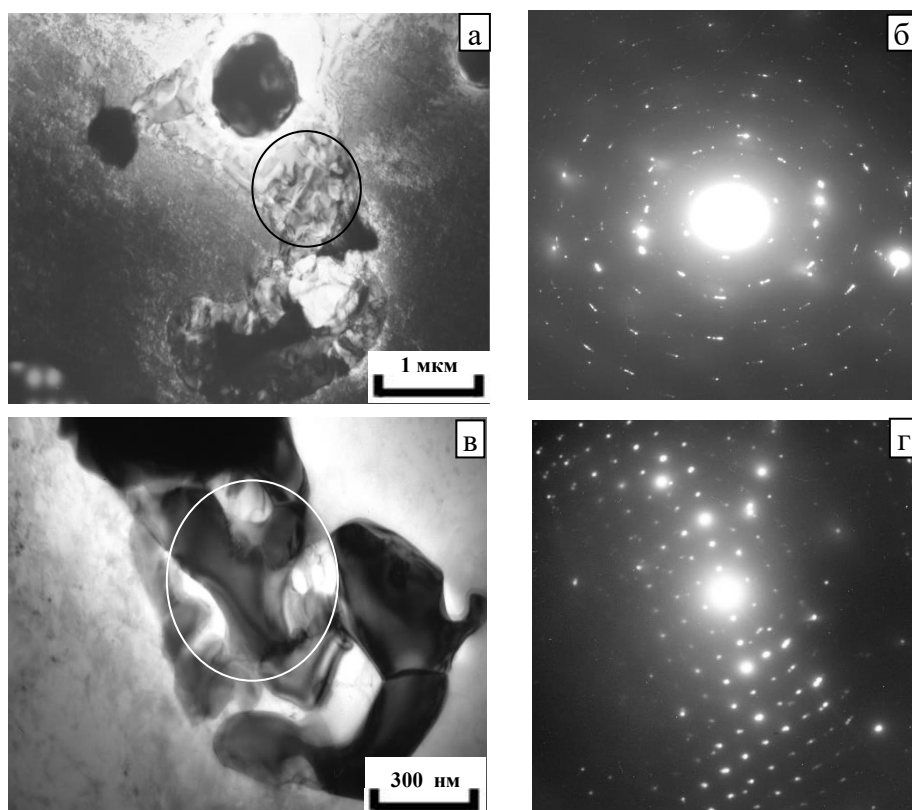


Рис. 3.5 – Выделения карбида $Cr_{23}C_6$ в сварном шве 04X20H6Г11M2АФБ / 09X16H25M6АФС:
 а – выделения карбида $Cr_{23}C_6$; б – микроэлектронограмма от выделенного фрагмента карбида на рис. а; ось зоны $[111]$ ГЦК; в - выделения карбида $Cr_{23}C_6$, фрагмент изображения на рис. а;
 г – микроэлектронограмма от выделенного участка карбида на рис.в; ось зоны $[110]$ ГЦК.

Также в структуре образцов 04X20H6Г11M2АФБ / 09X16H25M6АФС наблюдались одиночные крупные бездефектные выделения фазы, которая была идентифицирована как χ – фаза $Fe_{36}Cr_{12}Mo_{10}$ с ОЦК решеткой и параметром $a = 0,898$ нм (рис. 3.6 а, в, д). Считается, что эта фаза является промежуточной и имеет тенденцию к последующему превращению в σ -фазу. Выделения χ – фазы имели вытянутую (рис. 3.6 в, д) или близкую к равноосной (рис. 3.6 а) форму. Размер выделений достигает 2 мкм.

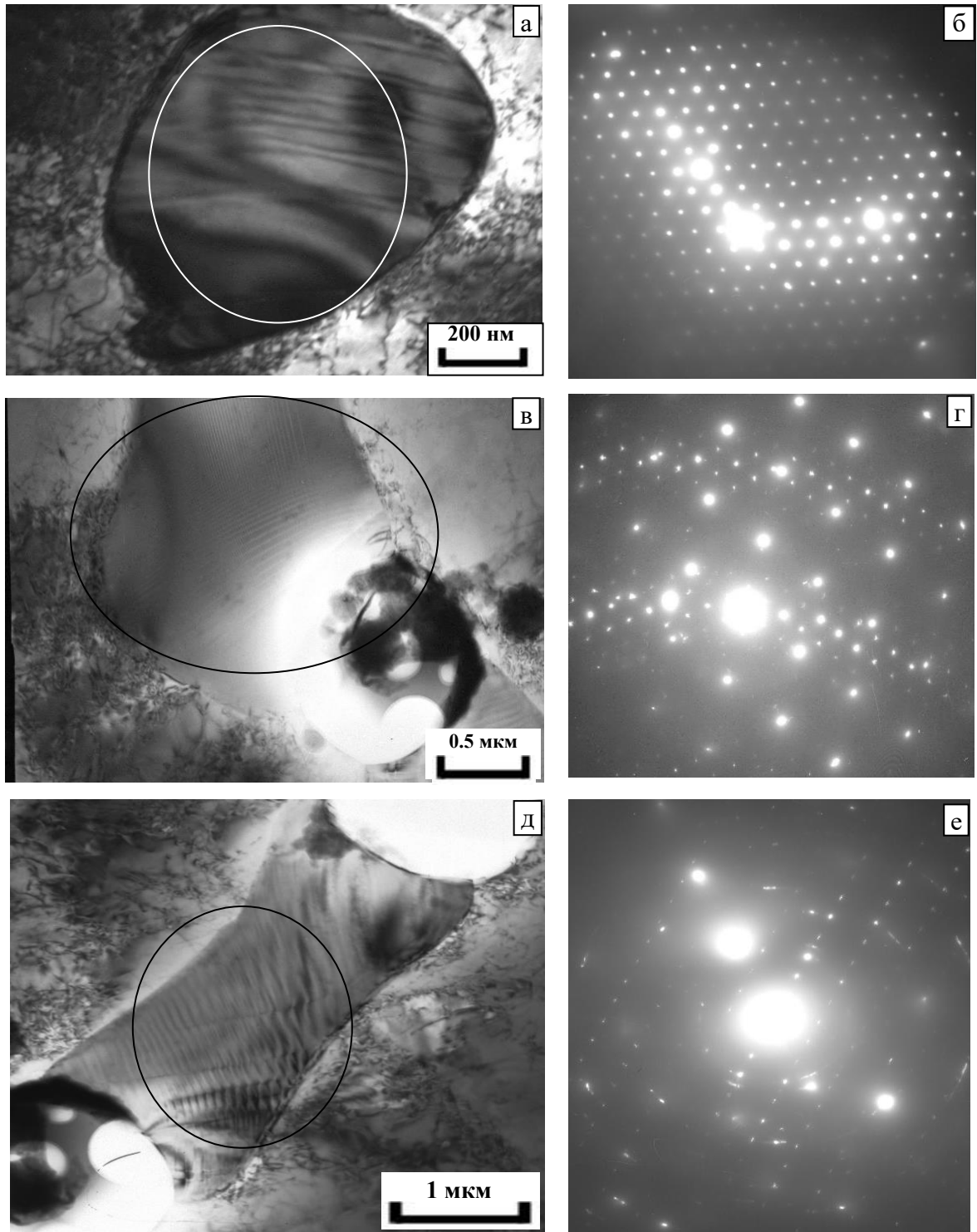


Рис. 3.6 – Выделения χ – фазы $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ в сварном шве 04X20H6Г11M2АФБ / 09X16H25M6АФС:
 а – крупная частица χ – фазы округлой формы; б – микроэлектроннограмма от выделенного фрагмента частицы на рис. а, ось зоны [111] ОЦК; в, д - крупные частицы χ – фазы вытянутой формы; г – микроэлектроннограмма от выделенного на рис. в фрагмента частицы и аустенита, оси зоны [111] ОЦК и [110] γ - ГЦК; е - микроэлектроннограмма от выделенного фрагмента частицы и аустенита на рис. д, ось зоны [114] ОЦК.

На рис. 3.7 а показана граница зерна аустенита, на которой образовались мелкие выделения избыточной фазы размером от 20 до 200 нм. Хорошо видно, что вокруг некоторых частиц наблюдается утонение матрицы. Это свидетельствует, по-видимому, о скором выпадении этих частиц при электролитической полировке. На рис. 3.7 б, г на границе зерна аустенита наблюдаются частицы этой же фазы и отверстия (каверны) в фольге, возникшие в результате выпадения частиц (рис. 3.7 б). Анализ микроэлектроннограмм от этих частиц (рис. 3.7 в, е) показал, что они, скорее всего, соответствуют выделениям нитрида Cr_2N , который имеет тетрагональную решетку с параметрами $a_0 = 0,482 \text{ нм}$ и $c_0 = 0,440 \text{ нм}$, и/или карбонитридов с такими же параметрами решетки.

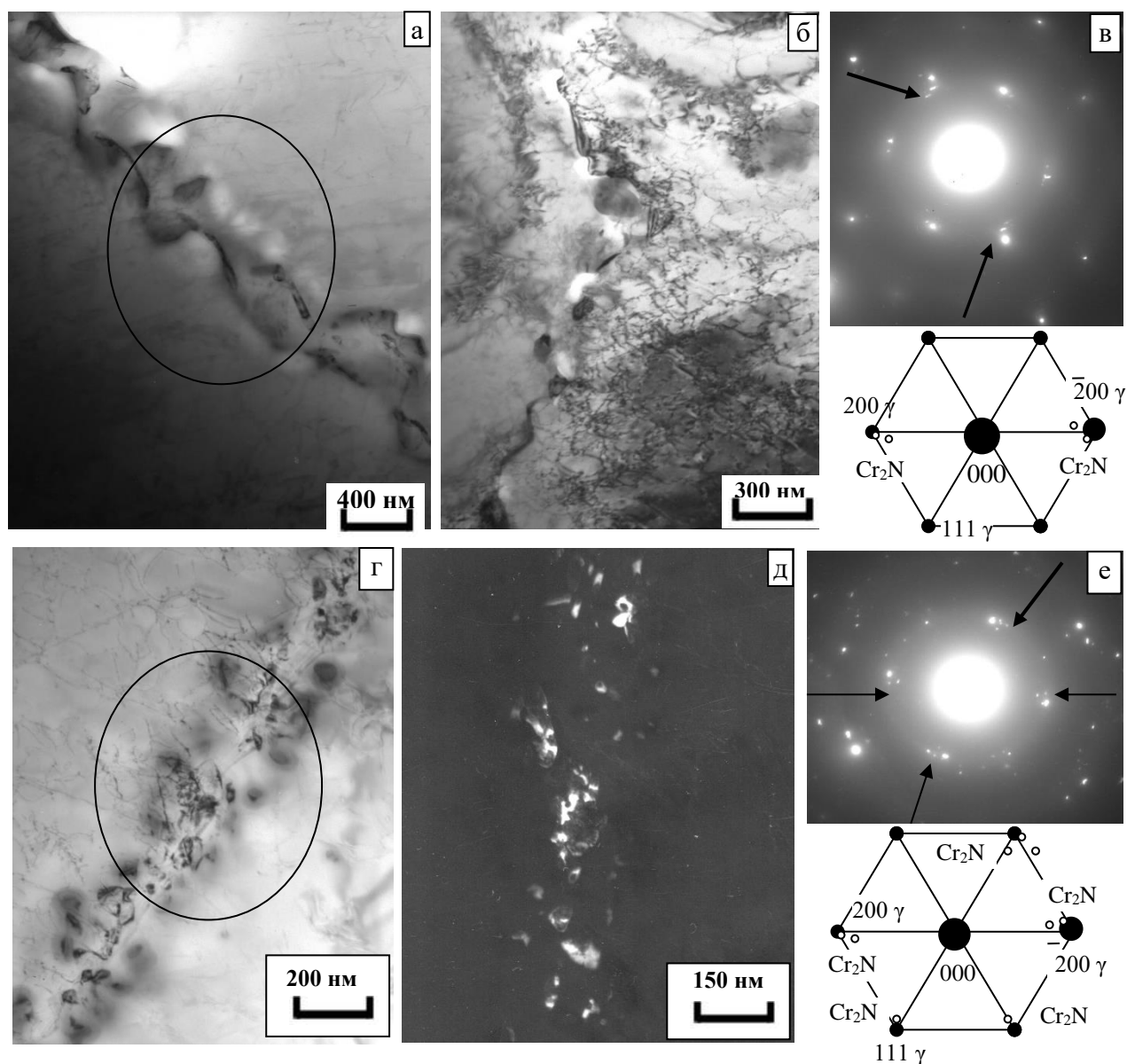


Рис. 3.7 – Выделения нитридов Cr_2N (или карбонитридов) в МШ 04X20H6Г11М2АФБ / 09X16H25M6АФС, а, б, г; б - выделения по границам зерен аустенита и каверны; в – микроэлектроннограмма от участка межзеренной аустенита, содержащего выделения, ось зоны $[110] \gamma$ - ГЦК, стрелками показаны рефлексы нитрида; д – темнопольное изображение в рефлексе нитрида на рис. г; е – микроэлектроннограмма от рис. г.; ось зоны $[110] \gamma$ - ГЦК, стрелкой показаны рефлексы нитрида.

Таким образом, при коррозионном воздействии на участки аустенита, содержащие такого рода частицы, в стали, при последующем выпадении этих частиц могут образовываться поры (рис. 3.8 а). Размер пор соответствует размеру частиц нитридов Cr_2N , протяженность зоны такой пористости соответствует длине границы зерна (в исследованных фольгах - до 7-10 мкм).

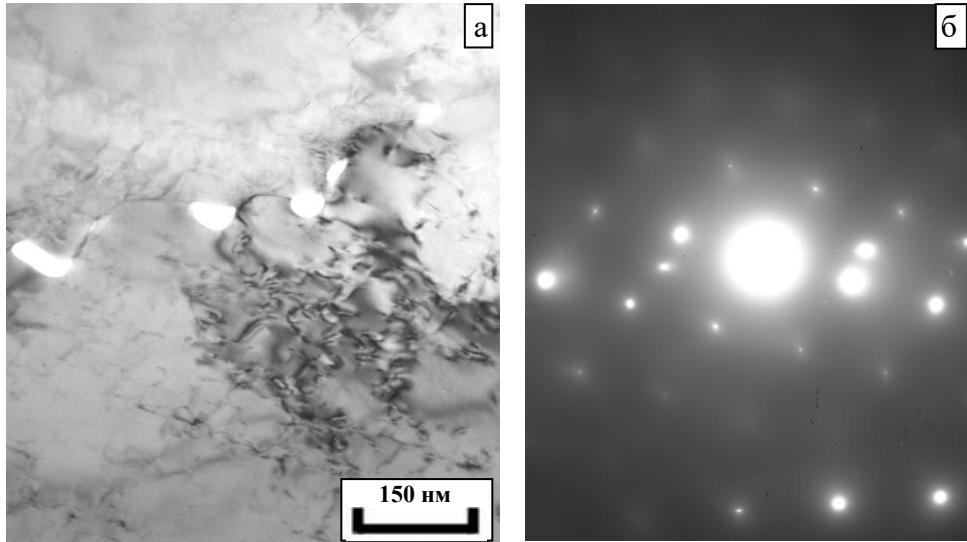


Рис. 3.8 - Микропоры на границе зерен аустенита в сварном 04X20H6Г11М2АФБ / 09Х16Н25М6АФС; а – микропоры на границе зерна аустенита; б – микроэлектронграмма от выделенного участка межзеренной границы с наложением двух сеток рефлексов от аустенита, оси зоны [110] и [350] γ - ГЦК.

Тонкая структура образца 04X20H6Г11М2АФБ / 10X20H18М3АФС. В исследованных фольгах образца 04X20H6Г11М2АФБ / 10X20H18М3АФС структура аустенитной фазы была более дефектна. Наблюдали скопления дислокаций и тонких двойников деформации, а также признаки ячеистой дислокационной структуры (рис. 3.9). В аустените ОМ в околошовной зоне отсутствуют поры какого-либо происхождения.

В образцах этого СС были обнаружены выделения карбида Me_{23}C_6 или Me_6C и χ -фазы, с другим соотношением содержания хрома, молибдена и никеля (рис. 3.10, 3.11), непосредственно вблизи зоны сплавления. Однако, количество наблюдаемых частиц карбида и χ - фазы было существенно меньше.

Наблюдались также выделения нитридов CrN размером 10 – 30 нм на дислокациях (рис. 3.12).

В отличие от образцов 04X20H6Г11М2АФБ / 09Х16Н25М6АФС в образцах 04X20H6Г11М2АФБ / 10X20H18М3АФС не наблюдалось выделений частиц избыточной фазы Cr_2N (или карбонитридной фазы) по границам зерен.

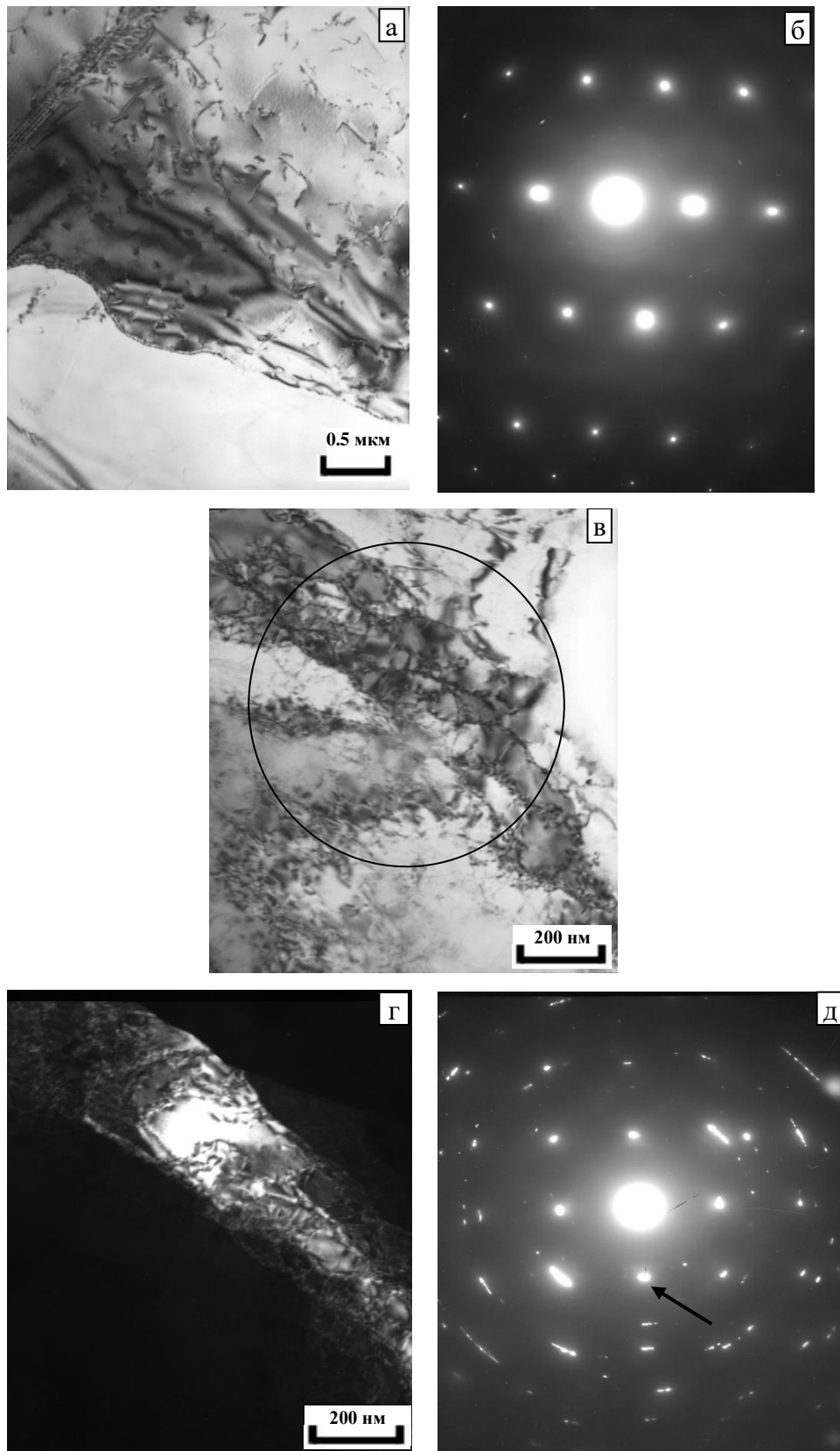


Рис. 3.9 - Микроструктура аустенита 04X20H6Г11M2АФБ / 10X20H18M3АФС вблизи зоны сплавления; а, в - микроструктура аустенита; б, д – соответствующие микроэлектронogramмы, ось зоны [130] и [001] γ -ГЦК, соответственно; г – темнопольное изображение участка аустенита на рис.в в рефлексе (200) γ -ГЦК.

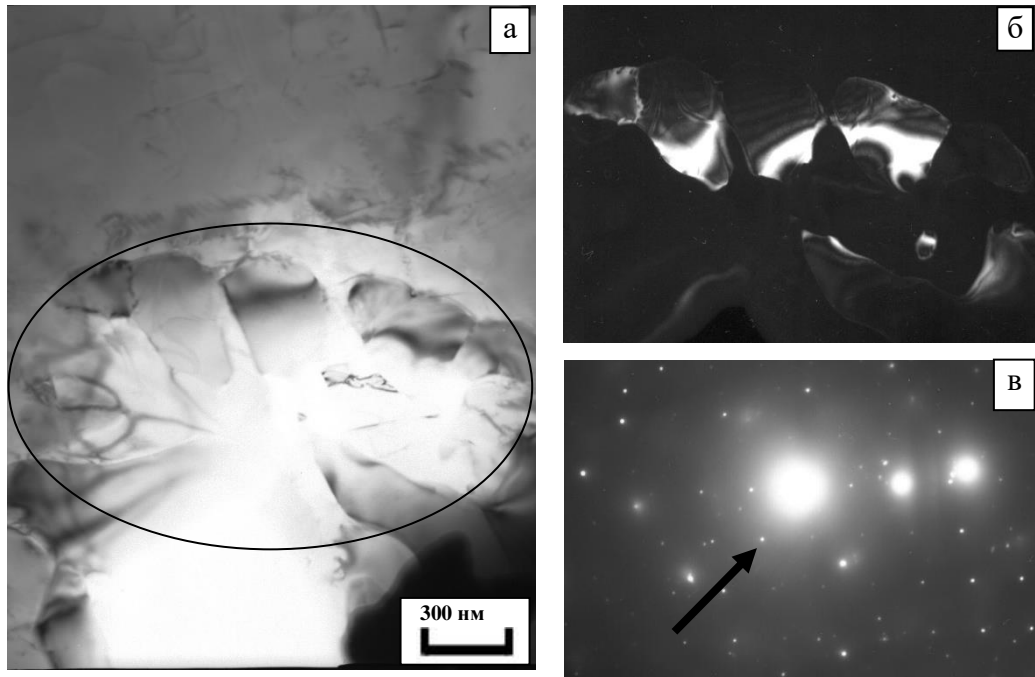


Рис. 3.10 - Выделения карбида Cr_{23}C_6 в образце 04X20H6Г11М2АФБ / 10X20Н18М3АФС; а – выделения карбида Cr_{23}C_6 в аустенитной матрице; б – темнопольное изображение карбида на рис. а, при том же увеличении, в рефлексе (242) ГЦК (показан стрелкой на рис. в); в – микроэлектронограмма от выделенного участка карбида на рис. а; ось зоны [125] ГЦК.

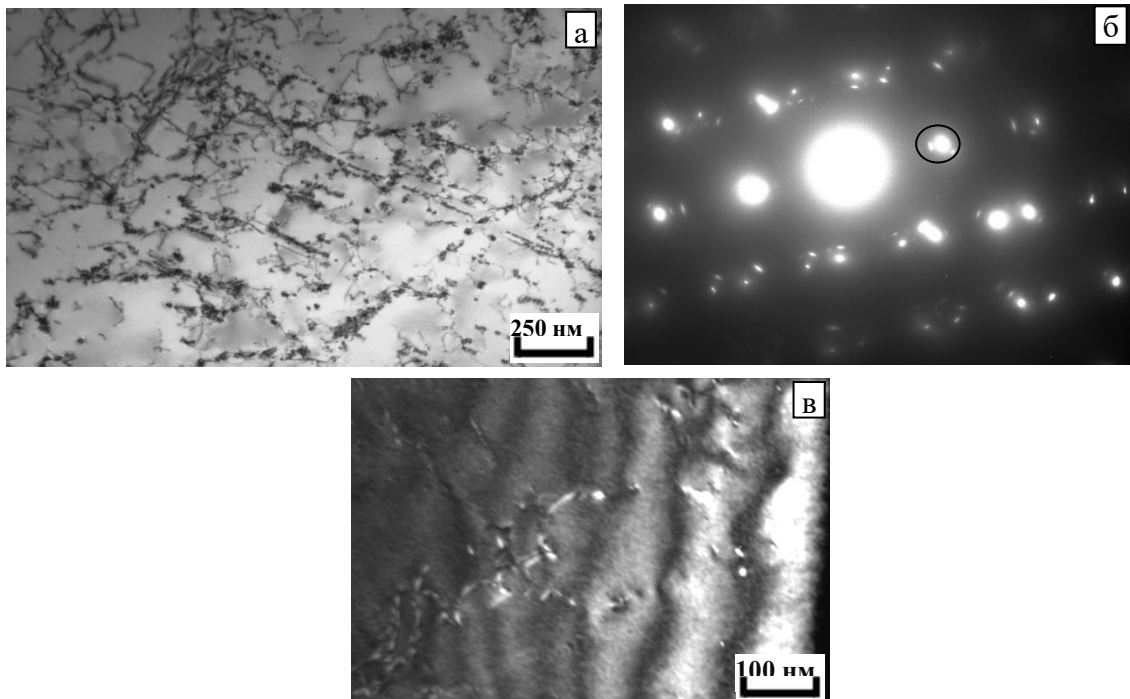


Рис. 3.11 – Выделения нитридов $(\text{Cr},\text{V})\text{N}$ в аустените ОМ околшовной зоны в фольге образца 04X20H6Г11М2АФБ / 10X20Н18М3АФС; а – выделения $(\text{Cr},\text{V})\text{N}$ на дислокациях в аустените; б – микроэлектронограмма от участка микроструктуры на рис. а, ось зоны [110] ГЦК; в - темнопольное изображение нитридов на рис. а в рефлексе (111) ГЦК и рефлексе (111) $(\text{Cr},\text{V})\text{N}$ (выделены кругом).

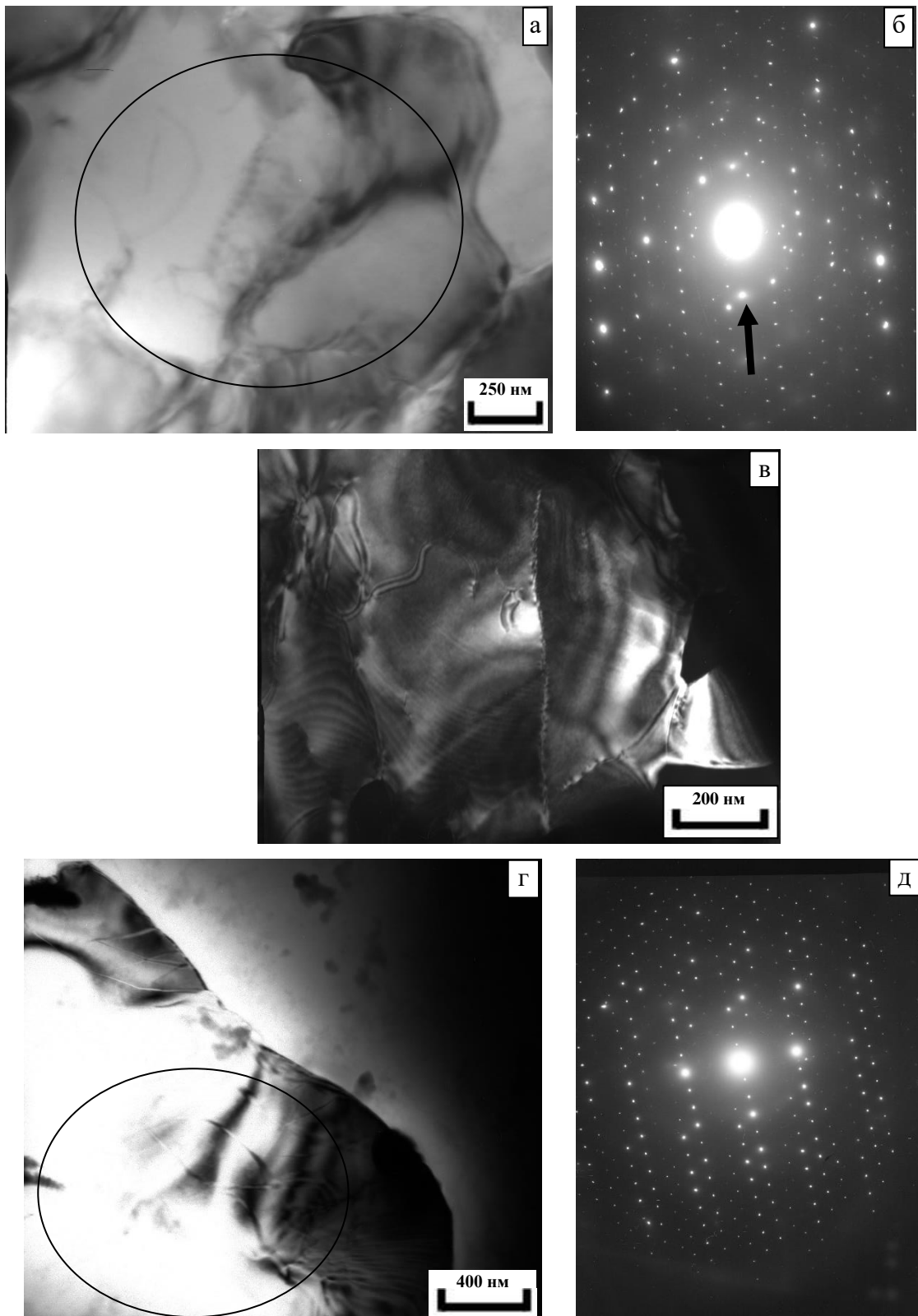


Рис. 3.12 – Выделения χ – фазы $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ в сварном шве 04X20H6Г11М2АФБ / 10X20H18М3АФС: а - крупная частица χ – фазы; б – соответствующая микроэлектронграмма от выделенной области частицы, ось зоны [111] ОЦК; в – темнопольное изображение частицы χ – фазы в рефлексе (330) ОЦК (показан стрелкой); г - крупная частица вытянутой формы и соответствующая микроэлектронграмма от выделенной области частицы (д), ось зоны [111] ОЦК.

В отдельных участках аустенита в сварном шве 04X20H6Г11M2АФБ / 10X20H18M3АФС в ЗТВ часто наблюдали системы вытянутых субзерен (рис. 3.13). Толщина этих областей составляла 0,1-0,3 мкм, а угол разориентировки, создаваемый системой субзерен, не превышал нескольких градусов.

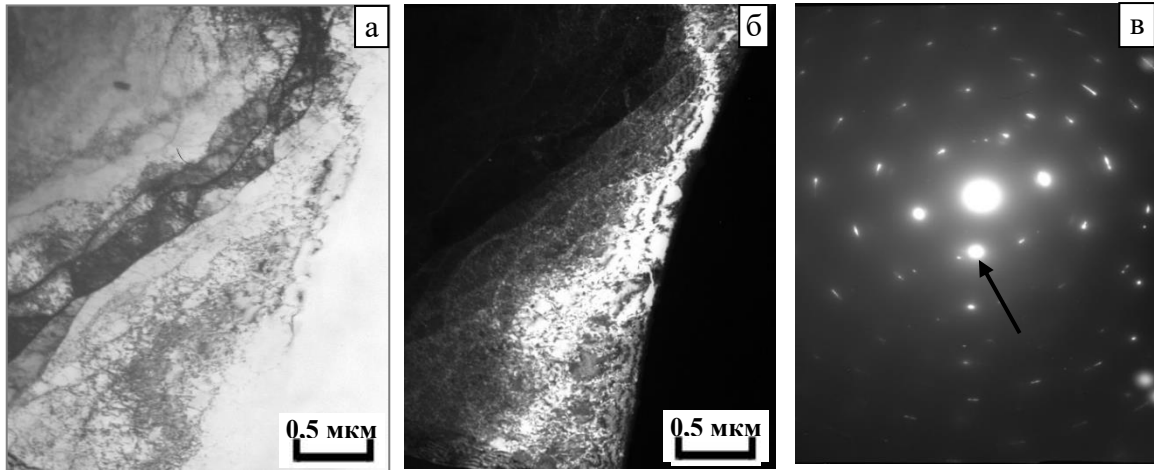


Рис. 3.13 – Микроструктура аустенита в сварном шве 04X20H6Г11M2АФБ / 10X20H18M3АФС в зоне термического влияния; а - микроструктура аустенита; б – темнопольное изображение участка аустенита на рис. а в рефлексе (111) γ - ГЦК (показан стрелкой); в – микроэлектроннограмма – ось зоны [110] γ - ГЦК.

В таблице 3.7 приведены данные по основным фазам, встречающимся в дуплексных и аустенитных коррозионностойких сталях [126]. В ней выделены фазы, присутствие которых установлено данным исследованием сварных соединений.

Таблица 3.7 - Фазы, встречающиеся в аустенитных коррозионностойких сталях (по данным [126]).

Фаза	Химическая формула	Кристаллическая решетка	Параметр кристаллической решетки, нм	Температурный интервал образования, °С
α		ОЦК	0,286–0,288	
α'_{Cr}		ОЦК	0,286–0,288	300-525
γ		ГЦК	0,358–0,362	
σ	Fe-Cr-Mo	Тетрагональная	a = 0,879 c = 0,454	600-1000
χ	Fe ₃₆ Cr ₁₂ Mo ₁₀	ОЦК	0,892	700-900
R	Fe-Cr-Mo	Тригональная	a = 1,0903 c = 1,934	550-650
π	Fe ₇ Mo ₁₃ N ₄	Кубическая	0,647	550-600
τ		Орторомбическая	a = 0,405 b = 0,484 c = 0,286	550-650
G	Ti ₆ Ni ₁₂ Si ₁₀	ГЦК	1,14	<500
Cr ₂ N	Cr ₂ N	Гексагональная	a = 0,4795 c = 0,4469	700-900
CrN	CrN	Кубическая	0,413–0,447	
M ₂₃ C ₆		ГЦК	1,056–1,065	600-950

Комментируя наличие χ -фазы в исследованных сварных соединениях, можно привести, в т.ч. следующие общие сведения об этой фазе.

По данным [127] χ -фаза (Chi-фаза) - это металлическая фаза $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$, которая часто выделяется перед сигма-фазой и преобразовывается в нее. Chi-фаза возникает при температурах от 400 до 550° С (475° С – охрупчивание) (здесь следует отметить расхождение с данными [126] по указываемым температурам образования χ -фазы). Chi-фаза появляется в случае со сталью с содержанием хрома более 15 %. Вследствие Chi-фазы уменьшаются пластичность и коррозионная стойкость стали.

В работе [126] отмечается, что χ -фаза была впервые идентифицирована Эндрюсом (Andrews) в 1949 г. в осадках, выделенных из Cr-Ni-Mo стали. Позднее Каспер специально синтезировал эту фазу, установив её состав как $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$, и изучил её кристаллическое строение. Эта фаза может встречаться в коррозионностойких сталях всех структурных классов, и её выделение вызывает негативное влияние на свойства. В системе Fe-Cr она не появляется; отмечалось образование χ -фазы в системах Fe-Cr-Mo, Fe-Cr-Ni-Mo, Fe-Cr-Ni-Ti. По сравнению с σ -фазой она обогащена молибденом и обеднена хромом. Легирование молибденом способствует образованию данной фазы.

По итогам исследований тонкой структуры СС были отмечены существенные отличия в их тонкой структуре. В том числе:

- В образцах 04X20H6Г11М2АФБ / 09X16H25М6АФС происходит выделение на дислокациях наноразмерных частиц нитридов CrN и/или сложных нитридов (Cr,V)N размером 15–20 нм. Кроме того, в структуре обнаружены крупные скопления размером до нескольких микрометров мелких бездефектных зерен карбида Cr_{23}C_6 или Me_6C размером 200-300 нм. В структуре наблюдались также одиночные крупные вытянутые и равноосные бездефектные выделения χ -фазы $\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$ с ОЦК решеткой размером до 2 мкм. Обнаружена заметная пористость по границам зерен аустенита. Размер пор варьируется в пределах 20 -100 нм. Протяженность зоны пористости достигает 7-10 мкм. Иногда появлению пор сопутствует появление частиц избыточного нитрида или карбонитрида типа Cr_2N .

- В образцах 04X20H6Г11М2АФБ / 10X20H18М3АФС также обнаружены выделения карбида Me_{23}C_6 или Me_6C и χ -фазы. Наблюдались также выделения нитрида CrN размером 10 – 30 нм на дислокациях. Однако, выделения карбида и χ -фазы наблюдались в значительно меньшем количестве, чем в образцах 04X20H6Г11М2АФБ / 09X16H25М6АФС. Также существенным отличием является то, что в образцах этого СС не наблюдалось выделений частиц избыточной фазы Cr_2N (или карбонитридной фазы) по границам зерен, а также полностью отсутствовала пористость.

Механические свойства МШ в составе данных СС характеризуются высокими значениями прочности и пластичности (табл. 3.8 [86]).

Таблица 3.8 - Механические свойства МШ при 20 °С [86].

МШ	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCV, Дж/см ²
09X16H25M6AFC	520-540	775-785	28,8-30,9	45,5-47,8	95-110
10X20H18M3AFC	530-550	770-790	33,3-35,8	52,3-55,2	100-107

Значения механических свойств находятся примерно на одном уровне, несмотря на различие в содержании азота в 2 раза (0,1 % масс. в Св-09X16H25M6AFC и 0,2 % масс. в Св-10X20H18M3AFC) и имеют достаточно высокие значения. Эти результаты можно сравнить с полученными в [99] для СС стали плавки с 0,2 % масс. N (табл. 3.9).

Таблица 3.9 - Механические свойства СС горячекатаной стали типа X22AG16H8MФ при 20 °С [99].

СС	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	ψ , %	KCU, Дж/см ²
X22AG16H8MФ	615	629	6	5,1	15

Значения механических свойств изученных в данной работе МШ выше, чем в табл. 3.9, кроме предела текучести, он ниже на 14 %. Значения относительного удлинения/сужения отличаются в 5-10 раз от сравниваемых свойств со СС с таким же уровнем азота. Значения ударной вязкости в этих двух работах сравнивать не совсем корректно, т.к. были использованы разные концентраторы напряжения. Но даже в этом случае, ударная вязкость полученного МШ выше в 6,5 раз, чем у СС в [99], причем в данной работе использовали более жесткий концентратор напряжения по Шарпи, а в [99] более мягкий – по Менаже. Автор [99] утверждает, что такие низкие значения обусловлены наличием δ -феррита и σ -фазы. В исследованных в данной работе СС не было обнаружено присутствие этих нежелательных фаз.

Испытания СС на коррозионную стойкость описаны в [86]. Их проводили в НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей», в лаборатории коррозионных и коррозионно-механических испытаний. Полученные значения стационарных потенциалов в морской воде в разных зонах СС находятся на высоком уровне. Так, интервал значений стационарного потенциала СС, (н.в.э) равен: МШ - 0,17-0,19 В; ЗТВ - 0,16-0,23 В; ОМ - 0,16-0,23 В.

Проведение испытаний на питтингоустойчивость в 3,5% NaCl на анодных кривых показали, что все зоны СС имеют высокие показатели питтингообразования $E_{по}$ и репассивации $E_{рп}$ [86]:

- МШ: $E_{по} = 1,37$ В; $E_{рп} = 1,30$ В;
- ЗТВ: $E_{по} = 1,05$ В; $E_{рп} = 0,10$ В;
- ОМ: $E_{по} = 1,30$ В; $E_{рп} = 0,08$ В.

Стойкость СС к МКК была определена по ГОСТ 6-32 (метод АМ). У всех образцов СС отсутствовали трещины при загибе, что говорит об отсутствии МКК [86].

В работе [128] проводили натурные испытания сварной модели, изготовленной из азотсодержащей стали, на территории акватории Черного моря на глубине 15 м. Через 272 дня после

начала испытаний был выполнен подъем модели. Ее осмотр показал, что корпус остался герметичен, с сухими внутренними стенками, без следов коррозионного поражения.

3.2 Ручная дуговая сварка стали 04X20H6Г11M2АФБ с использованием плавящегося электрода ЭА-868/20 (10X19H23Г2М5ФАТ)

СС были изготовлены ручной дуговой сваркой из горячекатаного листового проката аустенитной коррозионностойкой стали 04X20H6Г11M2АФБ (~ 0,5%N), толщиной 10 и 45 мм, с применением сварочного электрода марки ЭА-868/20* (10X19H23Г2М5ФАТ) (табл. 3.10 и 3.11).

Таблица 3.10 – Химический состав ОМ и металла сварочного электрода.

Марка	Химический состав, % масс (Fe – и примеси – остальное)										
	N	Si	Cr	Ni	Mn	Mo	V	Nb	C	S	P
							не более				
04X20H6Г11M2АФБ	0,45-0,5	0,1-0,4	18,5-20	7-7,8	10,5-11	1-2	0,15	0,18	0,05	0,005	0,015
ЭА-868/20 (10X19H23Г2М5ФАТ)	0,2-0,3	0,4-0,5	18-18,7	22-23	2,5-3	4-5	2	-	0,12	0,006	0,015

Таблица 3.11 – Режим дуговой сварки плавящимся электродом.

ОМ/присадка	Толщина	Режим сварки	Разделка кромок
04X20H6Г11M2АФБ/ ЭА-868/20 (10X19H23Г2М5ФАТ)	10 мм	I = 110-140 А, U= 24-28В; скорость сварки 3 м/ч	Х-образная
	45 мм		

На рис. 3.14 представлены микроструктуры ОМ проката 10 мм на разном удалении от МШ, на рис. 3.15 – зона МШ-ЗС-ОМ в СС данного проката. Структура ОМ характеризуется наличием разнотерности. Она могла сформироваться как результат непрерывной динамической рекристаллизации при ТМО листового проката (характерный признак протекания такого процесса – «ожерелья» из мелких зерен вокруг крупных зерен [129]). Присутствуют крупные зерна размером 150-250 мкм. Сравнение структуры ОМ на удалении от МШ и вблизи ЗС и ЗТВ показывает, что отличием образцов 04X20H6Г11M2АФБ / ЭА-868/20 толщиной 10 мм от исследованных сварных образцов из раздела 3.1 проката 20 мм является отсутствие ярко выраженной ЗТВ металла шва в виде зоны рекристаллизованных зерен основного металла около ЗС (см. рис. 3.15 а-в, по сравнению с рис. 3.1). Непосредственно к ЗС (имеющей ширину в разных местах от 10-25 мкм до 3 мкм, см. рис. 3.15) в ЗТВ примыкают, в основном, относительно мелкие зерна, размером 10-40 мкм; крупные зерна разбиты на блоки, разделенные малоугловыми границами (рис. 3.15,д). Ширина этой «неочевидной» ЗТВ составляет 100-200 мкм («неочевидной», поскольку, например, микроструктура ОМ на значительном удалении от МШ, 10-11 мм (на рис. 3.14, д) практически идентична микроструктуре ОМ рядом с ЗС на рис. 3.15, а-в).

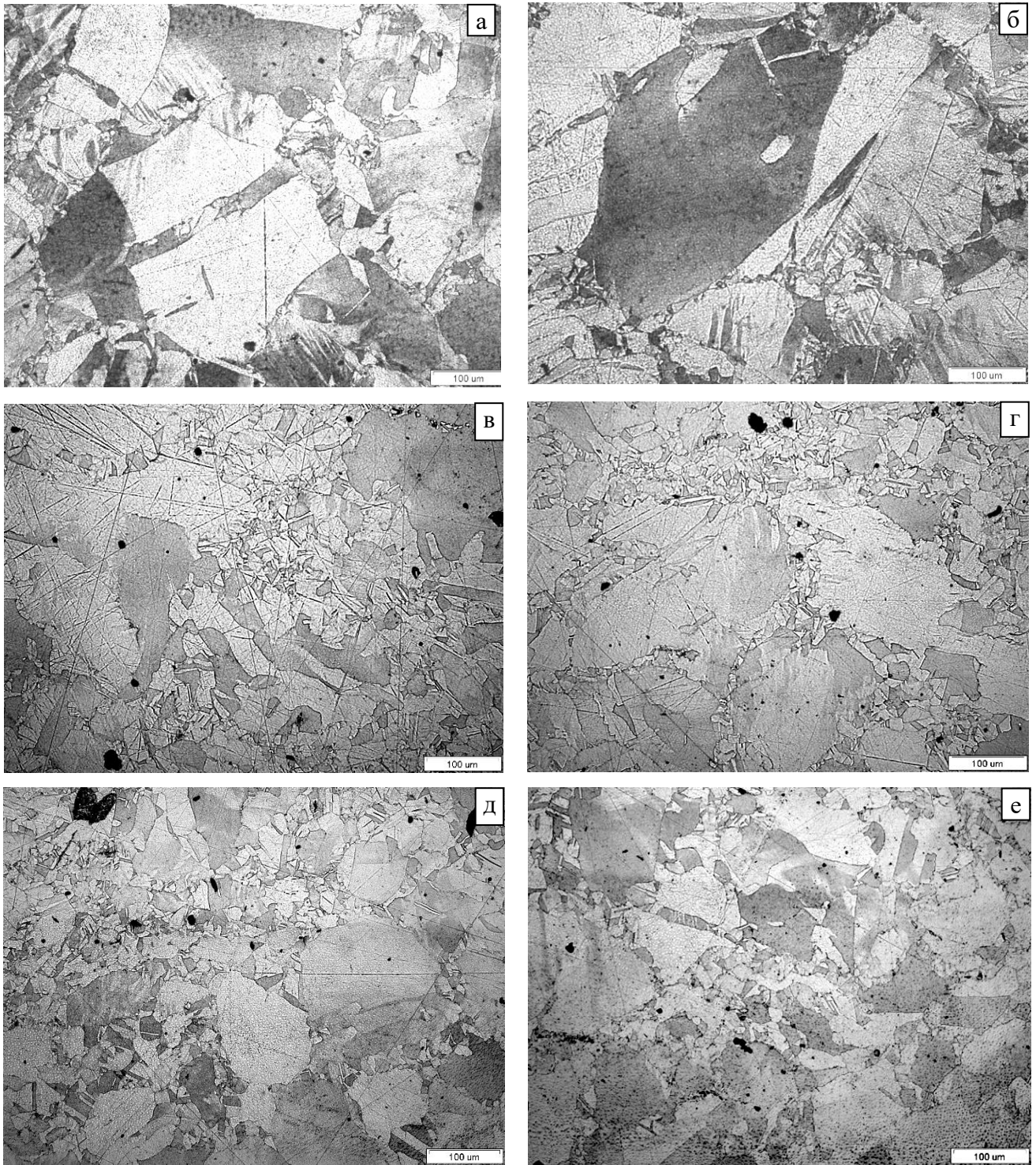


Рис. 3.14 – ОМ образца СС 04Х20Н6Г11М2АФБ / ЭА-868/20, 10 мм на разном расстоянии от МШ: а) 1,5 мм; б) 2,5 мм; в) 4,5 мм; г) 7-8 мм; д), е) 10-11 мм.

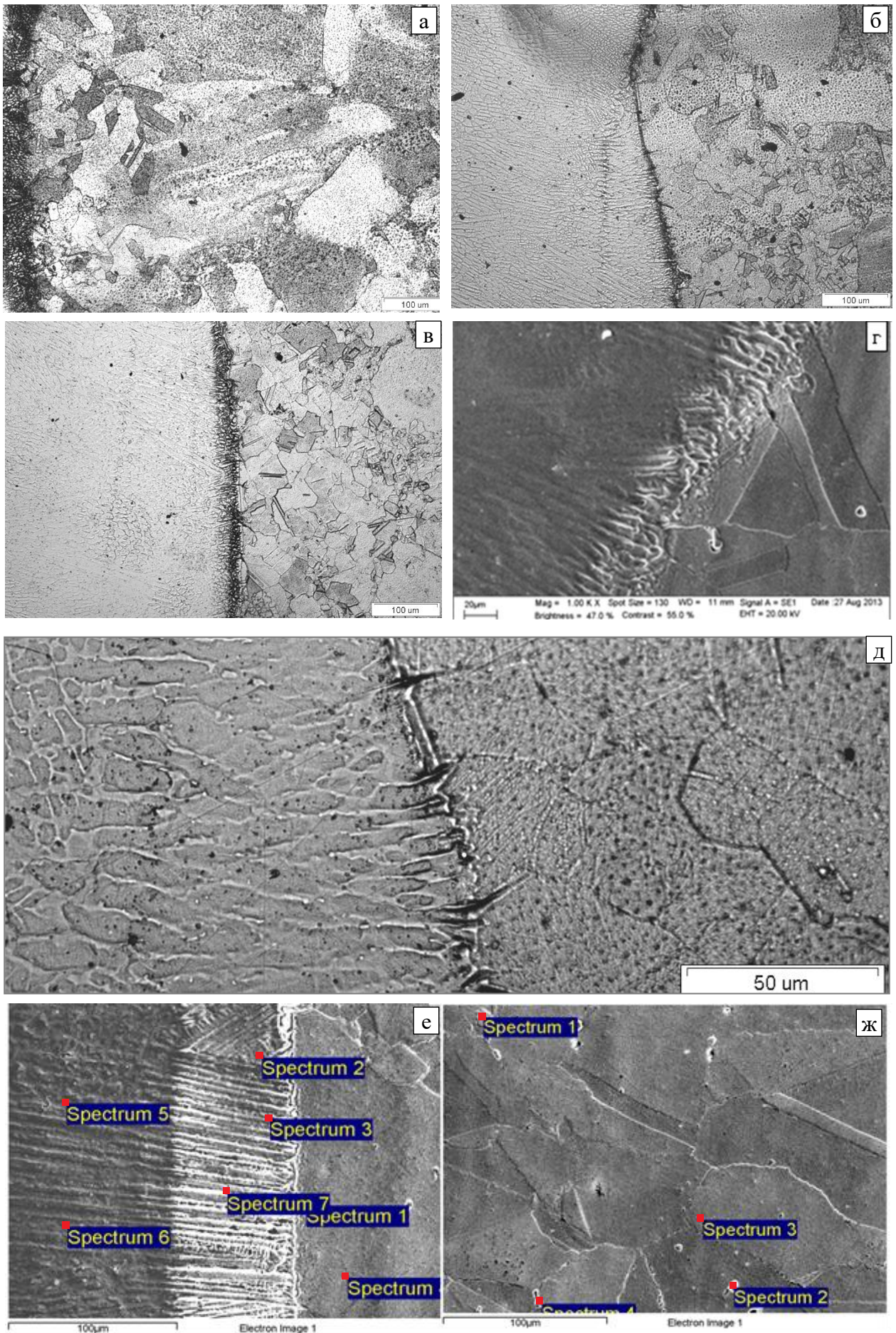


Рис. 3.15 – Микроструктура СС проката 10 мм 04Х20Н6Г11М2АФБ / ЭА-868/20 в области ЗС

Были предприняты исследования микроструктуры СС проката 10 мм методом сканирующей микроскопии. (Шлифы обрабатывали травителем (царской водкой) не более 3-х секунд, во избежание растратов по границам зерен, с тем, чтобы можно было четко отделить возможные поры и трещины от следов ямочного растравливания металла, в том числе – по границам зерен). Светлый контраст на ЗС свидетельствует о наличии микрорельефа в этой зоне шлифа, образовавшегося в результате растравливания металла ЗС при воздействии реактива на шлиф.

Был проведен МРСА содержания основных ЛЭ в различных зонах образца СС «прокат 10 мм 04Х20Н6Г11М2АФБ / 10Х19Н23Г2М5ФАТ (ЭА-868/20)» (рис. 3.15 е, ж, таблица 3.12). В ОМ содержание основных металлических ЛЭ на расстоянии 8 - 700 мкм от ЗС соответствует марочному составу стали. Металл оплавленных зерен, примыкающих к зоне сплавления со стороны МШ, на расстоянии 9-12 мкм от ОМ, также близок по составу к стали 04Х20Н6Г11М2АФБ. В МШ на расстоянии 40 мкм от ОМ отмечается повышение концентрации никеля с ~7 до ~9%; на расстоянии 130 мкм от ОМ содержание Ni возрастает с ~7 до 17%., содержание Mn снижается с ~11 до 5%, содержание Mo возрастает с 1,5 до 3,5% (табл. 3.12).

Таблица 3.12 – Содержание основных ЛЭ в разных зонах СС «прокат 10 мм 04Х20Н6Г11М2АФБ/ 10Х19Н23Г2М5ФАТ (ЭА-868/20)».

Металл в ЗС и МШ на рис. 3.15, е									
Spectrum	Участок	Si	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Total
Spectrum 2	ЗС, 19 мкм от ОМ			19.88	10.46	60.66	7.47	1.53	100.00
Spectrum 3	ЗС, 12 мкм от ОМ			19.99	11.06	60.74	6.79	1.42	100.00
Spectrum 7	МШ, 40 мкм от ОМ			20.75	10.71	57.71	9.44	1.40	100.00
Spectrum 5	МШ, 130 мкм от ОМ		0.68	19.06	5.67	54.09	17.49	3.01	100.00
Spectrum 6	МШ, 130 мкм от ОМ	0.59	0.90	19.28	5.50	52.70	17.24	3.79	100.00
ОМ на рис. 3.15, е, ж									
Spectrum 1	ОМ, 8 мкм от ЗС			20.21	10.34	62.21	6.29	0.96	100.00
Spectrum 4	ОМ, 30 мкм от ЗС			20.15	11.42	59.21	7.37	1.85	100.00
Spectrum 1	ОМ, 700 мкм от ЗС	0.50		20.44	10.80	61.49	6.78	0.00	100.00
Spectrum 2				22.69	12.59	59.77	4.94	0.00	100.00
Spectrum 3				19.70	10.51	61.43	7.23	1.13	100.00
Spectrum 4				19.44	9.96	62.73	6.74	1.14	100.00

Сравнивая эти данные с данными таблицы 3.4 по химическому составу разных зон СС «прокат 20 мм стали 04Х20Н6Г11М2АФБ / проволока Св-09Х16Н25М6АФС», полученных при I=180-220 А, можно отметить, что в таблице 3.4. было зафиксировано почти полное соответствие марочному химическому составу сварочной проволоки (кроме Ni, его содержание было на 1,5-2% ниже) на расстоянии 130 мкм от ОМ рядом с ЗС, тогда как приведенные в таблице 3.12 данные показывают, что в результате сварки при более низком токе I = 110-140 А химический состав МШ на расстоянии 130 мкм от ОМ рядом с ЗС является промежуточным между составом ОМ и сварочного электрода.

Наблюдаемая на рис. 3.14 и 3.15 повышенная травимость ЗС, а также ОМ вблизи ЗС может быть связана с зарождением наноразмерных частиц нитридов хрома при прохождении термического цикла и охлаждения сварного соединения. Микротвердость в ОМ-ЗТВ-ЗС-МШ равна: 279-280-345-270, соответственно, т.е. в ЗС она максимальная, что может быть связано не только с более мелкими зернами в ЗС, но и с выделениями частиц в этой зоне.

Данные исследований методом просвечивающей электронной микроскопии показывают заметное присутствие в СС толщиной 10 мм крупных частиц χ -фазы. Так, на рис. 3.16 представлена достаточно крупная, больше 1 мкм, черная, неправильной формы частица χ -фазы. Справа на рис. 3.16 – отверстие в фольге, слева – дислокационная структура, т.е. частица находится вблизи зоны сплавления со стороны основного металла. Возможно, эта частица расположена в ОМ на ЗС.

Из таблицы 3.7 видно, что χ -фаза ($\text{Fe}_{36}\text{Cr}_{12}\text{Mo}_{10}$) образуется в интервале температур 700-900 °С. Наличие таких частиц в СС нежелательно не только из-за их негативной роли в зарождении трещин (см. рис.3.17, б), но из-за снижения стойкости стали к питтинговой коррозии. Ввиду подобия χ -фазы другой высокохромистой фазе – σ -фазе (Fe-Cr-Mo), можно полагать, что для устранения этой фазы из структуры металла возможно использование кратковременного нагрева при температуре выше 900°С.

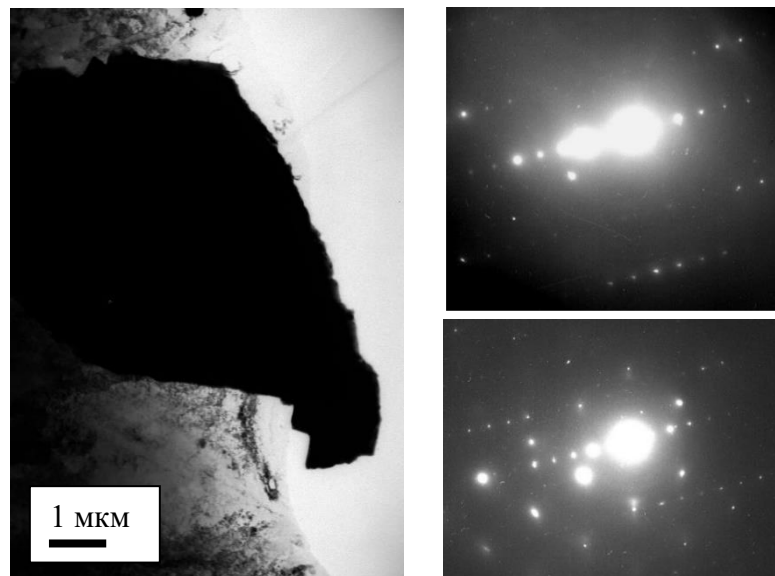


Рис. 3.16 - Частица χ -фазы и микродифракция от тонкого участка на краю частицы.

На рис. 3.17,а сверху можно наблюдать темную частицу сверху, это – неметаллическое включение, либо непрозрачный для электронного пучка слой - фрагмент частицы χ – фазы. На темнопольном изображении хорошо видны светлые края. Это означает, что этот фрагмент частицы также начинает постепенно утоняться. Стрелками показано отверстие вокруг частицы, которое образовалось при электролитической полировке. На рис. 3.18 и 3.19 также изображены фрагменты χ – фазы, на рис. 3.20 – дислокационная структура аустенита.

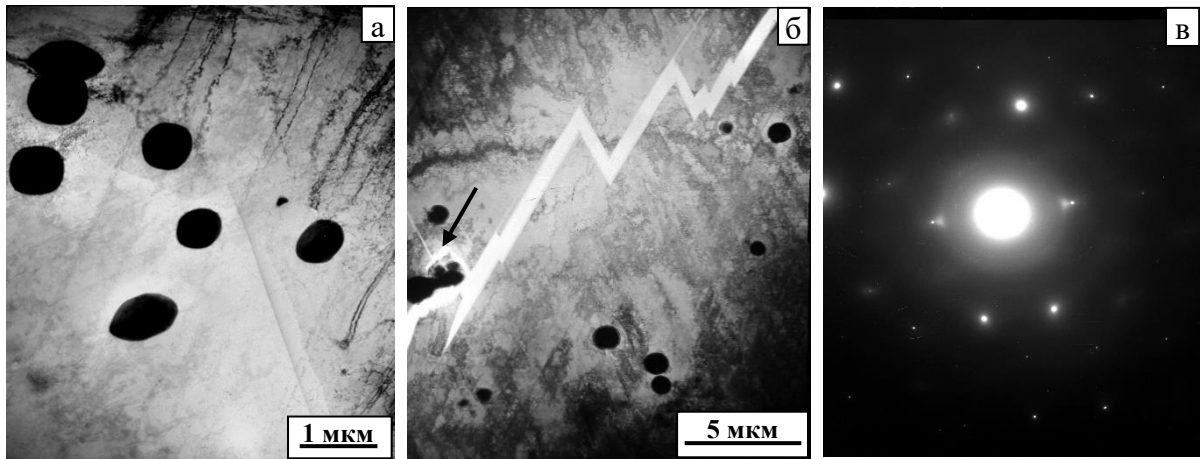


Рис. 3.17 - Микроструктура аустенита: а - круглые включения в аустенитной матрице; б - зигзагообразная трещина в аустенитной матрице, стрелкой показана частица χ -фазы; в - соответствующая микроэлектронограмма, ось зоны $[130]$ ГЦК.

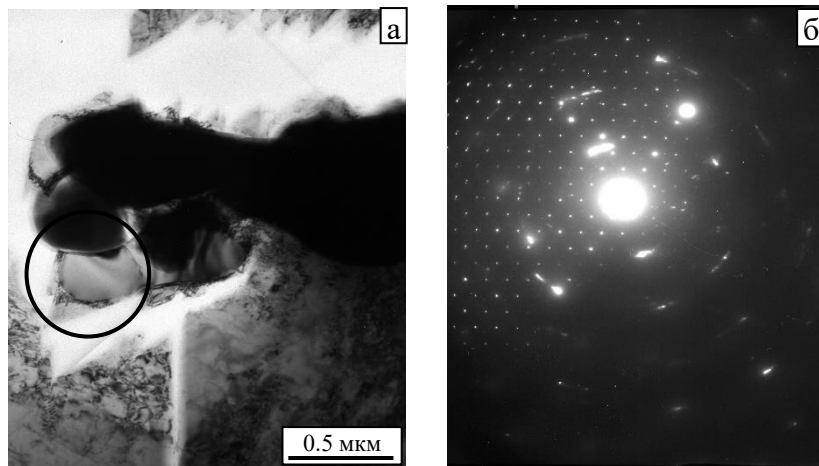


Рис. 3.18 - Увеличенное изображение частицы χ -фазы, показанной стрелкой на рис. 3.17, б с большой трещиной (светлая область вокруг частицы - зубчатая трещина): а - фрагментированная частица χ -фазы; б - микроэлектронограмма с выделенной области рис. а, ось зоны $[111]$ ОЦК (присутствуют также яркие рефлекссы от аустенита).

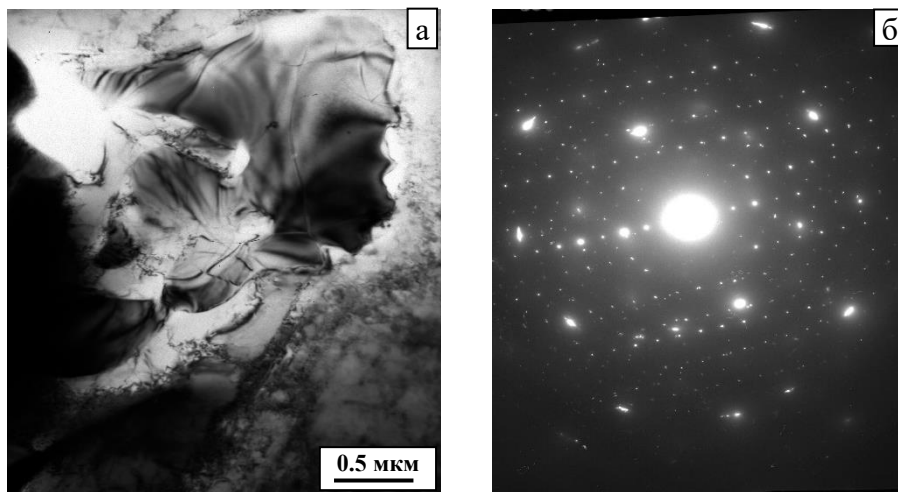


Рис. 3.19 - Электронно-микроскопическое изображение выделений χ -фазы: а - крупная фрагментированная частица χ -фазы; б - соответствующая микроэлектронограмма, оси зоны $[110]$, $[111]$, $[117]$ ОЦК.

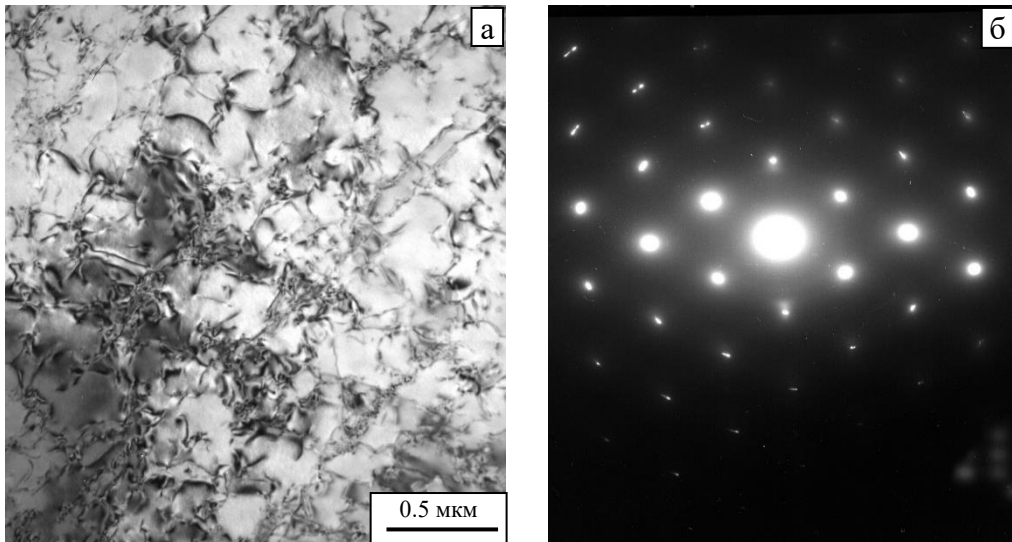


Рис. 3.20 - Микроструктура аустенита: а – дислокационная структура аустенита;
б – соответствующая микроэлектронограмма, ось зоны [110] ГЦК.

Морфология, размер, вид крупных сфероидальных темных частиц на рис. 3.17 а свидетельствуют о том, что это неметаллические включения.

Ряд наблюдений, сделанных при изучении в колонне ПЭМ на просвет тонких фольг данного сварного соединения, дает возможность предположить, что частицы χ – фазы:

- встречаются и в СШ и в ОМ, по крайней мере, в области ЗС и ЗТВ;
- выделяются на подложке из частиц неметаллических включений;
- являются структурным элементом, способствующим зарождению и развитию трещин.

Микроструктура ОМ стали 04Х20Н6Г11М2АФБ (проката 45 мм) в составе СС с Х-образным МШ характеризуется достаточно равномерным распределением зерен по размерам, средний размер зерна около 50 мкм (рис.3.21 а). Разнозернистость практически не наблюдается. Аустенит характеризуется наличием значительного количества двойников отжига, дополнительно измельчающим структуру стали.

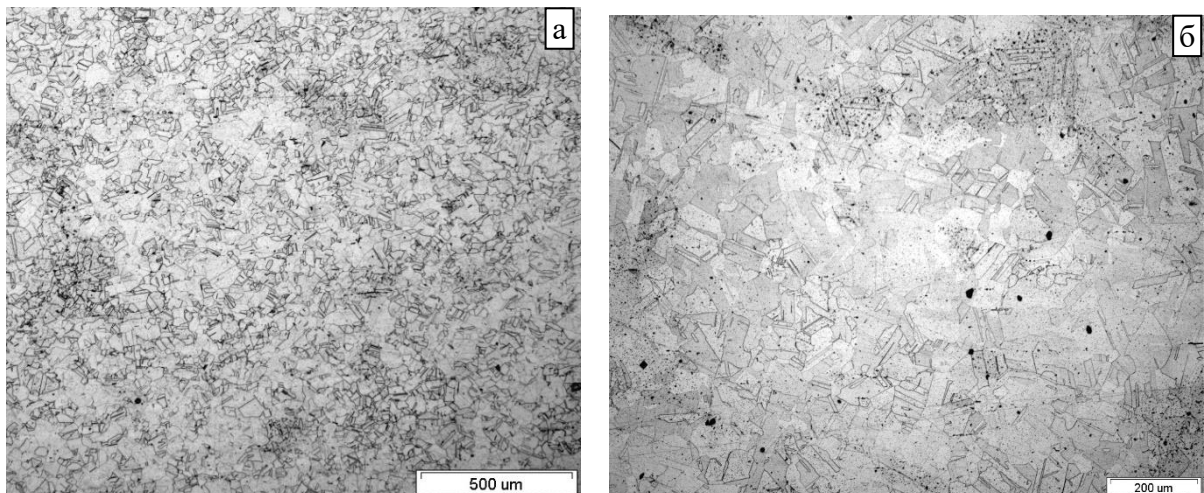


Рис. 3.21 – Микроструктура ОМ проката 45 мм при разном увеличении.

На рис.3.27 представлены панорамные изображения микроструктуры СС проката 45 мм. Они позволяют оценить: наличие/отсутствие дефектов СС (пор, трещин), вид и толщину ЗС, размер ЗТВ металла шва.

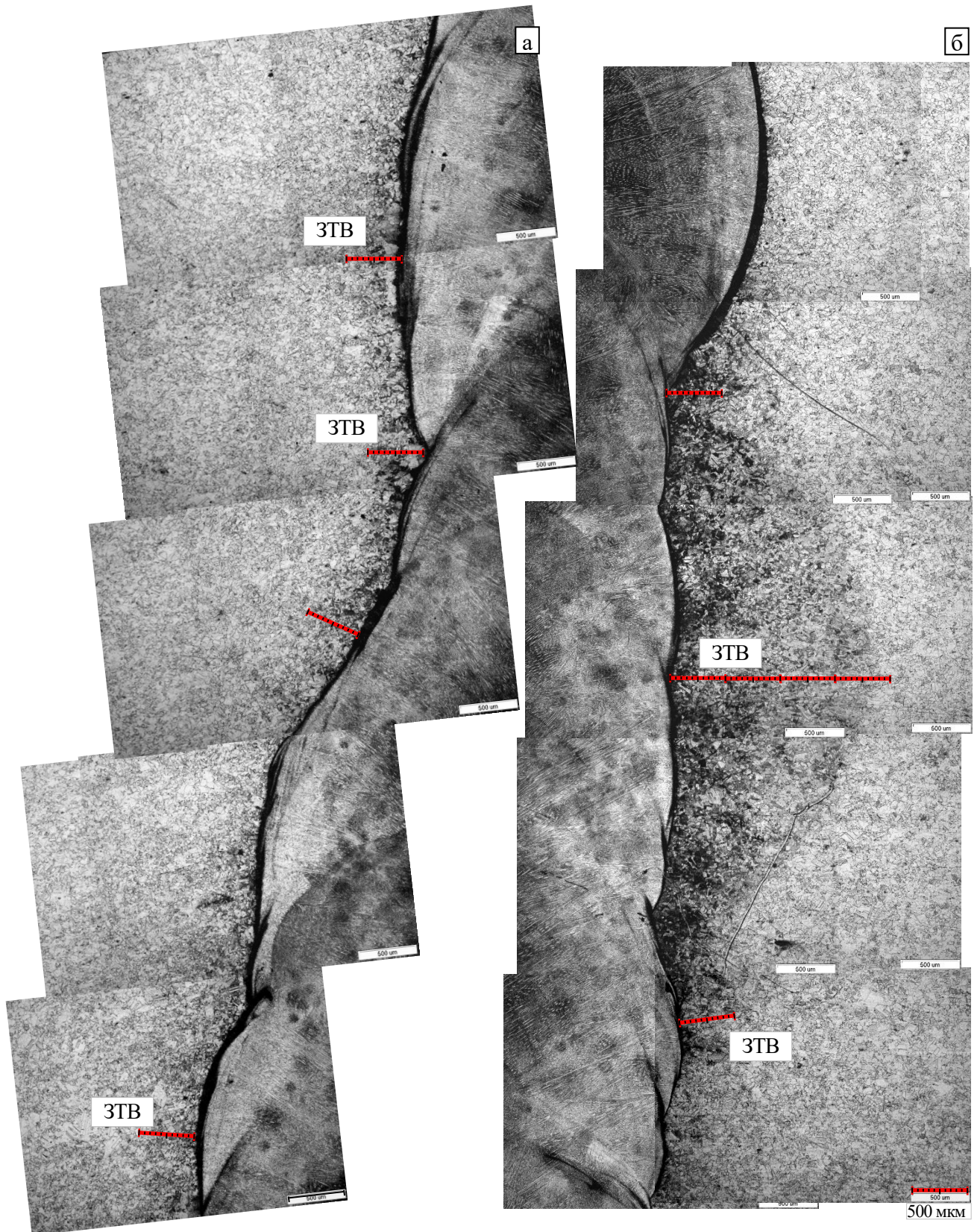


Рис.3.22. Общий вид левой (а) и правой стороны (б) СС проката 45 мм.

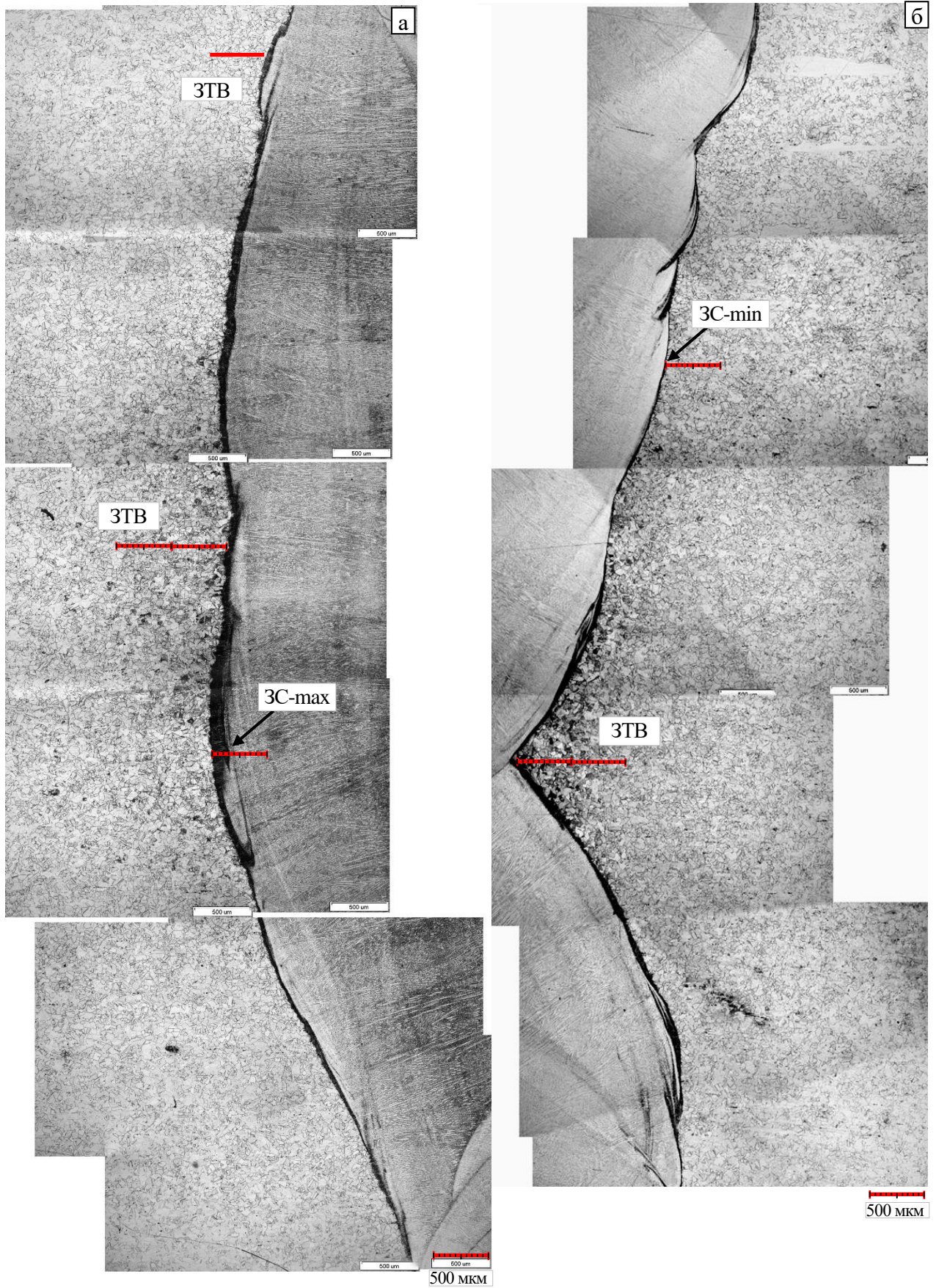


Рис. 3.22 – Продолжение.

Анализ микроструктуры СС проката 45 мм с «Х-образным» МШ на рис.3.22, а также на рис. 3.23 показывает следующее.

1. Отсутствие пор и трещин сварочного характера. Отдельные микронные дефекты структуры в МШ рядом с ЗС, на ЗС и в ЗТВ обусловлены наличием обусловленных технологией выплавки и сварки включений частиц избыточных фаз, имеющих в ОМ и в МШ. Произвольная выборка из ~ 20 изображений микроструктуры в зонах сплавления, сделанных при увеличениях $\times 500$ и $\times 1000$, не показала наличия пор и трещин (рис. 3.23, а), точечные дефекты больше похожи на включения или следы растрова реактивом матрицы после их выпадения из металла при приготовлении шлифа.

2. Толщина ЗС варьируется от ~5 мкм (min) до ~150 (max). Закономерности в толщине ЗС в зависимости от расположения данного участка в составе СС не выявлено. ЗС при небольших увеличениях выглядит черной полосой, как и у СС проката 20 и 10 мм. При бóльших увеличениях проявляется микроструктура оплавленного основного металла (рис. 3.23). Повышенная травимость зоны сплавления объясняется наличием в этой зоне СС повышенного количества примесей легкоплавких элементов, серы и фосфора.

3. В разных участках СС ЗТВ может иметь разный размер, а может вообще ничем не отличаться от обычного ОМ. На рис. 3.22 в местах с ярко выраженной ЗТВ отмечены:

- крупные зерна аустенита около ЗС, прошедшие собирательную рекристаллизацию вследствие поступления отводимого от МШ тепла;
- повышенная травимость аустенита рядом с ЗС. Часто наблюдается на участках, где МШ изгибается и образует углы, в которых, по условиям теплоотвода, перегрев ОМ больше.

Размер ЗТВ составляет 200-500 мкм, а в «угловых» зонах он может быть и больше. При этом отмечены участки повышенной травимости ОМ около ЗС, где размер предполагаемой ЗТВ составляет около 1500 мкм.

В то же время, есть участки СС, проката 45 мм, где термическое влияние какими-либо изменениями зеренной структуры (протеканием рекристаллизации, собирательной рекристаллизации) не проявляется. В таких участках размер зерна стали у зоны сплавления не отличается от такового в ОМ на значительном расстоянии от МШ.

4. Наличие выделений в различных зонах МШ в результате воздействия тепла, отводимого от МШ через ОМ, в ЗТВ, примыкающей к ЗС, в дополнение к многочисленным выделениям частиц избыточных фаз (возможно - нитридам Cr_2N , и частицам металлургического характера) уже имеющимся в ОМ, могут зародиться и расти новые. Поскольку речь идет о толстолистовом прокате с широким сварным швом, значительный объем кристаллизующегося металла сварочной ванны обуславливает относительно долгое пребывание металла ОМ у ЗС в интервале температур, необходимых для зарождения таких частиц. Однако, они, очевидно, будут наноразмерными,

и методом оптической микроскопии их выявить невозможно. Косвенным подтверждением их наличия является повышенная травимость многих участков металла, примыкающих к ЗС, в которых произошло их выделение.

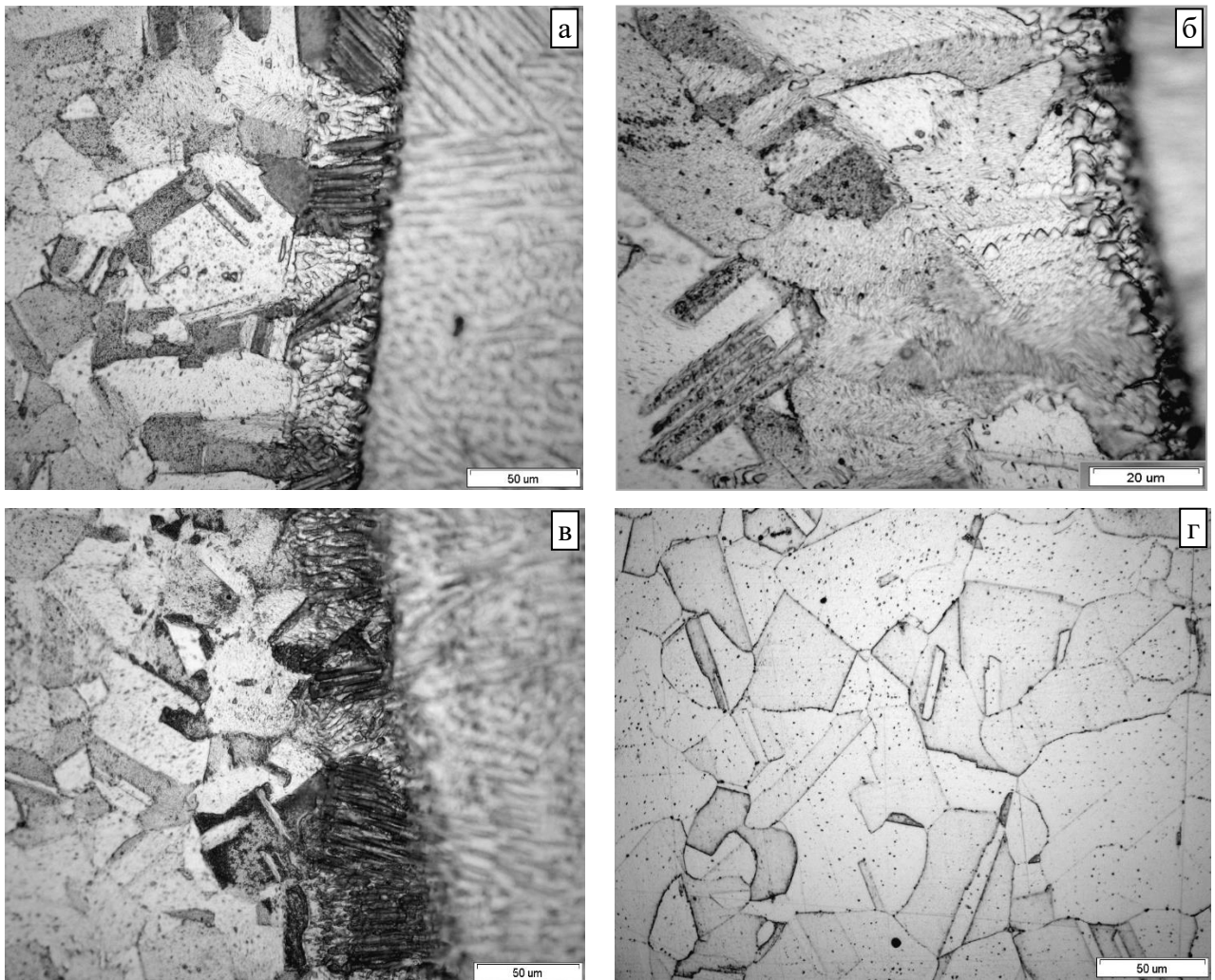


Рис. 3.23 - Микроструктура ЗС (а-в) и ОМ (г) проката 45 мм в составе СС.

Механические свойства были испытаны на образцах СС, проката 10 и 45 мм, металле электрода и ОМ, причем у сварных соединений металл шва располагался по центру (табл. 3.13). Предел текучести разрывных образцов, изготовленных из сварных соединений выше предела текучести ОМ проката 10 и 45 мм, соответственно, и металла сварочного электрода. Причиной более высокой прочности металла СС являются, очевидно, упрочнение ЗС и ЗТВ выделяющимися наноразмерными частицами нитридов и мелкий размер зерна в ЗС. Действительно: наиболее высокая твердость наблюдается у металла на ЗС ($HV_{50} = 330-360$), затем она убывает в ряду: ЗТВ \rightarrow ОМ ($305-315 \rightarrow 270-290$). Самой меньшей твердостью обладает МШ ($250-270$). Схожая картина наблюдалась и у СС проката 20 мм, изготовленных полуавтоматической дуговой сваркой с использованием сварочных проволок (раздел 3.1).

Таблица 3.13 - Механические свойства образцов СС 04Х20Н6Г11М2АФБ / ЭА-868/20 (10Х19Н23Г2М5ФАТ) проката 10 и 45 мм, металла электрода и ОМ при 20°С.

Вид металла	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{в}$, МПа	δ , %	ψ , %	KCV, МДж/м ²	KCU, МДж/м ²
СС проката 10 мм	597	800	21	29	$\geq 2,0$	
ОМ, прокат 10 мм	540	854	57	71	2,5	
10Х19Н23Г2М5ФАТ	530	770	33	55	1,08	
СС проката 45 мм	578	828	20	34		1,25
ОМ, прокат 45 мм	545	924	46	58		-

Характеристики пластичности разрывных образцов, изготовленных из сварных соединений, ниже характеристик пластичности, определенных отдельно на ОМ проката 10 и 45 мм и металле электрода. Это может быть связано с наличием значительного числа включений, прежде всего – крупных частиц в МШ; при растяжении зона сосредоточенной пластической деформации (шейки) начинает формироваться в МШ, начиная с линий сплавления с обеих сторон сварного соединения; трещина, приводящая к разрушению, образуется в МШ. Трещина, приведшая к разрушению, образовывалась в МШ и распространялась под углом 45° к оси образцов, затем, по достижении критического сечения образца, происходил долом (рис. 3.24).

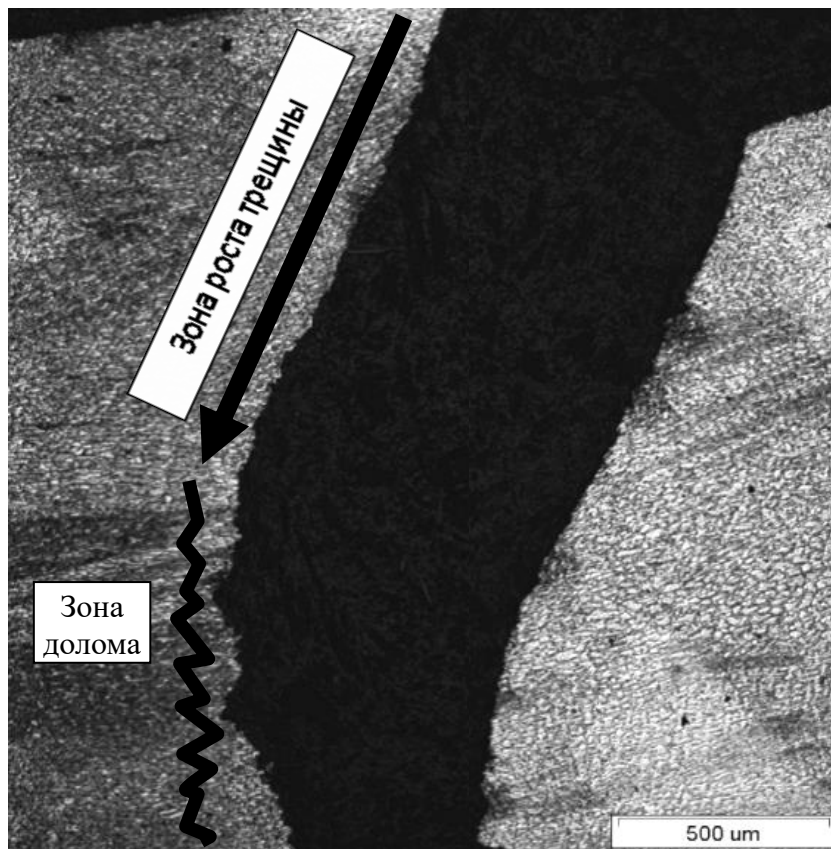


Рис. 3.24 – Половинки образца в зоне образования шейки и разрушения (МШ);

Относительные крупные включения избыточных фаз, обнаруживаемые методом световой микроскопии в МШ, играют негативную роль как центры образования пор, которые при дальнейшем приложении напряжения сливаются в микротрещины (см. зоны, выделенные на рис. 3.25, и зоны разрушения разрывного образца на рис.3.24). Негативная роль включений подтверждается и данными ПЭМ (рис. 3.17, 3.18). Возможно, что их выделению способствует наличие в металле частиц неметаллических включений, поскольку были обнаружены включения, содержащие по данным МРСА, 8-10 % Мо и обогащенные Al, Si, Ca. Предположительно, такие включения – это конгломерат из молибденсодержащей χ -фазы, выделившейся на неметаллических включениях, типа алюмосиликатов и оксидов кальция, как на подложке (данные ПЭМ, скан-микроскопии и световой микроскопии). Возможно, они являются структурным элементом, способствующим зарождению и развитию трещин.

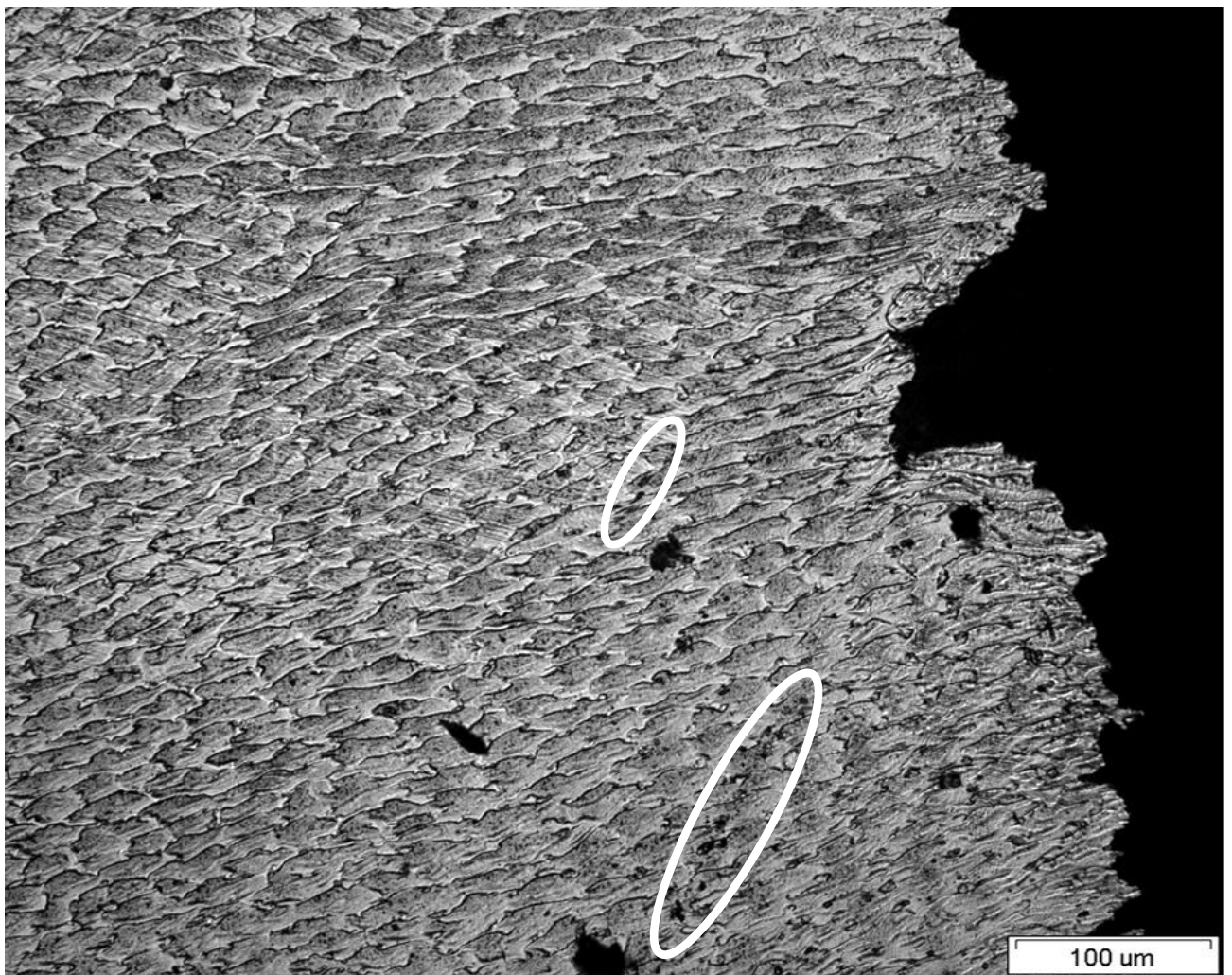


Рис. 3.25 - Микроструктура стали МШ в шейке непосредственно в зоне разрушения разрывного образца.

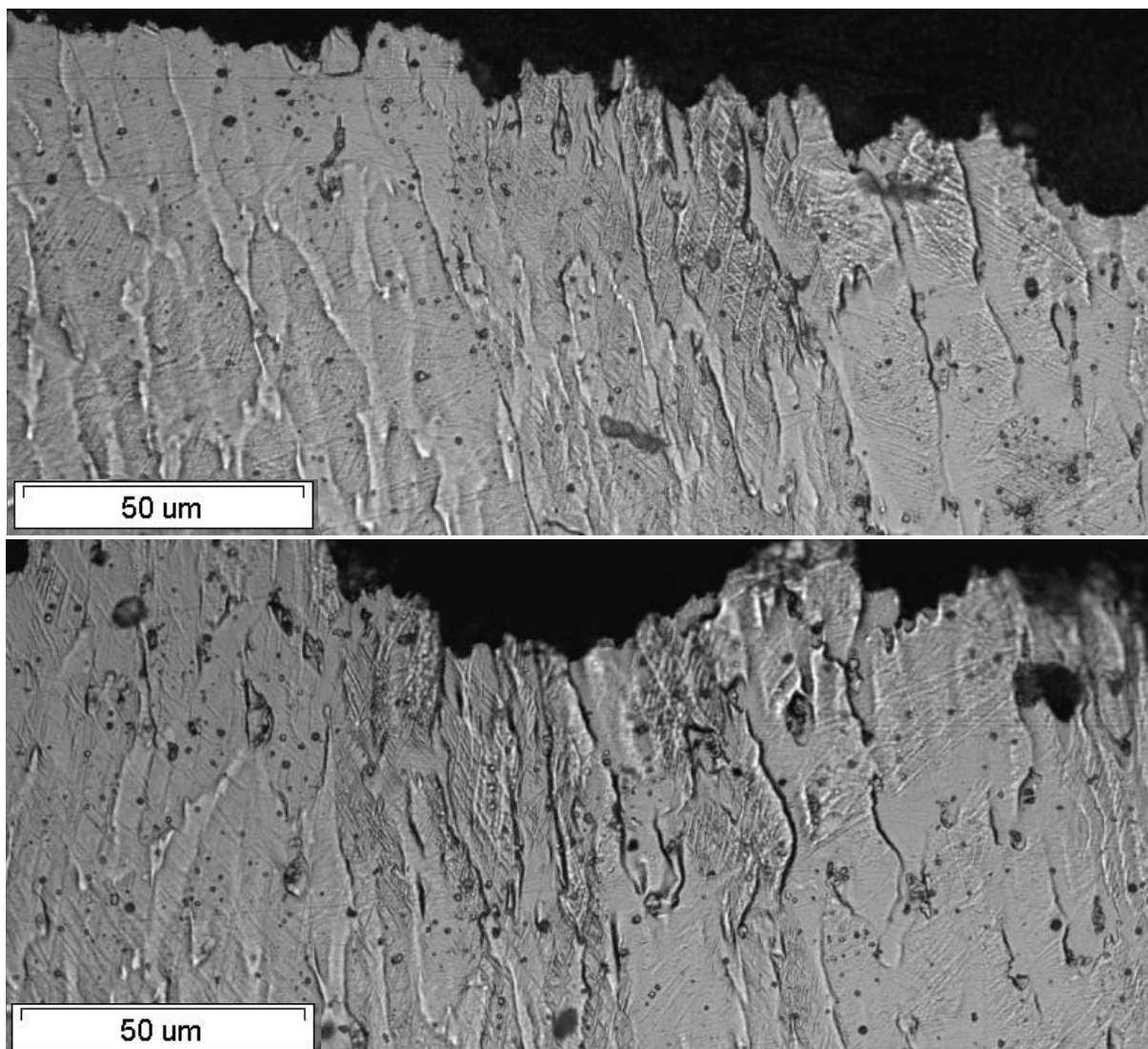


Рис. 3.25 (Продолжение).

Испытания СС на коррозионную стойкость приведены в [86], где показано, что все зоны СС проката 10 мм стойки к воздействию 3% NaCl в течение 1000 часов при комнатной температуре. Интервал значений стационарного потенциала СС, (н.в.э) равен: МШ - 0,17-0,19 В; ЗТВ - 0,16-0,23 В; ОМ - 0,16-0,23 В.

В работе [86] также показано, что все зоны СС проката 10 мм имеют высокие показатели питтингообразования $E_{по}$ и репассивации $E_{рп}$. Испытания на питтингостойкость были проведены в 3,5% NaCl на анодных кривых СС и полученные значения составили:

- МШ: $E_{по} = 1,32$ В; $E_{рп} = 1,28$ В;
- ЗТВ: $E_{по} = 1,10$ В; $E_{рп} = 0,08$ В;
- ОМ: $E_{по} = 1,30$ В; $E_{рп} = 0,08$ В.

3.3 Ручная дуговая сварка в аргоне стали 05X22АГ15Н8МФЛ с использованием присадок 05X22АГ15Н8МФ, Св-25Х25Н16АГ7 и Св-10Х20Н18М3АФС

Разработанная в ИМЕТ РАН литейная сталь 05X22АГ15Н8МФЛ с ~ 0,5 %масс. N является высокопрочным, коррозионно- и хладостойким материалом для изготовления элементов корпусных конструкций сложной формы [130].

В диссертационной работе [131] проведено систематическое исследование свойств этой стали в литом состоянии и после термической обработки. Показано, что она превосходит применяющиеся в РФ литейные аустенитные стали 12Х18Н9ТЛ, 10Х18Н11БЛ, 12Х18Н12М3ТЛ по пределу текучести в ~ 2 раза, по ударной вязкости в ~ 4,5 раза. Она не подвержена хладноломкости. При охлаждении до -70 °С она имеет значения ударной вязкости ~ 2,3 МДж/м² [82, 132]. До настоящего времени свойства СС литой аустенитной стали 05X22АГ15Н8МФЛ изучены не были. В данном разделе приведены исследования СС литой аустенитной стали 05X22АГ15Н8МФЛ.

Наиболее надежным способом соединения литых деталей с элементами конструкций для сборки рабочих узлов является сварка. Например, для трубопроводной запорной и запорно-регулирующей арматуры, полученной методом литья из указанной стали, предусмотрено крепление к трубам за счет фланцевого соединения, где фланец приваривается в арматуре.

В разделе 1.3.1 отмечалась главная проблема, возникающая при сварке сталей с высокой концентрацией азота – отсутствие сварочных присадочных материалов с соответствующим количеством азота. Там же были приведены данные по существующим, уже опробованным на практике, технологиям сварки подобных сталей.

При выборе материала сварочной присадки для сварки литейной стали 05X22АГ15Н8МФЛ руководствовались несколькими принципами:

Вариант 1. Cr-Mn-Ni-Mo-V-N композиция сварочной присадки. Представляющийся очевидным вариант сварочного металла – близкий или полностью повторяющий по химическому составу состав основного металла, т.е. вариант сварки «своим телом». Такой вариант привлекателен тем, что данная сварочная присадка содержит столь же высокую концентрацию азота, как и ОМ, и можно рассчитывать на высокие прочностные свойства получаемого СС. Однако, данный выбор должен учитывать и возможные негативные последствия. Свариваемый ОМ – сталь с высоким содержанием марганца, соответственно, при использовании этого же металла в качестве сварочной присадки возникает проблема испарения марганца при сварке. Известно, что при сварке деталей из марганцовистой стали обычно наблюдаются выгорание марганца и образование большого количества газов [133]. В работе [134] отмечается, что избыток марганца в сварочной проволоке вреден также и по экологическим соображениям. Соединения марганца могут оказывать токсичное действие на организм человека (ПДК марганца в воздухе составляет 0,3 мг/м³,

а при сварке в среде СО на токах $I=200-300$ А выделяется 0,35-0,45 г/мин сварочных аэрозолей). В работе [135] было установлено, что роль элементов основного металла в образовании аэрозоля незначительна (по-видимому, из-за более низкой температуры поверхности ванны) по сравнению с торцом электрода и каплями электродного металла. На основе этих и других данных в работе [136] делается заключение, что главным источником твердой составляющей сварочного аэрозоля является испарение металла с торца электрода, а также с поверхности капель. В [136] отмечается, что повышенное содержание марганца и его соединений в твердой составляющей сварочного аэрозоля объясняется тем, что состав насыщенного пара над раствором отличается от состава самого раствора – пар обогащен легколетучими компонентами.

Вариант 2. Cr-Ni-Mo композиция сварочной присадки. При исключении марганца из состава сварочного металла или при ограничении его концентрации уровнем в 2-3 %, в сварочной стали существенно снижается уровень растворимости азота; соответственно, при этом:

- снижается прочность стали из-за отсутствия твердорастворного упрочнения азотом;
- смещается баланс в сторону ферритообразования.

Чтобы повысить твердорастворное упрочнение можно увеличить концентрации элементов замещения – хрома и молибдена. При этом, для того чтобы сварочный материал сохранял аустенитную структуру, в нем существенно (в 2-2,5 раза) повышают концентрацию никеля; также для этого может быть несколько повышена концентрация углерода. Таким образом, вторым вариантом, который рассматривали в этой работе, и который, как правило, и реализуется на практике, является вариант Cr-Ni-Mo композиции сварочной присадки, с пониженной концентрацией марганца и содержанием азота не более 0,1-0,25%.

При выборе конкретных химических составов сварочной проволоки (приведены в табл. 3.14) опирались на результаты литературных и собственных данных, демонстрирующих положительные результаты сварки деформируемых сталей, близких по химическому составу стали 05X22AG15H8MФЛ:

а) сварка сталей типа X22AG16H8M «своим телом» - [40, 54] \Rightarrow присадка «свое тело». (Сварочную присадку получали из металла, выплавленного в открытой индукционной печи, и подвергнутого горячей прокатке. Полученную горячекатаную заготовку разрезали вдоль направления прокатки для получения полосок размером 3x3 мм);

б) сварка стали 04X20H6Г11M2АФБ Cr-Ni-Mo сварочными присадками - [121] и результаты исследований в разделе 3.1. \Rightarrow присадка Св-10X20H18M3АФС (выбрана по итогам исследований свариваемости стали 04X20H6Г11M2АФБ, см. раздел 3.1);

в) компромиссный вариант химического состава - присадка с высокой концентрацией хрома и никеля, но содержащая также и марганец, в концентрации в два раза ниже, чем в варианте а): Св-25X25H16AG7.

Таблица. 3.14 – Химический состав ОМ и металла сварочных присадок.

Марка	Химический состав, % масс (Fe – и примеси – остальное)										
	N	Si	Cr	Ni	Mn	Mo	V	Nb	C	S	P
							не более				
05X22AG15H8M2Ф	0,55-0,6	0,1-0,2	21-22	7,8-9	15-16	1-2	0,3	-	0,04	0,008	0,012
Св-10X20H18M3AФС	0,2-0,25	0,7-0,1	19,5-20	16-17	3-3,5	1-2	0,8	-	0,12	0,008	0,015
Св-25X23H16AG7	0,1-0,15	0,1-0,2	24,7-26	15-16	6,5-7	0,1-0,3	0,7	-	0,25	0,006	0,012

При сварке Cr-Mn-Ni-N сталей в металле СС чаще всего изменяется содержание таких элементов как азот и марганец. С использованием программы ThermoCalc были построены фазовые диаграммы для композиций ОМ и сварочных проволок с переменным содержанием этих элементов, с тем, чтобы оценить влияние их изменения в процессе сварки на фазовый состав металла СС (рис.3.26-3.28). Пунктирной линией на этих рисунках обозначено количество азота и марганца, содержащегося в ОМ и металле сварочной проволоки до начала сварки.

Расчеты фазового состава для стали 05X22AG15H8M2Ф.

Ранее в работе [131] методом ThermoCalc были проведены расчеты равновесного фазового состава для композиций типа 05X22AG15H8M2Ф. Однако, в связи с тем, что исследуются различные плавки этой марки стали, на диаграммах на рис.3.26 имеются некоторые отличия от данных [131]. В стали данной марки, изученной в настоящей работе, выделение из аустенита z-фазы (в дополнение к нитридам CrN, карбидам $M_{23}C_6$ и σ -фазе) в равновесных условиях возможно при снижении температуры до $\sim 700^\circ\text{C}$, при концентрациях азота вплоть до 0,5% (рис.3.26.а), тогда как в [131] такое выделение по расчетам начинается при $\sim 600^\circ\text{C}$, причем при концентрациях азота свыше 0,27% z-фаза не образуется. (Z-фаза описывается как $Cr(V,Nb)N$. Кубическая кристаллическая структура была идентифицирована для частиц $Cr(V, Nb)N$ и $CrVN$, но не для $CrNbN$. Было обнаружено, что тетрагональные и кубические кристаллические структуры сосуществуют внутри одних и тех же частиц [137]. Z-фаза образуется при длительных тепловых выдержках в жаропрочных сталях).

В [131] расчетными данными и экспериментально было подтверждено положительное влияние азота на подавление выделения σ -фазы. (В том числе в металле отливки после кристаллизации при содержании азота 0,47% количество σ -фазы составляло от 8 до 17%, а при 0,62% было обнаружено не более 1% σ -фазы). Кроме того, в [131] была отмечена определенная корреляция между расчетным количеством σ -фазы для равновесного процесса и наблюдаемым в металле слитка: σ -фазу в металле слитка наблюдали только в том случае, если ее расчетное количество было более 20%.

Учитывая, что в экспериментальной части настоящей диссертации использовали неравновесный процесс – сварку, при которой каждый проход сварочной дуги сопровождался расплавлением небольшого участка свариваемой кромки металла и расплавлением сварочной присадки

небольшого диаметра (до 3 мм) и последующим охлаждением, ожидать появления в зоне МШ, ЗС или ЗТВ стали 05X22АГ15Н8М2Ф нежелательной σ -фазы или z-фазы не следует.

Как видно из расчетных данных на рис. 3.26, б, снижение концентрации марганца в зоне сплавления при сварке не может привести к негативным изменениям фазового состава.

Расчеты для МШ на основе проволоки Св-10Х20Н18М3АФС.

На фазовой диаграмме для композиции со среднemarочным составом 10Х20Н18М3АФС верхняя граница температурного интервала образования σ -фазы и z-фазы ~ 880 °С (см. рис. 3.27). Однако изучение тонкой структуры СС деформируемой стали 04Х20Н6Г11М2АФБ (раздел 3.1, рис. 3.9-3.13) с использованием данной проволоки не подтвердило наличия данных фаз в структуре СС. Снижение концентрации азота в МШ ниже 0,2% должно приводить к отсутствию в структуре выделений нитридов CrN при температурах ниже ~ 890 °С (рис. 3.27, а). Данные, приведенные выше, на рис.3.11 показывают, что в стали имеются наноразмерные частицы нитридов хрома, которые были обозначены как (Cr,V)N с учетом невозможности в рамках проведенных работ провести различие между частицами CrN и подобными же частицами, в которых часть атомов хрома замещена атомами ванадия.

Присадка Св-10Х20Н18М3АФС содержит небольшое количество марганца и, как видно из данных на рис. 3.27, б, небольшое снижение его концентрации при сварке никак не может повлиять на структурно-фазовое состояние металла сварного шва.

Расчеты для МШ на основе проволоки Св-25Х25Н16АГ7.

Металл присадки марки Св-25Х23Н16АГ7 содержит азот в очень небольшой концентрации (0,1-0,15%). Как видно из данных на рис.3.28, а, содержание азота 0,15% в металле присадки этой марки способно подавить образование z-фазы при 840-600°С. Данная сталь высокохромистая, поэтому во всем расчетном интервале концентраций азота для этой композиции при температурах ниже ~ 840 °С ожидается образование σ -фазы. В использованном в работе металле Св-25Х25Н16АГ7 содержалось 0,1% азота, поэтому в аустените состава 25Х23Н16АГ7 при снижении температуры ниже 675 °С в равновесных условиях прогнозируется образование не только нитридов CrN, карбидов $M_{23}C_6$ и σ -фазы, но и z-фазы. Исходя из данных работы [131] процесс сварки не должен вызвать появления в МШ 25Х23Н16АГ7 появления двух последних фаз.

Как видно из данных на рис. 3.28, б, небольшое снижение концентрации марганца при сварке никак не может повлиять на структурно-фазовое состояние металла сварного шва.

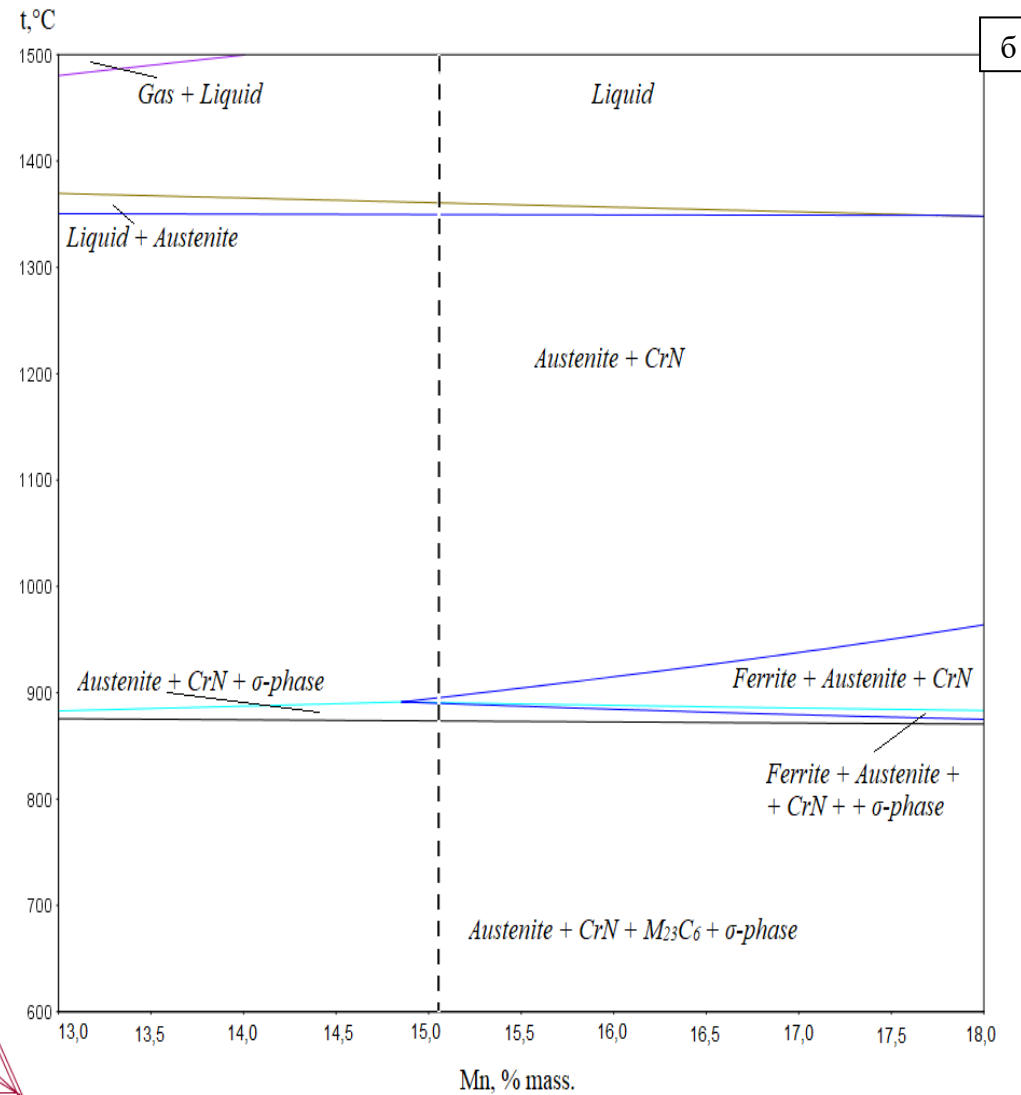
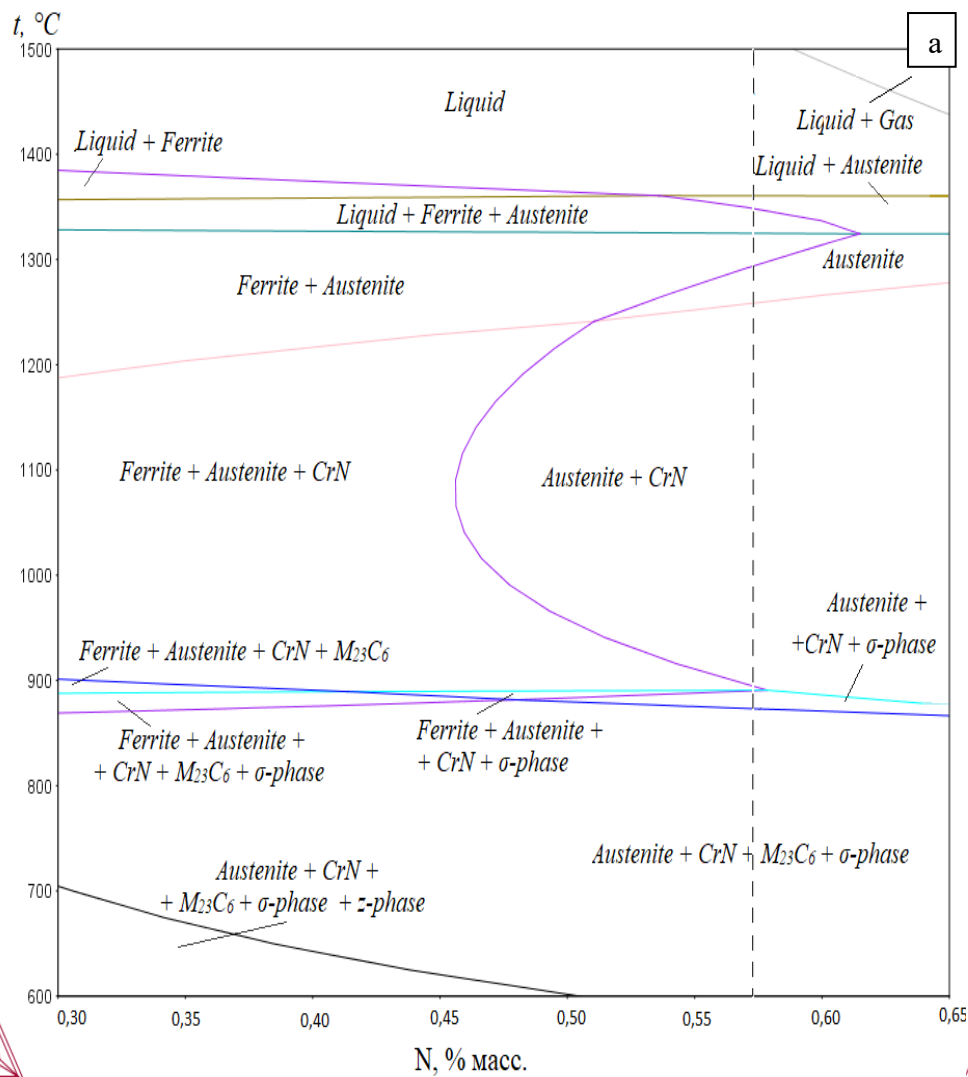


Рис. 3.26 - Расчеты термодинамически равновесного фазового состава присадки из стали 05X22AГ15Н8МФ в зависимости от содержания в ней: а) азота (при концентрации 15,1% Mn); б) марганца (при концентрации 0,57% азота).

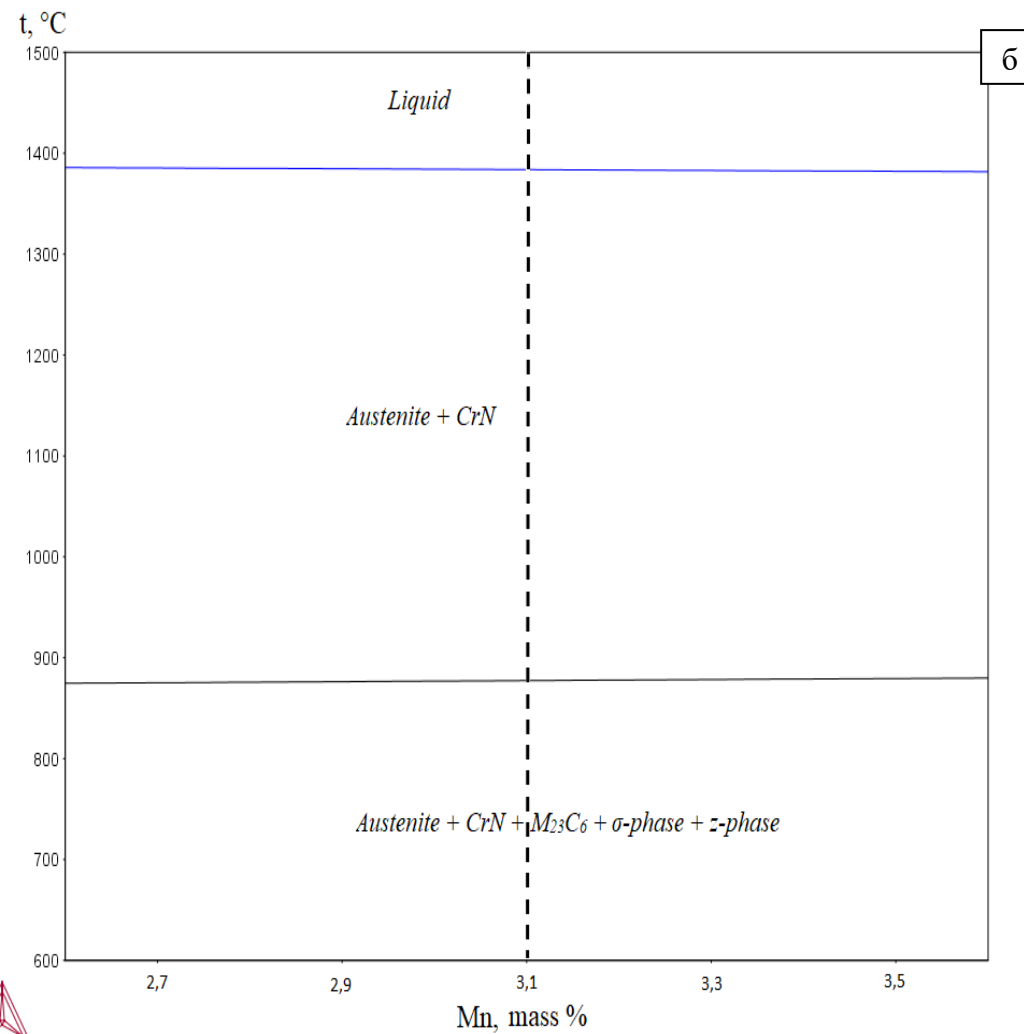
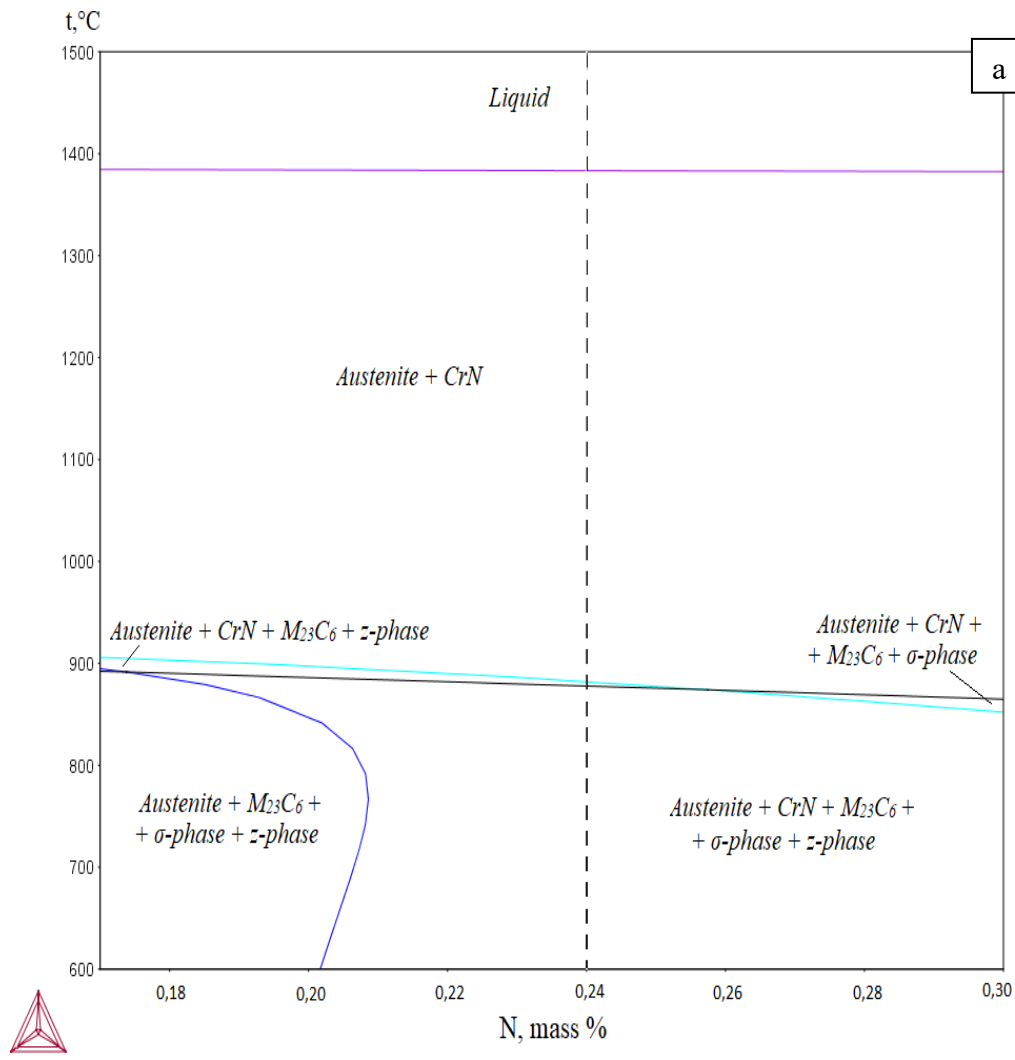


Рис. 3.27 - Расчеты термодинамически равновесного фазового состава для сварочной проволоки Св-10Х20Н18М3АФС в зависимости от содержания:
 а) азота (при концентрации 3,1% Mn); б) марганца (при концентрации 0,24% азота).

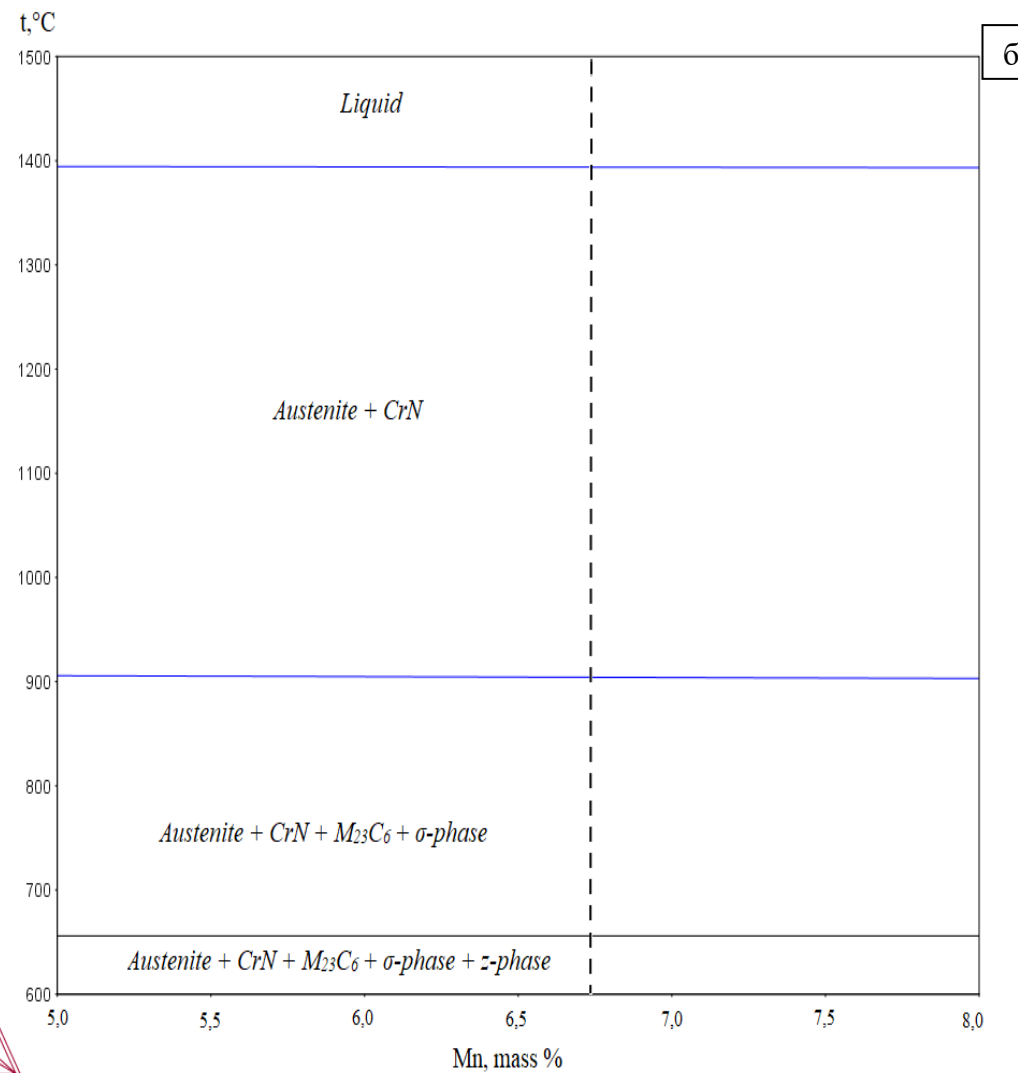
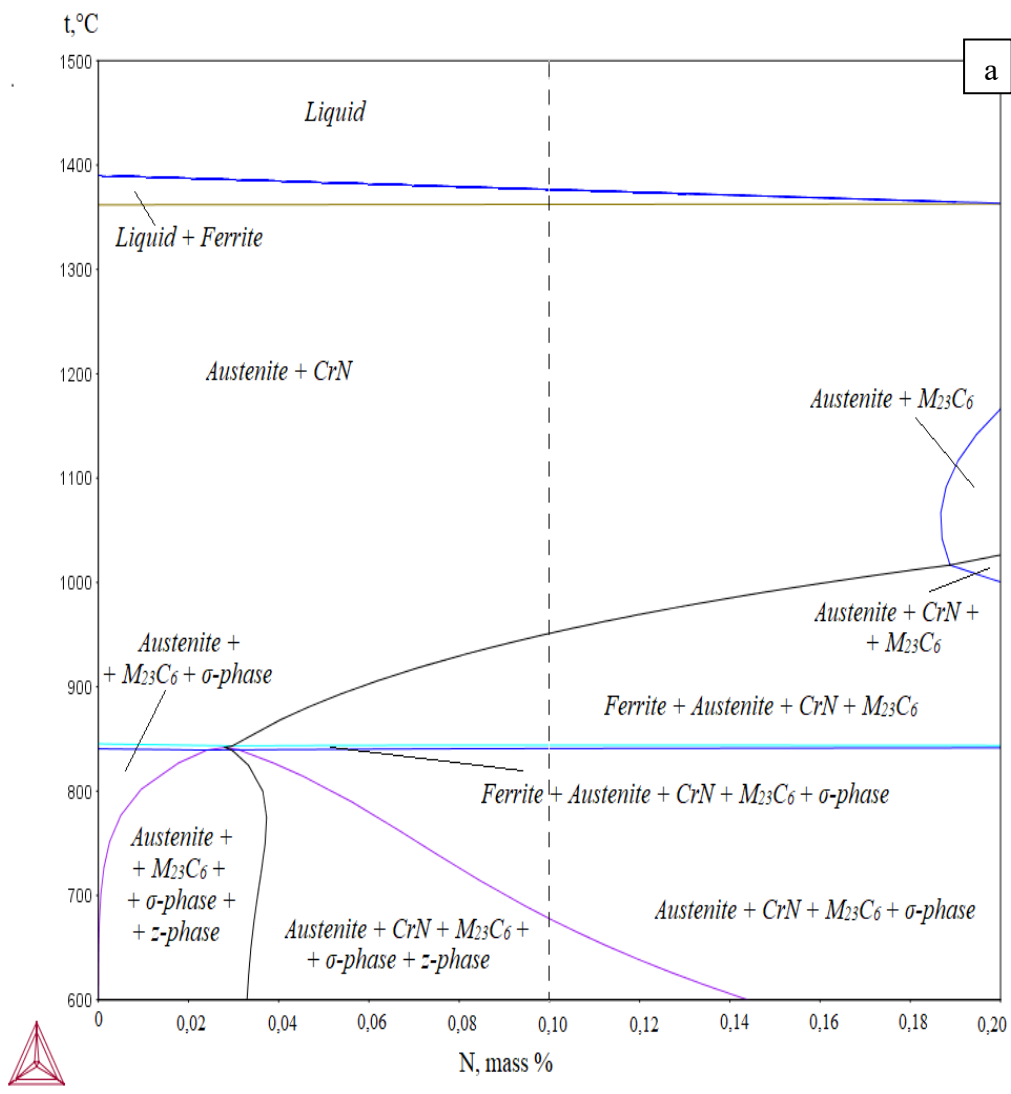


Рис. 3.28 - Расчеты термодинамически равновесного фазового состава для сварочной проволоки Св-25Х25Н16АГ7 в зависимости от содержания: а) азота (при концентрации 6,62% Mn); б) марганца (при концентрации 0,10% азота).

В [77] с помощью ThermoCalc оценивали количество Cr_2N в ОМ и металле сварочных проволок; затем рассчитывали скорость охлаждения СС после сварки, чтобы уменьшить риск возникновения Cr_2N . Эти расчеты затем были подкреплены экспериментально. Однако, в [77] использовали однопроводную сварку, которая позволяет приблизиться к расчетным значениям, а использование многопроводной сварки, как в данном эксперименте, практически не позволяет опираться на эти данные в связи с наложением термических циклов сварки на разные зоны.

В процессе сварки сварочные кромки изделия и сварочная присадка расплавляются под действием высоких температур на дуге (до 3000 °С) для образования прочных металлических связей. По итогам расчетов фазового состава (рис. 3.26-3.28) можно заключить, что изменение (некоторое снижение) в процессе сварки концентрации N или Mn в металле 05X22AG15H8MФ (будь то сварочная присадка для стали 05X22AG15H8MФЛ или основной металл этой марки), а также в металле сварочных проволок Св-10X20H18M3АФС и Св-25X25H16AG7 не приведет к значимым фазовым превращениям.

3.3.1 Обычная технология (I) сварки стали 05X22AG15H8M2ФЛ

Для таких сложнелегированных сталей с высоким содержанием азота требуется особая технология сварки. Чтобы убедиться, что для сварки такой стали не подходит обычная технология, в ИМЕТ РАН провели аргонодуговую сварку стали 05X22AG15H8MФЛ (после ТО 1200 °С 1 ч, закалка в воду) с применением присадок 05X22AG15H8MФ и Св-10X20H18M3АФС по режимам, указанным в табл. 3.15.

Таблица. 3.15 – Режим ручной дуговой сварки в аргоне (I) литой аустенитной стали 05X22AG15H8M2ФЛ по стандартной технологии.

ОМ/присадка	Режим сварки (I)	Разделка кромок
05X22AG15H8M2ФЛ / 05X22AG15H8M2Ф-(I) *	I=120-140 А, U=24-28 В, скорость сварки 3 м/ч	Х-образная
05X22AG15H8M2Ф / 10X20H18M3АФС-(I)		

* (I) – обозначены СС, сваренные по данной технологии.

Использованный в данном эксперименте способ сварки заключался в следующем: первый проход сварки сопровождался в подварке корня шва без сварочной присадки, за второй проход добавляли сварочную присадку «зигзагообразным» образом до полного заполнения всего МШ. После сварки охлаждение на воздухе.

В результате образования большой сварочной ванны кромки ОМ сильно расплавились (рис.3.29 а-в). Когда накладывался следующий слой, предыдущий еще не успевал застыть, поэтому процесс охлаждения сварного соединения протекал медленно, что повысило риск возникновения частиц избыточных фаз. Действительно, на представленных изображениях микроструктуры наблюдается большое количество частиц и в ОМ и в МШ, достигающих размера до 10 мкм. Визуальный осмотр не выявил пор и трещин во всех СС.

Микроструктура всех зон МШ - характерная для литого металла, состоит из вытянутых в сторону теплоотвода дендритов. Вследствие того, что отливки из этой стали были получены лабораторной плавкой в открытой индукционной печи, а сварочная присадка изготовлена из металла этой же отливки, то и в ОМ и в МШ можно наблюдать большое количество включений в 05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ-(I) (рис. 3.30 а). На рис. 3.30 б изображен МШ 05X22AG15H8MФЛ / 10X20H18M3AФС-(I), в котором присутствует меньшее количество включений за счет более «чистого» металла сварочной проволоки. Рентгеноструктурный анализ и исследования микроструктуры МШ не выявили наличия в нем выделений σ -фазы и z -фазы, появление которых возможно в условиях термодинамического равновесия согласно расчетам фазового состава сварочных присадок, представленным на рис. 3.26 и 3.27.

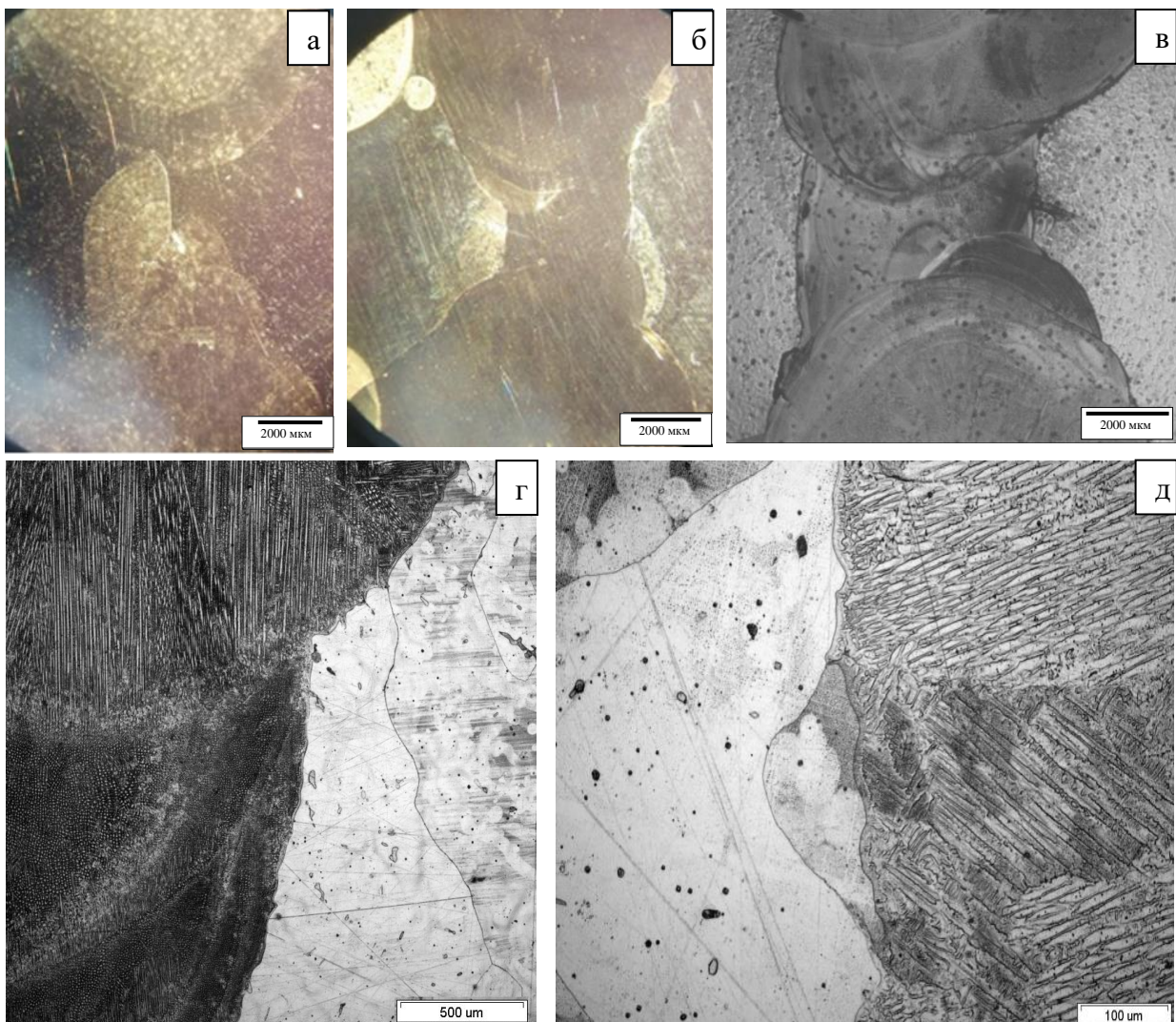


Рис. 3.29 – Структура СС: а) и г) 05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ-(I);
б), в) и д) 05X22AG15H8MФЛ / 10X20H18M3AФС-(I).

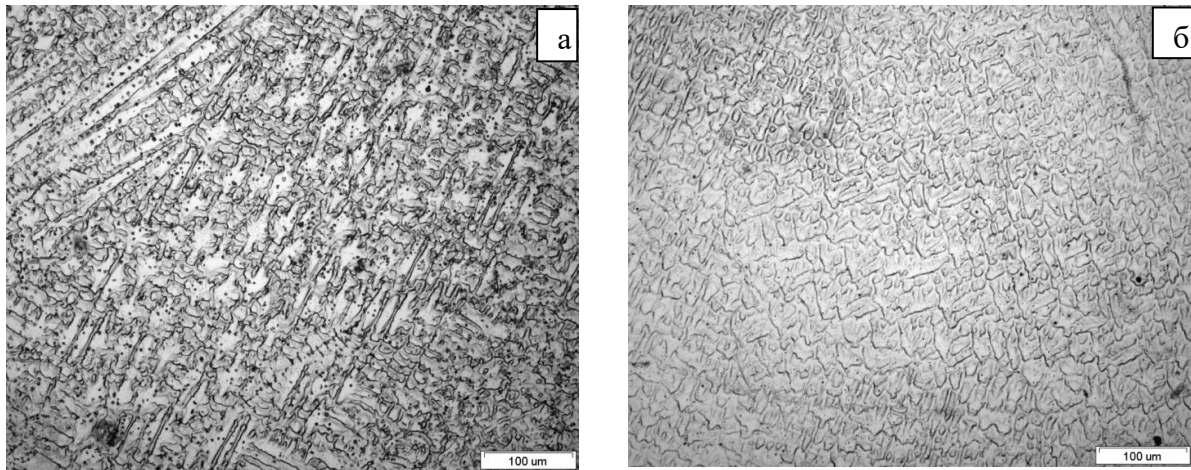


Рис. 3.30 – Микроструктура МШ: а) 05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(I);
б) 05X22АГ15Н8МФЛ / 10X20Н18М3АФС-(I).

Результаты испытаний механических свойств СС, полученных однопроходной зигзагообразной сваркой, показывают, что следует избегать такого способа сварки аустенитных коррозионностойких азотсодержащих сталей (таблица 3.16.). Показатели прочности СС находятся на очень низком уровне, в 2-3,5 раза ниже, чем у ОМ, а относительное удлинение в 13-20 раз ниже. Определение количества азота показало, что в ОМ и в СС с использованием в качестве присадки этого же металла, содержание азота равно $0,57 \pm 0,01$ %масс., а в СС с использованием Св-10X20Н18М3АФС его значение составляет $0,39 \pm 0,01$ %масс. Следовательно, в МШ произошло перемешивание ОМ с металлом проволоки Св-10X20Н18М3АФС, в которой азота было 0,24 %масс. Такое количество азота в МШ обуславливает разницу в значениях механических свойств СС, приведенных в табл. 3.16. Так, предел прочности 05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(I) больше на 23%, чем у СС, полученного с присадкой 10X20Н18М3АФС; предел текучести на 20%; относительное удлинение меньше в 2 раза и ударная вязкость больше на 10%.

Визуальный осмотр изломов разрывных образцов показал, что большую их часть занимает хрупкая составляющая. Разрушение при растяжении образцов всех СС происходило по ЗС. Ударная вязкость СС в 3 раза ниже, чем у ОМ, однако считается, что для СС такие показатели достаточно высокие. Изломы обоих вариантов СС после испытаний на ударную вязкость имеют преимущественно вязкий характер (см. рис. 3.31).

Таблица 3.16. Механические свойства при 20 °С ОМ и СС⁶, полученных по технологии I

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	KCU, МДж/м ²
05X22АГ15Н8МФЛ	378	703	48	3,31
05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(I)	218	245	3,6	1,05
05X22АГ15Н8МФЛ / 10X20Н18М3АФС-(I)	174	188	2	0,94

⁶ МШ во всех образцах располагался в центральной зоне рабочей части разрывных образцов; надрез для испытаний на ударный изгиб был сделан по центру МШ.

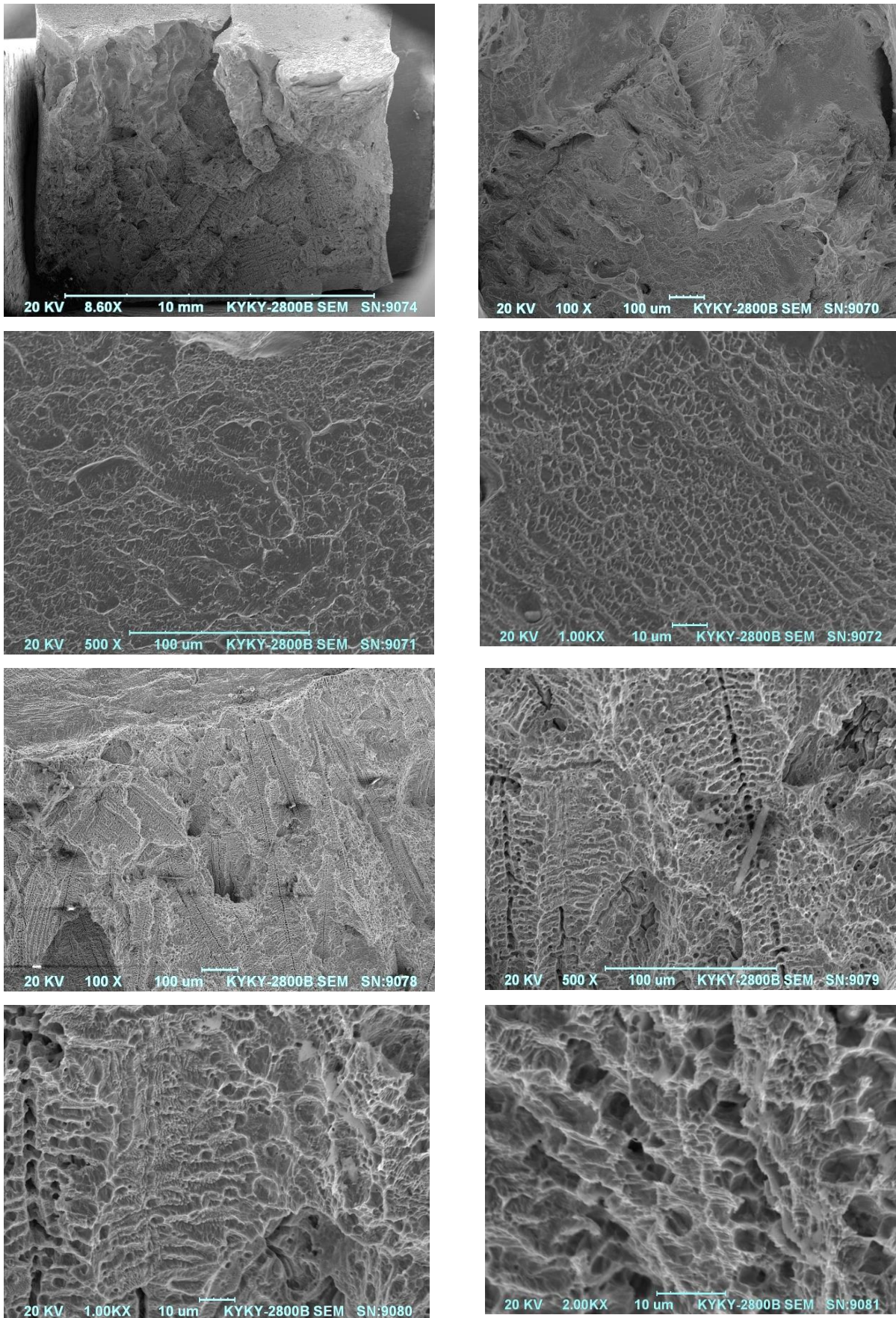


Рис. 3.31 – Фрактография после испытаний на ударный изгиб:

а-в) 05X22AГ15Н8МФЛ / 05X22AГ15Н8МФ-(I); г-ж) 05X22AГ15Н8МФЛ / 10X20Н18МЗАФС-(I)

Измерение микротвердости выявило, что в МШ ее значения составляют HV_{100} - 269-280, что связано с маленьким размером зерен в этой области (5-20 мкм), в ЗС - 260-254, а у ОМ - 244-255, где размер зерен составляет 500-700 мкм.

Испытания на общую коррозионную стойкость СС и ОМ были проведены в 20% водном растворе NaCl при 20 °С. Полученные данные приведены в табл. 3.17 и на рис. 3.32.

Таблица 3.17 - Скорость потери массы образцов ОМ и СС в 20% водном растворе NaCl (K_m , $г/м^2 \cdot 10^2 \cdot ч$).

Образец	Продолжительность выдержки в растворе, ч							
	20	45,5	116	281	614	1034	1534	2124
05X22АГ15Н8МФЛ	2,610	4,095	2,962	1,582	0,157	0,125	0,082	0,070
05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(I)	0,000	0,000	2,205	0,942	0,623	1,240	1,215	0,974
05X22АГ15Н8МФЛ / 10X20Н18М3АФС-(I)	10,22	2,005	0,725	0,310	0,154	0,856	0,799	0,001

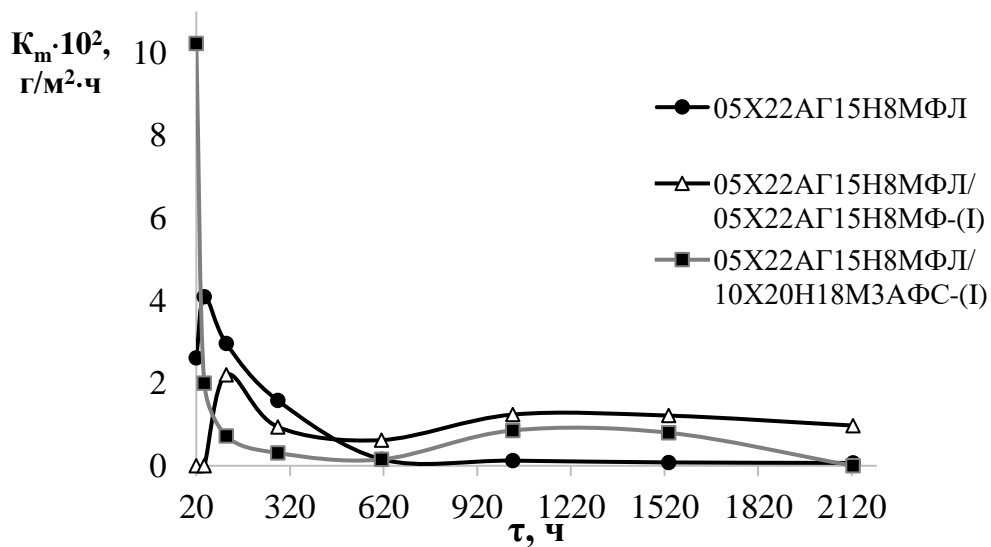


Рис. 3.32 - Влияние продолжительности выдержки в 20% водном растворе NaCl при 20 °С на скорость коррозии стали 05X22АГ15Н8МФЛ и ее СС.

У ОМ и СС скорость коррозии уменьшается с увеличением продолжительности выдержки в растворе NaCl, что говорит о типичном процессе затухания коррозии с увеличением продолжительности контакта с коррозионно-активной средой. После выдержки 1034 ч у обоих СС имеется некоторое незначительное увеличение в потерях массы. При этом разное количество азота в МШ не особо сказалось на итоговом изменении массы образцов, вследствие формирования на поверхности защитной пассивирующей пленки. У СС 05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(I) потери массы оказались больше, чем у 05X22АГ15Н8МФЛ / 10X20Н18М3АФС-(I).

Полученные в нашем исследовании скорости коррозии коррелируют с данными работ [54] и [138]. В [54] испытывали СС стали X22АГ16Н8М с 0,53 % масс. N, сваренные с присадкой этим же металлом, в синтетической морской воде на протяжении 400 ч. У СС с выпуклым швом скорость коррозии составила $2,0 г/м^2 \cdot 10^2 \cdot ч$, а у СС без выпуклости — $0,07 г/м^2 \cdot 10^2 \cdot ч$. В [138] сопоставляли скорость общей коррозии (от 0 до $2,4 г/м^2 \cdot 10^2 \cdot ч$) в 20% растворе NaCl с содержанием

основных легирующих элементов (хромом и азотом) высокоазотистых аустенитных сталей. Отмечалось, что увеличение концентрации азота в сталях от 0,4 до 1,2 % не оказало заметного влияния на скорость коррозии, тогда как увеличение содержания Cr с 15 до 21 % привело к повышению стойкости против общей коррозии; сравнение образцов с 21 и 24 % Cr не показало особых различий.

В данной диссертационной работе средняя скорость коррозии СС за весь период испытаний (2020 ч): у СС 05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(I) 0,974 г/м²·10²·ч; у 05X22АГ15Н8МФЛ/10X20Н-18М3АФС-(I) 0,001 г/м²·10²·ч.

Оценка скорости коррозии по формуле:

$$v_k = 8,76 \Delta m' / \gamma, \quad (10)$$

где γ – плотность стали, г/см³

показала, что она составляет у изученных СС 0,011 мм/год - 05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(I) и 0,00001 мм/год - 05X22АГ15Н8МФЛ/10X20Н-18М3АФС-(I). И в том, и в другом случае можно считать, что СС изученных в настоящей работе сталей устойчивы к воздействию морской воды, поскольку стали, имеющие скорость коррозии $v_k \leq 0,1$ мм/год считаются сильностойкими к коррозионному воздействию [139].

3.3.2 Разработанная технология (II) сварки стали 05X22АГ15Н8М2ФЛ

Чтобы получить СС с высоким уровнем свойств совместно с НИЦ "Курчатовский институт" - ЦНИИ КМ "Прометей" была разработана технология аргонодуговой сварки стали 05X22АГ15Н8МФЛ, по режимам, приведенным в табл. 3.18. Главным отличием от технологии (I) является наложение по одному валику сварочной проволоки за один проход и последующее охлаждение металла свариваемого образца до комнатной температуры перед сваркой последующего слоя, чтобы не происходил чрезмерный перегрев металла. Таким образом, чтобы получить полностью заполненный МШ, для толщины металла в 22 мм, при сварке «своим телом» (3 мм) получили 10-11 слоев, а при использовании сварочных проволок Св-25Х25Н16АГ7 и Св-10Х20Н18М3АФС (1,2 мм) получили 17-18 слоев (рис. 3.33). По данным РГК все полученные СС были качественные, без пор и трещин.

Таблица. 3.18 – Режим ручной дуговой сварки в аргоне (II) литой аустенитной стали 05X22АГ15Н8М2ФЛ по разработанной технологии.

ОМ/присадка	Режим сварки (II)	Разделка кромок
05X22АГ15Н8М2ФЛ / 05X22АГ15Н8М2Ф-(II)*	I=70-100 А, U=8-10 В, скорость сварки 3 м/ч	V-образная
05X22АГ15Н8М2Ф / 10X20Н18М3АФС-(II)		
05X22АГ15Н8М2Ф / 25Х25Н16АГ7-(II)		

* (II) – обозначены СС, сваренные по разработанной технологии.

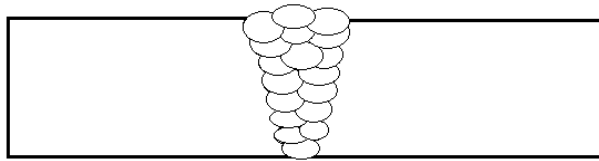


Рис. 3.33 - Схематическое изображение полученных СС.

Микроструктура полученного по способу II СС в целом похожа на таковую, полученную способом сварки I (рис. 3.29): основной металл представляет собой литые зерна аустенита, размером 500-700 мкм; металл шва характеризуется ячеисто-дендритной структурой с размером зерен 4-20 мкм (рис. 3.34). Основным отличием в строении полученных способом II СС является меньшее расплавление сварочных кромок при данной технологии сварки, обеспечившей меньший перегрев металла в ЗТВ как со стороны ОМ, так и со стороны МШ.

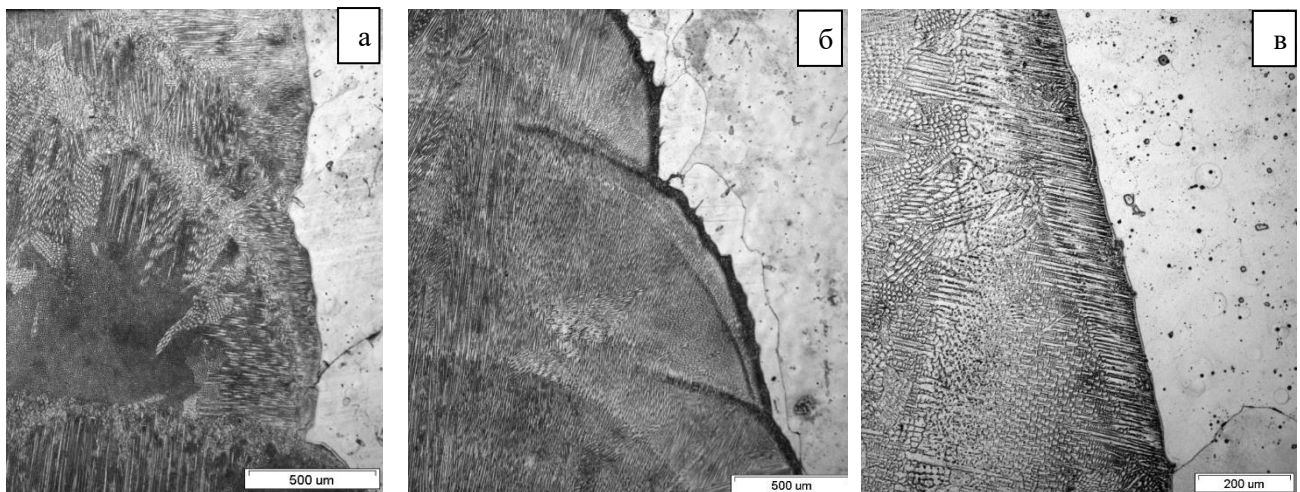


Рис. 3.34 - Микроструктура различных зон СС:

- а) 05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ-(II); б) 05X22AG15H8MФЛ / 10X20H18M3AФС-(II);
в) 05X22AG15H8MФЛ / 25X25H16AG7-(II).

В структуре МШ 05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ-(II), как и в МШ 05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ-(I), присутствует большое количество микронных частиц неметаллических включений, характерных для металла открытой лабораторной выплавки, без использования ЭШП.

В МШ, полученных с использованием промышленных проволок Св-10X20H18M3AФС и Св-25X25H16AG7, содержится намного меньшее количество неметаллических включений, чем в МШ, полученных при сварке «своим телом» (см. рис.3.35). Это связано с изготовлением сварочной проволоки из металла, полученного электрошлаковым или плазменно-дуговым переплавом, для уменьшения количества посторонних примесей, неметаллических включений, ограничения некоторых легирующих элементов - в данном случае углерода и серы [140].

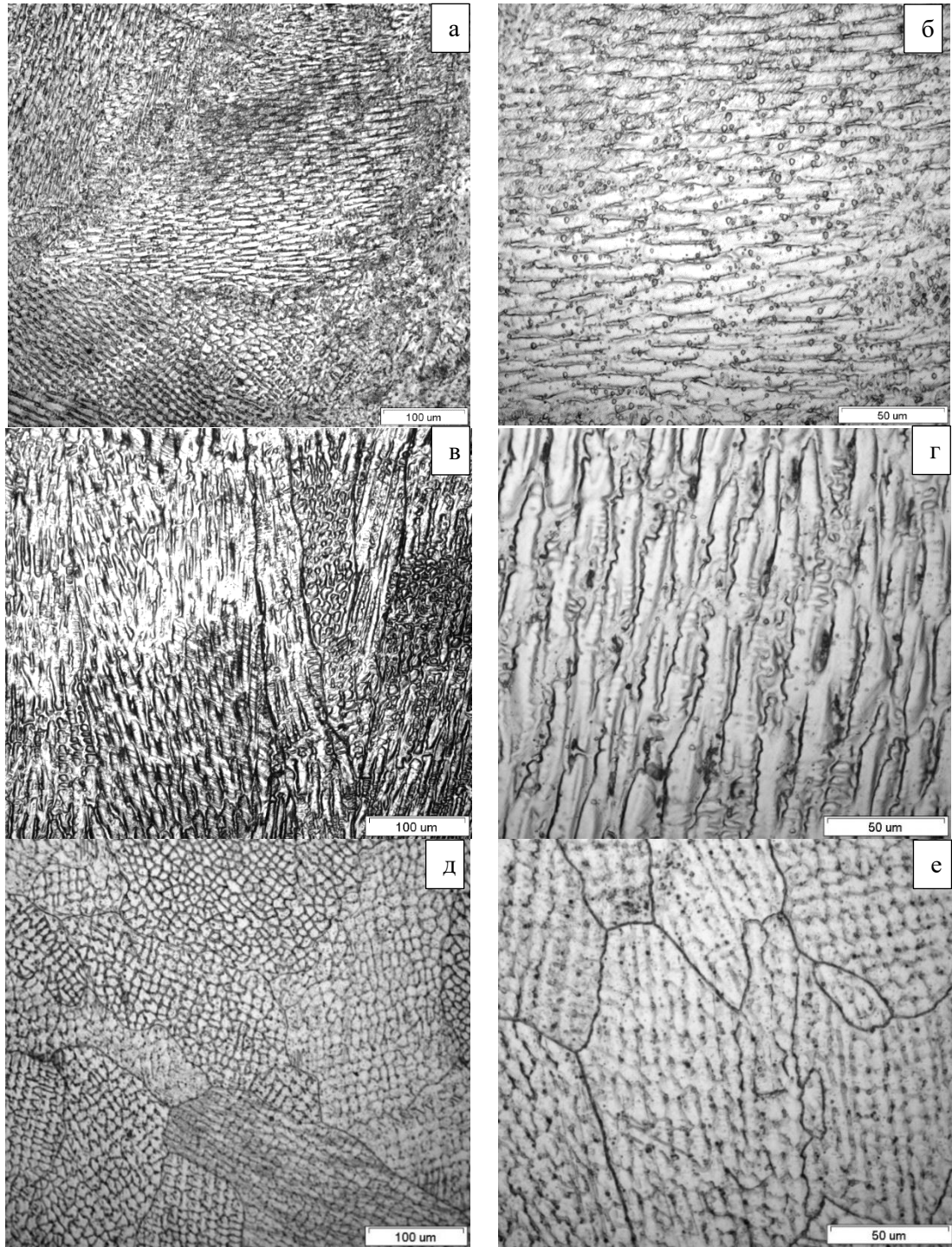


Рис. 3.35 – Микроструктура МШ: а, б) 05Х22АГ15Н8МФЛ / 05Х22АГ15Н8МФ-(II); в, г) 05Х22АГ15Н8МФЛ / 10Х20Н18М3АФС-(II); д, е) МШ 05Х22АГ15Н8МФЛ / 25Х25Н16АГ7-(II).

Микрорентгеноспектральным анализом определяли содержание основных легирующих элементов в МШ, ЗС и ОМ изученных СС. На рис. 3.36-3.38 приведена макроструктура СС с нанесенными точками, в которых проводился спектральный анализ. В таблицах 3.19-3.21 указаны полученные значения концентраций основных ЛЭ. У всех СС зафиксировано соответствие основных ЛЭ марочному химическому составу: в точках 1 и 2 – составу сварочной присадки, в точках 6-10 – составу ОМ. В точках 3, 4 и 5 находится зона перемешивания ОМ с металлом проволоки. Содержание Мо во всех точках немного ниже марочного.

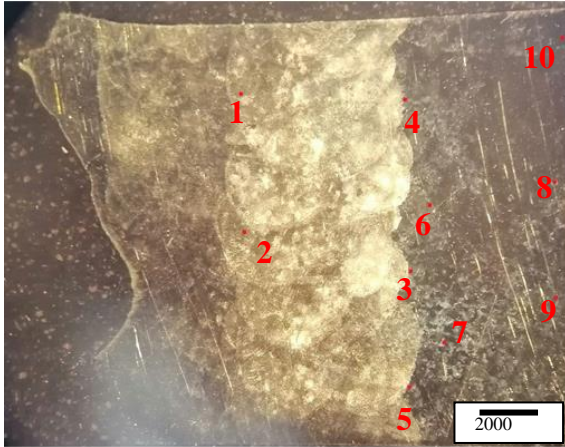


Рис. 3.36 – Общий вид 05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(II) с отмеченными точками взятия спектров.

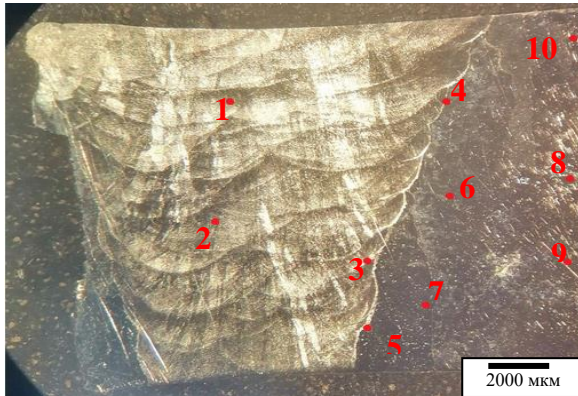


Рис. 3.37 – Общий вид 05X22АГ15Н8МФЛ / 10X20Н18М3АФС-(II) с отмеченными точками взятия спектров.

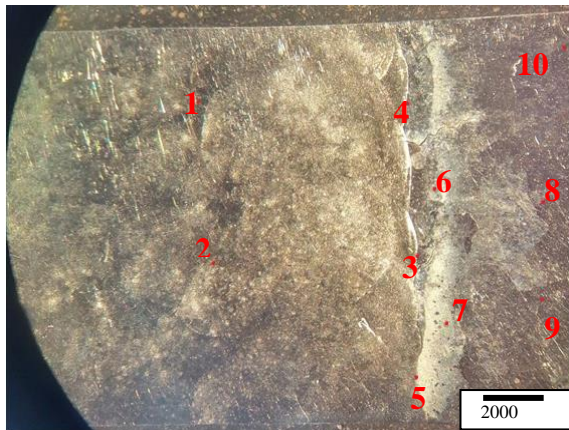


Рис. 3.38 – Общий вид 05X22АГ15Н8МФЛ / 10X20Н18М3АФС-(II) с отмеченными точками взятия спектров.

Таблица 3.19 - Содержание основных ЛЭ в разных зонах 05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(II).

№ спектра	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	0,31	21,29	14,17	54,60	8,84	0,79
2	0,24	21,31	15,61	53,37	8,55	0,91
3	0,27	20,79	14,17	55,46	8,81	0,51
4	0,07	21,22	16,00	53,67	8,59	0,45
5	0,12	21,07	17,51	47,23	12,87	1,12
6	0,17	20,48	14,48	55,53	8,86	0,49
7	0,17	20,96	14,31	54,50	9,46	0,60
8	0,18	21,13	16,23	51,65	8,47	0,82
9	0,28	20,90	16,11	50,08	8,85	0,56
10	0,04	20,77	15,01	55,27	8,33	0,58

* содержание Si в этих зонах не определялось.

Таблица 3.20 - Содержание основных ЛЭ в разных зонах 05X22АГ15Н8МФЛ / 10X20Н18М-3АФС-(II).

№ спектра	Si	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	0,63	0,37	20,72	3,67	53,64	17,53	1,44
2	0,28	0,91	21,26	3,02	54,66	16,89	0,99
3	0,24	0,51	19,77	15,71	53,50	9,66	0,62
4	0,17	0,30	21,10	14,71	55,75	7,77	0,20
5	0,29	0,42	21,23	16,93	49,55	10,59	0,10
6	0,18	0,25	21,16	15,40	53,90	8,44	0,67
7	0,21	0,01	21,49	16,56	52,35	8,88	0,51
8	0,06	0,13	21,41	18,41	50,69	8,98	0,33
9	0,12	0,33	20,80	16,83	50,39	8,46	1,07
10	0,08	0,25	21,03	17,32	51,51	9,42	0,39

Таблица 3.21 - Содержание основных ЛЭ в разных зонах 05X22АГ15Н8МФЛ / 25X25Н16-АГ7-(II).

* содержание Si в этих зонах не определялось.

№ спектра	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
1	0	24,36	7,38	53,13	15,13	0
2	0	23,79	6,88	54,21	14,94	0,15
3	0,28	21,01	15,85	53,44	8,74	0,70
4	0,18	20,96	14,52	55,44	8,41	0,50
5	0,18	21,70	13,90	54,11	9,37	0,74
6	0,11	21,57	14,90	54,20	8,88	0,32
7	0,21	21,12	15,64	52,86	9,61	0,56
8	0,35	21,74	15,20	53,76	8,12	0,82
9	0,12	21,35	15,05	54,53	8,34	0,61
10	0,10	21,90	14,65	54,75	7,98	0,62

Отдельно изучали изменение содержания основных ЛЭ в МШ в зависимости от удаленности от ЗС вглубь шва. На одинаковом расстоянии от ЗС проводили по 3-4 измерения по всей длине образца, затем определяли средние значения, соответствующие указанным в табл. 3.22.

Таблица 3.22 – Содержание основных ЛЭ в МШ сварных соединений в зависимости от удаленности от ЗС.

05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ-(II)							
	Si	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo
ЗС	0,26±0,11	0,2±0,15	21,44±0,22	15,84±0,49	52,09±1,02	9,36±0,52	0,65±0,16
МШ ~100 мкм от ЗС	0,18±0,05	0,1±0,06	20,88±0,18	14,48±0,59	54,72±1,22	8,94±0,61	0,71±0,22
МШ ~1000 мкм от ЗС	0,25±0,05	0,21±0,05	21,22±0,02	14,22±0,02	54,78±0,63	8,76±0,6	0,57±0
МШ ~3000 мкм от ЗС	0,18±0,06	0,22±0,05	20,72±0,1	14,57±0,06	53,3±0,02	9,05±0,12	0,97±0,03
Середина МШ*	0,21±0,1	0,31±0,06	21,49±0,02	14,97±0,11	52,89±0,26	9,56±0,27	0,59±0,04
05X22AG15H8MФЛ / 10X20H18M3AФС-(II)							
ЗС	0,49±0,23	0,27±0,24	20,98±0,52	11,46±3,25	54,9±1,27	11,35±2,31	0,56±0,18
МШ ~100 мкм от ЗС	0,57±0,13	0,46±0,12	19,98±0,59	5,03±0,3	56,72±1,52	16,31±0,78	0,95±0,38
МШ ~1000 мкм от ЗС	0,52±0,07	0,56±0,11	19,89±0,33	5,32±0,43	56,97±0,72	15,87±0,14	0,89±0,07
МШ ~3000 мкм от ЗС	0,18±0,01	0,48±0,06	20,3±0,04	3,34±0,5	55,92±0,06	16,34±0,08	0,94±0,5
Середина МШ*	0,26±0,02	0,62±0,04	19,65±0,14	3,28±0,68	56,6±0,83	16,67±0,06	1,67±0,09
05X22AG15H8MФЛ / 25X25H16AG7-(II)							
ЗС	0,13±0,09	0,1±0,05	21,41±0,48	15,62±0,45	53,37±1,1	8,95±0,75	0,42±0,08
МШ ~100 мкм от ЗС	0,16±0,04	0,03±0,05	22,57±0,78	8,96±1,7	55,08±1,58	12,98±1,47	0,23±0,1
МШ ~1000 мкм от ЗС	0,11±0,11	0,03±0	24,21±0,62	9,73±2,22	51,04±1,65	14,68±1,31	0,22±0,22
МШ ~3000 мкм от ЗС	0,2±0,5	-	23,43±0,06	6,9±0,7	54,59±0,06	14,88±0,8	-
Середина МШ*	0,13±0,03	-	23,52±0,41	7,2±0,59	53,99±1,48	15,11±0,51	0,07±0,07

* ~5000 мкм от ЗС.

Анализ данных таблицы 3.17 показывает, что содержание основных ЛЭ в 05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ-(II) по всей длине МШ соответствует марочному составу стали. Имеется небольшое увеличение Ni ~ на 1 % в центре МШ и на ЗС, а также разброс значений концентрации Мо. В ЗС увеличена концентрация Mn (на ~0,7 %), а на расстоянии 1000 мкм от ЗС его количество понижено на 0,8 %. В сварных соединениях, изготовленных с использованием сварочных проволок, имеется зона перемешивания Ом с металлом проволок. На ЗС наблюдаются средние значения между составами. На расстоянии 100 и 1000 мкм от ЗС вглубь шва:

- в СС 05X22AG15H8MФЛ / 10X20H18M3AФС-(II) возрастает концентрация V и Ni, происходит постепенное приближение к марочному составу сварочной проволоки;

- в 05X22AG15H8MФЛ / 25X25H16AG7-(II) повышается концентрация Cr и Ni, уменьшается количество Mn и Mo.

Воздействие термического цикла многопроходной сварки, используемой в данном исследовании, практически не привело к изменениям концентраций N и C в МШ по сравнению с их концентрациями в сварочной проволоке (табл. 3.23), и к возникновению δ-феррита (табл. 3.24). (S_d в обеих таблицах – погрешность измерений).

Таблица 3.23 - Содержание N и C в МШ, % масс.

СС	N	S _d	C	S _d
05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ-(II)	0,55	0,01	0,04	0,01
05X22AG15H8MФЛ / 10X20H18M3AФC-(II)	0,22	0,01	0,059	0,001
05X22AG15H8MФЛ / 25X25H16AG7-(II)	0,11	0,01	0,26	0,03

Для стали марки 05X22AG15H8MФЛ характерно наличие небольшого количества остаточного δ -феррита [131]. Исследования микроструктуры, ферритометрия, проведенные для разных зон полученных в настоящей работе СС стали 05X22AG15H8MФЛ показали, что в ОМ присутствует незначительное (менее 1 %) количество δ -феррита. Содержание этой фазы в МШ, полученном с использованием в качестве сварочной присадки того металла, близко к нулю (см. табл. 3.24), а в ЗТВ под воздействием термического цикла сварки содержание δ -феррита несколько понижается, по сравнению с его содержанием в ОМ (т.к. при нагреве происходит растворение остаточного δ -феррита в аустените). Аналогичная закономерность для содержания δ -феррита в ОМ, ЗТВ и МШ наблюдалась и при использовании двух других сварочных присадок (табл. 3.24). По данным ThermoCalc при минимальной температуре 600°C, для которой сделаны расчеты (рис.3.26-3.28), δ -феррит в композициях 05X22AG15H8MФ, 10X20H18M3AФC и 25X25H16AG7 в термодинамически равновесном состоянии не присутствует. Другие фазы, наличие которых предсказано расчетами в ThermoCalc (рис.3.26-3.28) для данных композиций при 600 °C – нитриды CrN, карбиды M₂₃C₆, σ -фаза и z-фаза. Методом оптической микроскопии присутствие карбидов M₂₃C₆ и σ -фазы в трех типах рассмотренных здесь СС не подтверждено. Исследования методом ПЭМ, проведенные ранее в работе [131], подтвердили присутствие в стали 05X22AG15H8MФЛ наноразмерных нитридов CrN (или (CrV)N) и в литом и в термически обработанном состоянии; z-фаза тогда обнаружена не была. Данные из обзорной части работы [137] показывают, что частицы z-фазы, в отличие от наноразмерных нитридов VN, существенно крупнее, имеют субмикронные размеры (0,5-0,8 мкм). Поскольку для их образования требуются длительные тепловые выдержки, их подтвержденное отсутствие в стали 05X22AG15H8MФЛ может быть транслировано и на другие изученные в данном разделе стали, использованные при сварке. Таблица 3.24 - Содержание δ -феррита в различных зонах МШ и ОМ сварных соединений (по данным ферритометрии).

СС	ОМ	S _d	ЗТВ	S _d	МШ	S _d
05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ-(II)	0,35	0,0146	0,17	0,0038	0,02	0,0125
05X22AG15H8MФЛ / 10X20H18M3AФC-(II)	0,41	0,0496	0,24	0,0530	0,00	0,0441
05X22AG15H8MФЛ / 25X25H16AG7-(II)	0,32	0,0488	0,22	0,0454	0,01	0,0467

Испытания на растяжение цилиндрических образцов проводили на ОМ, его СС (МШ располагался поперек СС) и МШ (после сварки образцы вырезали вдоль МШ) (см. схему вырезки образцов на рис. 3.39). Были получены следующие значения, представленные в табл. 3.25.

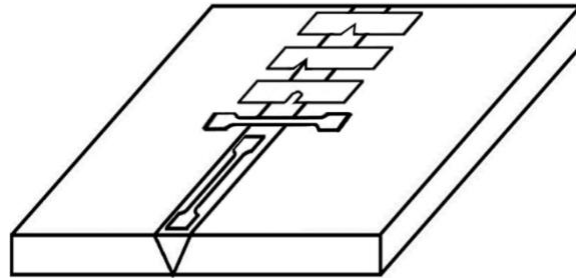


Рис. 3.39 - Схема выреза образцов из СС для испытаний на растяжение и ударный изгиб.

Таблица 3.25 - Механические свойства ОМ, его СС, полученных по технологии II, и МШ при 20 °С.

Образец		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ_5 , %	ψ , %
ОМ	05X22АГ15Н8МФЛ	384	709	47,2	50
СС	05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(II)	463	519	-	-
	05X22АГ15Н8МФЛ / 10X20Н18М3АФС-(II)	471	659	-	-
	05X22АГ15Н8МФЛ / 25X25Н16АГ7-(II)	475	631	-	-
МШ	05X22АГ15Н8МФ-(II)	745	915	29,7	36,9
	10X20Н18М3АФС-(II)	660	793	21,5	31,8
	25X25Н16АГ7-(II)	658	799	20,8	48,7

Комментируя данные в таблице 3.25, можно отметить, что предел текучести всех СС и МШ выше, чем у ОМ, особенно у образцов, вырезанных из МШ. У МШ, сваренного этим же металлом (05X22АГ15Н8МФ), $\sigma_{0,2}$ выше в 2 раза. Предел прочности разрывных образцов СС несколько ниже, чем у ОМ. Его самое низкое значение было отмечено у СС 05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(II) – на 27% меньше; у СС 05X22АГ15Н8МФЛ / 10X20Н18М3АФС-(II) – на 7%; у 05X22АГ15Н8МФЛ / 25X25Н16АГ7-(II) – на 11%. У МШ всех СС предел прочности выше, чем у ОМ, на 22, 12 и 13 % соответственно. Это может быть связано со значительно измельченной структурой МШ. Относительное удлинение/сужение у СС определено не было, а у МШ пластичность ниже, чем у ОМ, вследствие воздействия термического цикла сварки. Расчеты по эмпирическому уравнению [120], связывающему предел текучести стали с концентрацией в ней азота (%N) и размером зерна аустенита в МШ (d):

$$\sigma_{0,2} = 127 + 307 \sqrt{\%N} + (7 + 78\%N) \cdot 1/\sqrt{d} \quad (11)$$

дают (при среднем размере литого зерна в МШ 8 мкм) для концентраций азота в МШ 0,55, 0,22 и 0,11%, более низкие значения предела текучести (около 372, 286 и 229 МПа, соответственно).

Испытания на ударный изгиб проводили при 20 °С с надрезом типа U по центру МШ и надрезом типа V – по ЗТВ; при -70 °С надрезом типа V – по центру МШ и ЗТВ (рис. 3.40).

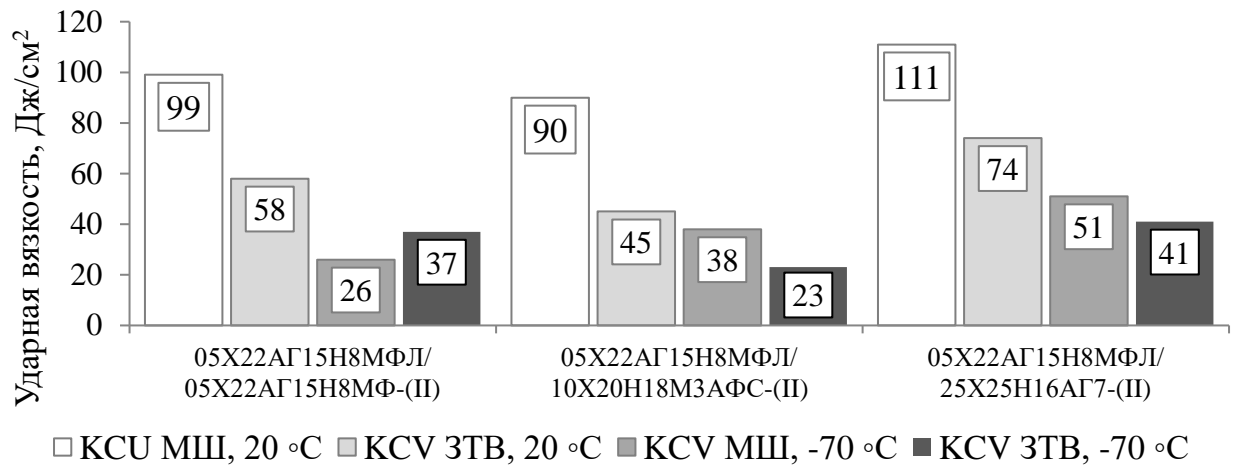


Рис. 3.40 - Результаты испытаний на ударный изгиб СС, полученных по способу сварки II.

Ударная вязкость СС значительно ниже, чем у ОМ (331 Дж/см²). Это, очевидно, связано с образованием нитридов, которые создают цепочки по границам зерен в ЗТВ на расстоянии 2-2,5 мм от ЗС вследствие неравномерного теплового воздействия на ЗТВ и формирующийся МШ. Однако полученные показатели укладываются в критериальные значения ударной вязкости трубопроводного оборудования, работающего под давлением [141]. Локальность и неодновременность этого воздействия вызывает также возникновение внутренних напряжений, которые впоследствии могут сказываться на значениях ударной вязкости.

Фрактографический анализ изломов СС после испытаний на растяжение и ударный изгиб показал, что во всех случаях изломы имеют квазивязкий характер, со значительным преобладанием вязкой доли разрушения.

На рис. 3.41-3.43 представлены изломы при разном увеличении после испытаний на растяжение образцов, вырезанных вдоль МШ, согласно схеме на рис. 3.39. Изломы состоят из относительно небольшого количества плоских участков и микротрещин. В основном, поверхность имеет микровязкий характер с ямками небольшого диаметра. При большом увеличении можно наблюдать неметаллические частицы, которые были видны и при наблюдениях в оптическом микроскопе (рис. 3.35).

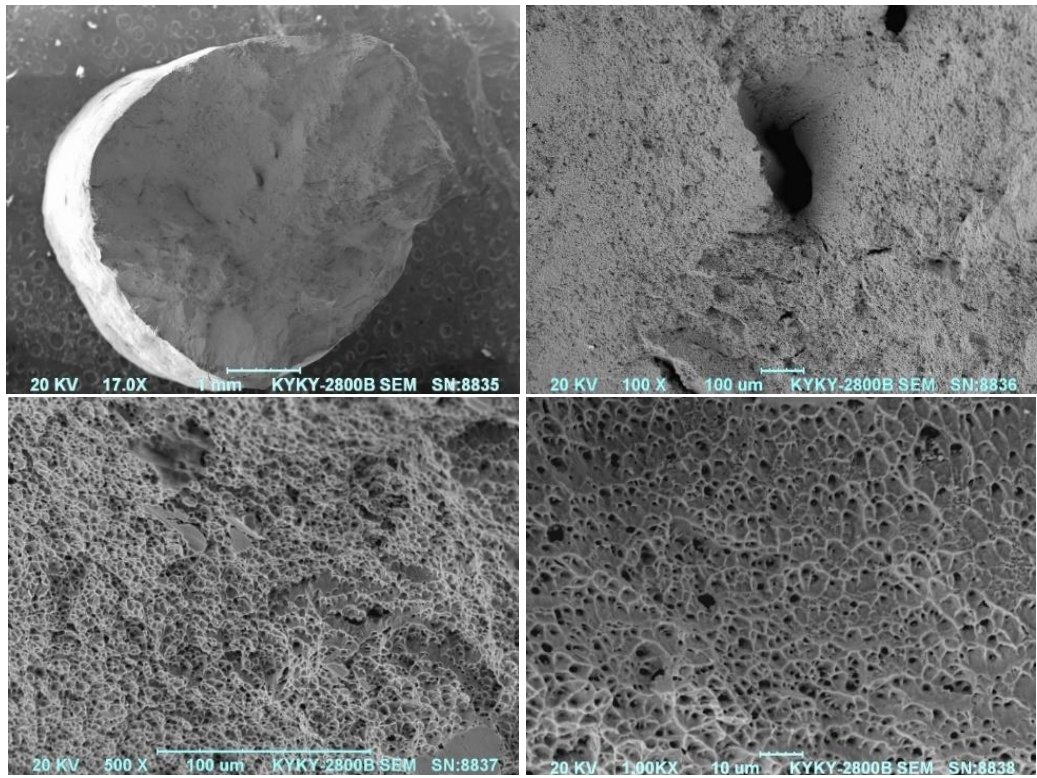


Рис. 3.41 - Фрактография излома МШ 05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ-(II) после растяжения.

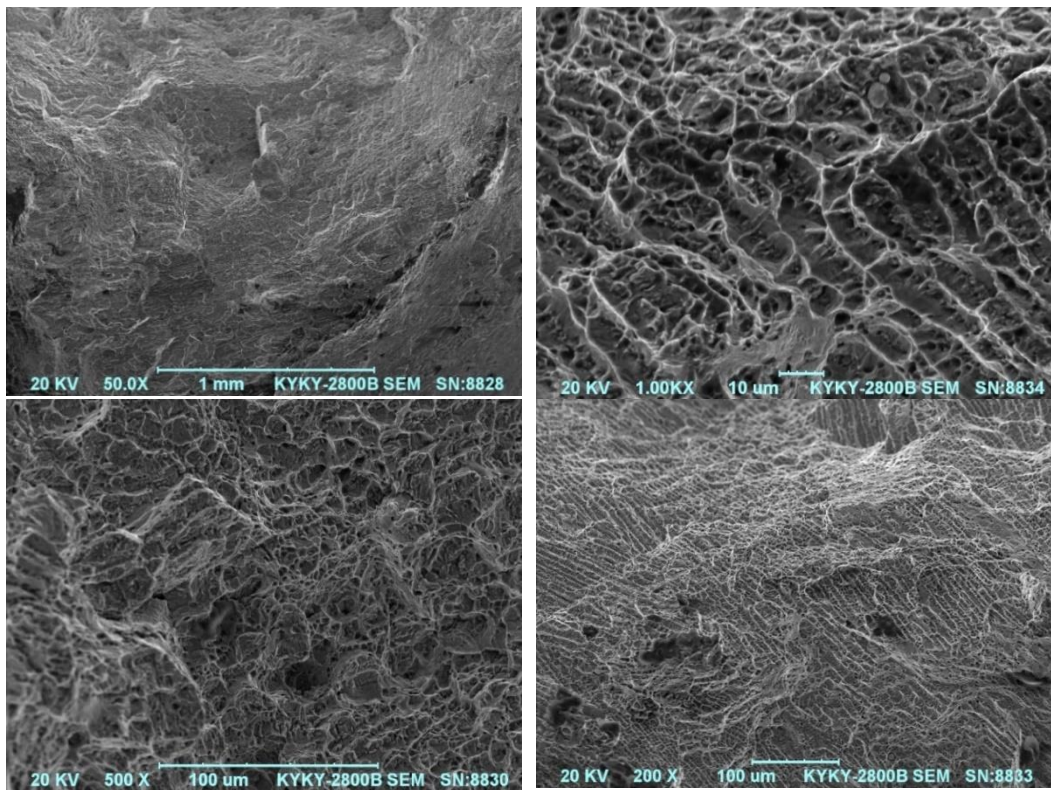


Рис. 3.42 - Фрактография излома МШ 05X22AG15H8MФЛ / 10X20H18M3АФС-(II) после растяжения.

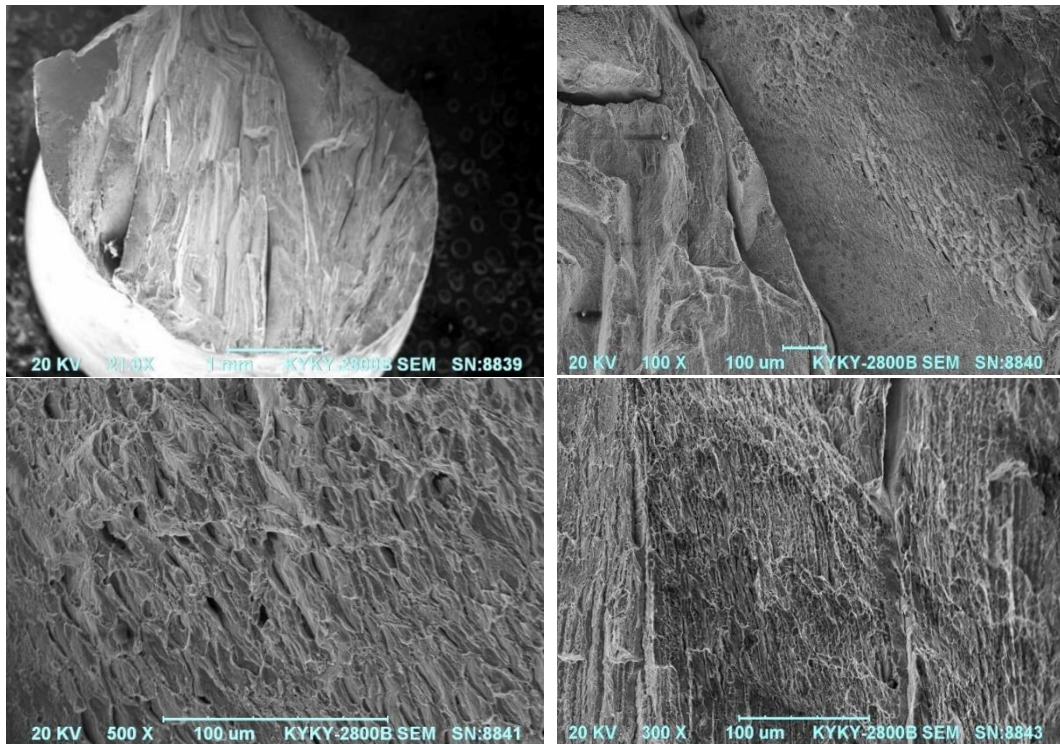


Рис. 3.43 - Фрактография излома МШ 05Х22АГ15Н8МФЛ / 25Х25Н16АГ7-(II) после растяжения.

Изломы СС образцов типа Менаже с надрезом по центру МШ квазязкие, с ямками небольшого размера (рис. 3.44-3.46).

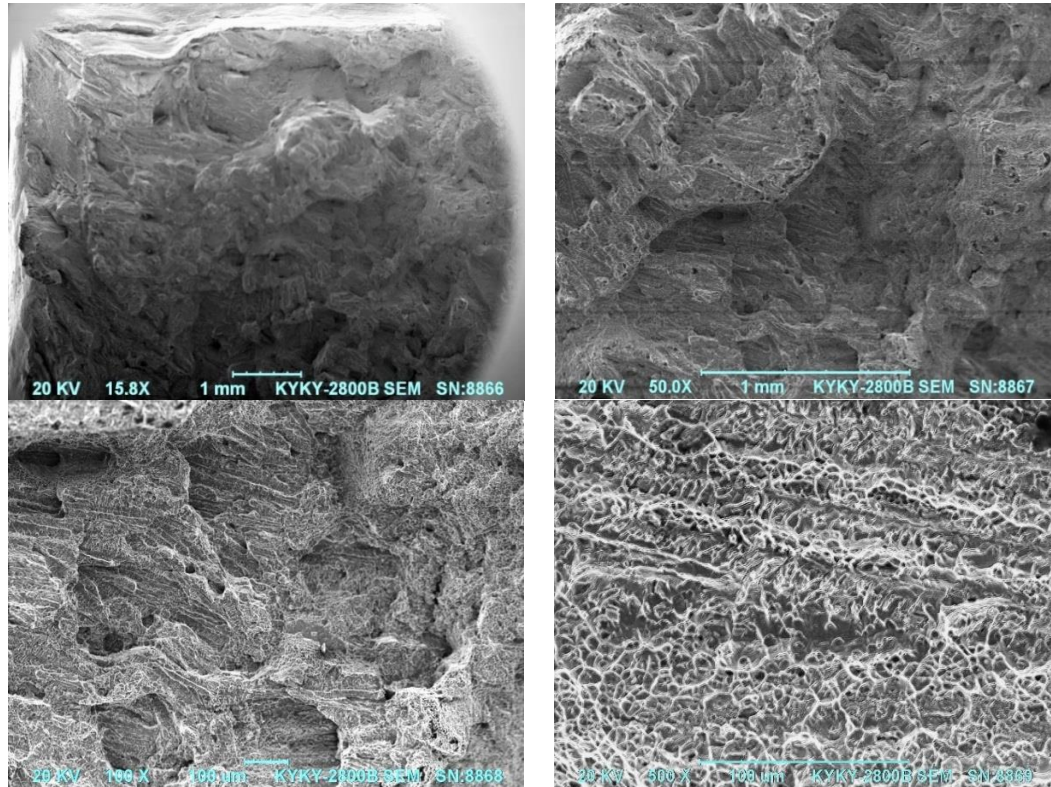


Рис. 3.44 - Излом СС 05Х22АГ15Н8МФЛ / 05Х22АГ15Н8МФ-(II) после испытаний на ударный изгиб (надрез U по центру МШ).

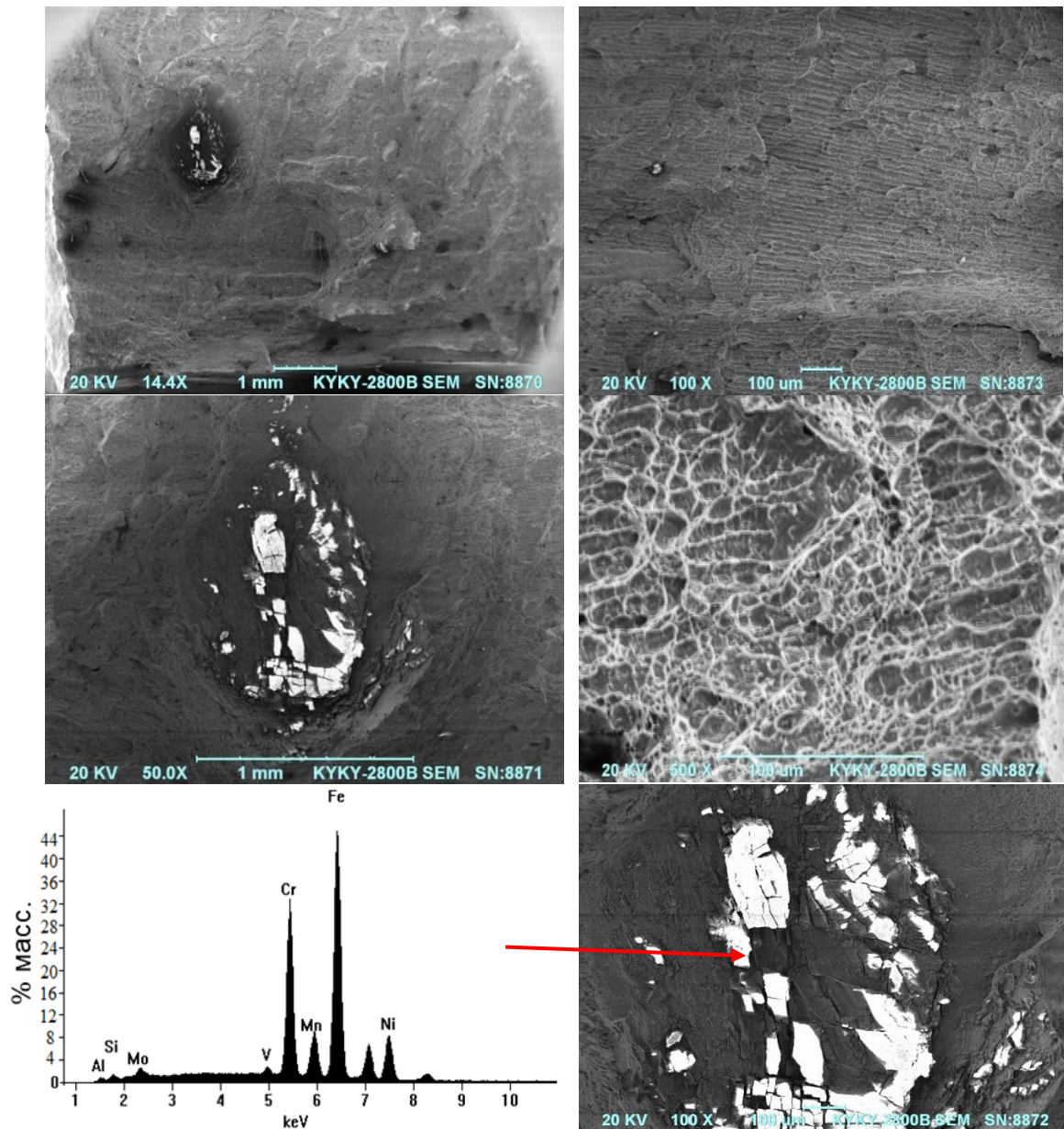


Рис. 3.45 - Излом СС 05Х22АГ15Н8МФЛ / 10Х20Н18М3АФС-(II) после испытаний на ударный изгиб (надрез U по центру МШ) и спектр с указанной зоны.

Фрактография излома СС 05Х22АГ15Н8МФЛ / 10Х20Н18М3АФС-(II) выявила участок размером 0,7х1,2 мм в МШ, обогащенный Cr (32% против 20% в марочном составе проволоки) и Mn (8,5% против 3,1%) и обедненный Ni (8% против 16%). Такая зона хрупкого разрушения могла стать концентратором напряжений. Действительно, значение ударной вязкости этого СС составила 90 Дж/см², в сравнении с 99 Дж/см² у 05Х22АГ15Н8МФЛ / 05Х22АГ15Н8МФ-(II) и 111 Дж/см² у 05Х22АГ15Н8МФЛ / 25Х25Н16АГ7-(II).

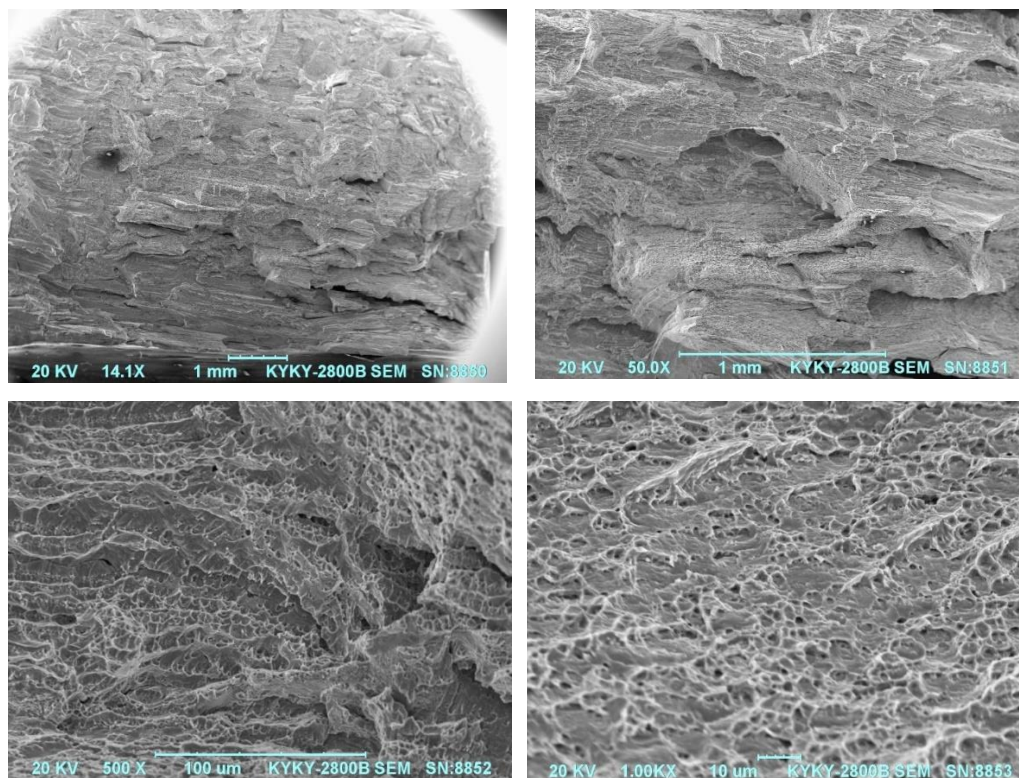


Рис. 3.46 - Излом СС 05Х22АГ15Н8МФЛ / 25Х25Н16АГ7-(II) после испытаний на ударный изгиб (надрез U по центру МШ).

На значения ударной вязкости, как упоминалось выше, оказали влияние выделения частиц Cr_2N по границам зерен аустенита в ОМ около ЗС. На рис. 3.47 представлена типичная картина, наблюдаемая у всех изученных СС в данном разделе.

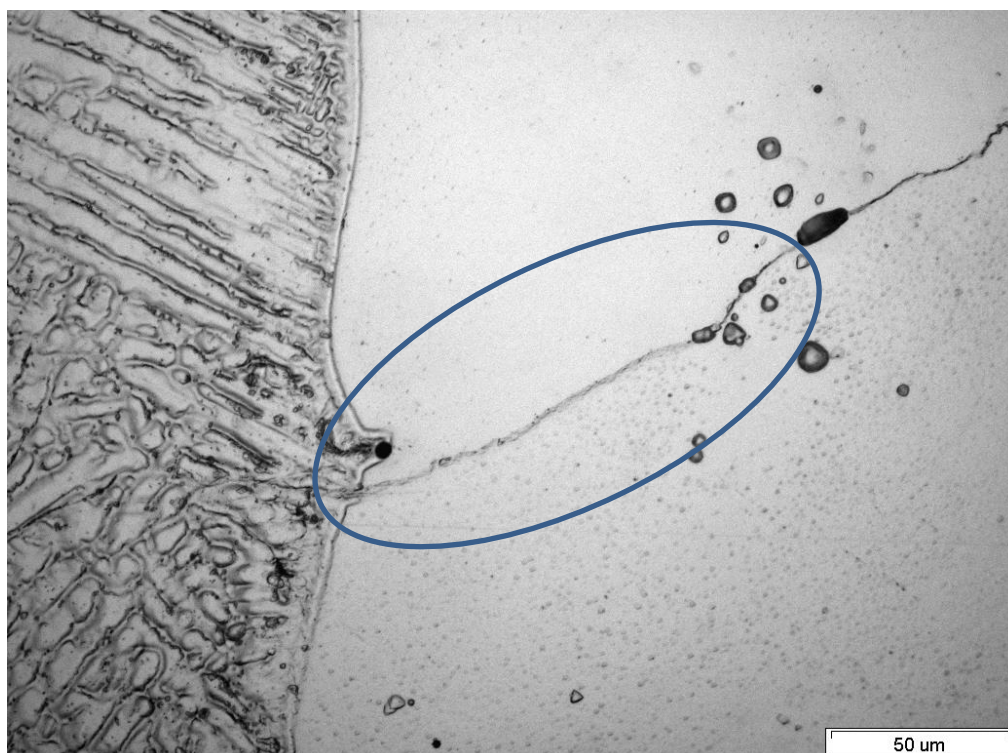


Рис. 3.47 – Выделения Cr_2N по границам зерна около ЗС.

Cr_2N являются нежелательными частицами. За счет их образования приграничные области обедняются хромом. На расстоянии вплоть до 2-2,5 мм от ЗС в ОМ, в зоне влияния термического цикла сварки встречались зерна δ -феррита, в которых произошел распад (не полностью и с разной интенсивностью в разных частях ЗТВ). На рис. 3.48 представлены изображения зерен δ -феррита с полосчатыми выделениями внутри.

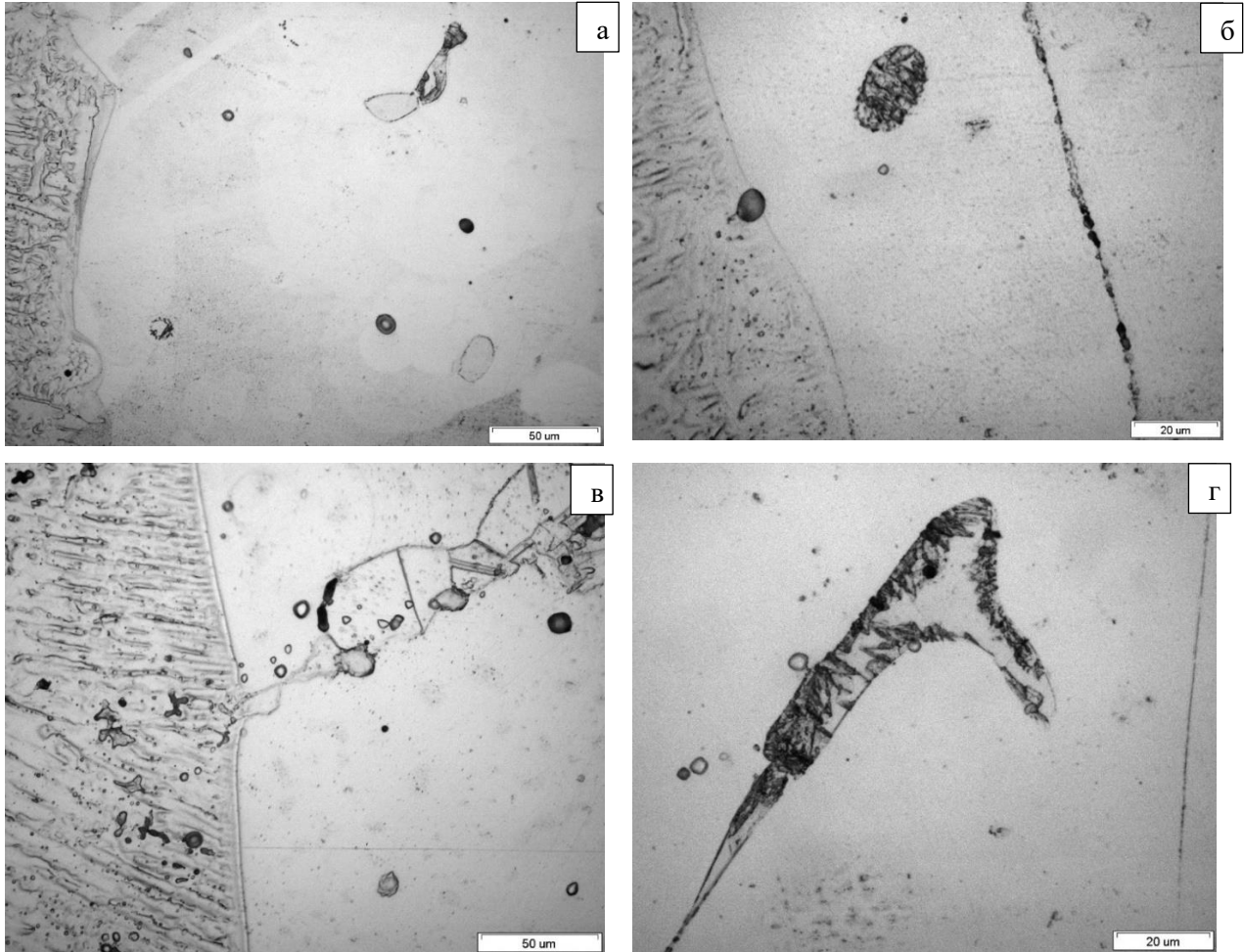


Рис. 3.48 – Микроструктуры распада внутри выделений δ -феррита в ЗТВ:

а) 05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ-(II); б) 05X22AG15H8MФЛ / 10X20H18M3АФС-(II) около ЗС; в) 05X22AG15H8MФЛ / 25X25H16AG7-(II); г) 05X22AG15H8MФЛ / 10X20H18M3АФС-(II) на расстоянии 1 мм от ЗС.

Микротвердость таких зерен составляет 500-550 HV. (Для сравнения, у σ -фазы она составляет 1000-1800 HV). На рис. 3.48 б можно видеть структуру распада и выделение частиц Cr_2N на границе зерна. В [131] проводили эксперимент, при котором эту сталь в литом состоянии без сварки подвергли старению при 600 и 650 °С при разной выдержке. На рис. 3.49 приведено изображение из указанной работы зерна феррита с морфологией, характерной для стадии распада, сформированной старением при 600 °С в течение 7 часов. Она подобна наблюдаемой на рис. 3.48 б, г в микроструктуре металла в ЗТВ. Автор работы [131] описывает такой процесс распада схемой: $\gamma \rightarrow \delta \rightarrow (\gamma') + \sigma$, что подтверждается данными ферритометрии и измерениями микротвердости.

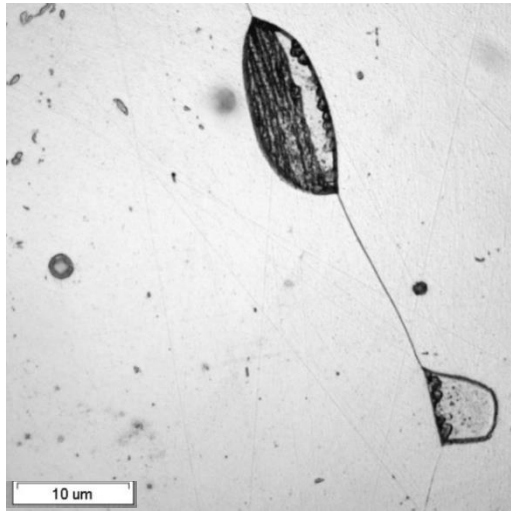


Рис. 3.49 – Микроструктура распада после выдержки 7 часов при 600 °С [131].

Влияние термической обработки на структуру и свойства СС.

Как отмечалось выше, в обзоре литературы (раздел 1.4.3.2), термическая обработка СС способствует повышению их механических свойств, особенно ударной вязкости [40]. В настоящей работе была использована термическая обработка по режиму: выдержка 30 мин при 1100 °С, охлаждение в воде.

Микроструктурные исследования показали, что проведение термической обработки способствовало растворению выделений феррита и частиц Cr_2N на границах аустенитных зерен. Как показало исследование микроструктуры, проведение такой термообработки привело к протеканию процесса рекристаллизации в ОМ около ЗС и уменьшению размера зерна (рис. 3.50) по сравнению с крупными зёрнами литого ОМ (размером более 500 мкм).

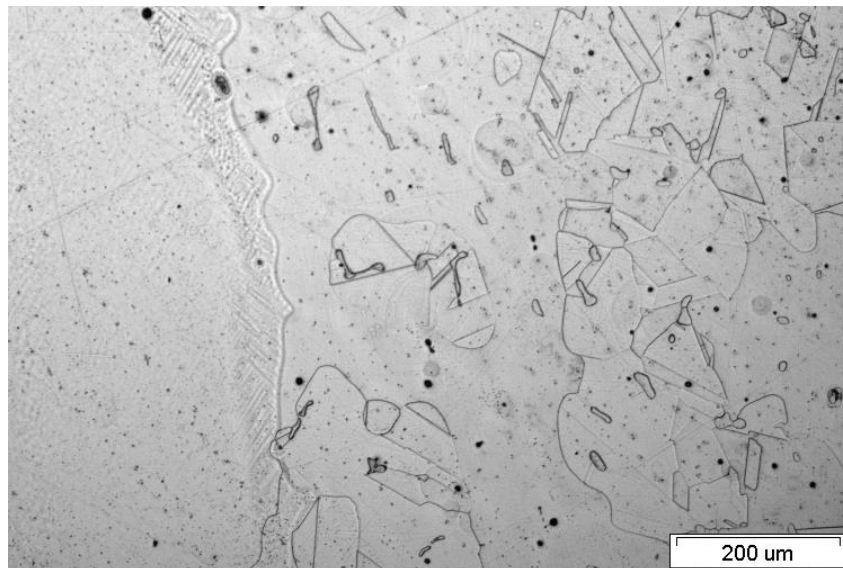


Рис. 3.50 – Типичная микроструктура СС после проведения ТМ.

Проведение испытаний СС на питтинговую коррозию.

Известно, что основным металлом - сталь 05X22АГ15Н8МФ и стали, использованные в качестве сварочных присадок, являются коррозионностойкими в растворах NaCl (испытания в искусственной, либо натуральной морской воде) (см. [103, 111], а также расчеты R_{PEN} в табл. 2.2. В данной работе в разделе 1.3.4 были рассмотрены негативные воздействия процесса сварки, приводящие к снижению коррозионной стойкости СС по сравнению с уровнем ОМ. В том числе отмечалось падение коррозионной стойкости из-за δ-феррита в МШ (вследствие возникновения гальванических пар) и распада аустенита с выделением частиц избыточных фаз в ЗТВ, что вызывает. Чем выше концентрация азота в ОМ, тем выше интенсивность процессов распада

Испытания СС после указанной выше термообработки (30 мин при 1100 °С, охлаждение в воде) показало, что все СС стойки к коррозионному воздействию 3,5% водного раствора NaCl (рис. 3.51).

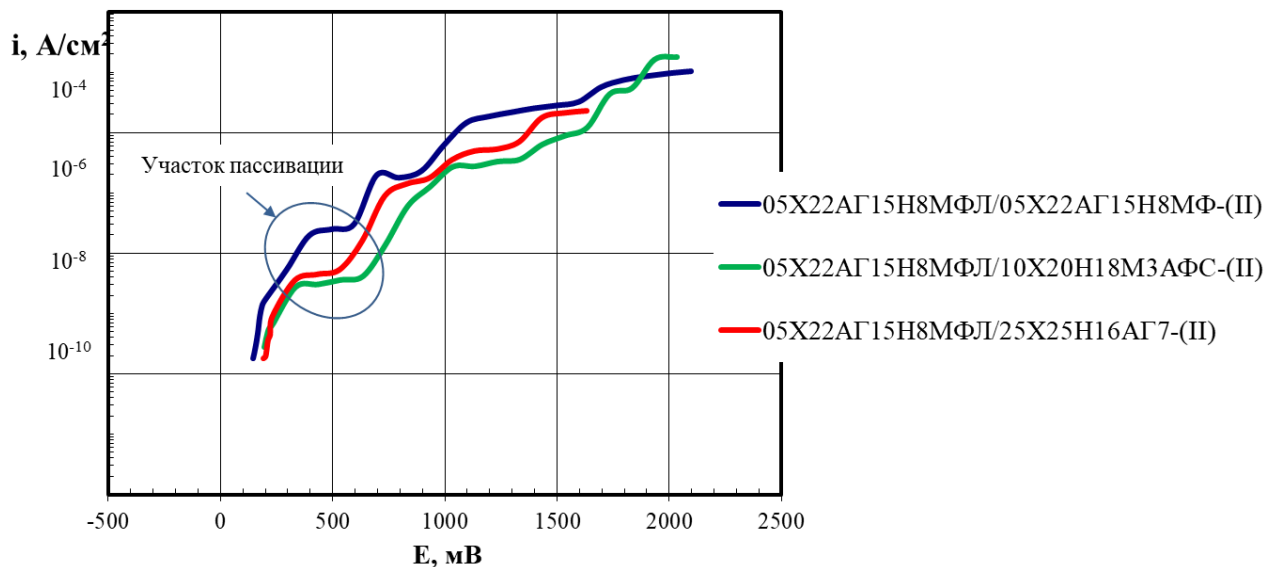


Рисунок 3.51 – График испытаний на питтинговую коррозию СС.

Как видно из рисунка 3.51, все три СС имеют участок пассивации, на котором происходит сопротивление образованию питтингов. СС 05X22АГ15Н8МФЛ/ 05X22АГ15Н8МФ-(II) пассивировалось при более высоких значениях плотности тока, а соответственно хуже сопротивлялось воздействию коррозионной среды. СС 05X22АГ15Н8МФЛ/ 10X20Н18М3АФС-(II) и 05X22АГ15Н8МФЛ / 25X25Н16АГ7-(II) пассивировались при более низкой плотности тока, предположительно из-за меньшего количества неметаллургических включений в металле проволок. Самой высокой стойкостью обладает 05X22АГ15Н8МФЛ / 10X20Н18М3АФС-(II) благодаря высокому содержанию Мо, повышающего стойкость к питтинговой коррозии. Визуальный осмотр испытанных образцов не выявил наличие питтингов на поверхности СС.

В НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» под руководством С.Ю. Мушниковой были проведены испытания вырезанных из СС, термически не обработанных после сварки, пластин на стойкость к коррозии в 3,5 % NaCl при комнатной температуре в течение 1000 часов. Измеряли потенциалы коррозии образцов и определяли потерю их массы за весь период испытаний. Показано, что значения потенциалов коррозии находятся в диапазоне минус 0,05 – 0,20 В (по н.в.э.), характерном для нержавеющей сталей в морской воде. Коррозионные повреждения имели питтинговый характер. Полученные результаты продемонстрировали высокую стойкость всех изученных СС к коррозии (рис. 3.52, табл. 3.26).



Рис. 3.52 – Измерение потенциалов коррозии образцов СС.

Скорость коррозии v определяли по формуле:

$$v = W / (A \times T), \quad (12),$$

где W – потери массы, г; T – время выдержки, ч; A – площадь образца, м².

Таблица 3.26. Определение скорости коррозии СС гравиметрическим методом.

СС	Масса образца до испытаний, г	Масса образца после испытаний, г	Потеря массы, г	Площадь исследуемой поверхности, м ²	Время выдержки, ч	Скорость коррозии, г/м ² *ч
05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(II)	46,1860	46,1782	0,0078	0,0017708019	1000	0,0044
05X22АГ15Н8МФЛ / 10Х20Н18М3АФС-(II)	48,2945	48,2905	0,004	0,001896599	1000	0,0021
05X22АГ15Н8МФЛ / 25Х25Н16АГ7-(II)	25,2945	25,0804	0,0044	0,0013013622	1000	0,0033

3.4 Влияние тепловых параметров процесса дуговой сварки на свойства сварных соединений

Погонная энергия процесса сварки может оказывать влияние на образование нежелательных фаз СС, усадку СС и искажения геометрических размеров конструкции, поэтому её необходимо контролировать, ограничивая заданным уровнем.

Рекомендуемые тепловые затраты определяются многими факторами. По формуле 1 (стр. 27) была рассчитана Q – погонная энергия [кДж/мм], учитывающая ток сварки, напряжение, скорость сварки и тепловой КПД метода сварки [89] используемых в данной работе режимов сварки. Эта формула не учитывает толщину свариваемого изделия и скорости охлаждения. Погонная энергия также была посчитана и для режимов сварки, рекомендованных Avesta Welding в табл. 1.11. В таблице 3.27 приведены рассчитанные значения Q .

Таблица 3.27 – Параметры режимов дуговой сварки и расчетная погонная энергия (расчеты, проведенные в данной работе).

№	Способ сварки	Толщина кромки, мм	Присадка	Диаметр присадки, мм	Погонная энергия, кДж/мм
1	Полуавтоматическая дуговая сварка	20	09X16H25M6AФС 10X20H18M3AФС	1,2	0,93
2	Ручная дуговая сварка плавящимся электродом	10 45	ЭА-868/20	3	1,87
3*	Ручная дуговая сварка неплавящимся электродом	22	05X22AГ15H8M2Ф 10X20H18M3AФС	3 1,2	3,24
4**			05X22AГ15H8M2Ф 10X20H18M3AФС 25X23H16AГ7	3 1,2 1,2	
5	Ручная дуговая сварка плавящимся электродом	12	904L	3,25 4	0,63
6	Ручная дуговая сварка плавящимся электродом	5	P12-R	3,25	0,55
7	Ручная дуговая сварка плавящимся электродом	20	P12-R	2,5 3,25	1,15
8	Ручная дуговая сварка плавящимся электродом	10	P16	3,25 4	0,55
9	Сварка порошковой проволокой	10	P12	1,2	0,89
10	Полуавтоматическая дуговая сварка	10	904L	1,2	0,84
11	Полуавтоматическая дуговая сварка	5	P12	1,2	0,79
12	Ручная дуговая сварка неплавящимся электродом	3	P12	1,6	0,45
13	Ручная дуговая сварка неплавящимся электродом	16	P12	1,6	0,96
14	Автоматическая сварка под флюсом			2,4	1,47
15	Автоматическая сварка под флюсом	20	P12-0 ^{Nb}	2,4	1,56

*Технология сварки (I); **технология сварки (II) (см. раздел 3.3).

Комментируя рассчитанные значения погонной энергии, можно отметить, что самым высоким значением этого параметра характеризуется режим сварки №3, использованный в эксперименте, описанном в разделе 3.3.1 (стр. 98). Полученное значение не отвечает рекомендации использовать при сварке аустенитных сталей погонную энергию ≤ 2 кДж/мм [83]. Исследование микроструктуры СС (рис. 3.26) подтвердило, что использование высокой погонной энергии, совместно с использованным способом ввода сварочной присадки («зигзагообразно» за один проход), привели к увеличению объема сварочной ванны, сильному оплавлению зерен ОМ, что в итоге оказало влияние на снижение механических свойств СС (табл. 3.16).

Рассмотрение значения погонной энергии для режимов, использованных в данной диссертации (№ 1, 2, 4) и рекомендаций Avesta (№ 5-15) показывает, что все они находятся в диапазоне от 0,45 до 1,87, что отвечает вышеуказанной рекомендации. Сопоставление погонной энергии процесса сварки показывает (см. табл. 3.27) что:

- чем толще свариваемые кромки, тем больше погонная энергия;
- при ручной дуговой сварке погонная энергия меньше, чем при полуавтоматической и автоматической (в табл. 3.27 у № 7 и 13 погонная энергия больше из-за толщины кромок);
- диаметр присадки не влияет на величину подвода тепла.

В [86] проводили моделирование зависимости выделения вторичных фаз от скорости охлаждения ЗТВ стали 04Х20Н6Г11М2АФБ при одинаковой погонной энергии. Исследование показало, что выделение вторичных фаз происходит в интервале температур 750-900 °С и длительности выдержки от 10 до 650 секунд. В ЗТВ были обнаружены вторичные фазы типа Cr₂N, CrN, M₂₃C₆, и чем ниже была скорость охлаждения, тем большее их количество образовалось. В [142] утверждают, что толщина кромок не влияет на скорость охлаждения ЗТВ.

В азотсодержащих сталях помимо влияния на плоскостность изделия или образование нежелательных фаз, погонная энергия сварки может оказывать влияние на концентрацию азота в зонах, подвергавшихся расплавлению. В разделе 1.3.2 подробно описан механизм воздействия параметров сварки на количество азота в МШ стали 1Cr21Mn16N с 0,56% масс. N в зависимости от 3 режимов сварки (табл. 1.10) [90]. При сварке в аргоне в работе [90] отметили уменьшение количества азота в МШ с увеличением погонной энергии (рис. 3.50). Эти результаты авторы объясняют увеличением ширины сварочной ванны и диффузией азота из расплавленного металла в защитный газ [93]. В разделе 3.3.1 также отмечено увеличение объема сварочной ванны в связи с высокой погонной энергией – 3,24 кДж/мм (рис. 3.29). Следует отметить, что в настоящей работе при такой высокой погонной энергии и использовании присадки «свое тело» с 0,57 % N количество азота в МШ СС не снизилось, оставаясь на уровне 0,57%, в отличие от данных работы [90] (см. рис.3.53). При использовании присадки в виде проволоки Св-10Х20Н18М3АФС с 0,24%N в центре МШ была отмечена концентрация азота 0,39 %. Это свидетельствует о том, что

произошло перемешивание ОМ с металлом сварочной проволоки на всю толщину МШ. Таким образом, при оценке факторов, влияющих на уровень концентрации азота в МШ, следует учитывать и величину погонной энергии сварки, и наличие/отсутствие сварочной присадки, и концентрацию азота в металле присадки, и скорость подачи защитного газа-аргона в сварочную ванну, и толщину кромок свариваемого металла.

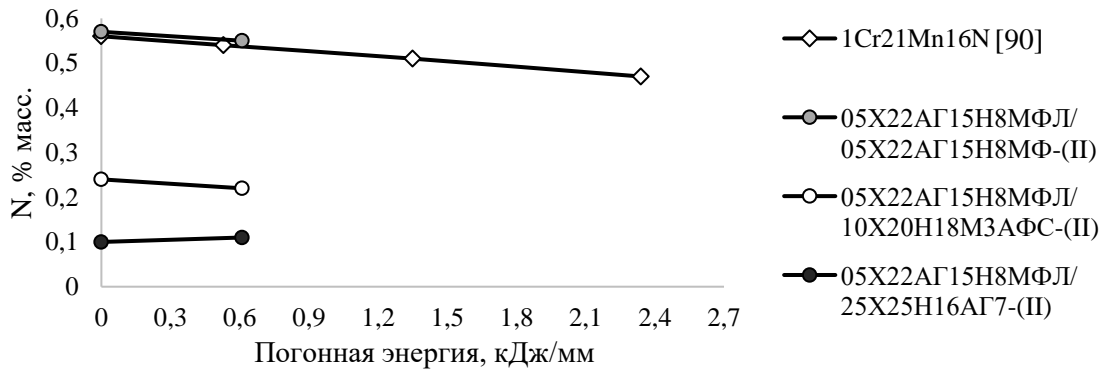


Рис. 3.53 – Количество азота в МШ в зависимости от погонной энергии в [90] и исследованных СС.

В СС, исследованных в данной диссертационной работе, содержание азота в МШ СС, рассмотренных в разделе 3.3.2, практически не изменялось по сравнению с его содержанием в сварочной присадке (рис. 3.53), тогда как толщина свариваемых кромок влияла на формирование ЗТВ. У СС деформируемой стали 04X20Н6Г11М2АФБ проката толщиной 10 мм ЗТВ в виде зоны рекристаллизованных зерен отсутствовала. ЗТВ наблюдалась у всех СС толщиной 20-45 мм. В СС деформируемой стали 04X20Н6Г11М2АФБ зона термического влияния имела вид зоны рекристаллизованных зерен; у СС литой стали 05X22АГ15Н8МФЛ ЗТВ характеризовалась незаконченным прерывистым распадом аустенита, с образованием перлитоподобной структуры в остаточном δ -феррите, при использовании I и II технологии сварки (раздел 3.3). При прочих равных условиях, в т.ч. использованной погонной энергии менее 2 кДж/мм, следует учитывать влияние на изменение фазового состава и плоскостности изделия, количества сварочных циклов.

3.5 Влияние формы разделки кромок под сварку на свойства сварных соединений

Масштабный фактор играет существенную роль при оценке свойств металлических материалов и их сварных соединений. Механические свойства одной и той же стали, определенные на образцах, изготовленных из проволоки и на разрывных образцах с большим диаметром рабочей части, изготовленных из толстого листа, будут различными, как в силу различия микроструктур проволоки и толстого горячекатаного листа, так и в силу масштабного фактора. (Например, у образца с большим диаметром рабочей части может быть меньшая пластичность, поскольку больше вероятность, что в металле рабочей части может встретиться дефект металлургического характера, на котором зародится трещина критического размера).

Ввиду этого особый интерес представляло проведение исследования свойств СС толстолистного (толщиной 45 мм) проката стали 04Х20Н6Г11М2АФБ, полученных ручной дуговой сваркой с использованием электрода марки ЭА-868/20 (10Х19Н23Г2М5ФАТ), с различной разделкой кромок под сварку - Х-образной и V-образной (далее по тексту такие СС обозначены, соответственно, как СС-Х и СС-V). Были проведены исследования микроструктуры шлифов данных СС и проведены испытания механических свойств. Цель данной работы – изучить влияние типа разделки кромок под сварку (Х-образная или V-образная) на структуру МШ и механические свойства СС. Химический состав ОМ и металла электрода приведен в разделе 3.2 в табл. 3.10, а режим сварки в табл. 3.11.

Исследование микроструктуры различных зон СС проката толщиной 45 мм. Для поперечных сечений СС обоих типов (СС-Х и СС-V), из отдельных изображений участков МШ, ЗС, ЗТВ и ОМ были составлены панорамные фото, дающие общее представление об особенностях микроструктуры в этих зонах, наличии-отсутствии в них сварочных дефектов (рис. 3.54). В СС-Х и СС-V отдельные наблюдавшиеся микронные дефекты структуры в МШ рядом с ЗС, на ЗС и в ЗТВ связаны с наличием в ОМ и МШ включений частиц избыточных фаз, в том числе – неметаллических включений, обусловленных технологией выплавки и сварки. Произвольная выборка изображений микроструктуры в зонах сплавления СС-Х, сделанных при увеличениях $\times 500$ и $\times 1000$, не показала наличия пор и трещин (рис. 3.22). ЗС при небольших увеличениях выглядит как черная полоска металла повышенной травимости; при больших увеличениях проявляется микроструктура оплавленного основного металла. Размеры ЗС и ЗТВ для СС-Х и СС-V примерно одинаковые: ЗС имеют ширину от ~ 5 мкм до ~ 150 мкм; ЗТВ имеет размер от 200 до ~ 750 мкм. Имеются участки околосшовной зоны ОМ, где размер зерна у зоны сплавления не отличается от такового в ОМ на значительном расстоянии от МШ, термическое влияние МШ какими-либо изменениями зеренной структуры (протеканием рекристаллизации), повышенной травимостью ОМ в структуре стали не проявляется. В микроструктуре СС-V были отмечены единичная микротрещина длиной ~ 400 мкм в МШ у зоны сплавления (рис. 3.54, б, в) и единичные поры размером 50-100 мкм у ЗС и в МШ.

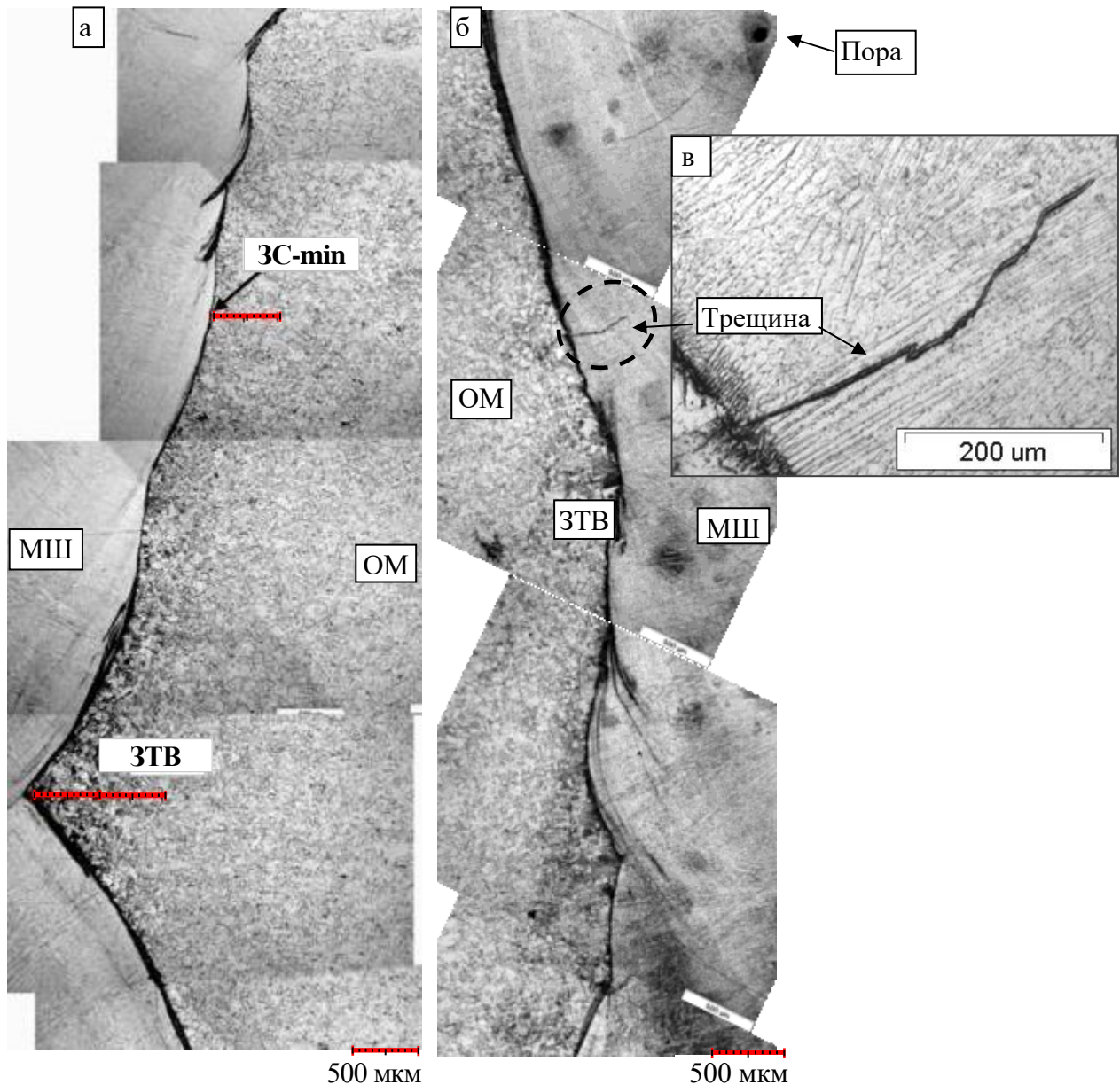


Рис. 3.54 - Микроструктура СС-Х (а) и СС-В (б, в).

На рис. 3.55 приведены микроструктуры ЗС, ЗТВ, и МШ СС-Х (а) и СС-В (б), демонстрирующие наличие в металле этих зон включений частиц избыточных фаз, причем в СС-Х они наблюдаются в гораздо меньшем количестве (рис. 3.55, 3.23). В ЗТВ СС-В наблюдается достаточно большое количество крупных включений (до ~20 мкм), упирающихся в границу ЗС/ОМ. На рис. 3.56 а выделено тянущееся цепочкой вдоль ЗС скопление частиц размером около 1 мкм. На рис. 3.56 б, в МШ с другой стороны от ЗС, видны многочисленные точечные скопления частиц, размером от микронных и субмикронных до ~5 мкм. По совокупности особенностей микроструктуры толстолистовое СС с V-образной разделкой кромок под сварку представляется более дефектным (микropоры около ЗС, выделения частиц избыточных фаз).

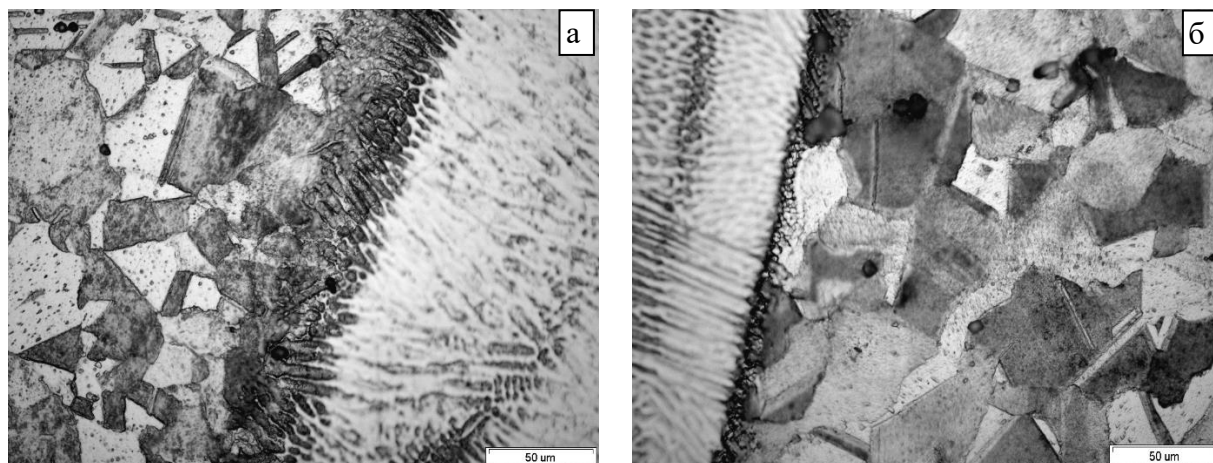


Рис. 3.55 – Микроструктура ЗС: а) СС-Х; б) СС-У.

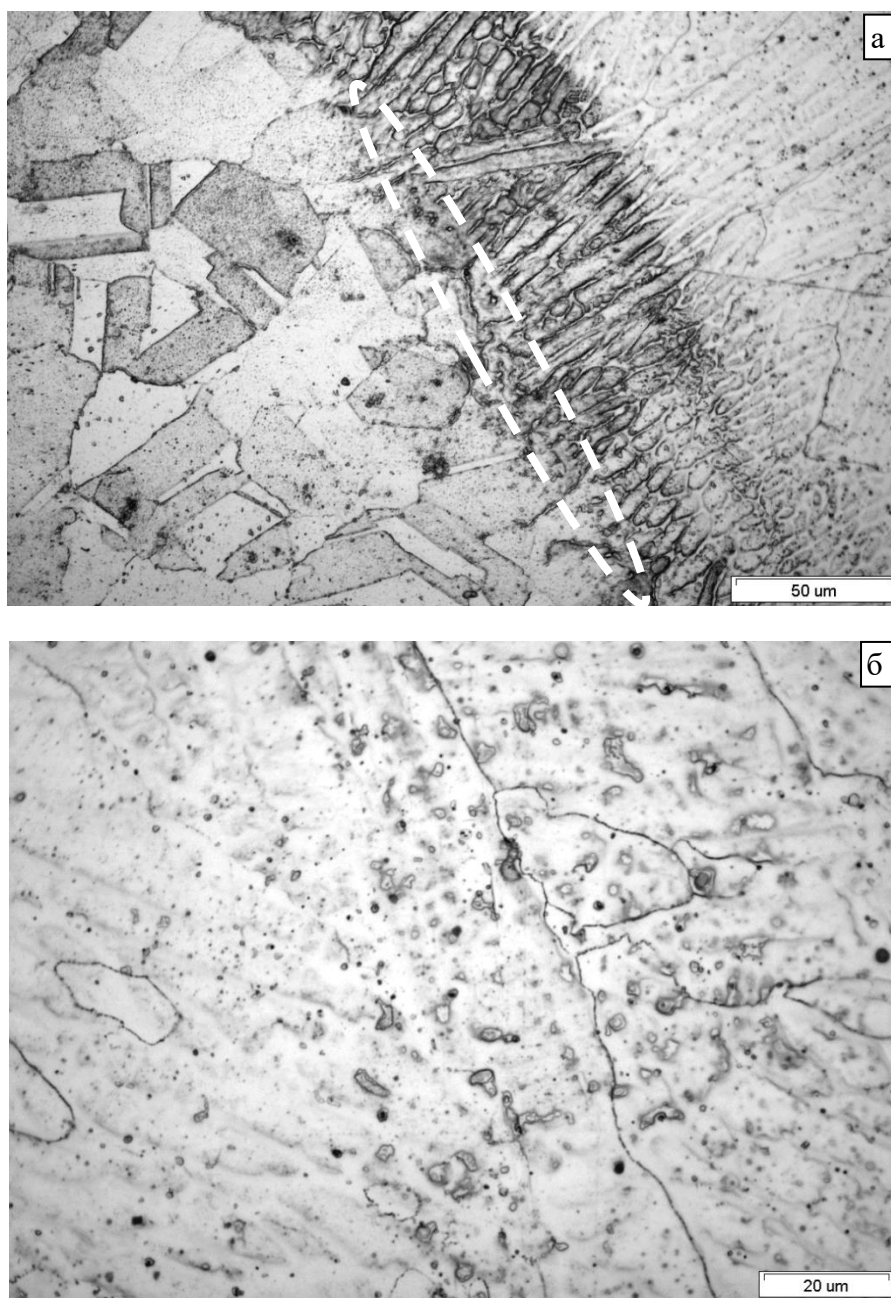


Рис. 3.56 - Частицы избыточных фаз в СС-У: а) ЗТВ, ЗС и МШ; б) МШ.

Механические свойства были получены на образцах, вырезанных согласно схеме раскроя на рис. 3.57. В таблице 3.28 представлены результаты испытаний механических свойств на растяжение и на ударный изгиб сварных СС толщиной 45 мм, с вырезкой заготовок для образцов из сварных пластин с различной разделкой кромок под сварку (СС-Х и СС-V). Свойства СС при испытаниях на растяжение сравнивали с механическими свойствами ОМ и металла электрода.

Горячекатаный ОМ высокопластичный (относительное удлинение 46%), характеризуется величиной предела текучести 545 МПа. Металл сварочной присадки также характеризуется хорошей пластичностью ($\delta = 33\%$) и имеет предел текучести 530 МПа, близкий к таковому у ОМ.

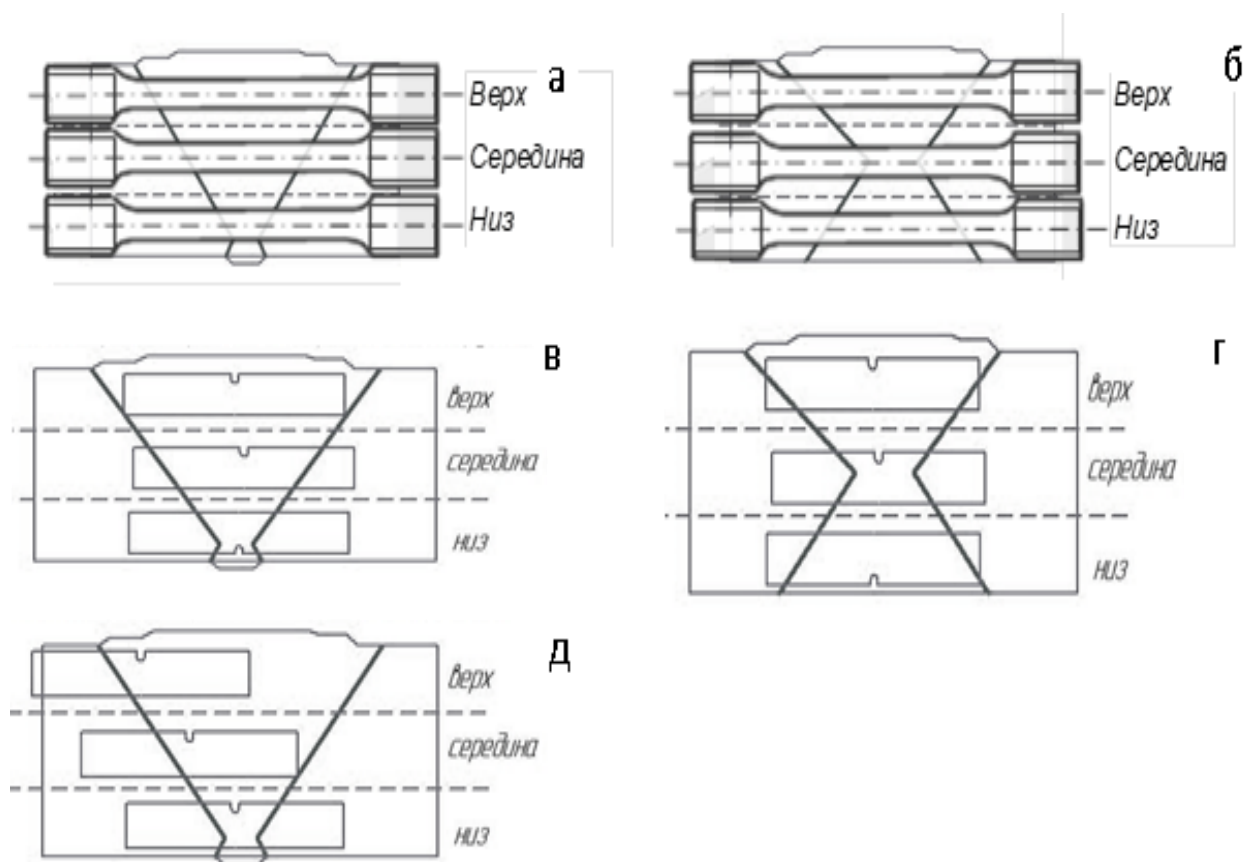


Рис. 3.57 – Схемы вырезки образцов из сварных пластин: а, в, д – СС-V; б, г – СС-Х.

а, б – образцы для испытаний на растяжение, в, г, д - образцы для испытаний на ударный изгиб.

Таблица 3.28 - Результаты испытаний разрывных⁷ и ударных образцов из сварных соединений СС-Х и СС-V листового проката стали 04Х20Н6Г11М2АФБ, а также ОМ толщиной 45 мм и металла сварочного электрода.

№ обр.	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ² ⁸	Примечание: вид разделки кромок под сварку, участок СС
1	514	524	3,3	6	1,00	V, верх
2	483	487	3,0	4	1,55*	
3	566	590	0,9	2	1,18	V, середина
4	565	730	11,5	13	1,03 *	
5	573	885	29,5	31	1,14	V, низ
6	565	834	16,4	16	1,10	
7	585	826	22,5	38	-	X, верх
8	586	820	22,5	47	-	
9	579	836	18,5	19	1,15	X, середина
10	571	820	22,0	32	1,35	
11	634	824	15,3	39	-	X, низ
12	607	821	17,5	33	1,28	
13	543	926	45,4	62	-	ОМ, середина листа
14	548	931	47,0	56	-	ОМ, края листа
15	545	916	44,2	56	-	
16	530	770	33	55	1,08	10Х19Н23Г2М5ФАТ

У образцов, вырезанных из СС с V-образной разделкой кромок под сварку характеристики пластичности низкие, ниже, чем у металла сварочного электрода. Соответственно, у них не реализуются и потенциально заложенные химическим составом стали высокие характеристики прочности. При этом отмечена закономерность изменения свойств для образцов, вырезанных из верхней, средней и нижней части сварных пластин. Среднее значение предела текучести образцов, вырезанных из верхней части, составляет 500 МПа, что на 45 МПа меньше, чем у ОМ (545 МПа), на 30 МПа меньше, чем у металла электрода (530 МПа); у образцов, вырезанных из средней и нижней части СС-V он составляет 566 МПа. Предел прочности верхней – средней частей СС-V ниже на 45 – 34 %, чем у ОМ и на 34 – 14 %, чем у металла электрода; а в нижней части на 7% ниже, чем у ОМ и на 12% выше, чем у электрода. Средние значения относительного удлинения в последовательности верх – середина - низ СС меняются так: 3, 6 и 23%. Все разрывные

⁷ Диаметр рабочей части образцов №№ 1-12 составляет 9,95±0,14 мм; образцов №№ 13-15 4,96±0,04 мм; образца № 6 – 6 мм.

⁸ все данные, кроме отмеченных знаком * получены на образцах с надрезом по центральной части (рис.1, в, г); под знаком *- результаты испытаний образцов с надрезом по схеме на рис.1, д.

образцы, характеризующиеся очень низкой пластичностью, вырезаны из широкой верхней части СС, в которой превалирует металл электрода 10Х19Н23Г2М5ФАТ.

Для образцов, изготовленных из сварной пластины с X-образной разделкой кромок не наблюдали падения пластичности и снижения предела текучести в зависимости от места вырезки заготовок для разрывных образцов. В среднем предел текучести составил 594 МПа, выше на 50 МПа, чем у ОМ и на 64 МПа, чем у металла электрода. Средние значения предела прочности СС-X на 10% меньше, чем у ОМ, и на 6% больше, чем у металла сварочного электрода. Относительное удлинение 35%.

Ударная вязкость всех СС, независимо от формы разделки кромок достаточно высокая, от 1,00 до 1,35 МДж/м², и близка к таковой у металла электрода 10Х19Н23Г2М5ФАТ.

Осмотр рабочей части разрывных образцов с удовлетворительной (хорошей) пластичностью, после подтравливания их реактивом для выявления микроструктуры, показал, что зона шейки (сосредоточенной пластической деформации) начинает формироваться в МШ, начиная от зоны сплавления. Ширина ЗС и ЗТВ для обоих типов СС примерно одинаковые; ЗТВ имеет размер от 200 до ~750 мкм.

Исследования микротвёрдости были проведены по сечению СС. На рис. 3.58 для СС-X и СС-V представлены графики изменения микротвёрдости по мере продвижения из ОМ в МШ и далее снова в ОМ, показывающие, что в зоне сплавления микротвёрдость HV₅₀ достигает значений 350-360 у СС-X и 337-340 у СС-V, в ЗТВ у всех СС она снижается примерно от 315 до 285, в ОМ средняя микротвёрдость ~280, в МШ ~260. Минимальная среди всех зон твёрдость МШ обуславливает разрушение всех СС по сварному шву. Наличие в рабочей части разрывных образцов двух высокотвёрдых зон сплавления, а также ЗТВ металла шва, имеющих повышенную твёрдость, приводит к тому, что прочность СС выше прочности ОМ и металла МШ.

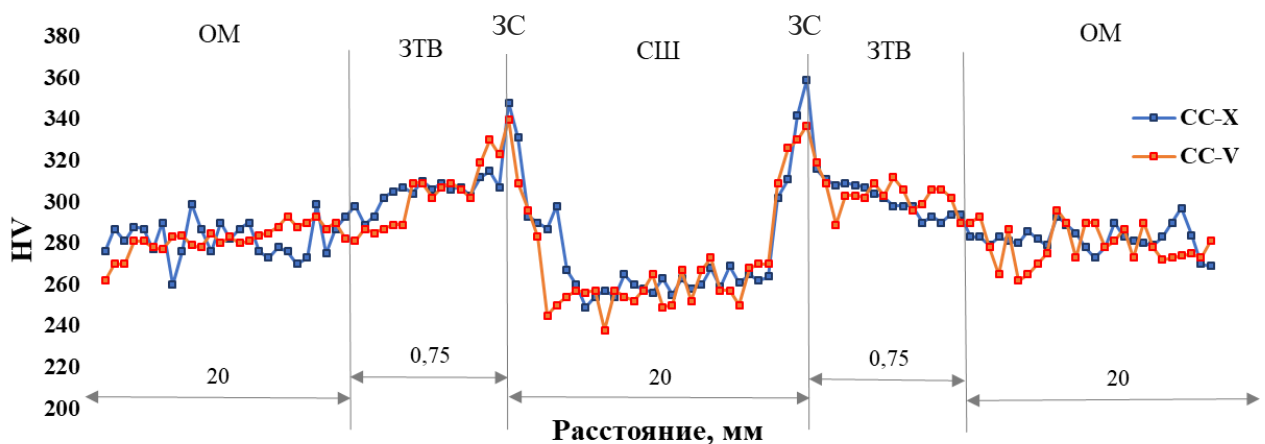
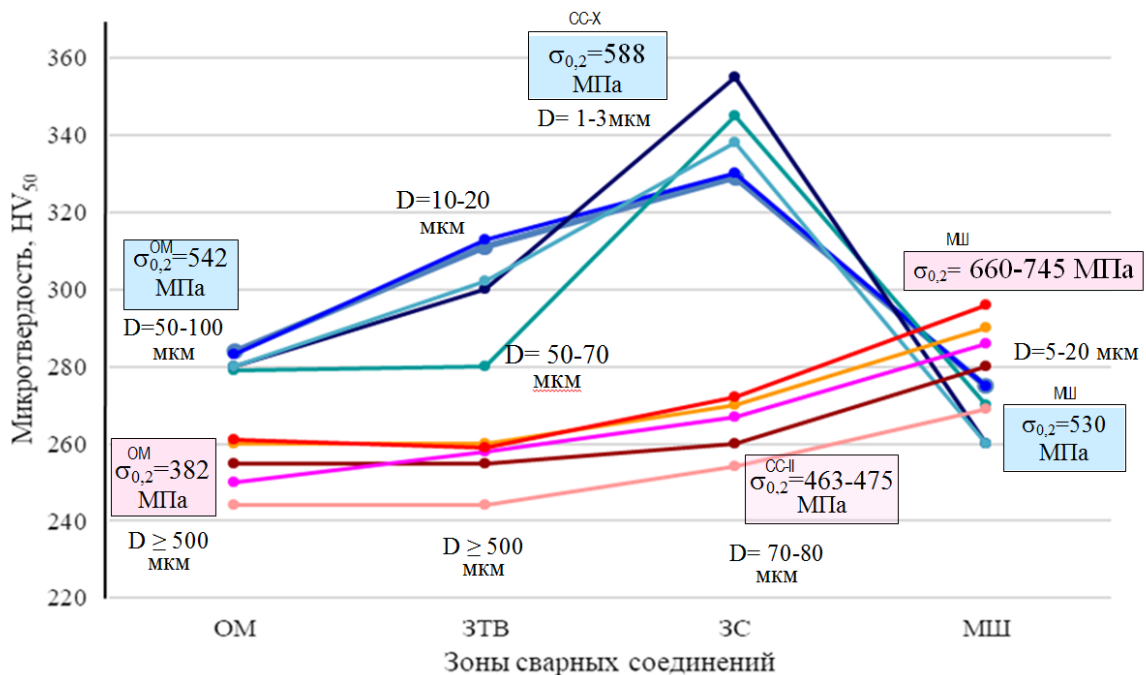


Рис. 3.58 – Микротвёрдость в разных зонах СС-X и СС-V.

3.6 Использование метода измерения микротвердости разных зон сварных соединений для оценки прочностных свойств

Как правило, твердость коррелирует с прочностью сталей. Измерения твердости широко используются как неразрушающий экспресс-метод оценки (контроля) и прогнозирования прочностных характеристик материала. При исследованиях СС используют метод микротвердости, позволяющий получать большое количество отпечатков индентора в отдельных зонах СС, получая статистически достоверные данные, как это видно на примере измерений, приведенных на рис. 3.58, когда в каждой из зон делается 15 и более измерений.

В данном разделе проанализированы, в сопоставлении с данными по пределу текучести ОМ, СС и МШ, сведенные воедино на рис. 3.59 средние результаты измерений микротвердости и величины зерна в зонах ОМ, ЗТВ, ЗС и МШ всех изученных в главе 3 сварных соединений проката и литой стали, полученных дуговыми способами сварки. Каждая из точек на графиках данного рисунка получена на основе 15-20 измерений микротвердости.



04X20H6Г11M2АФБ с 0,45% N
СС проката толщиной 20, 10 и 45 мм:

- 04X20H6Г11M2АФБ/ 09X16H25M6АФС – 20П X
- 04X20H6Г11M2АФБ/ 10X20H18M3АФС – 20П X
- 04X20H6Г11M2АФБ/ (10X19H23Г2M5ФАТ)– 10П X
- 04X20H6Г11M2АФБ/ (10X19H23Г2M5ФАТ)– 45П X
- 04X20H6Г11M2АФБ/ (10X19H23Г2M5ФАТ) – 45П V

05X22АГ15Н8МФЛ с 0,5% N
СС литой стали толщиной 22 мм:

- 05X22АГ15Н8МФЛ/05X22АГ15Н8МФ-(I) – Л X
- 05X22АГ15Н8МФЛ/10X20H18M3АФС-(I) – Л X
- 05X22АГ15Н8М2ФЛ/05X22АГ15Н8М2Ф-(II) – Л V
- 05X22АГ15Н8М2Ф/10X20H18M3АФС-(II) – Л V
- 05X22АГ15Н8М2Ф/25X25H16АГ7-(II) – Л V

Рис. 3.59 – Микротвердость разных зон СС проката (П) стали 04X20H6Г11M2АФБ 20, 10 и 45 мм и литой (Л) стали 05X22АГ15Н8МФЛ, толщиной 22 мм, полученных по технологии сварки (I) и (II), с X и V – образной разделкой кромок; и отмеченным размером зерен в каждой из областей.

Согласно закону Холла-Петча [143, 144]:

$$\sigma_T = \sigma_0 + K_y d^{-1/2} \quad (13),$$

$$H = H_0 + K_H d^{-1/2} \quad (14),$$

где d - размер зерна поликристалла; K_y , K_H - коэффициенты Холла-Петча - константа, у каждого материала своя, σ_0 - напряжение трения, необходимое для скольжения дислокаций в монокристалле, являющееся пределом текучести монокристалла, H_0 - твердость монокристалла.

Предел текучести аустенитной азотосодержащей стали зависит и от размера зерна (d) и содержания азота $[N]$ при заданной температуре: σ_0 и $K_y = f([N], T)$, при этом $\sigma_0 = 3.06 \text{ CRSS}$, где CRSS - critical resolved shear stress - критическое приведенное (касательное) напряжение сдвига монокристалла данной азотистой стали [4, 143-152].

Изученные в работе стали 04X20H6Г11M2АФБ и 05X22АГ15Н8МФЛ имеют близкие концентрации азота - $0,5\% N \pm 0,05\%$. Соответственно, говоря о зоне ОМ проката и литой стали на рис. 3.59, мы можем отметить, что микротвердость ~ 280 характеризует горячедеформированный азотистый аустенит с размером зерна 50-100 мкм и пределом текучести 542 МПа, тогда как меньшая микротвердость литой стали 245-260 коррелирует с более крупным размером зерна (≥ 500 мкм) и более низким пределом текучести литого азотистого аустенита.

В ЗТВ у горячекатаной стали микротвердость коррелирует с размером зерна: при его уменьшении за счет протекания процесса рекристаллизации она повышается. У всех СС проката стали (разной толщины и с разной геометрией разделки кромок под сварку) самые высокие значения микротвердости отмечены в ЗС (328-355) где размер зерен не превышает 3 мкм. В этой зоне также обнаружены выделения частиц избыточных фаз, по данным ПЭМ (рис. 3.5-37, 3.10-3.12), которые в свою очередь тоже оказывают влияние на уровень микротвердости. Литой металл в СС проката при относительно мелком размере зерна 5-20 мкм имеет меньшую концентрацию азота, поэтому его микротвердость и прочность меньше, чем у ОМ. В итоге, именно свойствами ЗС определяется высокая прочность СС проката (предел текучести 588 МПа, выше чем у ОМ): концентрация азота в ЗС высокая, как в ОМ, а размер зерна минимальный по сравнению со всеми остальными зонами СС проката.

В ЗТВ у литой стали микротвердость также коррелирует с размером зерна – не изменяется. В отличие от СС, у литой стали размер зерна в ЗС не минимальный из всех зон, наименьший размер зерна – в МШ. С уменьшением размера зерна от ЗС к МШ в СС литой стали возрастает микротвердость этих зон СС литого металла; наибольшую микротвердость и прочность (660-745 МПа) имеет МШ. Предел текучести СС литой стали также определяется именно свойствами металла в ЗС. Он составляет 463-475 МПа, выше чем у ОМ, что коррелирует с меньшим размером зерна и более высокой микротвердостью металла в ЗС (по сравнению с ОМ).

Разрушение СС проката при испытаниях на растяжение происходило, соответственно, рядом с ЗС в менее прочном и твердом металле сварного шва, а разрушение СС литой стали происходило также рядом с ЗС, в менее прочном и твердом ОМ.

Измеренная в ОМ, ЗТВ, ЗС микротвердость и проката и литого металла азотистой аустенитной стали хорошо коррелирует с размером зерна и пределом текучести.

Делая, на основе приведенных данных, вывод о том, что предел текучести СС и проката и литого металла азотистой аустенитной стали определяется именно свойствами металла в ЗС, имеющего меньший размер зерна и более высокую микротвердость, чем ОМ, мы использовали результаты испытаний на растяжение «хороших» СС, полученных по рекомендуемой технологии, без образования большой сварочной ванны и перегрева металла в ЗТВ: для проката 45 мм – полученных с Х-образной разделкой кромок ОМ под сварку; для литой стали – полученных по технологии П. В этом случае метод измерения микротвердости в разных зонах СС дает достоверную оценку прочностных свойств.

Выводы по главе 3.

1. Получены качественные (без газовых пор и трещин), аустенитные сварные соединения с высокими прочностными свойствами, близкими к свойствам ОМ, и высокой коррозионной стойкостью:

- полуавтоматической дуговой сваркой - листового проката 20 мм стали 04X20H6Г11M2АФБ (~0,4% N) с использованием сварочных проволок: Св-09Х16Н25М6АФ (~0,15% N) и Св-10Х20Н18М3АФС (~0,25%N);

- ручной дуговой сваркой - листового проката 10 и 45 мм стали 04X20H6Г11M2АФБ с использованием сварочного электрода ЭА-868/20 (10Х19Н23Г2М5ФАТ) (~0,3% N);

- ручной дуговой сваркой в защитной газовой среде - аргоне - литой стали 05Х22АГ15Н8МФЛ, толщиной 22 мм с использованием в качестве присадки 05Х22АГ15Н8М2Ф («свое тело») (~0,57% N), Св-10Х20Н18М3АФС (~0,25% N) и Св-25Х25Н16АГ7 (~0,10% N).

Выводы по результатам исследований СС проката стали 04X20H6Г11M2АФБ (разделы 3.1 и 3.2)

2. СС проката стали 04X20H6Г11M2АФБ (толщина 10, 20, 45 мм) характеризуются тем, что:

2.1. СС проката толщиной 20 и 45 мм имеют ярко выраженную зону влияния термического цикла сварки, в которой прошли процессы рекристаллизации (первичной и собирательной), в СС проката толщиной 10 мм подобная ЗТВ отсутствует, что можно объяснить меньшим размером

сварочной ванны. Перлитоподобных феррито-нитридных структур распада в ЗТВ всех СС не обнаружено;

2.2. Во всех СС в зоне протяженностью ~ 250 мкм между ЗС и центральной зоной МШ образуются аустенитные твердые растворы переходного химического состава от ОМ до металла состава сварочной присадки, с плавным снижением концентрации Mn, и возрастанием концентрации Ni, Mo, изменением концентрации Cr. Непосредственно в области ЗС у некоторых образцов содержание Mn и Cr незначительно уменьшалось по сравнению с ОМ, не оказывая критического влияния на растворимость азота;

2.3. Наиболее высокую микротвердость металл всех СС имеет в ЗС, затем она убывает в ряду ЗТВ \rightarrow ОМ \rightarrow МШ, соответственно, при испытаниях на растяжение шейка формируется от ЗС к МШ, разрушение происходит по МШ;

2.4. СС проката 10 и 20 мм, полученные с использованием всех трех сварочных материалов, проявляют стойкость к питтинговой коррозии при поляризации в 3,5% растворе NaCl.

3. Изучали влияние химического состава сварочной присадки (09X16H25M6AФC с $\sim 0,15\%$ N, 10X20H18M3AФC с $\sim 0,25\%$ N и 10X19H23Г2M5ФАТ с $\sim 0,30\%$ N) на структурно-фазовое состояние металла шва. Показано, что аустенит металла шва в СС 04X20H6Г11M2AФБ / 09X16H25M6AФC не содержит дельта-феррита; содержит частицы χ -фазы, $Me_{23}C_6$ или Me_6C , частицы нитридов (Cr,V)N и Cr_2N , от наноразмерных до ≤ 2 мкм. В МШ соединения 04X20H6Г11M2AФБ / 10X20H18M3AФC, присутствуют те же фазы, кроме нитридов Cr_2N , однако по сравнению с первым СС выделения карбидной фазы и χ -фазы наблюдаются в значительно меньшем количестве, микропористость в ЗС минимальна или отсутствует. В МШ соединений проката 10 мм, полученных с использованием электрода состава 10X19H23Г2M5ФАТ, отмечено присутствие нитридов (Cr,V)N и частиц χ -фазы субмикронного и микронного размера.

4. Исследование механических свойств СС проката толщиной 10 и 45 мм (04X20H6Г11M2AФБ / 10X19H23Г2M5ФАТ) показало, что:

1) СС имеют высокую прочность, что может быть обусловлено выделением в них частиц нитридов MeN, являющихся препятствием для движения дислокаций, при удовлетворительной ударной вязкости;

2) поскольку при испытаниях на растяжение разрушение СС происходит по МШ, характеристики прочности и пластичности изученных СС в значительной степени определяются свойствами высокотвердого металла зоны сплавления.

5. По итогам исследований СС проката стали 04X20H6Г11M2AФБ можно сделать рекомендации, позволяющие получить СС с прочностными свойствами, близкими к таковым у ОМ, с удовлетворительными характеристиками пластичности и ударной вязкости:

- по выбору металла сварочной присадки: рекомендованы сварочная проволока 10X20H18M3AFC и электрод 10X19H23Г2М5ФАТ ввиду более однородного фазового состава МШ (отсутствия в составе МШ карбидной фазы, нитридов Cr_2N , присутствия χ – фазы в меньшем количестве);

- по выбору режима сварки: все опробованные режимы сварки отвечали рекомендованному (с учетом литературных данных) условию: Q – погонная энергия ≤ 2 кДж/мм и позволили получить качественные, высокопрочные, коррозионностойкие СС. Соответственно, рекомендуются режимы: для полуавтоматической сварки – $I=180-220$ А, $U=24-28$ В, скорость сварки 16 м/ч; для дуговой сварки – $I = 110-140$ А, $U= 24-28$ В; скорость сварки 3 м/ч, со сваркой в несколько проходов.

Выводы по результатам исследований СС литой стали 05X22АГ15Н8МФЛ

(раздел 3.3).

6. Ручная дуговая сварка литой стали 05X22АГ15Н8МФЛ (~0,6% N) толщиной 22 мм проведена: **(I) по технологии «сварка за один проход «зигзагообразным» способом», с погонной энергией 3,24 кДж/мм**, с использованием присадки 05X22АГ15Н8М2Ф («свое тело») и Св-10X20H18M3AFC; **(II) по разработанной технологии** - со сваркой в несколько проходов, с охлаждением металла СС после укладки каждого валика до комнатной температуры, с погонной энергией 0,61 кДж/мм, с использованием присадок 05X22АГ15Н8М2Ф («свое тело»), Св-10X20H18M3AFC и Св-25X25H16АГ7.

7. Технология I, ввиду большего объема сварочной ванны и большей величины погонной энергии, по сравнению с технологией II, оказывает более значительное влияние на макроструктуру и химический состав МШ, в том числе:

7.1. У СС, полученных по технологии I, по сравнению с таковыми у СС, полученных по технологии II происходят: более сильное оплавление свариваемых кромок; значительный рост зерен в ЗТВ.

7.2. При использовании присадки Св-10X20H18M3AFC с концентрацией азота, вдвое меньшей, чем в ОМ, и сварки по технологии I происходит перемешивание ОМ с металлом сварочной проволоки на всю толщину МШ в СС-I, что видно по изменению концентрации азота в МШ, которая возрастает в 1,4 раза по сравнению с таковой в сварочной присадке. Использование технологии II не приводит к полному перемешиванию, зона перемешивания ОМ с металлом проволоки у СС-II составляет ~ 1000 мкм.

8. Технология I не приводит к снижению концентрации азота в МШ СС при использовании в качестве присадки того же металла («свое тело»). Использование технологии II позволяет

сохранить в МШ практически все количество азота, находящегося в металле сварочных присадок до сварки (потери не более 0,02%).

9. Использование технологии сварки II позволяет получить при испытаниях на растяжение высокий уровень характеристик прочности, сопоставимый с уровнем ОМ, и удовлетворительный уровень пластичности, однако ударная вязкость СС, полученных по обеим технологиям (I и II), в 2,5-3 раза ниже, чем у ОМ. При этом:

9.1. Несмотря на то, что в МШ соединения, полученного по технологии I, сохраняется высокая концентрация азота, у СС-I предел текучести в 1,7-2,5 раза ниже, чем у ОМ (~380 МПа); ввиду низкой пластичности и ударной вязкости не реализуется предел прочности около 700 МПа, свойственный для литого ОМ. Технология сварки II обеспечивает предел текучести в 1,2 раза более высокий, чем у литого ОМ, что может быть связано со значительно более мелкой структурой МШ, по сравнению со структурой ОМ.

9.2. Хотя ударная вязкость СС-I и СС-II существенно ниже, чем у ОМ, полученные показатели укладываются в критериальные значения ударной вязкости трубопроводного оборудования, работающего под давлением, изломы после СС после испытаний на ударный изгиб имеют квазивязкий характер.

10. Металл шва изученных СС стали 05X22AG15H8MФЛ состоит из зерен аустенита, вытянутых в направлении теплоотода. Содержание феррита в МШ близко нулю. Не выявлено наличия σ -фазы и z-фазы, которые по данным ThermoCalc присутствуют в термодинамически равновесном состоянии для равновесного условия кристаллизации. В МШ всех СС, полученных с использованием в качестве присадки «свое тело» (05X22AG15H8MФЛ / 05X22AG15H8MФ), полученной из лабораторного металла, присутствует большое количество микронных частиц неметаллических включений; МШ в СС, полученных с использованием промышленных сварочных проволок 10X20H18M3AФС и 25X25H16AG7 содержит намного меньшее количество включений. Эти включения не влияют на уровень ударной вязкости СС.

11. Термическая обработка на твердый раствор приводит к рекристаллизации металла в ЗТВ изученных СС, и, как хорошо известно по литературным данным, повышает механические свойства и коррозионную стойкость металла СС. Однако в данной работе была изучена способность полученных СС сопротивляться коррозии в отсутствие термообработки и показано, что СС со всеми видами изученных сварочных присадок обладают высокой коррозионной стойкостью при 20 °С в растворах NaCl, в т.ч. СС-I в 20 % NaCl (испытания на общую коррозию, 2124 ч); СС-II в 3,5 % NaCl (испытания на питтинговую коррозию, 1000 ч). При испытаниях в 3,5 % NaCl: - значения потенциалов коррозии всех СС, полученных по технологии II, находятся в диапазоне минус 0,05 - 0,20 В (по н.в.э.), характерном для нержавеющей сталей в морской воде; - Коррозионные повреждения имели питтинговый характер, причем меньшие потери массы отмечены для

СС, полученных с применением более чистых по неметаллическим включениям проволок 10X20H18M3AFC и Св-25X25H16AG7; наименьшие потери - у первой проволоки, благодаря высокому содержанию Мо в металле сварочной присадки,.

12. По итогам исследований СС литой стали 05X22AG15H8MФЛ можно сделать рекомендации:

- по выбору технологии ручной дуговой сварки неплавящимся электродом: рекомендована II технология сварки, включающая следующие режимы: $I=70-100$ А, $U=8-10$ В, скорость сварки 3 м/ч.

- по выбору металла сварочной присадки: рекомендованы сварочные проволоки Св-10X20H18M3AFC и Св-25X25H16AG7.

Выводы по влиянию тепловых параметров дуговой сварки и формы разделки кромок на структуру и свойства СС (разделы 3.4 и 3.5).

13. Наличие / отсутствие ЗТВ СШ, определяемой по изменениям микроструктуры, зависит от толщины свариваемых изделий, погонной энергии Q (а если $Q \leq 2$ кДж/мм, количества сварочных циклов). В том числе: у СС проката толщиной 10 мм ЗТВ, в виде зоны рекристаллизованных зерен, не наблюдается; у всех СС толщиной 20-45 мм имелась ЗТВ (у СС проката – в виде зоны рекристаллизованных зерен, у СС литой стали в виде зоны с зернами δ -феррита, в которых произошел распад.

13. Должно выполняться условие: погонная энергия $Q \leq 2$ кДж/мм. Для свариваемых изделий толщиной ≥ 45 мм, при выполнении условия $Q \leq 2$ кДж/мм, хорошие механические свойства во всех сечениях СС обеспечивались при X-образной форме разделки кромок, тогда как при V-образной разделке СС, вырезанные из зоны с большим количеством металла электрода, проявляют неудовлетворительную пластичность и прочность.

Выводы по использованию метода измерения микротвердости разных зон СС для оценки прочностных свойств СС (раздел 3.6)

14. Уровень микротвердости металла СС проката 20-45 мм изменяется от большего к меньшему: ЗС→ЗТВ→ОМ→МШ; у СС проката 10 мм: ЗС→ЗТВ=ОМ→МШ; у СС литой стали: МШ→ЗС→ЗТВ=ОМ.

15. Измеренная в ОМ, ЗТВ, ЗС и МШ микротвердость и проката и литого металла азотистой аустенитной стали хорошо коррелирует с размером зерна, для ОМ и ЗС – с пределом текучести ОМ и СС; предел текучести СС и проката и литого металла азотистой аустенитной стали определяется свойствами металла в ЗС, имеющего меньший размер зерна и более высокую микротвердость, чем ОМ.

Глава 4. Лазерная сварка стали 05X22АГ15Н8М2Ф без использования сварочной присадки

При сварке высоколегированных коррозионностойких сталей под действием термического цикла сварки МШ и ЗТВ претерпевает фазовые и структурные превращения, свидетельствующие о достижении соответствующими участками этой зоны максимальных температур нагрева в процессе сварки и указывающие на длительность их пребывания при данных температурах [153]. В хромоникельмарганцевых сталях возможно образование σ -фазы в случае выдержки при температурах в интервале 700...800 °С, приводящее к их охрупчиванию. В связи с этим необходимо ограничивать время пребывания металла при этих температурах. Этого можно добиться применением высококонцентрированного источника энергии - лазерного пучка [154]. Его удельная плотность мощности значительно превосходит источники энергии, используемые при традиционных способах дуговой сварки плавлением. Стабильность этого процесса характеризуется временем и интенсивностью взаимодействия лазерного излучения со свариваемым материалом [155].

Легирование сталей азотом, способствуя повышению их прочности, дает возможность использовать в конструкциях элементы меньшего сечения. Для сварных соединений небольших сечений может быть рекомендована лазерная сварка, характеризующаяся высокой скоростью и низкой погонной энергией. Она позволяет обеспечивать большую глубину проплавления при малой ширине шва [32]. Это позволяет уменьшить ЗТВ, сварочные деформации и существенно повысить сопротивляемость материалов образованию горячих и холодных трещин.

В данной главе была поставлена цель – оценить возможность получить методом лазерной сварки бездефектные СС тонких сечений (толщиной 1-3 мм) аустенитной стали 05X22АГ15Н8МФ с ~0,5% N. Использовали горячекатаный лист после отжига при 1000-1050 °С и охлаждения в воде, с содержанием ~ 0,3% феррита, и пластину литой стали после отжига при 1200°С, 1 ч и охлаждения в воде, с ~ 2,86% феррита (см. марочный химический состав в табл. 3.11). Лазерную сварку выполняли встык, без сварочной присадки, по режимам IPG IRE-Polus (иттербиевый волоконный лазер): мощность $P = 1 \dots 6$, кВт; скорость сварки $V_{св} = 1 \dots 7$ м/мин, заглубление фокуса от поверхности +3 ... -3 мм.

Известно, что ширина шва и глубина проплавления обратно пропорциональны скорости сварки. В зависимости от этих параметров ширина полученных в данной работе лазерной сваркой швов варьировалась от 350 до 1200 мкм (см. рис. 4.1). Микроструктуры ОМ, МШ и ЗС сварных соединений стали в горячекатаном и литом состояниях представлены на рис. 4.2. Сварные соединения изученных сталей характеризуются наличием в центральной части МШ четкой

вертикальной линии стыковки дендритов (размером от ~5 до 150 ± 30 мкм) каждой из двух половин СС; особенно это заметно для СС горячекатаного металла (рис. 4.2, а).

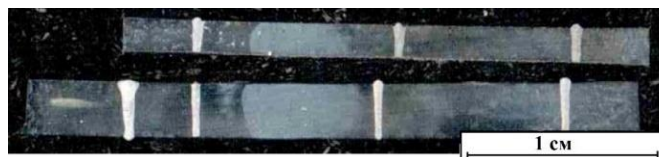


Рис. 4.1 - Общий вид полученных СС в поперечном сечении.

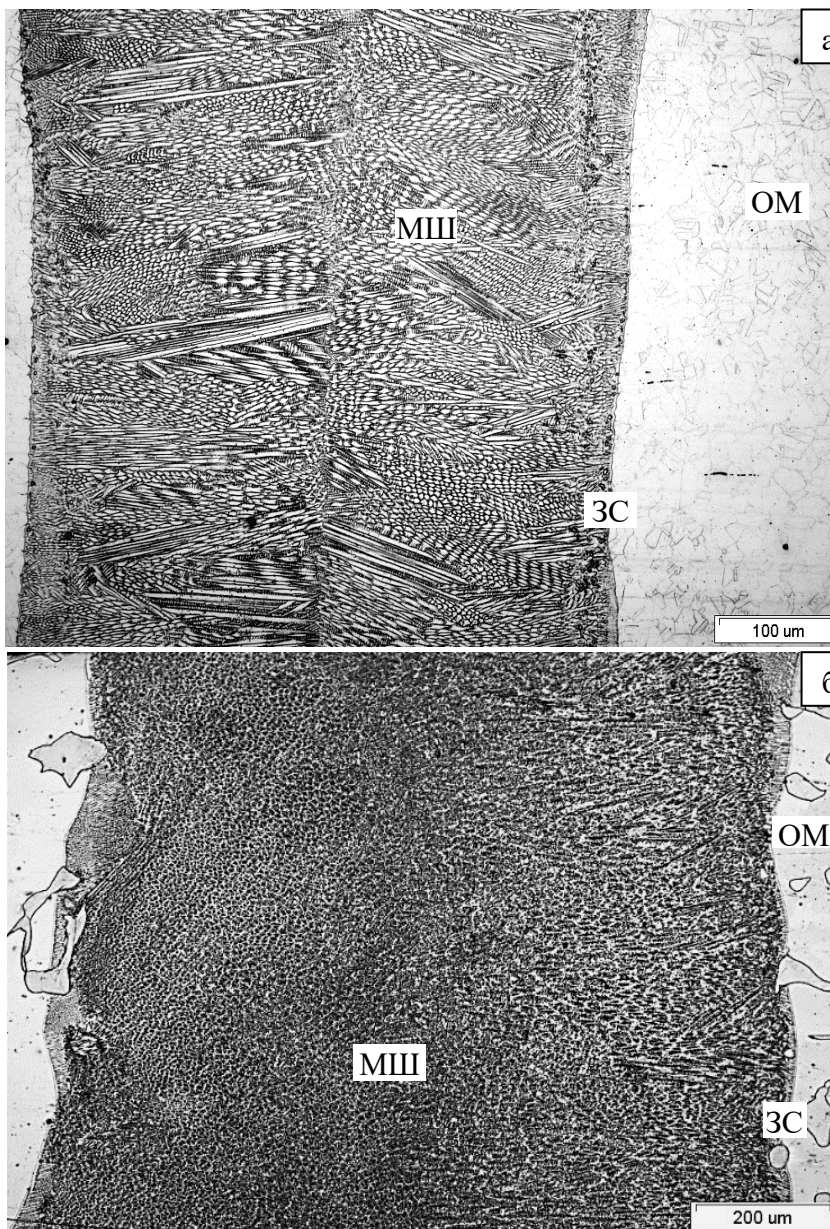


Рис. 4.2 - Микроструктура сварных соединений стали 05X22AG15H8MФ:

а – СС горячекатаного листа; б – СС литой стали.

Во всех изученных СС микроструктура основного металла рядом с ЗС (т.е. в зонах термического влияния МШ) не отличалась от микроструктуры ОМ, не подвергнутого тепловому воздействию сварочного цикла.

Выше уже отмечалось, что при сварке высокомарганцовистых азотсодержащих сталей в МШ может снижаться концентрация марганца – второго элемента (после хрома) по интенсивности влияния на растворимость азота в твердых растворах на основе железа, что может вызывать снижение предельной концентрации азота, который может быть усвоен таким твердым раствором без образования газовых пор и трещин [38]. Для установления влияния процесса лазерной стыковой сварки на изменение концентраций легирующих элементов в МШ провели исследование методом локального МРСА сварного соединения горячекатаной стали. Сравнивали содержание основных металлических легирующих элементов в МШ и ОМ горячекатаной стали (рис. 4.3, таблица 4.1), а также данные фракционного газового анализа содержания азота в этих зонах.

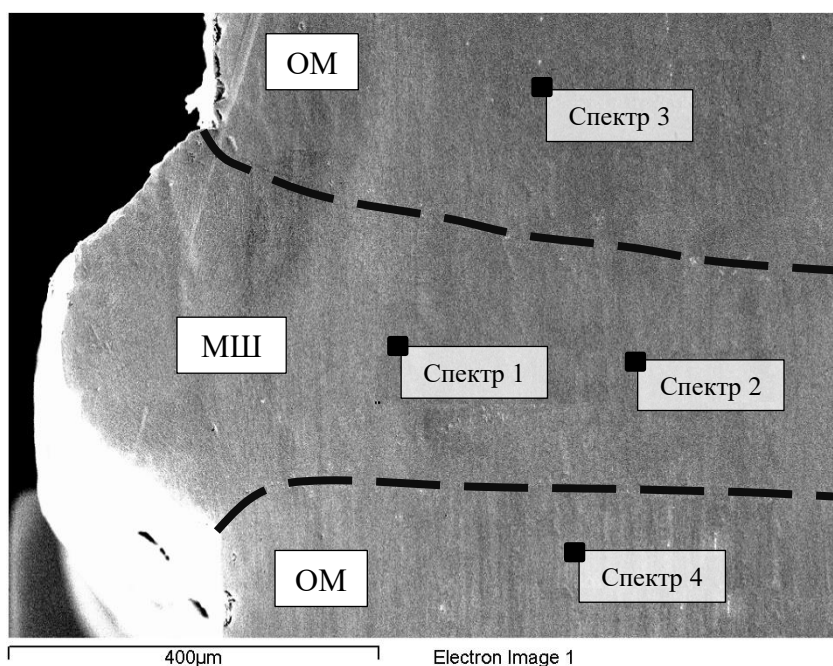


Рис. 4.3 - Общий вид сварного соединения горячекатаной аустенитной стали при МРСА.

В ОМ содержание основных легирующих элементов соответствует марочному составу стали 05X22AG15H8MФ. В МШ наблюдается незначительное снижение концентрации Mn (в среднем 14,5% против 15,3% в ОМ), содержание остальных легирующих элементов практически не отличается от содержания таковых в ОМ. Были проведены термодинамические расчёты предельного содержания азота в жидкой фазе в МШ и ОМ с содержанием основных легирующих элементов согласно данным МРСА. Предельную растворимость азота [N] в стандартных условиях определяли по формуле (4) [156] (см. стр. 52).

Результаты расчета предельной растворимости азота приведены в таблице 4.1, в том числе – с поправкой на принятый в металлургической практике коэффициент композиционной устойчивости – K_y . Он представляет собой отношение максимально возможного содержания азота в твердом плотном металле без дефектов кристаллизационного характера к пределу растворимости в стандартных условиях. Для аустенитных Cr-Ni сталей величина $K_y = 0,78$ определена

экспериментально [156]. K_y отражает распределение азота между жидкой и твердой фазой. Растворимость азота в γ -твердом растворе на основе железа может достигать 1,35%, а в α -твердом растворе при 1250°C она составляет ~0,02% [157]. При кристаллизации с фазовым превращением $\gamma \rightarrow \alpha$ распределение азота будет пропорционально количественному отношению γ/α (коэффициент распределения азота между жидкой и твердой фазой будет <1) и содержание азота в твердом металле будет ниже его содержания в расплаве.

Меньшее (на ~ 0,8 %), чем в ОМ количество марганца в МШ не является критичным для растворимости азота в твердом растворе металла шва: рассчитанные значения предельной растворимости азота в зонах ОМ и МШ (таблица 4.1) весьма близки, условий для образования газовых пор нет. Исследования микроструктуры МШ методами световой оптической и электронной микроскопии подтвердили их отсутствие. По данным газового фракционного анализа металла СС горячекатаной стали концентрация азота в ОМ составляет $0,47 \pm 0,01\%$, а в МШ 0,39%. Снижение концентрации азота на 0,08% больше, чем это может быть обусловлено снижением концентрации марганца в МШ.

Таблица 4.1 - Содержание основных легирующих элементов в металле СС по данным МРСА и расчетная, по формуле (4) предельная растворимость азота [N] в металле указанного состава в стандартных условиях, масс. %.

Спектр	C	Si	V	Cr	Mn	Ni	Mo	Область	Предельная растворимость азота [N], % масс.	[N]* K_y , %
Спектр 1	0,04	0,35	0,22	22,23	13,88	7,46	1,45	МШ	0,76	0,59
Спектр 2	0,04	0,39	0,35	22,55	14,61	7,35	1,87		0,78	0,60
Среднее, по данным восьми измерений	0,04	0,48	0,15	22,85	14,31	7,19	1,22		0,79	0,62
Спектр 3	0,05	0,49	0,13	22,39	15,42	7,70	1,36	ОМ	0,82	0,64
Спектр 4	0,04	0,39	0,21	22,52	15,21	7,88	1,66		0,84	0,65

Измерения микротвердости по Виккерсу на сварных образцах горячекатаной стали показали, что средняя (по данным 20 замеров) микротвердость ОМ составляет $329 \pm 10,2$, а микротвердость МШ – $324 \pm 12,74$. Для СС литой стали были получены закономерно несколько более низкие значения: ОМ - $312 \pm 29,7$, МШ - $318 \pm 24,52$. Основываясь на результатах измерений микротвердости можно было полагать, что прочность СС будет близкой к прочности основного металла. Были проведены испытания на растяжение плоских образцов со сварными соединениями в центре рабочей части (рис. 4.4), изготовленных из СС горячекатаных пластин и пластин,

вырезанных из литого металла, толщиной 3 мм. Полученные прочностные характеристики сравнивали с таковыми для основного (не сварного) металла горячекатаной и литой стали (см. табл. 4.2). На испытанных образцах металлографическим методом выявляли область СС, в которой произошло разрушение образца, выделяя зоны МШ, ЗС, ЗТВ, ОМ (см. табл.4.2).

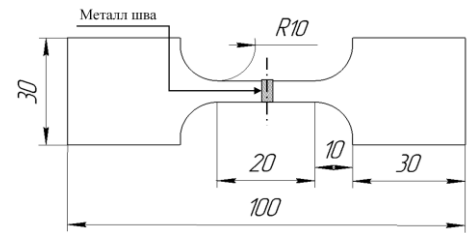


Рис. 4.4 - Чертеж разрывного образца СС

Таблица 4.2 - Механические свойства при растяжении при 20 °С образцов сварных соединений и основного металла (не сварных образцов литой стали).

№ образца Среднее	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	Зона образца, где произошел разрыв
СС горячекатаной стали (плоские образцы, без обработки кромок)					
2	346	901	28	16	ЗС
3	374	941	34	12	ЗС
4	367	906	30	23	ЗС
5	414	908	31	21	ЗТВ *
Среднее	375±24,63	914±15,8	31±2,17	18±4,3	
1	298	951	42	18	МШ
6	373	889	30	15	МШ
Среднее	336±37,5	920±31	36±6	17±1,5	
СС литой стали (плоские образцы, без обработки кромок)					
8	295	614	47	32	ОМ
9	331	699	53	49	ОМ
10	298	678	54	55	ОМ
Среднее	308±16,31	657±42,5	51±3,09	45±9,74	
7	287	668	49	31	ЗС
12	267	515	19	25	ЗС
13	266	689	51	49	ЗС
14	250	627	37	33	ЗС
Среднее	268±13,12	625±67,17	39±12,73	35±8,87	
Литая сталь (плоские не сварные образцы)					
1	354	654	49	23	С обработкой кромок
2	356	645	48	43	
среднее	355±1	650±4,5	49±0,5	33±10	
3	333	649	48	41	Без обработки кромок
4	308	646	46	49	
среднее	321±12,5	648±1,5	47±1	45±4	

* Поскольку в изученных СС фактически отсутствует ЗТВ металла шва, понимаемая как область ОМ, примыкающая к МШ, в которой под воздействием термического цикла сварки произошли изменения структуры и фазового состава, для случаев, когда в табл. 4.2 и 4.3 указано, что зона разрушения – «ЗТВ», имели в виду область ОМ, примыкающую к МШ, но не отличающуюся от остального ОМ по структуре и фазовому составу.

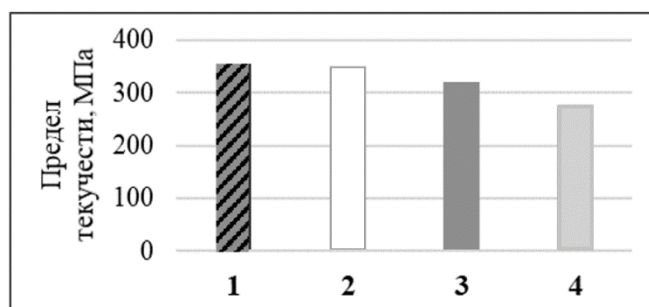
Комментируя результаты испытаний на растяжение, приведенные в таблице 4.2, можно отметить следующее.

Разрушение полученных лазерной стыковой сваркой образцов СС горячекатаной стали происходило в МШ, либо на границе МШ и ОМ (таблица 4.2). Предел прочности этих зон СС проката имеет величину ~ 900 МПа, характерную для не сварных образцов этой стали после горячей пластической деформации и кратковременного отжига при 1000-1050 °С с охлаждением в воде [40]. Т.е. по уровню предела прочности фактически наблюдается равная прочность СС и ОМ. Это коррелирует с результатами измерений микротвердости: уровень микротвердости ОМ и МШ для изученных СС различается незначительно, как для образцов горячекатаной, так и литой стали. В то же время предел текучести СС горячекатаных образцов, особенно разрушенных в зоне МШ) находится на уровне, присущем литому состоянию упрочненной азотом стали (см. свойства не сварных образцов литой стали в таблице 4.2).

Разрушение образцов СС литой стали происходило и в ОМ и по ЗС (таблица 4.2). Образцы, разрушенные в зоне ОМ, закономерно имели уровень прочности такой же, как у образцов литого не сварного металла (~ 650 МПа). Несколько меньшие значения предела прочности и предела текучести среди образцов СС литой стали имели образцы, разрушенные по ЗС. Предел текучести образцов СС, разрушенных по ЗС, в среднем на ~ 40 МПа ниже, чем у аналогичных образцов, изготовленных из литого не сварного металла. Это может быть обусловлено как влиянием текстуры металла МШ, так и на $\sim 0,09\%$ более низкой концентрацией азота в МШ.

При испытаниях образцов литого не сварного металла (ОМ) также сравнили свойства образцов с обработанными кромками (заглаженными шлифовкой) и не обработанными. Эти испытания показали, что плоские образцы ОМ с не заглаженными кромками имеют несколько более низкий предел текучести, чем у образцов с обработанными кромками (рис. 4.5). Пластичность СС литого металла снижалась, по сравнению с таковой у ОМ, незначительно.

Рис. 4.5 - Предел текучести плоских образцов из СС и основного металла для горячекатаной и литой стали: 1, 3 – ОМ литой (▨) - образец с обработанными кромками); 2, 4 - СС лазерной сваркой горячекатаной и литой стали, соответственно



В литературе имеются данные сравнения уровня прочностных характеристик испытанных на растяжение сварных и не сварных образцов горячекатаной стали 05X22AГ15Н8М2Ф в исходном состоянии и после обработки на твердый раствор (закалка от 1100°С), при формировании СС с использованием сварочной присадки из того же металла (05X22AГ15Н8М2Ф) [40]. В работе [40]

на цилиндрических образцах горячекованой стали, с диаметром рабочей части 5 мм, было установлено, что все сварные образцы (независимо от того, были это кованные сварные образцы, либо кованные и закаленные до и/или после сварки) имеют предел текучести около 450 МПа и предел прочности около 800 МПа. В настоящей работе испытанные плоские образцы СС горячекатаной стали, полученные лазерной сваркой, имели предел текучести от 298 МПа (min) до 414 (max), при пределе прочности несколько выше 800 МПа.

Исследование изломов сварных образцов горячекатаной стали с использованием РЭМ показало, что разрушение сварных соединений проката имеет смешанный характер: хрупкое – вязкое – межзеренное (рис. 4.6 а, б). Трещины зарождались на острой кромке образцов и распространялись вглубь, с образованием вязкой зоны долома в центре образца. В изломах наблюдали и внутризеренные и межзеренные разрушения. Исследования методом РЭМ изломов образцов, разрушенных по МШ, подтвердили, что сварочные трещины и газовые поры в МШ проката отсутствуют. Разрушение сварных соединений плоских образцов литого металла также начиналось с острых кромок образцов, изломы в зоне долома имели вязкий, ямочный характер (рис. 4.6 в).

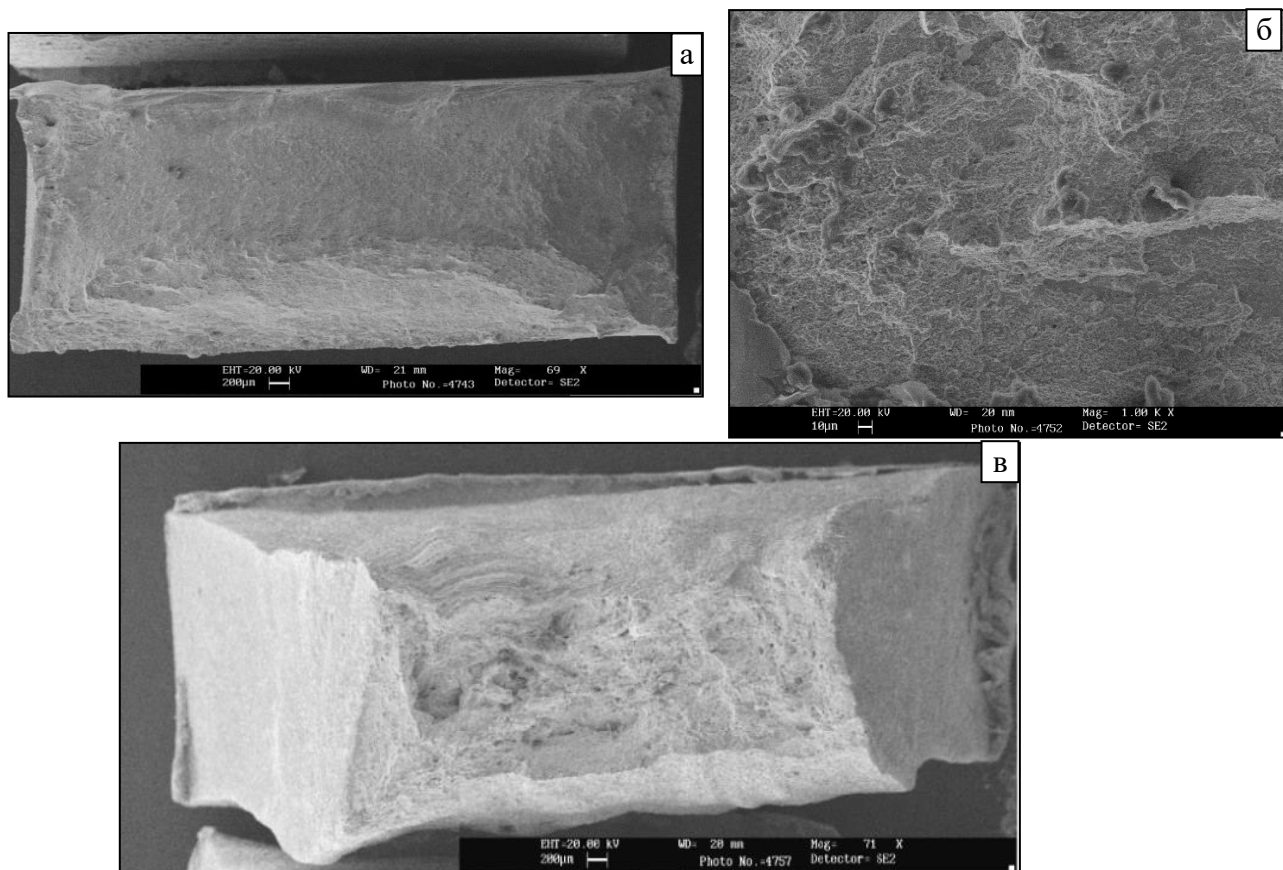


Рис. 4.6 – Вид изломов: а) и б) СС горячекатаной стали; в) СС литой стали.

Проведенные в «ИРЭ-Полнос» исследования [158] напряженного состояния полученных в данной работе СС показали, что после лазерной сварки происходит увеличение внутренних напряжений (от исходных значений в ОМ) на 8%, что объясняется особенностями формирования

структуры при кристаллизации в условиях лазерной сварки. По данным [159] увеличение скорости сварки может эффективно уменьшить концентрацию термических остаточных напряжений.

Обсуждая результаты проведенных исследований полученных лазерной сваркой СС аустенитной азотсодержащей Cr-Ni-Mn-Mo-N стали с высоким содержанием Mn и 0,5%N можно также отметить следующее. В работе [38], посвященной исследованию структуры и свойств полученных ручной аргодуговой сваркой СС аустенитных Cr-Mn-N сталей (0,08-0,12%С – 18-19%Cr – 10-18%Mn – 0,5-0,6%N) с использованием как не содержащих азота сварочных присадок, так и с присадкой с содержанием азота 0,38%, указано, что в зоне МШ наблюдается неоднородность механических свойств в связи с уменьшением содержания азота в материале шва, и дается рекомендация использовать азотсодержащую присадку. Авторы [38] подчеркивают, что без соблюдения определенной технологии (низкая мощность сварочной дуги, малые размеры жидкой ванны) могут возникнуть проблемы с образованием пор, снижением прочности. В работе [15] отмечается, что ключевые вопросы сварки плавлением высокоазотистых сталей – как сохранить концентрацию азота в МШ, воспрепятствовать образованию газовых пузырей (bubbles) и предотвратить образование выделений. При лазерной сварке, чтобы уменьшить пористость МШ, рекомендуется обеспечивать пониженную погонную энергию и высокую глубину проплавления, уменьшать площадь поперечного сечения МШ [160]. Автор [161] приводит результаты исследований по лазерной сварке проплавлением стали 21-6-9 (с 0,08%С – 19-21%Cr – 8-10%Mn – 5,5-7,5%Ni-0,2-0,4%N). Отмечено снижение концентрации азота с 0,3% в ОМ до 0,25% в зоне проплавленного металла. Эти потери максимальны в области наплавленного валика. В работе [162] во время лазерной сварки на низких скоростях наблюдали повышенную потерю марганца в сталях типа 21-6-9 с содержанием азота ~0,3%, из-за большей площади поверхности МШ. Лазерная сварка стали 18Cr-12Mn с -0,6%N также показала, что при более низких скоростях сварки происходит повышенная потеря азота [163]. В то же время в работе [161] получены данные, свидетельствующие, что при повышенных скоростях сварки (свыше 70 дюймов в минуту) в МШ появились поры. В работе [161] в числе прочих был сделан вывод, что при надлежащем подборе параметров сварки для стали 21-6-9 возможно получение бездефектных СС. Используемые в настоящей работе для получения СС исследований Cr-Ni-Mn-Mo-N стали 21-8-15 с 0,5%N параметры процесса лазерной сварки – мощность, скорость сварки и заглублиение фокуса – были таковы, что позволили избежать порообразования и значительной потери марганца и азота (последняя могла бы привести к появлению феррита в сварном шве).

Выводы по главе 4

1. Изучены СС аустенитной стали (0,05%С – 21-22%Cr – 15%Mn – 8%Ni-1-2%Mo - 0,2-0,5%N) горячекатаной тонколистовой и литой, полученные методом лазерной сварки встык, без сварочной присадки, с зазором < 25 мкм, иттербиевым волоконным лазером (разработка IPG IRE-

Polus). Получены СС с шириной МШ от 350 до 1200 μm , без газовых пор и микротрещин, не содержащие видимых включений феррита и σ -фазы, с дендритами шириной от ~ 5 до 150 мкм, вытянутыми в направлении теплоотода.

2. По критериям отсутствия дефектов МШ (поры, трещины) все опробованные режимы сварки (мощность $P = 1 \dots 6$, кВт; скорость сварки $V_{\text{св}} = 1 \dots 7$ м/мин, заглубление фокуса от поверхности $+3 \dots -3$ мм) признаны пригодными.

3. В МШ полученных лазерной сваркой СС содержание Cr, Ni, Si, V сохраняется на уровне ОМ, наблюдается незначительное снижение концентрации Mn (на $\sim 0,8\%$), а также снижение концентрации азота на $\sim 0,08\%$ (что больше, чем это может быть обусловлено снижением концентрации марганца в МШ).

4. Полученные лазерной сваркой СС проката и литой стали по величине предела прочности можно считать равнопрочными основному металлу, что коррелирует с данными измерений микротвердости ОМ и МШ. Предел текучести изученных СС в целом находится на уровне, присущем литому состоянию упрочненной азотом стали изученной марки; он также зависит от зоны, в которой происходило образование шейки и разрушение. У образцов горячекатаной стали, разрушенных по ЗС и ЗТВ, он составляет $375 \pm 24,63$. У образцов литой стали, разрушенных по ЗС, он на ~ 40 МПа ниже, чем для образцов, разрушенных по ОМ, имеющих $\sigma_{0,2} = 308 \pm 16,31$ МПа. Снижение предела текучести МШ может быть обусловлено как текстурой литого металла в зоне МШ, так и несколько более низкой концентрацией азота в МШ.

5. Разрушение сварных соединений проката имеет смешанный характер: хрупкое – вязкое – межзеренное. Острые края плоских образцов являются концентраторами напряжений, на которых зарождаются трещины.

6. В целом, проведенные эксперименты показали возможность получения методом стыковой лазерной сварки, без сварочной присадки, бездефектных (без пор и трещин) СС горячекатаной тонколистовой и литой аустенитной стали ($0,05\%C - 21-22\%Cr - 15\%Mn - 8\%Ni - 1-2\%Mo - 0,2-0,5\%N$), с уровнем механических свойств более высоким, чем у традиционных аустенитных сталей, не содержащих азота.

Глава 5. Механическая тепловая правка

В результате термических напряжений и усадочных эффектов возможно коробление СС. В тех случаях, когда в сварных соединениях из-за остаточных деформаций и внутренних напряжений происходит изменение формы и размеров сварных узлов, необходима разработка способов их исправления [164]. Для этой цели возможно использование механической тепловой правки (МТП) деформированных сварных соединений. Ниже приведены результаты эксперимента по устранению коробления азотосодержащей стали данным способом⁹.

Горячекатаный листовой прокат стали 04Х20Н6Г11М2АФБ толщиной 10 мм, после термической обработки при температуре 1200°С, сваривали РДС с использованием электрода марки ЭА-868/20 (см. химический состав ОМ и металла электрода - 10Х19Н23Г2М5ФАТ - в таблице 3.10, режимы сварки - в табл. 3.11). В результате коробления, вызванного остаточными внутренними напряжениями после сварки, в результате неравномерного отвода тепла при охлаждении, ряд СС листового проката утратили плоскостность; отклонение составляло до 3°. При МТП СС (пластины 200×150 мм) нагревали горелкой (100°С за 2-3 минуты) до температур 200, 300, 400, 500 и 600°С ±10°, а затем осуществляли механическое воздействие. Исследовали микроструктуру, химический и фазовый состав, механические свойства вырезанных участков СС после МТП в сравнении со свойствами металла СС без правки для определения оптимального режима проведения механической тепловой правки [165].

При температурах свыше 400 °С в Cr-Ni-Mn-N с содержанием азота 0,4-0,5% сталях подобного рода происходят процессы зарождения и роста частиц избыточных фаз (прежде всего - нитридов, карбонитридов). Однако небольшая длительность нагрева металла СС до заданных температур МТП и пребывания при этих температурах в процессе МТП должны были предотвратить появление в структуре стали, в т.ч. на границах зерен, сколь-нибудь значимого для ухудшения механических свойств количества частиц избыточных фаз. Исследования методами световой и оптической микроскопии не выявили отличий в структурно-фазовом состоянии СС без тепловой правки и СС после МТП (см. рис. 5.1, 5.2). МШ всех СС представляет собой крупнозернистый аустенит, зерна вытянуты в направлении теплоотвода. Пористости и горячих трещин в исходном металле не обнаружено; трещины в СС отсутствовали и после МТП. Благодаря проведению правки металла в нагретом состоянии отсутствуют признаки деформации (двойники деформации, полосы сдвига). Ввиду стабильности аустенита ОМ и электрода, слабой степени деформации, необходимой при МТП для исправления кривизны СС, ферритометрия и микроструктурные исследования не выявили в металле признаков появления мартенсита деформации вследствие деформационного воздействия.

⁹ Сварку и МТП проводили в НИЦ «Курчатовский институт - ЦНИИ КМ «Прометей»», исследования – в ИМЕТ РАН.

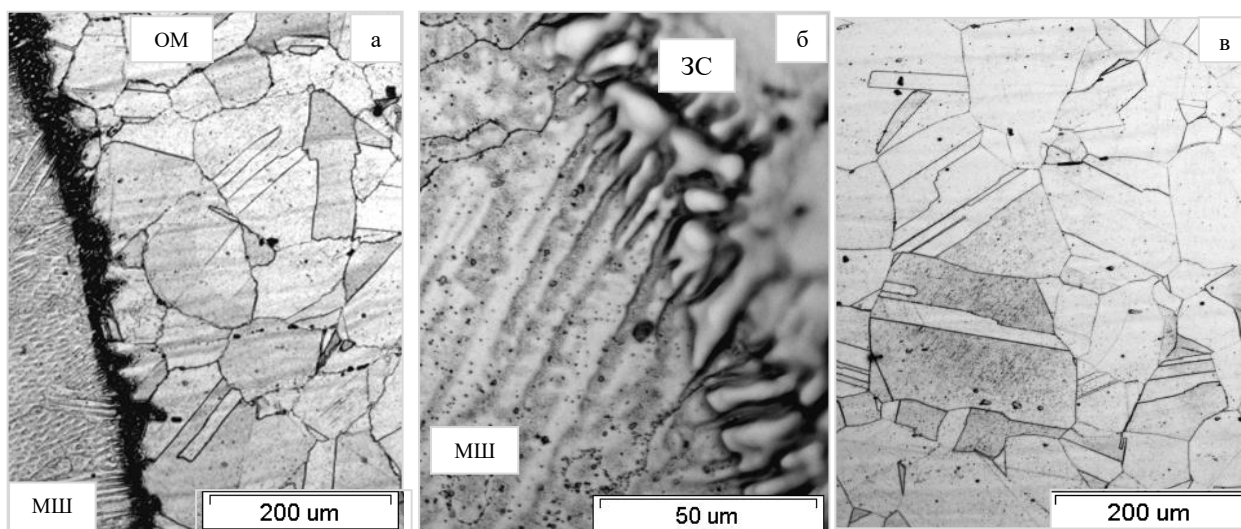


Рис. 5.1 — Микроструктура ОМ (стали 04Х20Н6Г11М2АФБ) СС проката 10 мм в отсутствие МТП:

а, б - МШ, 3С, 3ТВ; в - ОМ в 30 мм от МШ.

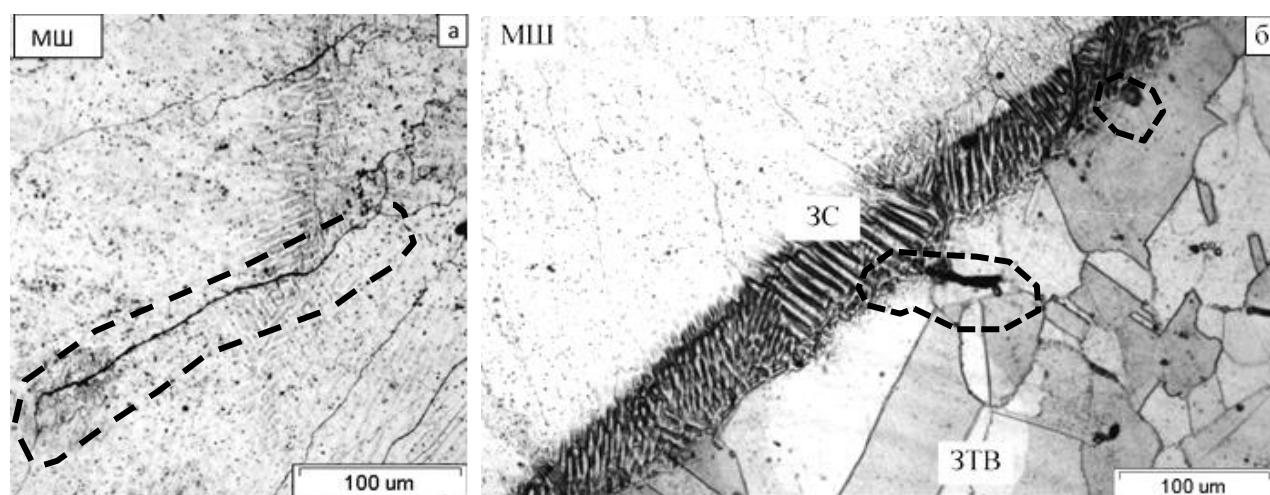
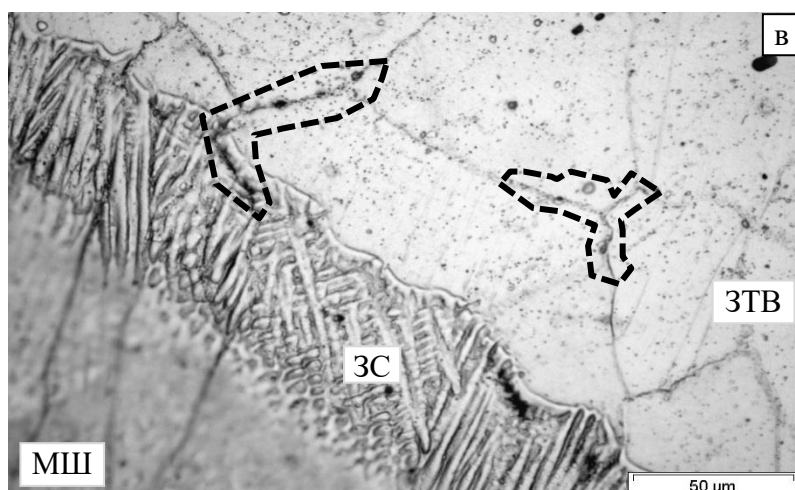


Рис. 5.2 - Микроструктура разных зон СС после МТП:

а, б - при 400 °С; в - при 600 °С.

Выделены неблагоприятные элементы (микротрещина (?) на рис.а, артефакты (частицы?) на рис.б; микронные частицы включений на границах зерен и в теле зерна на рис.в).



На рис. 5.2. со структурой СС после МТП при 400 и 600 °С выделены участки с неблагоприятными элементами микроструктуры, в т.ч. частицами включений на границах зерен и в теле

зерна. Однако подобные участки имеются и в металле до МТП (см. рис.5.1, а). На рис.5.2,а в поле зрения попала вероятная микротрещина по границе зерна в МШ после МТП при 400°C.

Химический состав металла и различных структурных элементов СС проката 10 мм стали 04Х20Н6Г11М2АФБ был подробно изучен в разделе 3. Для уточнения природы частиц избыточных фаз в СС после МТП были предприняты исследования методом сканирующей электронной микроскопии микроструктуры СС после МТП при наиболее высокой температуре - 600 °С - после непродолжительного (не более 3 с) химического травления. На рис. 5.3 представлены изображения общего вида ОМ (а), ЗС (б) и МШ (в) после МТП при 600 °С. Отличий от микроструктуры СС без правки (см. рис.3.15 и рис. 5.1.), в том числе микротрещин и дополнительно появившихся выделений частиц избыточных фаз выявлено не было.

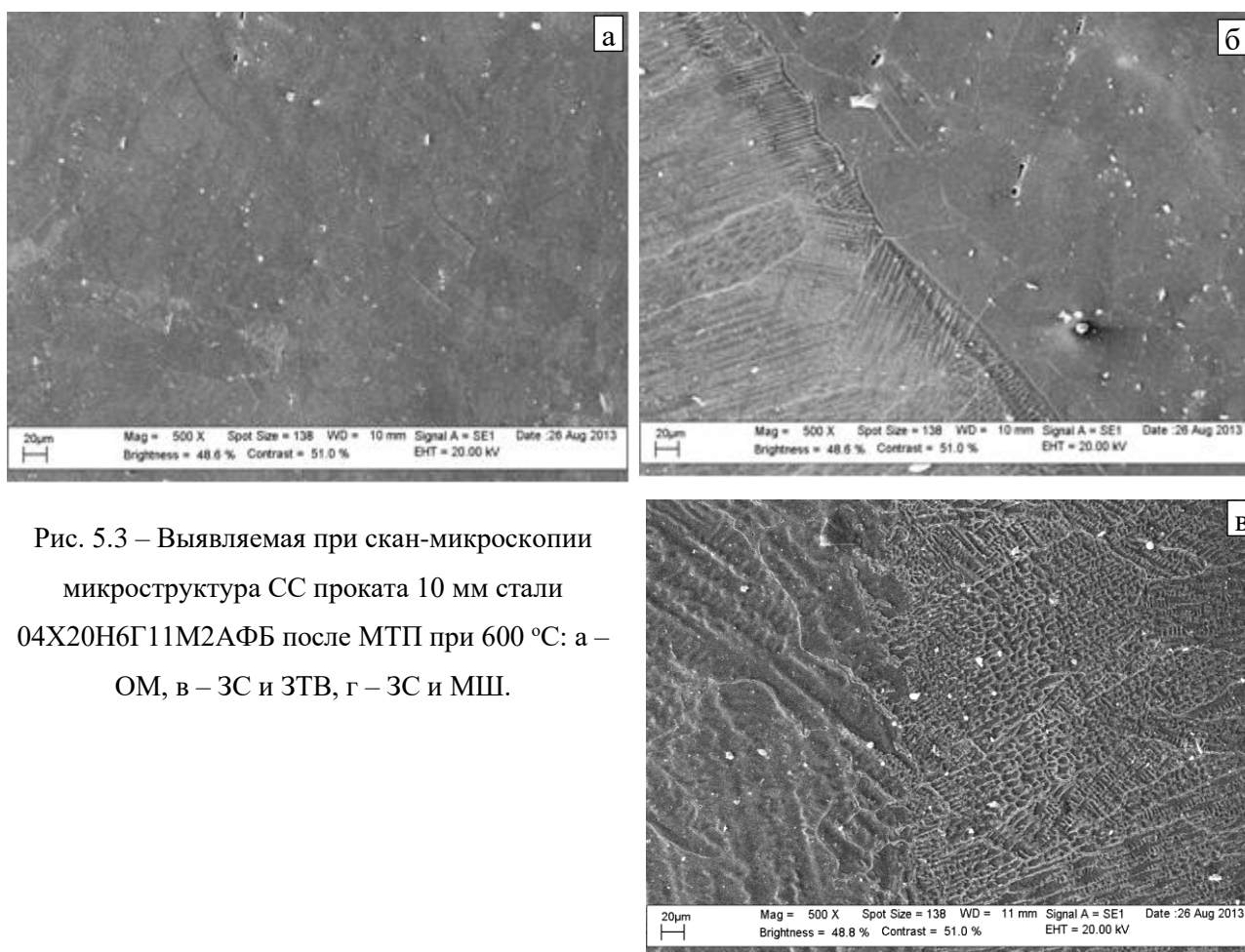


Рис. 5.3 – Выявляемая при скан-микроскопии микроструктура СС проката 10 мм стали 04Х20Н6Г11М2АФБ после МТП при 600 °С: а – ОМ, в – ЗС и ЗТВ, г – ЗС и МШ.

Видимые на скан-изображениях микроструктуры на рис.5.3. светлые частицы включений представляют собой, по данным МРСА, алюмосиликаты кальция см. рис. 5.4. В микроструктуре ОМ обнаружены включения, содержащие в своем составе алюминий, кремний, кальций и до ~9 % молибдена (рис. 5.4). Предположительно это χ -фаза, выделившаяся на алюмосиликатах кальция. В разделе 3.2 при изучении методом тонкой структуры СС она также была обнаружена (рис. 3.16-3.19), поэтому приписать наличие этих частиц воздействию механической тепловой правки вряд ли возможно.

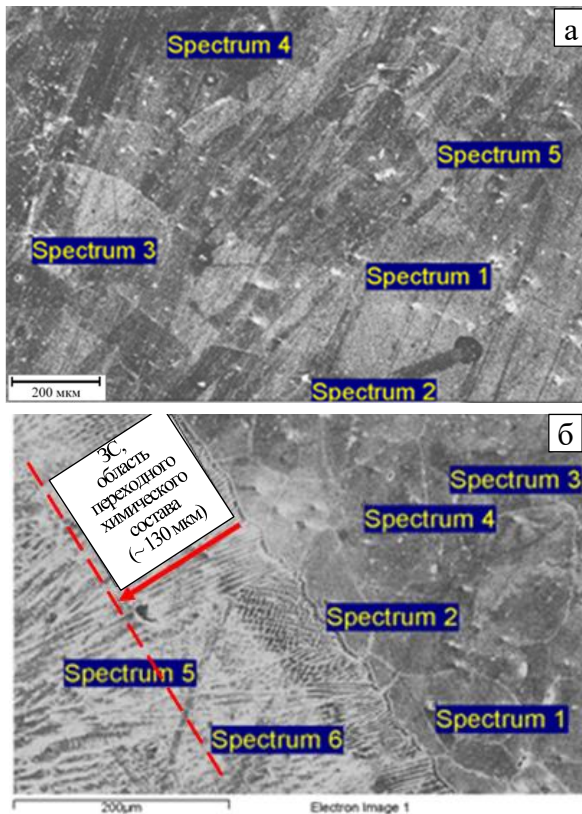


Рис. 5.4 – Результаты МРСА СС «04Х20Н6Г11М2АФБ / 10Х19Н2ЗГ2М5ФАТ» на участках с включениями, после МТП при 600 °С: а – ОМ, б - МШ, ЗС и ЗТВ.

№ спектра	Al	Si	Ca	Ti	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Total	Зона СС
1	8.8		19.9		13.6	7.0	44.7	4.4	1.7	100	ОМ
2			0.4		20.8	10.7	59.2	7.3	1.5	100	
3	6.6	21.1	21.7	1.9	8.3	4.6	26.4		9.4	100	
4					19.5	10.7	62.6	6.6	0.7	100	
5					20.4	10.0	61.2	7.2	1.3	100	

№ спектра	Al	Si	Ca	V	Cr	Mn	Fe	Ni	Mo	Total	Зона СС
1			1.5		19.9	10.9	60.6	7.1		100	ЗТВ
2	11.0	38.6	7.24		7.3	4.0	21.0	2.1	9.0	100	
3					19.8	10.9	60.9	7.5	1.0	100	
4					20.2	11.0	61.4	6.4	1.0	100	
5		0.6		1.0	18.7	4.4	51.1	20.1	4.1	100	МШ
6				1.3	19.7	5.0	50.9	18.6	4.6	100	

Сравнивали механические свойства СС проката 10 мм «04Х20Н6Г11М2АФБ / 10Х19Н2ЗГ2М5ФАТ» до и после МТП. В отсутствие МТП металл СС является равнопрочным с ОМ, уступая ему по ударной вязкости (табл. 5.1). После МТП при 200 °С сталь СС имеет повышенный, по сравнению с ОМ, предел текучести и более низкие характеристики пластичности, при хорошей ударной вязкости. После правки при 300-600 °С характеристики прочности находятся в диапазоне: $\sigma_{0,2} = 517-535$ МПа, $\sigma_B = 853-867$ МПа; характеристики пластичности в диапазоне: $\delta = 47-53\%$, $\psi = 53-60\%$. Однако ударная вязкость исследованных образцов после МТП при 300 и 400 °С низкая, 0,6-0,7 МДж/м². По итогам испытаний на ударный изгиб можно рекомендовать тепловую правку либо при 200 °С, либо при 600 °С.

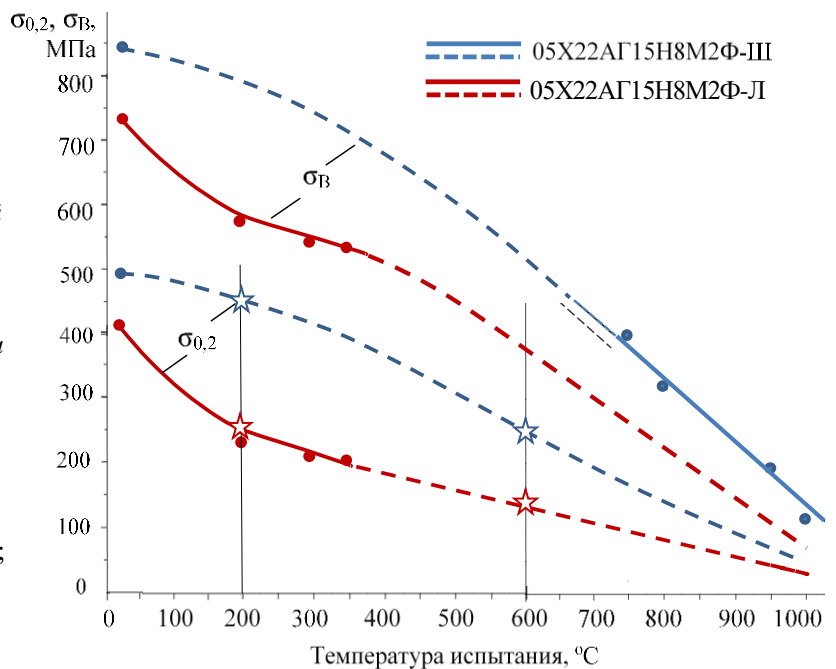
Таблица 5.1 - Механические свойства при 20 °С образцов, вырезанных из СС, 10 мм, до и после МТП.

Вид металла и температура МТП	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
Основной металл (ГП)	505	848	53	57	3,03*
СС без правки	516	853	52	59	1,18
СС + МТП 200 °С	573	837	24	20	2,1
СС + МТП 300 °С	536	864	50	56	0,73
СС + МТП 400 °С	517	855	52	57	0,61
СС + МТП 500 °С	535	861	49	57	1,05
СС + МТП 600 °С	528	856	51	57	1,08

* Образцы не разрушились.

Специальная оценка влияния температуры на прочность и технологическую пластичность стали 04X20H6Г11M2АФБ не проводилась. Тем не менее можно принять к рассмотрению имеющиеся данные по влиянию температуры испытаний на растяжение на механические свойства близких по химическому составу к стали 04X20H6Г11M2АФБ деформируемой стали 05X22АГ15Н8М2Ф-Ш и литой 05X22АГ15Н8М2Ф-Л с 0,5% азота (см.рис.5.5). Этот металл, обработанный на твердый раствор, имел при +20 °С предел прочности ~850 МПа и предел текучести ~500 МПа в поковке и ~740 и ~410 МПа в отливке, соответственно. Исходя из тенденции изменения предела прочности для стали 05X22АГ15Н8М2Ф-Ш и других имеющихся данных по прочностным свойствам на рис.5.5, было спрогнозировано изменение предела текучести при повышении температуры испытаний на растяжение, для деформированного и для литого металла этой стали. Согласно расчету по формуле М. Шпайделя ($\sigma_B = 500 + 500\sqrt{N}$) сталь 05X22АГ15Н8М2Ф-Ш с 0,5%N после обработки на твердый раствор должна иметь $\sigma_B = 854$ МПа, сталь 04X20H6Г11M2АФБ с ~0,45%N – $\sigma_B = 835$ МПа. По факту обе стали оказались равнопрочны при +20°С. С учетом этого для стали 04X20H6Г11M2АФБ с ~0,45%N использовали результаты оценки предела текучести в интервале температур 200...600°С, спрогнозированные для стали 05X22АГ15Н8М2Ф в деформированном и литом состояниях (рис.5.5).

Рис.5.5. Влияние температуры испытаний на растяжение на прочность аустенитных сталей с 0,5%N: 05X22АГ15Н8М2Ф-Ш (поковка 80 мм после закалки на твердый раствор, данные из отчета В.М. Блинова, М.В. Костиной) и 05X22АГ15Н8М2Ф-Л, после закалки на твердый раствор (данные С.О. Мурадяна [131]). Прогноз предела текучести в интервале температур 200...600°С:
 ☆---☆ - для деформированной стали;
 ☆---☆ - для литой стали



Исходя из представленного на рис.5.5 прогноза, предел текучести стали 04X20H6Г11M2АФБ в интервале температур 200...600 °С может меняться для проката в интервале от 475 до 275 МПа. Соответственно, проведение МТП при 200 °С требовало для исправления кривизны СС приложения значительных усилий; данная температура МТП недостаточна для снятия наклепа от правки, поэтому СС после МТП имеет предел текучести на ~ 70 МПа выше, чем ОМ стали 04X20H6Г11M2АФБ.

Из табл. 5.2 видно, что проведение МТП не влияет на отмеченную выше (раздел 3.6) для всех СС листового проката стали 04Х20Н6Г11М2АФБ закономерность изменения микротвердости:

- металл СС имеет минимальную микротвердость в МШ;
- наиболее высокая микротвёрдость присуща металлу в ЗС (имеющая переходный химический состав между ОМ и металлом расходуемого сварочного электрода и дендритно-ячеистую структуру с расстоянием между ветвями второго порядка 2-3 мкм);
- металл в ЗТВ имеет промежуточные значения микротвердости между ЗС и ОМ.

Проведение МТП при 200...500 °С существенно повысило значения микротвёрдости в ЗС и ЗТВ по сравнению с металлом СС в отсутствие МТП. После правки при 600 °С микротвёрдость всех зон СС близка к таковой для зон СС, не подвергнутого МТП. МТП при 600 °С существенно сближает уровень микротвёрдости различных зон СС листового проката 10 мм.

Таблица 5.2 - Микротвёрдость различных зон СС, 10 мм, до и после тепловой правки.

Температура МТП, °С	ОМ	ЗТВ	ЗС	МШ	ЗС	ОМ
(СС без МТП)	284	311	329	275	309	293
200	277	314	360	306	355	283
300	291	322	331	284	356	294
400	288	336	324	266	371	290
500	296	330	349	292	361	296
600	277	307	311	272	-	288

Повышенная твердость металла в ЗС и в ЗТВ (как в отсутствие, так и после МТП), может быть обусловлена выделением упрочняющих частиц нитридов и мелкодендритной структурой металла в ЗС, как уже отмечалось выше. Была изучена тонкая структура металла фольг, вырезанных из содержащих ЗС участков металла СС после МТП при 200 и 600 °С (рис.5.6)

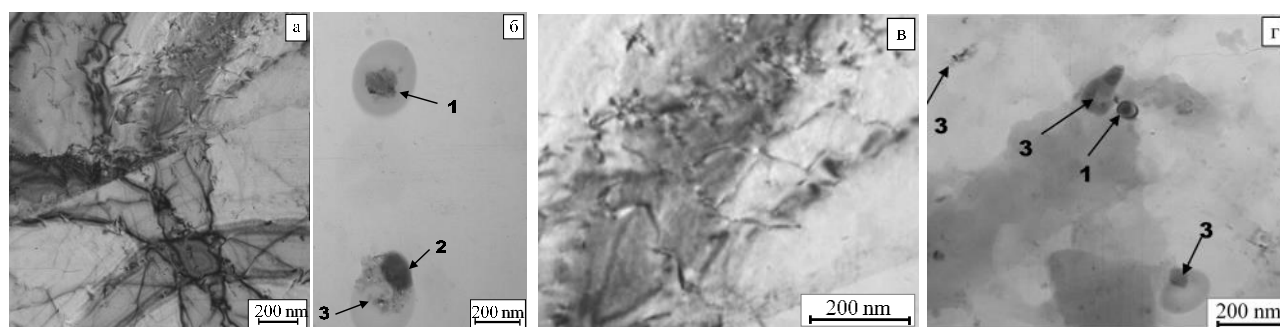
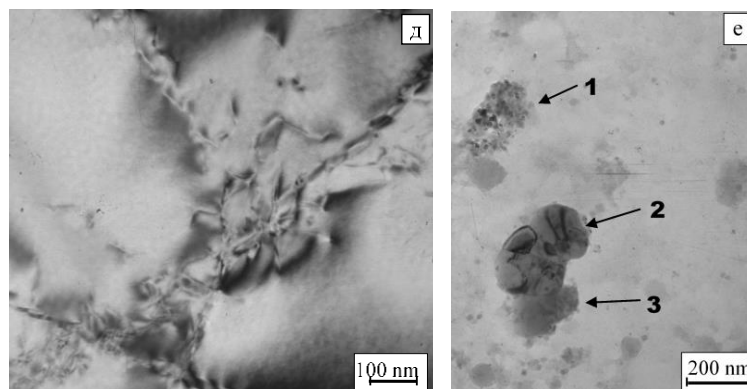


Рис. 5.6 - Тонкая структура металла в МШ около ЗС:

а, б – до применения МТП;
в, г - после тепловой правки при 200°С;
д, е - после тепловой правки при 600°С.
а, в, г – закрепление дислокаций наноразмерными частицами.

Выделения частиц:
1 – CrN; 2 - TiN; 3 – VN



В изученных фольгах металла СС после МТП были выявлены нитриды CrN, TiN и VN размером 50-100 нм (рис.5.6). Известно, что сочетание теплового воздействия и деформации может приводить к т.н. деформационному старению, интенсификации выделения частиц избыточных фаз из твердого раствора. Эти частицы могут способствовать упрочнению стали сварного соединения. Однако сопоставление с тонкой структурой фольг, вырезанных из аналогичной зоны СС в отсутствие МТП, показало, что количество частиц избыточных фаз в структуре стали после МТП не повысилось. В связи с этим отмеченное повышение значений микротвердости в ЗС и в ЗТВ сварных соединений стали 04Х20Н6Г11М2АФБ после проведения МТП при 200, 300, 400 и 500 °С можно объяснить повышением плотности дислокаций.

Сравнить полученные результаты с литературными данными не представляется возможным: в имеющихся литературных источниках нет данных о механической тепловой правке СС аустенитных азотистых сталей. В [166, 167] описаны в общих чертах параметры и условия выполнения термомеханического воздействия с целью исправления деформаций после сварки.

Выводы по главе 5

1. Исследовано влияние механической тепловой правки при температурах 200, 300, 400, 500 и 600 °С на микроструктуру и механические свойства СС проката 10 мм азотсодержащей аустенитной стали 04Х20Н6Г11М2АФБ. МТП исследованных СС *не приводит* к образованию микротрещин, изменению фазового состава сварных соединений (в т.ч. появлению в них ферромагнитной фазы вследствие деформационного воздействия).

2. Отмеченное после МТП при 200, 300, 400 и 500 °С повышение значений микротвердости в ЗС и в ЗТВ СС стали 04Х20Н6Г11М2АФБ не связано с интенсификацией выделений и ростом частиц избыточных фаз вследствие МТП, что подтверждается данными ПЭМ и МРСА.

3. Температура 600 °С представляется предпочтительной для МТП по ряду факторов:

- сближение уровня прочностных свойств ОМ и металла СС;
- ударная вязкость СС после правки при 600°С, не уступающая таковой у СС без правки ($K_{CU} \sim 1,1 \text{ МДж/м}^2$) - выравнивание уровня микротвердости различных зон СС;
- снятие деформационного наклепа от правки;
- низкая прочность металла при 600°С, не требующая приложения значительных усилий при МТП.

Общие выводы

1. Для сварных соединений новых марок высокопрочных, коррозионно-, износо- и хладостойких аустенитных сталей 04X20H6Г11M2АФБ и 05X22АГ15Н8М2ФЛ с $\sim 0,5\%N$, полученных с применением современных азотосодержащих сварочных присадок методом дуговой (полуавтоматической и ручной) сварки, впервые изучены химический состав, структурно-фазовые состояния разных зон СС и обусловленные ими механические свойства. В том числе получены и сопоставлены расчетные (ThermoCalc) и экспериментальные данные об избыточных фазах в аустените сварных соединений.

2. Показана возможность получения бездефектных сварных соединений, обладающих без проведения последующей термообработки, коррозионностойкой аустенитной структурой, с прочностью, близкой к прочности основного металла при удовлетворительных характеристиках пластичности и ударной вязкости, в т.ч. сварных соединений: сечением 10-45 мм, из стали 04X20H6Г11M2АФБ, с применением сварочных присадочных материалов Св-09X16H25M6АФС, Св-10X20H18M3АФС, ЭА-868/20 (10X19H23Г2M5ФАТ), с аустенитной структурой металла шва; из стали 05X22АГ15Н8М2Ф сечением 4 мм, в деформируемом и литейном вариантах, методом лазерной сварки встык, без сварочной присадки и сечением 22 мм в литейном варианте с применением присадок 05X22АГ15Н8М2Ф («свое тело»), Св-25X25H16АГ7 и Св-10X20H18M3АФС.

3. Обоснован подход к выбору химического состава более экономнолегированных никелем и молибденом (чем традиционные жаропрочные присадки) высокопрочных коррозионностойких и немагнитных сварочных присадок и по итогам исследований сварных соединений проката стали 04X20H6Г11M2АФБ рекомендованы присадочные материалы, обеспечивающие более однородный фазовый состав аустенитного металла шва (отсутствие в составе металла шва карбидной фазы, нитридов Cr_2N , присутствия χ – фазы в меньшем количестве), способы и режимы сварки в несколько проходов.

4. Показано, что традиционная технология ручной дуговой сварки неплавящимся электродом с полным расплавлением свариваемых кромок за один проход не обеспечивает получение высокого уровня свойств сварных соединений литой стали 05X22АГ15Н8МФЛ. По итогам исследований сварных соединений литой стали 05X22АГ15Н8МФЛ рекомендованы режимы ручной дуговой сварки неплавящимся электродом и сварочные проволоки, подготовлены «Технологические рекомендации на ручную дуговую сварку литейной стали 05X22АГ15Н8МФЛ с 0,5-0,6% N» (Приложение 1 к диссертационной работе).

5. Выявлена корреляция микротвердости разных зон сварных соединений, полученных дуговыми способами сварки, с размером зерна в этих зонах и пределом текучести основного

металла и сварных соединений; предел текучести сварных соединений и проката и литого металла азотистой аустенитной стали определяется свойствами металла в зоне сплавления, имеющего меньший размер зерна и более высокую микротвердость, чем основной металл.

6. Рассчитаны параметры погонной энергии сварки (Q) при использованных дуговых способах и режимах сварки изученных азотосодержащих сталей, и подтверждено, что для получения их сварных соединений с высоким уровнем механических свойств должно выполняться условие: погонная энергия $Q \leq 2$ кДж/мм. Выявлено влияние режимов сварки и толщины свариваемых кромок всех сварных соединений на размер зоны термического влияния, а также влияние режимов сварки на протяженность зоны перемешивания основного металла с металлом присадки.

7. Показано, что при лазерной сварке встык без присадки тонких листов проката стали 05X22АГ15Н8МФ и пластин литой стали 05X22АГ15Н8МФЛ (толщиной до 3-4 мм) формируются тонкие сварные швы (1000-1500 мкм) без видимой зоны термического влияния. Полученные лазерной сваркой сварные соединения проката и литой стали по величине предела прочности можно считать равнопрочными основному металлу, что коррелирует с данными измерений микротвердости основного металла и металла шва.

8. Впервые изучены структура и механические свойства сварных соединений проката стали 04X20Н6Г11М2АФБ после исправления их неплоскостности путем механической тепловой правки при различных температурах (200, 300, ...600 °С). Установлено, что механическая тепловая правка не приводит к появлению трещин, мартенсита деформации, росту количества частиц избыточных фаз в структуре сварных соединений и выявлена оптимальная по критериям прочности, микротвердости, ударной вязкости, минимизации прикладываемых деформационных усилий температура механической тепловой правки (600 °С).

Список литературы

1. Berns H. Manufacture and application of high nitrogen steels. *ISIJ Int* 1996, 36 (7). Pp. 909-904.
2. Simmons J.W. Overview: high-nitrogen alloying of stainless steels // *Materials Science and Engineering*. Ser. A. 1996. Vol. 207. Pp. 159-169.
3. J. Foct. Future developments and applications of nitrogen-bearing steels and stainless steels. *Sadhana* Vol.28, Parts 3-4, June/August 2003, pp.731–737.
4. M. O. Speidel. Nitrogen Containing Austenitic Stainless Steels // *Mat-wiss. u. Werkstofftech.* 2006, 37, № 10, pp. 875-880.
5. K.H. Lo, C.H. Shek, J.K.L. Lai. Recent developments in stainless steels // *Materials Science and Engineering R* 65 (2009). Pp. 39–104.
6. H. Bernsetal. High Interstitial Stainless Austenitic Steels, *Engineering Materials*, 10.1007/978-3-642-33701-7, Springer-Verlag Berlin Heidelberg. 2013.
7. О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина. Высокоазотистые коррозионностойкие аустенитные стали для высоконагруженных изделий. Институту металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова 60 лет: Сб. Научн. Тр./ Отв. ред. Н.П. Лякишев.- М.: Элиз, 1998, стр.192-201.
8. М.В. Костина, О.А. Банных, В.М. Блинов, А.В. Дымов. Легированные азотом хромистые коррозионно-стойкие стали нового поколения. М., *Материаловедение*. 2001. №2. С.35-44.
9. О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина. Конструкционные высокоазотистые коррозионно-стойкие аустенитные и мартенситные стали. Оpubл.: Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова РАН – 70 лет. Сб. научных трудов под ред. Академика К.А. Солнцева // М.: Интерконтакт Наука, 2008, с.122-135.
10. И.В. Горынин, В.А. Малышевский, Г.Ю. Калинин, С.Ю. Мушникова, О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина. Коррозионно-стойкие высокопрочные азотистые стали. *Вопросы материаловедения*, № 3(59), 2009 г., с.7-16.
11. B. Holmberg. Progress on welding of high nitrogen alloyed austenitic stainless steels. *Welding in the World*, 2002. Vol. 46, Issue 1–2, pp. 3–9.
12. Mrityunjoy Hazraa, Kotipalli Srinivasa Rao, Gankidi Madhusudhan Reddy. Friction welding of a nickel free high nitrogen steel: influence of forge force on microstructure, mechanical properties and pitting corrosion resistance. *Journal of Material Research and Technology*. 2014. Vol. 3(1). Pp. 90–100.
13. H. Herold, M. Zinke, A. Hübner. Investigations on the use of Nitrogen Shielding Gas in Welding and its Influence on the Hot Crack Behaviour of High-Temperature Resistant Fully Austenitic Ni- and Fe-Base Alloys// *Welding in the World* (2005). Vol. 49 (5-6). Pp. 50-63.
14. S.A. Chornamoryan, T.A. Chernyshova, V.M. Blinov, O.A. Bannykh. Hot cracking when welding high-nitrogen austenitic steels// *Welding International*, Volume 7, Issue 9, 1993, pp. 730-733.

15. M. Harzenmoser. Welding of High Nitrogen Steels // *Materials and Manufacturing Processes*, Volume 19, Issue 1, 2004, pp 75-86. DOI: 10.1081/AMP-120027503.
16. O. Kamiya, Z. W. Chen, Y. Kikuchi. Microporosity formation in partially melted zone during welding of high nitrogen austenitic stainless steels. *Journal of Materials Science* (2002). Volume 37, Issue 12, pp. 2475–2481.
17. H. Kokawa. Nitrogen absorption and desorption by steels during arc and laser welding // *Welding International* (2004). Volume 18, Issue 4, pp. 277–287.
18. M. Du Toit, P. C. Pistorius. Nitrogen Control During the Autogenous ARC Welding of Stainless Steel // *Welding in the World* (2003). Volume 47, Issue 9–10, pp. 30–43.
19. J. Foct, A. Hendry. Properties and applications of high nitrogen steels. HNS 88, France, 1988, The Institute of Metals, London, 1989, p. 92.
20. Uggowitzer P. J., Magdowski R., Speidel M.O. Properties and New Development of High Nitrogen Austenitic Stainless Steels [J]. *Innovation Stainless Steel*, 1993, pp. 359-372.
21. J.W. Simmons. Strain hardening and plastic flow properties of nitrogen-alloyed Fe-17Cr-(8–10)Mn-5Ni austenitic stainless steels. *Acta Materialia* Volume 45, Issue 6, 1997, pp. 2467-2475.
22. E. Werner. Solid solution and grain size hardening of nitrogen-alloyed austenitic steels. *Materials Science and Engineering: A*. Volume 101, 1988, pp. 93-98.
23. A. J. Sedriks. Effects of Alloy Composition and Microstructure on the Passivity of Stainless Steels. *Corrosion* 1986, Vol. 42, No. 7, pp. 376-389.
24. Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Блинов Е.В., Мурадян С.О. О возможности применения в российском арматуростроении аустенитных азотистых сталей // *Арматуростроение*. – 2014. – № 89. – С. 67-76.
25. Науменко В.В., Шлямнев А.П., Филиппов Г.А. Азот в аустенитных нержавеющей сталях различных систем легирования // *Металлург*. – 2011. - № 6. - С. 46-53.
26. Малышевский В.А., Создание высокопрочных корпусных сталей – от первых экспериментов до наших дней // *Вопросы материаловедения*. – 2011. - № 1(65). - С. 1-27.
27. Калинин Г.Ю., Харьков А.А., Фомина О.В., Голуб Ю.В. К вопросу о перспективах широкого внедрения аустенитных сталей, легированных азотом журнал // *Морской вестник*. – 2010. - № 4 (36). - С. 82-83.
28. ГОСТ 19521-74 Сварка металлов. Классификация. ГОСТ Р ИСО 857-1-2009. Сварка и родственные процессы. Словарь. Часть 1. Процессы сварки металлов. EN 1792:2003 Сварка - многоязычный список условий сварки и связанных процессов.
29. EN 1792:2003 Сварка - многоязычный список условий сварки и связанных процессов.
30. ГОСТ Р ИСО 17659 – 2009. Термины многоязычные для сварных соединений.

31. ISO/TR 581 «Weldability - Metallic materials - General principles».
32. L. Zhao, Z. Tian, Y. Peng. Porosity and nitrogen content of weld metal in laser welding of high nitrogen austenitic stainless steel. *ISIJ Int*, 47 (2007), pp. 1772–1775.
33. W. Dong, H. Kokawa, S. Tsukamoto, Y.S. Sato. Nitrogen desorption by high-nitrogen steel weld metal during CO₂ laser welding. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 36B (2005), pp. 677–681.
34. L. Zhao, Z. L. Tian, Y. Peng. Control of nitrogen content and porosity in gas tungsten arc welding of high nitrogen steel // *Science and Technology of Welding and Joining*. Volume 14, 2009 - Issue 1, pp. 87-91.
35. Фролов В.В. Теоретические основы сварки. М.: Высшая школа, 1999. 592 с.
36. Pehlke R.D., Elliott J.F. *Trans. AIME*. 1960 v. 218 P. 1088.
37. B. Holmberg. Progress on welding of high nitrogen alloyed austenitic stainless steels. *Welding in the World*, 2002. Vol. 46, Issue 1–2, pp. 3–9.
38. Балицкий А.И., Костюк И.Ф., Крохмальский О.А. Физико-механическая неоднородность сварных соединений высокоазотистых хромомарганцевых сталей и их коррозионная стойкость // *Автоматическая сварка*. – 2003. – № 2. – С. 28-31.
39. Raffi Mohammed, G. Madhusudhan Reddy, K. Srinivasa Rao. Microstructure and pitting corrosion of shielded metal arc welded high nitrogen stainless steel. *Defence Technology*. Volume 11, Issue 3, 2015, pp. 237-243.
40. О.А. Банных, В.М. Блинов, М.В. Костина, Е.В. Блинов, Т.Н. Зверева. Исследование свариваемости высокоазотистых коррозионностойких аустенитных сталей типа X22AG16N8M. М., *Металлы*, 2007, №4, стр. 51-67.
41. Банных О.А., Ющенко К.А., Блинов В.М., Чорнаморян С.А., Солоха А.М., Казеннов Н.П. и др. Немагнитная свариваемая нержавеющая сталь. А.С. СССР № 1595936, С 22 С 38/58, Открытия Изобретения. 1990.
42. Высокопрочная и высоковязкая немагнитная свариваемая сталь, Патент РФ №2303648, приоритет от 21.11.2005 г., зарегистрирован в Госреестре изобретений 27.07.2007 г., В.М. Блинов, О.А. Банных, А.А. Ильин, О.Г. Соколов, М.В. Костина, Е.В. Блинов, Л.Г. Ригина.
43. J. A. Brooks. Weldability of High N, High Mn Austenitic Stainless Steel. *WELDING RESEARCH SUPPLEMENT*. June, 1974, pp. 189-195.
44. Приданцев М.В., Талов Н.П., Левин Ф.Л. Высокопрочные аустенитные стали // *Металлургия*. – 1969. – 248 с.
45. Блинов В.М., Пойменов И.Л., Куликова О.И. Влияние горячей деформации на структуру и механические свойства высокоазотистых немагнитных сталей. Сб. *Структура и физико-механические свойства немагнитных сталей*. М.: Наука. 1986, - 30-33 с.

46. G.V. Raynor and V.G. Rivlin. Phase Equilibria in Iron Ternary Alloys. The Institute of Metals, London, (№. 4), 1988, - 35 p.
47. D.B. Rayaprolu, A. Hendry. High nitrogen stainless steel wire // Materials Science and Technology Materials Science and Technology, 2013, V. 4, № 2, pp. 136-145.
48. J.W. Simmons. Influence of nitride (Cr_2N) precipitation on the plastic flow behavior of high-nitrogen austenitic stainless steel // Scripta Metallurgica et Materialia, Volume 32, Issue 2, 15 January 1995, Pages 265–270.
49. J.W. Simmons, D.G. Atteridge, J.C. Rawers. Sensitization of high-nitrogen austenitic stainless steels by dichromium nitride precipitation // Corrosion: July 1994, Vol. 50, No. 7, pp. 491-501.
50. J. W. Simmons, B. S. Covino, J. A. Hawk, and J. S. Dunning. Effect of nitride (Cr_2N) precipitation on the mechanical, corrosion, and wear properties of austenitic stainless steel // ISIJ International (1996), vol. 36, no. 7, pp. 846–854.
51. T.-H. Lee, S.-J. Kim, S. Takaki. Time temperature precipitation characteristics of high-nitrogen austenitic Fe-18Cr-18Mn-2Mo-0.9N steel // Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Sciences. – 15/12/2006. – Vol. 37, N 12. – p. 3445-3454.
52. Makoto Kikuchi, Masanori Kajihara, Si-Kyung Choi. Cellular precipitation involving both substitutional and interstitial solutes: cellular precipitation of Cr_2N in Cr-Ni austenitic steels // Materials Science and Engineering: A, Volume 146, Issues 1–2, 25 October 1991, Pages 131–150.
53. F. Vanderschaeve, R. Tillard, J. Foct. Discontinuous precipitation of Cr_2N in a high nitrogen, chromium-manganese austenitic stainless steel // Journal of Materials Science 30 (1995), pp. 6035-6046.
54. Чорнаморян С.А. Исследование структуры и свойств высокоазотистых аустенитных сталей для высоконагруженных сварных конструкций // Канд. дисс. Москва, 1991, 161 с.
55. <https://ru.scribd.com/document/179683387/Avesta-Welding-How-to-weld-fully-austenitic-stainless-steels>.
56. Шоршоров М.Х., Ерохин А.А., Чернышова Т.А. и др. Горячие трещины при сварке жаропрочных сплавов. М. «Машиностроение», 1973, 224 с.
57. Б.И. Медовар. Сварка хромоникелевых аустенитных сталей. М. Машгиз. 1958. С.339.
58. R.E. Trevisan, E. Braga, H.C. Fals. Effects of nitrogen and pulsed mean welding current in AISI 316 austenitic steel solidification cracks. Welding International, 2003, №17 (4), pp. 298-302.
59. Podgaetskii, V. V., Parfessa, G. I. and Leinachuk, E. I., *Automatic Welding*, 24 (1) 1971, pp. 5-10
60. Borland J. C., Younger, R. N. Some Aspects of Cracking in Welded Cr-Ni Austenitic Steels. British Welding Journal, 7, Jan. 1960, pp. 22-59.
61. Н.И. Каховский. Сварка нержавеющей сталей. Киев. 1968. Стр. 104-107.

62. Волченко В.Н., Макаров Э.Л., Шип В.В. Сварка и свариваемые материалы: Справочник / Под общ. ред. В. Н. Волченко. М.: Металлургия, 1991. - Т.1 - Свариваемость материалов; Под ред. Э. Л. Макарова. - 528 с.
63. Н.И. Каховский, В.Г. Фартушный, Г.П. Демьяненко, Л.С. Захаров, А.М. Солоха. О предотвращении горячих трещин в чистоаустенитных сварных швах. Л.: ЛДНТП. Сварка конструкции из высоколегированных сталей. 1968, с. 25-32.
64. W. B. Estill, H. D. Jones, and D. E. Benthussen: *Proc. Microbeam Analysis Soc, 9th Annual Conf.*, Carleton University, Ottawa, Canada, 1974. pp.35-36.
65. Suutala, N., Takalo, T., Moision, T. Single-phase ferritic solidification in austenitic-ferritic stainless steel welds, *Metallurgical Transactions A*. 1979. Vol. 10. Issue 8, pp. 1183-1190.
66. K. Nishimoto, H. Mori. Hot cracking susceptibility in laser weld metal of high nitrogen stainless steels. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2004, Vol. 5, Influence of Nitrogen and Heat Input pp. 231–240.
67. V. P. Kujanpaa, S. A. David, C. L. White. Formation of Hot Cracks in Austenitic Stainless Steel Welds—Solidification Cracking. *Welding Research Supplement*. 1986, №8, pp. 203-212.
68. E. Ghali, V.S. Sastri, M. Elboudjaini. *Corrosion prevention and protection: practical solutions*. Wiley. New York. (2009), p. 380.
69. <http://ingsvd.ru/welding/1231-korroziya-svarnyh-shvov.html>.
70. Raffi Mohammed, G. Madhusudhan Reddy, K. Srinivasa Rao. Effect of Filler Wire Composition on Microstructure and Pitting Corrosion of Nickel Free High Nitrogen Stainless Steel GTA Welds. *Trans Indian Inst Met* (2016), 69(10), pp. 1919–1927.
71. Joonoh Moon, Heon-Young Ha, Tae-Ho Lee, Changhee Lee. Different aspect of pitting corrosion and interphase corrosion in the weld heat-affected zone of high-nitrogen Fe-18Cr-10Mn-N steel. *Materials Chemistry and Physics*. 142 (2013), pp. 556-563.
72. J.C. Lippold, D.J. Kotecki, *Welding Metallurgy and Weldability of Stainless Steels*. A John Wiley & Sons. Inc, Hoboken, 2005, pp. 201-211.
73. N. Sathirachinda, R. Pettersson, J. Pan. Depletion effects at phase boundaries in 2205 duplex stainless steel characterized with SKPFM and TEM/EDS. *Corrosion Science*. Vol. 51 (8), 2009, pp. 1850-1860.
74. C.T. Kwok, S.L. Fong, F.T. Cheng, H.C. Man. Pitting and galvanic corrosion behavior of laser-welded stainless steels. *J. Mater. Process. Technol*. Vol. 176 (1–3), pp.168-178.
75. A.I. Grekula, V.P. Kujanpaa, L.P. Karjalainen. Effect of Solidification Mode and Impurities on Pitting Corrosion in AISI 316 GTA Welds. *Corrosion*. Vol. 40, 1984, pp. 569-572.

76. I. Chattoraj, A.K. Bhattamishra, S. Jana, S.K. Das, S.P. Chakraborty, P.K. De. The association of potentiokinetic reactivation and electrochemical pitting tests on a nitrogen bearing 19 Cr-17 Mn steel with its thermal history. *Corros. Sci.* Vol. 38, 1996, pp. 957-969.
77. M. Ogawa, K. Hiraoka, Y. Katada, M. Sagara, S. Tsukamoto. Chromium Nitride Precipitation Behavior in Weld Heat-affected Zone of High Nitrogen Stainless Steel. *ISIJ International*, Vol. 42 (2002), No. 12, pp. 1391–1398.
78. Madeleine du Toit. Filler Metal Selection for Welding a High Nitrogen Stainless Steel. *Journal of Materials Engineering and Performance*, June 2002, Volume 11, Issue 3, pp 306–312.
79. Р.В. Бишочков, А.П. Барышников, В.В. Гежа, П.В. Мельников. Сварочные материалы и технологии сварки высокопрочных сталей. *Вопросы материаловедения*, 2014, №2 (78), с.128-137.
80. Yu Zhanga, Hongyang Jinga, Lianyong Xua, Yongdian Hana, Lei Zhaoa, Bo Xiaoa. Microstructure and mechanical performance of welded joint between a novel heat-resistant steel and Inconel 617 weld metal. *Materials Characterization*, 2018, Vol. 139, pp. 279-292.
81. V. Bonnefois, L. Coudreuse, J. Charles. A-TIG welding of high nitrogen alloyed stainless steels: a metallurgically high-performance welding process. *Welding International*. 2004, 18 (3), pp. 208–212.
82. М.В. Костина, О.А. Банных, В.М. Блинов, С.О. Мурадян, М.С. Хадыев. Разработка новой литейной высококоррозионностойкой и высокопрочной аустенитной стали, легированной азотом. Часть 3. Структура и механические свойства новой литейной высокоазотистой коррозионностойкой Cr-Mn-Ni-Mo-N стали. М., Заготовительные производства в машиностроении, 2011, № 9, с. 39–45.
83. http://www-eng.lbl.gov/~shuman/NEXT/MATERIALS&COMPONENTS/Pressure_vessels/ss_weld_manual_avesta.pdf.
84. Сварные соединения методы определения механических свойств ГОСТ 6996-66 (ИСО 4136-89, ИСО 5173-81, ИСО 5177-81).
85. Raffi Mohammed, Srinivasa Rao K, Madhusudhan Reddy G. Effect of Microstructure on Stress Corrosion Cracking Behaviour of High Nitrogen Stainless Steel Gas Tungsten Arc Welds. *IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering*. 2018, pp. 1-15.
86. О.В. Фомина. Создание технологических принципов управления структурой и физико-механическими свойствами высокопрочной аустенитной азотсодержащей стали // Докт. дисс. Санкт-Петербург, 2018, с. 433.
87. Du Toit, M. The microstructure and mechanical properties of cromanite welds. *South African Inst. of Mining and Metallurgy* . 1999, Vol. 99 (6), pp. 333-339.
88. Raffi Mohammed, G. Madhusudhan Reddy, K. Srinivasa Rao. Welding of nickel free high nitrogen stainless steel: Microstructure and mechanical properties. *Deference Technology*. 13, 2017, pp. 59-71.

89. http://www.impulse.su/images/categories/pdf/Welding_RU.pdf.
90. Z. Lin, T. Zhi-ling, P. Yun, Q. Yan-chang, W. Yan-jie. Influence of Nitrogen and Heat Input on Weld Metal of Gas Tungsten Arc Welded High Nitrogen Steel. Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium, 2007, pp. 259-262.
91. S. Hertzman, R.J. Parrerson, R. Blom, E. Kivineva, J. Eriksson. Influence of Shielding Gas Composition and Welding Parameters on the N-content and Corrosion Properties of Welds in N-alloyed Stainless Steel. ISIJ International. Vol. 36 (1996). No. 7, pp. 968-976.
92. M. Du Toit, P.C. Pistorius. Nitrogen Control during Autogenous Arc Welding of Stainless Steel — Part 1: Experimental Observations. Welding Journal, 2003, Vol. 82 (2), pp. 219-224.
93. Fu Rui-dong, Qiu Liang, Wang Cun-yu, Wang Qing-feng, Zheng Yang-zeng. Influence of welding parameters on nitrogen content in welding metal of 32Mn-7Cr-1Mo-0.3N austenitic steel. J. Cent. South Univ. Technol, 2005, Vol. 12 №1, pp. 22-26.
94. К.А. Ющенко, А.М. Солоха, Н.П. Казеннов. «Технологические особенности сварки высокоазотистых сталей» // Сб. докладов № 2 Национальной научно-технической конференции «Высокоазотистые стали 89», 1989 г., с. 12-15.
95. ГОСТ Р ИСО 6947-2017 Сварка и родственные процессы. Положения при сварке.
96. DIN EN ISO 9606-1-2017. Qualification testing of welders - Fusion welding - Part 1: Steels (ISO 9606-1:2012 including Cor 1:2012 and Cor 2:2013); German version EN ISO 9606-1:2017
97. DIN EN ISO 15614-1-2017. Specification and qualification of welding procedures for metallic materials - Welding procedure test - Part 1: Arc and gas welding of steels and arc welding of nickel and nickel alloys (ISO 15614-1:2017); German version EN ISO 15614-1:2017.
98. <http://taina-svarki.ru/sposoby-svarki/gazovaya-svarka/svarochnoe-plamya-vidy-svarochnogo-plameni.php>.
99. Е.В. Блинов. Развитие систем легирования высокоазотистых аустенитных сталей для тяжело нагруженных изделий криогенной техники. Москва, 2018, с. 329.
100. М.Д. Банов, Ю.В. Казаков, М.Г. Козулин и др. Сварка и резка материалов: Учеб. пособие // М.: «Академия», 2000, с. 400.
101. DU Wan-sheng, ZHAO Lin, TIAN Zhi-ling, PENG Yun, XU Liang-hong. Mechanical Properties of Arc Welding Heat-Affected Zone of High Nitrogen Steel. Proceedings of Sino-Swedish Structural Materials Symposium, 2007, pp. 263-267.
102. H. J. GRABKE. The Role of Nitrogen in the Corrosion of Iron and Steels // ISIJ International, Vol. 36 (1996), No. 7, pp. 777-786.
103. Костина М.В. Коррозионная стойкость азотосодержащих сталей // Сборник тезисов XXI Менделеевского съезда. Том 3. 2019, с. 35.

104. Pleva, J. Korrosionsfeste stickstofflegierte Stähle – Eigenschaften und Erfahrungen, Ergebnisse der Werkstoffforschung, Verlag Thubal-Kain, Schweiz, Zürich, 1991, pp. 153-165.
105. J.E. Truman. Effects of nitrogen alloying on corrosion behaviour of high alloy steels, High Nitrogen Steels 1988 Conference proceedings, The Institute of Metals, London, Brookfield, 1989, pp. 225-239.
106. F.B. Pickering. Some beneficial effects of nitrogen in steel, High Nitrogen Steels 1988 Conference proceedings, The Institute of Metals, London, Brookfield, 1989, pp.10-31.
107. Pedrazzoli, R., Speidel, M.O. Korrosion und Spannungsrisskorrosion von stickstoffhaltigen Stählen, Ergebnisse der Werkstoffforschung, Verlag Thubal-Kain, Schweiz, Zürich, 1991, pp.103-121.
108. Gocmen A. An alloy design of a case hardenable ferritic stainless steel, in Proceedings of 12th International Conference on High Nitrogen Steels // Energietechnik Essen GmbH, Hamburg. 2014. P. 30–37.
109. Saller G. High Nitrogen Alloyed Steels for Non-Magnetic Drill Collars Standard Steel Grades and Latest Developments, in HNS 2003 (High Nitrogen Steels) / G. Saller, H. Aigner; ed. by M.O. Spiedel, C. Kowanda and M. Diener // Swiss Federal Inst. Technol., Zurich. 2003. P. 129–138.
110. Schneiders T. Industrial Use of Austenitic and Duplex HNS-Manufacture, Application and Properties, in Proceedings of 12th International Conference on High Nitrogen Steels / T. Schneiders, R. Ritzenhoff, H.-P. Jung, C. Herrera, A. Bauch // Energietechnik Essen GmbH, Hamburg. 2014. P. 120–127.
111. Гнеденков С. В., Синебрюхов С. Л., Егоркин В. С., Вялый И. Е., Имшинецкий И. М., Костина М. В., Мурадян С. О., Сергиенко В. И. Коррозионная стойкость аустенитных сталей 05X22AG15N8M2Ф и 12X18N10Т в хлоридсодержащих средах // Физикохимия поверхности и защита материалов, Выпуск №5, 2017, Том 53, стр. 550-555.
112. Фельдгандлер Э.Г., Савкина Л.Я. Азот в коррозионностойких сталях // Бюллетень Черная металлургия, 1990, № 11, с. 24 -34.
113. Briant C.L., Milferd R.A., Hall E.L. Sensitization of austenitic stainless steels. 1. Controlled purity alloys // Corrosion (USA), 1982, V.38, №9 pp. 468-477.
114. Milferd R.A., Hall E.L., Briant C.L. Sensitization of austenitic stainless steels. 1. Commercial purity alloys // Ibid, 1983, V.39, №4 pp. 132-143.
115. Betrabet H.S., Clark W.A.T. // Materials Problem Solving Transmission Electron Microscopy: Symposium, Boston, Mass., December 2-4, 1985, pp. 183-190.
116. Kovove materialy, 1986, V.24, №1, pp. 3-24.
117. Высокопрочная немагнитная коррозионно-стойкая свариваемая сталь. Патент РФ № 2205 889, опубликован 10.06.2003 г., Бюл. №, Банных О.А., Блинов В.М., Костина М.В., Лякишев Н.П.,

Ригина Л.Г., Горынин И.В.; Рыбин В.В.; Малышевский В.А.; Калинин Г.Ю.; Ямпольский В.Д.; Буцкий Е.В.; Римкевич В.С.; Сидорина Т.Н.

118. Высокопрочная литейная немагнитная коррозионно-стойкая сталь и изделие, выполненное из нее. Патент РФ № 2445397, опубликован 23.06.2010, О.А. Банных, В.М. Блинов, Е.В. Блинов, М.В. Костина, С.О. Мурадян, Л.Г. Ригина и др.

119. Л.Г. Ригина, Я.М. Васильев, В.С. Дуб. И др. Легирование стали азотом. // М., Электротехнология, 2005, №2, с. 14-21.

120. Uggowitz P., Magdowski R., Speidel M.O. Nickel free high nitrogen austenitic steels. // ISIJ International, 1996, v.36, №7, p. 901-908.

121. Костина М.В., Мурадян С.О., Калинин Г.Ю., Фомина О.В., Блинова Е.Н., Костина В.С., Шаталов А.В. Структура и свойства толстолистовых сварных соединений новой аустенитной азотсодержащей стали для работы в условиях высоких статических и знакопеременных нагрузок, коррозионной среды // Вопросы материаловедения – 2015 - №1(81), с. 95-107.

122. Электрод марки ЭА-868/20 для сварки высокопрочных сталей перлитного и аустенитного класса. Патент РФ №2268128, опубликован 20.01.2006, Бишоков Р.В., Аввакумов Ю.В., Малышевский В. А., Баранов А.В., Барышников А.П. и др.

123. Козлов П.А. Исследование влияния легирования на фазовый состав и свойства жаропрочных 9%-ных хромистых сталей для элементов теплоэнергетического оборудования // Канд. дис., Москва, 2012, 140 с.

124. Greenfield P., Beck P. Sigma Phase in Binary Alloys // Journ. Metals, 1954, V.6, №2, Pt.2, p. 253-257.

125. H. Dong, Y. Lang, F. Rong, J. Su. The Recent Progress of Product Technologies of High Nitrogen Stainless Steels in China. Proceedings of 10-th International Conference on High Nitrogen Steels. Moscow, MISIS, 2009, pp. 21-24

126. Steel Heat Treatment: Metallurgy and Technologies под ред. George E. Totten , CRC Press - 2006 – 848 с.

127. <http://www.vhi-gmbh.com/ru/the-material/embrittlement>.

128. Орыщенко А.С., Калинин Г.Ю., Фомина О.В., к.т.н., Мушникова С.Ю. Коррозионные испытания модельных образцов и габаритных сварных конструкций из судостроительных корпусных сталей в натуральных морских условиях. «Коррозия, старение и биостойкость материалов в морском климате»: материалы III Международной научно-технической конференции / ФГУП «ВИАМ». – М.: ВИАМ, 2018. – 246 с. (с. 56-62).

129. Taku Sakai, Andrey Belyakov, Rustam Kaibyshev, Hiromi Miura, John J. Jonas. Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions. *Progress in Materials Science* 60, 2014, pp. 130–207.
130. Патент №2445397 на изобретение «Высокопрочная литейная немагнитная коррозионно-стойкая сталь и изделие, выполненное из нее», зарегистрирован в госреестре Изобретений РФ 20.03.2012, патентообладатель ИМЕТ РАН, авторы О.А. Банных, В.М. Блинов, Е.В. Блинов, М.В. Костина, С.О. Мурадян, Л.Г. Ригина и др.
131. Мурадян С.О. Структура и свойства литейной коррозионностойкой стали, легированной азотом // Канд. дисс., Москва, 2016, с. 132.
132. М.В. Костина, С.О. Мурадян, М.С. Хадыев, А.А. Корнеев. Исследование влияния термической обработки на структуру, фазовый состав и механические свойства новой литейной высокоазотистой коррозионностойкой Cr-Mn-Ni-Mo-N стали // *М., Металлы*, № 5, 2011, с. 33–48.
133. Борисов Г.С., Сахаров В.П. Краткий справочник цехового механика. М.: Машиностроение, 1966. — 670 с.
134. В.А. Медюшко, О.Н. Разоренов, В.И. Криворотов, А.В. Титов. Металлургические аспекты влияния марганца и кремния на сварочно-технологические свойства проволок типа Св-08Г2С. <https://svarka-trade.ru>.
135. Quelques considerations sur le mecanisme de formation des fumes de soudage / M. Kobayashi, S.Maki, V. Hashimoto, T. Suga // *Soudage et technique connexes/ - 1979/ - №3/4/ - P.124-131*
136. Гришагин В.М. Сварочный аэрозоль: образование, исследование, локализация, применение. Монография. - Томск, ТПУ, 2011. - 213 с.
137. Hilmar K. Danielsen, John Hald, Flemming B. Grumsen, Marcel A.J. Somers. On the crystal structure of Z -phase Cr(V,Nb)N // *Metallurgical and Materials Transactions*, 2006, A 37(9), p. 2633-2640.
138. Костина М.В. Развитие принципов легирования Cr-N сталей и создание коррозионно-стойких сталей нового поколения со структурой азотистого мартенсита и аустенита для высоконагруженных изделий современной техники // Докторская дис., Москва, 2003, 237 с.
139. В.В. Мухин, Г.Г. Беляков, А.И. Александров, Н.Н. и др. Машиностроение. Энциклопедия. Т.2-2. Стали. Чугуны // М.: Машиностроение. 2001, 781 с.
140. ГОСТ 2246-70 Проволока стальная сварочная. Технические условия.
141. ПНАЭ Г-7-002-86 «Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Приложение 2 Методы определения механических свойств конструкционных материалов. 5 Методика определения критической температуры хрупкости».

142. Величко А.А. Роль тепловых параметров сварки в формировании морфологии, микроструктуры и свойств зоны термического влияния при производстве прямошовных труб // Автореф. канд. дисс., Москва, 2015, с. 25.
143. Hall E.O. The deformation and ageing of mild steel: III Discussion of results // Proc. Phys. Soc. B. – 1951 – V. 64. – P. 747-753.
144. Petch N.J. The cleavage strength of polycrystals // J. Iron Steel. – 1953. – V. 174. – P. 25-28.
145. Speidel M.O., Speidel H. J. Commercial low nickel and high nitrogen steels // Proceedings of the 10th Intern. Conference on High Nitrogen Steels (HNS 2009). Moscow, Russia. MISIS. 2009. P. 121 – 128.
146. S.A. Barannikova, L.B. Zuev. The effect of Interstitial Impurity Content in Austenitic Steel Monocrystals // HNS 2009, High Nitrogen Steels, (MISIS, Moscow, 2009), p. 189.
147. S. A. Barannikova, L. B. Zuev. Localized deformation waves in single γ -Fe crystals with N alloying element // 2 (2004) Suppl. High Nitrogen Steels 2004, p.253.
148. S. A. Barannikova, L. B. Zuev. The Effect of Interstitial Impurity Content on the Parameters of Plastic Deformation Localization in Austenitic Steel Monocrystals // High Nitrogen Steels 2006, p. 98.
149. I.V. Kireeva, Yu.I. Chumlyakov, A.V. Tverskov, N.V. Luzginova. The Effect of Nitrogen on Twinning in Single Crystals of Austenitic Stainless Steels // HNS 2009, High Nitrogen Steels, (MISIS, Moscow, 2009), p. 213.
150. M.O. Speidel, M. Zheng-Cui. High-nitrogen austenitic stainless steels // HNS 2003 - High nitrogen steels, Institute of Metallurgy ETH Zürich, Schaffhausen, Switzerland (2003), pp. 63-73.
151. Speidel MO. From high-nitrogen steels (HNS) to high-interstitial alloys (HIA) // HNS 2003 - High nitrogen steels, Schaffhausen, Switzerland: Institute of Metallurgy ETH Zürich; 2003, p. 1-8.
152. Z. Metallkunde 56, (1965), p.585.
153. Табатчикова Т.И., Носов А.Д., Гончаров С.Н., Гуднев Н.З., Дельгадо Рейна С.Ю., Яковлева И.Л. Структура и вязкость зоны термического влияния сварных соединений высокопрочной стали // Физика металлов и металловедение. – 2014, том 115. - № 12. - С. 1309-1317.
154. Игнатов А.Г., Криворотов В.И., Миргородский В.А. Лазерные сварные соединения из коррозионно-стойких сталей // Фотоника. – 2010. - №2. – С. 18-21.
155. Пересторонин А.В, Мисюров А.И. Лазерная сварка криогенных сталей // ФГБОУ ВПО “МГТУ им. Баумана”, Молодежный научно-технический вестник. – 2014. - №7.
156. Rigina L.G., Kostina M.V., Bannykh O.A., Blinov V.M., Zvereva T.N. Effect of alloying on the composition-stable nitrogen content and phase composition of corrosion-resistant Fe-Cr-Mn-Ni-Mo-V-Nb alloys after solidification. 9-th Int. konf. High Nitrogen Steels, Moscow, July 2009.
157. Okamoto M., Naito T.J. //Iron and Steel Inst. Japan. 1963. V.49 №13, 1915 p.

158. S.D. Voronchuk, V.I. Krivorotov, L.V. Shamova, M.V. Kostina, S.O. Muradjan, E.V. Blinov, Yu. Petrov. Performance assessment of full strength and tension of laser welds of nitrogen content, austenitic and martensitic steels // In Conf. workbook, the 16 th Intern. Conf. «Laser Optics 2014» 30.06 – 04.07.2014, St. Pb., Russia, p. 55.
159. Bappa Acherjee. Hybrid laser arc welding: State-of-art review // Optics and Laser Technology, Volume 99, 2018, pp. 60–71.
160. J.T. Norris, C.V. Robino, D.A. Hirschfeld, M.J. Perricone. Effects of Laser Parameters on Porosity Formation: Investigating Millimeter Scale Continuous Wave Nd:YAG Laser Welds // Welding journal, october 2011, VOL. 90, p. 198-203.
161. Stephen B. Tate. Laser weldability of type 21Cr-6Ni-9Mn stainless steel // Colorado School of Mines, Mines Theses & Dissertations, 2007, 146 p.; <https://dspace.library.colostate.edu/handle/11124/17065>.
162. P.A.A. Khan, T. DebRoy, S.A. David. Laser Beam Welding of High-Manganese Stainless Steels - Examination of Alloying Element Loss and Microstructural Changes. Weld. J., 1988, vol. 67(1), p. 1–7.
163. Iamboliev, T., Zumbilev, A., Kalev, L., Christov, S., Ianev, V., Stang, R. G. Laser Beam Welding of High-Nitrogen-Containing Austenitic Stainless Steel, Weld. J., vol. 78, 7, 245s–252s, (1999).
164. П.И. Завгороднев, Б.М.Болотников. Медницко-жестяницкие работы. М., Высшая школа, 1978, стр. 26-35.
165. М.В. Костина, В.С. Костина, С.О. Мурадян. Влияние тепловой механической правки на структуру и механические свойства сварных соединений листового проката из новой аустенитной азотсодержащей стали // М., Металлы, №1, 2019, сс. 3-12.
166. В.Д. Мацкевич. Сборка и сварка корпусов судов. С.-, Судостроение, 1968, стр. 123-129.
167. <http://taina-svarki.ru/kachestvo-i-kontrol-svarki/kak-izbezhat-deformatsiy-pri-svarke.php>

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ

Федеральное государственное бюджетное учреждение науки
ИНСТИТУТ МЕТАЛЛУРГИИ И МАТЕРИАЛОВЕДЕНИЯ им. А.А. Байкова
Российской академии наук (ИМЕТ РАН)

«УТВЕРЖДАЮ»
Зам. директора ИМЕТ РАН
к.т.н. И.О. Банных
«30» июня 2020 г.



ТЕХНОЛОГИЧЕСКИЕ РЕКОМЕНДАЦИИ

**«Ручная аргодуговая сварка неплавящимся электродом
азотсодержащей стали 05X22AG15N8МФЛ
аустенитного класса, толщиной до 22 мм»**

Разработчик:  м.н.с. Костина В.С.

Москва, 2020 г.

Содержание

1. Область применения	3
2. Нормативные ссылки	4
3. Термины, определения и сокращения.....	4
4. Подготовка сварочного процесса	5
5. Сборка под сварку	6
6. Требования к сварке.....	7
7. Термическая обработка.....	8
8. Контроль сварочных работ и сварных соединений	9
9. Исправление дефектов сварных соединений	11
Приложение А. Технические указания на сварку заготовок аустенитной азотсодержащей стали 05Х22АГ15Н8МФЛ толщиной до 22 мм	13

Сокращения и обозначения, использованные в тексте инструкции

В настоящей технологической инструкции использованы следующие сокращения:

СС – сварное соединение

ЛС – линия сплавления

ОМ – основной металл

ЗТВ – зона термического влияния

СШ – сварной шов

ОШЗ - околошовная зона

АрДС - аргодуговая сварка

ЛЭ – легирующие элементы

РГК – рентгенографический контроль

ТУ - технические условия

1. Характеристика свариваемого материала и область применения его сварных соединений

Технологическая инструкция разработана для выполнения сварочных работ способом ручной АрДС неплавящимся электродом для получения СС высокопрочной, коррозионностойкой стали аустенитного класса 05X22АГ15Н8МФЛ, содержащей ~0,5 % азота (здесь и далее – массовые %).

Инструкция включает требования к подготовке материала под сварку, сборке стыков, ручной АрДС неплавящимся электродом и контролю сварных соединений.

Рекомендуемые данной инструкцией режимы сварки опробованы на сечениях толщиной до 22 мм включительно. Они также могут быть рекомендованы для стали марок 05X21АГ15Н8МФЛ, 05X22АГ15Н8М2ФЛ с содержанием азота от 0,45 до - 0,6 % азота и для вариантов данных марок стали, используемых в деформируемом состоянии.

Основной металл сталей 05X22АГ15Н8МФЛ, 05X21АГ15Н8МФЛ и 05X22АГ15Н8М2ФЛ характеризуется при 20°С механическими свойствами: предел текучести 350-500 МПа, предел прочности 630-750 МПа; относительное удлинение 35-60%, относительное сужение 62-75%; ударная вязкость KCV= 170 – 250 Дж/см².

Стали 05X22АГ15Н8МФЛ и 05X22АГ15Н8М2ФЛ могут содержать до 15 % δ-феррита, в зависимости от содержания легирующих элементов в пределах их марочного химического состава, поэтому, если по требованиям заказчика необходимо получение немагнитных СС данных сталей, следует предусмотреть проведение дополнительной термической обработки основного металла перед проведением сварки (отжига при температурах 1100-1200°С, с последующим охлаждением в воде).

2. Нормативные ссылки

В настоящей инструкции использованы нормативные ссылки на следующие стандарты и своды правил:

ГОСТ 2601-84. Сварка металлов. Термины и определения основных понятий

ГОСТ 5264-80. Ручная дуговая сварка. Соединения сварные. Основные типы, конструктивные элементы и размеры

ГОСТ 10157-79. Аргон газообразный и жидкий. Технические условия

ГОСТ 11534-75. Ручная дуговая сварка. Соединения сварные под острыми и тупыми углами. Основные типы, конструктивные элементы, размеры

ГОСТ 14771-76. Дуговая сварка в защитном газе. Соединения сварные. Основные типы, конструктивные элементы и размеры

ГОСТ 23055-78. Контроль неразрушающий. Сварка металлов плавлением. Классификация сварных соединений по результатам радиографического контроля

ГОСТ 23518-79. Дуговая сварка в защитных газах. Соединения сварные под острыми и тупыми углами. Основные типы, конструктивные элементы, размеры

ГОСТ 23949-80. Электроды вольфрамовые сварочные неплавящиеся. Технические условия

ГОСТ 2246–70. Проволока стальная сварочная. Технические условия

ГОСТ 5264-80. Ручная дуговая сварка. Соединения сварные. Основные типы, конструктивные элементы и размеры

ГОСТ 6996–66. Сварные соединения. Методы определения механических свойств

ГОСТ 7512–82. Контроль неразрушающий. Соединения сварные. Радиографический метод.

ГОСТ 10157–2016. Аргон газообразный и жидкий. Технические условия

ГОСТ 2789–73. Шероховатость поверхности. Параметры и характеристики.

РД 51-31323949-38-98. Руководящий документ по технологии сварки технологических трубопроводов КС из теплоустойчивых и высоколегированных сталей.

3. Термины и определения

В настоящей технологической инструкции применены следующие стандартизованные термины:

«аргонодуговая сварка», «валик», «корень шва», «кратер шва», «наплавка», «проход при сварке», «сварка в защитном газе», «ручная дуговая сварка», «сварка дуговая

неплавящимся электродом», «сварное соединение», «слой сварного шва», «стыковое соединение» приведены в ГОСТ 2601.

4. Подготовка сварочного процесса

4.1. В качестве сварочных материалов следует использовать аустенитные азотосодержащие сварочные проволоки Св-25Х25Н16АГ7 (0,1 % азота) (ГОСТ 9466-75, ГОСТ 10052-75, ТУ 1273-003-50133500-2009) и Св-10Х20Н18МЗАФС (0,25 % азота) (RU 2437746).

4.2. На поверхности проволоки не должно быть окалины, ржавчины, следов смазки, задиров, вмятин, других дефектов и загрязнений. При необходимости ее следует очистить.

4.3. В качестве защитного газа следует применять аргон высшего и первого сортов по ГОСТ 10157. Допускается использовать газообразный и жидкий аргон.

4.4. Перед использованием аргона из каждого баллона следует проверить качество газа, для чего надо наплавить на пластину или трубу валик длиной 100 – 150 мм и по внешнему виду поверхности наплавки определить ее качество. При обнаружении пор в металле шва газ, находящийся в данном баллоне, следует браковать.

4.5. Для ручной АрДС в качестве неплавящегося электрода следует применять прутки вольфрама диаметром 2 – 4 мм по ГОСТ 23949.

4.6. Для легкого возбуждения дуги и повышения стабильности ее горения конец вольфрамового электрода следует заточить на конус; длина конической части должна составлять 6 – 10 мм, а диаметр притупления 0,2 – 0,5 мм.

4.7. При отсутствии сертификатов или других документов о качестве или неполноте представленных в них данных сварочные материалы Св-25Х25Н16АГ7 и Св-10Х20Н18МЗАФС допускается использовать только после проверки химического состава и механических свойств наплавленного металла на соответствие требованиям стандартов или ТУ (см. п.4.1).

4.8. Кромки под сварку должны быть подготовлены по ГОСТ 5264-80 с формой разделки С-17, зачищены или протравлены для удаления окалины или загрязнений. Непосредственно перед сваркой кромки должны быть очищены от загрязнений до металлического блеска и обезжирены ацетоном, уайт-спиритом или другим растворителем с применением протирачных материалов.

4.9. Оборудование для сварки, контрольно-измерительные приборы, поставляемые отдельно от оборудования, должны иметь паспорт завода-изготовителя, подтверждающий

пригодность оборудования для предназначенной работы.

4.10. Аргон из баллона должен поступать в горелку через редуктор с дозирующим устройством.

5. Сборка под сварку

5.1. Перед сборкой стыков следует проверить соответствие друг другу формы, размеров кромок стыкуемых частей, а также качества их подготовки.

5.2. Все местные уступы и неровности, имеющиеся на кромках собираемых частей и препятствующие их соединению, следует до сборки устранить с помощью абразивного круга или напильника, не допуская острых углов и резких переходов.

5.3. Стыкуемые элементы должны иметь одинаковый внутренний размер.

5.4. При сборке стыков необходимо предусмотреть возможность свободной усадки металла шва в процессе сварки; не допускается выполнять сборку стыков с натягом.

5.5. Прихватку собранных стыков следует производить ручной АрДС симметрично по ширине стыка.

5.6. Для выполнения прихваток должен быть применен тот же присадочный материал, который будет использован для сварки корневого слоя.

5.7. Прихватки должны быть равномерно расположены по периметру стыка. Не рекомендуется накладывать прихватки на потолочном участке стыка.

5.8. К качеству прихваток следует предъявлять такие же требования, как и к сварному шву. Прихватки, имеющие недопустимые дефекты, обнаруженные при визуальном и измерительном контроле, следует удалять механическим способом.

5.9. Перед прихваткой качество сборки стыка должен проверить сварщик.

5.10. Узлы, в которых элементы соединены только прихватками или корневыми швами, запрещается перемещать, транспортировать, подвергать воздействию каких-либо нагрузок во избежание образования трещин в швах.

5.11. Подготовленные под сварку детали из аустенитных сталей должны храниться в условиях, исключающими их загрязнение и/или контакт с углеродистыми сталями.

6. Требования к процессу проведения сварки

6.1. Минимальная температура окружающего воздуха, при которой могут быть выполнены прихватка и сварка стыков, должна быть не менее -20°C . При более низкой температуре воздуха сварка должна быть выполнена в помещении или укрытии (кабине, палатке), где поддерживается температура выше 0°C .

6.2. Ручную аргодуговую сварку надо проводить сразу после выполнения прихватки. Непосредственно перед сваркой сварщик должен проверить состояние поверхности стыка, убедиться в отсутствии недопустимых дефектов в прихватках.

6.3. Перед началом сварки необходимо возле сварочных кромок закрепить металлическую пластину, размером не менее 5×5 см для зажигания и гашения дуги. После сварки ее удалить механическим способом.

6.4. Подача защитного газа. Подачу аргона необходимо начинать на 15 – 20 с раньше момента зажигания дуги и прекращать спустя 10 – 15 с после обрыва дуги и в течение этого времени подавать аргон на кратер для защиты металла шва от воздействия воздуха.

6.5. Режим сварки. С целью недопущения перегрева металла аустенитной азотсодержащей стали сварку следует выполнять при сварочном токе $I_{\text{св}} = 70-100$ А (минимальном, обеспечивающем нормальное ведение сварки и стабильное горение дуги), напряжении $U_{\text{св}} = 8-10$ В, со скоростью сварки не ниже 3 м/ч.

6.6. Стыки с толщиной стенки более 2 мм следует сваривать не менее чем в два слоя. При многопроходной сварке каждый последующий слой накладывать после остывания предыдущего до 20°C .

6.7. Сварка с использованием указанных в п.4.1 сварочных материалов и указанных в данном разделе параметрах сварочного процесса позволяет получать бездефектные соединения. Если, при нарушении рекомендованного режима сварки, на поверхности шва обнаруживаются дефекты (трещина, поры) дефектное место следует удалить механическим способом до «здорового» металла и при необходимости заварить вновь.

6.8. Присадочную проволоку всегда следует располагать перед горелкой, вводить в ванну равномерно, перемещая ее впереди дуги. Конец проволоки должен постоянно находиться в сварочной ванне расплавленного металла.

6.9. Вольфрамовый электрод следует осматривать перед выполнением каждого прохода сварного шва и заменять его или производить заточку при обнаружении разрушения или загрязнений.

6.10. Следует обеспечить провар корня шва. Толщина корневого слоя, во избежание его прожога при наложении основного шва, должна быть не менее 2 мм.

6.11. Следует тщательно заделать кратер. Для его заделки необходимо применять дистанционное управление сварочным преобразователем. В отсутствие такой возможности заделку кратера необходимо производить путем ввода в кратер капли расплавленного металла сварочной проволоки с одновременным ускорением отвода горелки от стыка до естественного обрыва дуги.

6.12. После сварки корневого шва должен быть проведен визуальный и измерительный контроль для выявления трещин. При обнаружении трещин дефектный участок должен быть удален и снова заварен с присадочной проволокой.

6.13. В процессе варки перегрев стыка не допускается. Если основной металл на расстоянии 20 – 25 мм от ЛС нагрелся выше плюс 100°С, необходимо сделать перерыв в сварке или, не прерывая сварки, охладить стык с помощью струи сжатого воздуха.

7. Термическая обработка

7.1. СС стали 05Х22АГ15Н8МФЛ, полученные указанным в инструкции способом являются коррозионностойкими и могут применяться без дополнительной термической обработки. При наличии особых требований Заказчика по коррозионной стойкости возможно проведение после окончания сварки и полного охлаждения СС термообработки – отжига при 1100°С с последующим охлаждением в воде. Время выдержки СС, в зависимости от толщины, составляет:

- 5-10 мм -- 20 мин;
- 10-15 мм – 24 мин;
- 15-17 мм – 28 мин;
- 17-22 мм -- 30 мин.

8. Общие требования к контролю качества серийных сварочных работ и сварных соединений

8.1 При проведении серийных сварочных работ с получением СС стали рекомендуется руководствоваться общими требованиями к контролю качества серийных сварочных работ и сварных соединений, изложенными в РД 51-31323949-38-98. Операции контроля процесса сварки должны быть отражены в журнале операционного контроля, который включает в себя:

- контроль сборочно-сварочного оборудования, аппаратуры и приспособлений;
- контроль подготовки и сборки СС под сварку;
- контроль процессов сварки;
- контроль режимов термообработки СС (при необходимости ее проведения).

8.2. При контроле сборочно-сварочного оборудования, аппаратуры и приспособлений следует проверять:

- исправность и комплектность сборочно-сварочного оборудования и приспособлений, а также соответствие их геометрических и технологических параметров предстоящим операциям по сборке и сварке;

- отсутствие повреждения (недопустимого износа) токоподводящих кабелей;

- наличие проверенных амперметров и балластных реостатов на постах для ручной аргонодуговой сварки (допускается применение переносных амперметров для периодического контроля величины сварочного тока);

- соответствие типа (марки) сварочного оборудования требованиям нормативной документации;

- состояние горелок, баллонов с защитным газом.

8.3. При контроле подготовки и сборки деталей под сварку следует проверять соблюдение требований проектной документации и наличие маркировки, подтверждающей соответствие детали требованиям чертежа.

8.4. При подготовке деталей под сварку и при их сборке нужно контролировать выполнение требований разделов 4 - 6 данной инструкции, в том числе требования к:

- качеству и чистоте подлежащих сварке кромок (поверхностей), а также прилегающих к ним участков основного металла до и после сборки под сварку (см. п/п 5.1, 5.9, 6.2).

- форме и размерам кромок.

- маркам сварочных проволок (см. п.4.1);

- правильность сборки и крепления деталей в сборочных приспособлениях;
- качество, размеры и расположение прихваток (см. п.4.8);
- величину зазора в соединениях;
- величину смещения кромок, перелом осей соединяемых отверстий;
- размеры собранного под сварку узла.

8.5. Непосредственно перед началом сварки следует контролировать:

- соответствие квалификации сварщика выполняемым работам;
- чистоту кромок и поверхностей, подготовленных под сварку;
- марку и сортамент применяемых сварочных материалов;
- наличие документов, подтверждающих положительные результаты входного контроля сварочных материалов;
- чистоту поверхности присадочных материалов.

8.6. В процессе сварки следует контролировать:

- режимы сварки и последовательность выполнения операций (по сварке, зачистке, контролю);
- очередность выполнения сварных швов;
- температуру окружающей среды;
- очередность наложения валиков и слоев.

8.7. Маркировка СС. После окончания сварки нужно контролировать наличие и правильность маркировки (клеймения) выполненных сварных швов.

8.8. Контроль качества СС. По результатам визуального и измерительного контроля сварные швы должны удовлетворять следующим требованиям:

8.8.1. Визуальный, измерительный контроль.

- форма и размеры шва должны соответствовать ГОСТ 5264-80;
- поверхность шва должна быть мелкочешуйчатой; ноздреватость, свищи, скопления пор, прожуги, незаплавленные кратеры, наплывы в местах перехода сварного шва к основному металлу не допускаются;
- переход от наплавленного металла к основному должен быть плавным. Подрезы в местах перехода от шва к основному металлу допускаются по глубине не более 10 % толщины стенки, но не более чем на 0,5 мм. При этом общая протяженность подреза на одном сварном

соединении не должна превышать 30 % длины шва;

- трещины в шве, в зоне термического влияния и в основном металле не допускаются;
- отклонения от прямолинейности сваренных встык деталей не должны превышать установленных величин.

8.8.2. Неразрушающий контроль. Неразрушающему контролю следует подвергать наихудшие по результатам визуального и измерительного контроля сварные швы по всему периметру детали. Число контролируемых сварных швов нужно определять проектной документацией на объект.

- Контроль сварных соединений радиографическим методом производится после устранения дефектов, выявленных визуальным и измерительным контролем.

- При выявлении методами неразрушающего контроля дефектных сварных соединений контролю следует подвергать удвоенное от первоначального объема количество сварных соединений сваренной детали, выполненных одним конкретным сварщиком. Если при дополнительном контроле хотя бы одно сварное соединение будет признано негодным, контролю следует подвергать 100 % сварных соединений, выполненных данным сварщиком.

8.9. Контроль механических свойств. Испытания механических свойств контрольных сварных соединений проводятся в соответствии с требованиями ГОСТ 6996. Требования к объему испытаний устанавливает Заказчик (потребитель). При 20°C СС должны обладать следующими механическими свойствами: предел текучести 400-500 МПа, предел прочности 620-715 МПа; ударная вязкость KCV= 75 – 120 Дж/см².

9. Исправление дефектов сварных соединений

9.1. Исправлению путем местной подварки (без переварки всего стыка) с помощью ручной аргодуговой сварки подлежат все дефектные участки сварных соединений, выявленные при визуальном и измерительном контроле, радиографическом контроле.

9.2. Обнаруженные при визуальном контроле или радиографии поверхностные и подповерхностные дефекты в стыках соединений (независимо от их назначения и параметров рабочей среды) должны быть исправлены следующим образом:

- чрезмерные выпуклости сварных швов удалить механическим способом, недостаточные выпуклости исправить подваркой предварительно зачищенного шва;
- наплывы удалить механическим способом и при необходимости подварить;
- подрезы и углубления между валиками подварить, предварительно зачистив места

подварки;

- дефектные участки – трещины, незаплавленные кратеры, поры, неметаллические включения, несплавления и непровары – удалить до «здорового» металла, не оставляя острых углов и подварить до получения шва нормального размера. Дефектные стыки, которые нельзя исправить местной подваркой, следует вырезать.

9.3. Поврежденный металл¹ сварного соединения следует удалять механическим способом (абразивным инструментом, резанием или вырубкой).

9.4. Подварку и наплавку для исправления шва следует выполнять тем же способом сварки (ручным аргонодуговым) и с использованием тех же присадочных материалов, что и для сварки основного шва.

9.5. Один и тот же участок может быть исправлен не более трех раз (под участком в данном случае понимаются прямоугольник наименьшей площади, в контур которого вписана подлежащая заварке или уже заваренная выборка, и примыкающая к нему поверхность на расстоянии, равном трехкратной ширине этого прямоугольника).

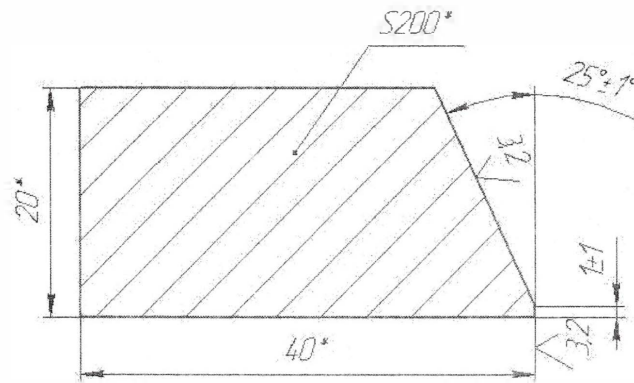
9.6. Исправленные с помощью сварки стыки подлежат 100 %-ному визуальному и измерительному контролю, радиографии и капиллярному контролю.

¹ Под поврежденным металлом СС следует понимать металл шва и прилегающую к шву зону с дефектами в виде трещин, скоплений пор, несплавлений и других несплошностей, превышающих допустимые нормы.

Технические указания на сварку заготовок аустенитной азотсодержащей стали
05X22AG15N8MФЛ толщиной до 22 мм

Наименование	Обозначения (показатели)
Способ сварки	АрДС
Вид свариваемых деталей	Л
Основной материал (марки)	05X22AG15N8MФЛ
Сварочные материалы (марки)	Св-10X20Н18М3АФС; Св-25X25Н16Г7
Толщина свариваемых деталей, мм, до	22 мм
Тип шва	СШ
Тип соединения	С
Условное обозначение соединения	С17 по ГОСТ 5264-80

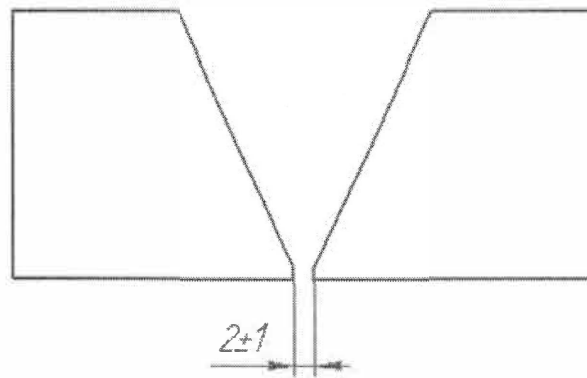
1. Кромки заготовок под сварку выполнить механическим способом согласно эскизу:



для заготовок в кол-ве 2шт.

2. Концы от разделки кромок на ширину не менее 20 мм с наружной и внутренней сторон должны быть зачищены до металлического блеска с удалением следов ржавчины, краски, грязи и масла. Непосредственно перед сваркой обезжирить ацетоном.

3. Сварку образцов выполнить согласно эскизу:



4. Технологические параметры сварки

Номер слоя (валика)	Род тока, полярность	Сварочный ток, А	Напряжение дуги, В	Расход аргона, л/мин	Скорость сварки, м/ч, не менее
1	Постоянный, прямая	70 ± 5	$10,5 \pm 1$	10 – 12	3
2 и др.		110 ± 5 А			

5. Прихватки выполнить тем же сварочным материалом, что и сварку. Аргонодуговую сварку выполнить с поддувом с обратной стороны.

6. Для уменьшения пористости необходимо снизить поступление азота из основного металла в сварочную ванну за счет изменения параметров, а именно: сварку выполнить узкими валиками на минимальном токе, с минимальным проплавлением основного металла, с охлаждением шва после каждого прохода до комнатной температуры ($+20^{\circ}\text{C}$).

7. Выполнить визуальный и радиографический контроль.

8. При необходимости (по требованию Заказчика) провести термообработку СС при 1100°C с охлаждением в воду. Время выдержки СС, в зависимости от толщины, составляет:

- 5-10 мм – 20 мин;
- 10-15 мм – 24 мин;
- 15-17 мм – 28 мин;
- 17-22 мм – 30 мин.



УТВЕРЖДАЮ

НИЦ «Курчатовский институт» -

ЦНИИ КМ «Прометей»

Заместитель генерального директора,

кандидат технических наук

С.И. Шекин

«06» июля 2020 г.

АКТ

Об использовании результатов кандидатской диссертационной работы Костиной В.С. на тему: «Исследование и развитие технологических основ сварки высокоазотистых коррозионностойких Cr-Ni-Mn-Mo аустенитных сталей», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук

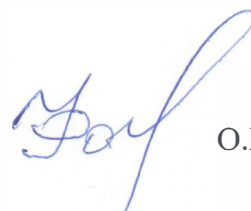
В период с января по июль 2019 года на базе научно-экспериментального производственного комплекса НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» с использованием технологических рекомендаций, разработанных В.С. Костиной в рамках кандидатской диссертационной работы «Исследование и развитие технологических основ сварки высокоазотистых коррозионностойких Cr-Ni-Mn-Mo аустенитных сталей» ручной дуговой сваркой в среде аргона получены образцы сварных соединений коррозионностойкой аустенитной стали 05X22AG15H8MФЛ с ~ 0,5 % азота.

При получении образцов сварных соединений стали 05X22AG15H8MФЛ были использованы рекомендованные сварочные материалы (Св-10X20H18M3АФС; Св-25X25H16Г7), форма разделки кромок, способ сварки, включая режим сварки (ток – 70 – 110 ± 5 А, напряжение – 10,5 ± 1 В) и технология многопроходной сварки со скоростью не более 3 м/ч, с охлаждением металла шва после каждого прохода до 20-40 °С.

Полученные в результате аустенитные сварные соединения показали отсутствие дефектов макро- и микроструктуры, высокий уровень механических свойств при испытаниях на растяжение и ударный изгиб ($\sigma_{0,2} = 471-475$ МПа; $\sigma_b = 631-659$ МПа; $KCU^{+20} = 90-111$ Дж/см²). Сварные соединения были подвергнуты коррозионным испытаниям, которые показали, что значения потенциалов коррозии находятся в диапазоне минус 0,05 - 0,20 В (по н.в.э.), характерном для нержавеющей сталей в морской воде и что полученные сварные соединения являются коррозионностойкими.

Использование разработанных В.С. Костиной технологических рекомендаций позволяет получать бездефектные аустенитные высокопрочные коррозионностойкие сварные соединения коррозионностойкой аустенитной стали с ~ 0,5 % азота. Технология является экономичной, т.к. полученные сварные соединения не требуют дополнительной термообработки. Разработанная технология может быть рекомендована в качестве технологии сварки аустенитных сталей с высокой концентрацией азота.

Начальник научно-производственного комплекса,
доктор технических наук



О.В. Фомина