

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

АВТОРЕФЕРАТ
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Москва – 2020

Работа выполнена в Федеральном государственном бюджетном учреждении науки Институте металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук (ИМЕТ РАН)

Научный руководитель: **Костина Мария Владимировна**
Доктор технических наук, доцент, ведущий научный сотрудник, ИМЕТ РАН

Научный консультант **Ворончук Сергей Дмитриевич**
Кандидат технических наук, НТО «ИРЭ-Полюс»

Официальные оппоненты: **Глезер Александр Маркович**
Доктор физико-математических наук, профессор, главный научный сотрудник кафедры физического материаловедения ФГАОУ ВО «НИТУ «МИСиС»

Ходаков Вячеслав Дмитриевич
Кандидат технических наук, старший научный сотрудник, заведующий лабораторией электродуговой сварки АО НПО «ЦНИИТМАШ»

Ведущая организация: Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования «Белгородский государственный национальный исследовательский университет» (НИУ «БелГУ»)

Защита диссертации состоится «19» ноября 2020 г. в 14:00 на заседании Диссертационного Совета Д 002.060.01 на базе Федерального государственного бюджетного учреждения науки Института металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук по адресу: 119334, Москва, Ленинский проспект, 49.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке института (ИМЕТ РАН) и на сайте ИМЕТ РАН <http://www.imet.ac.ru>. Автореферат диссертации размещен на сайте ИМЕТ РАН <http://www.imet.ac.ru> и на сайте ВАК <http://vak.ed.gov.ru>.

Автореферат разослан «__» _____ 2020 года.

Ученый секретарь диссертационного совета,
доктор технических наук, профессор:



В.М. Блинов

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы. Аустенитные азотсодержащие стали (ААС, (%N \geq 0,4 масс. %)) обладают, благодаря легированию азотом, сочетанием высокой прочности с высокой коррозионной- и износостойкостью, пластичностью и ударной вязкостью, немагнитностью. 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, используемых в нефте- и газодобыче, судостроении, машиностроении и др., были разработаны ААС нового поколения 04X20H6Г11M2АФБ и 05X22АГ15H8M2Ф с [N] \sim 0,5%, с высокими комплексами служебных свойств. 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, позволяющая получать прочные бездефектные СС, не прибегая, в т.ч. к использованию смеси-теля газа для добавления газообразного азота в защитную атмосферу. 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 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 высокопрочных и коррозионностойких аустенитных азотсодержащих сталей 04X20H6Г11M2АФБ и 05X22АГ15H8M2Ф 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 05X22АГ15H8M2Ф:

а) способы сварки; б) материалы сварочной присадки, способные обеспечить прочность СС, близкую к прочности основного металла (ОМ) при удовлетворительных характеристиках пластичности и ударной вязкости и аустенитную структуру металла шва (МШ); в) режимы процесса сварки выбранными способами, с применением выбранных материалов сварочной присадки.

2. Исследовать структуру, фазовый состав, механические и коррозионные свойства сварных соединений сталей 04X20H6Г11M2АФБ и 05X22АГ15H8M2Ф с \sim 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 04X20H6Г11M2АФБ сечением 10-45 мм, с применением присадок Св-09X16H25M6АФС, Св-10X20H18M3АФС, ЭА-868/20 (10X19H23Г2M5ФАТ); из стали 05X22АГ15H8M2ФЛ сечением 22 мм, с применением присадок 05X22АГ15H8M2Ф («свое тело»), Св-25X25H16АГ7 и Св-10X20H18M3АФС, с прочностью, близкой к прочности ОМ при удовлетворительных характеристиках пластичности и ударной вязкости. Установлено, что использование проволоки Св-09X16H25M6АФС 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 СС определяется свойствами металла в ЗС, имеющего меньший размер зерна и более высокую микротвердость, чем ОМ.

4. Показано, что по величине предела прочности СС проката и литой стали 05X22АГ15H8M2Ф, полученных лазерной сваркой, можно считать равнопрочными основному металлу, что коррелирует с данными измерений микротвердости ОМ и МШ.

5. Впервые изучено влияние МТП СС стали 04X20H6Г11M2АФБ при различных температурах (200, 300, ... 600 °С). МТП при 600 °С является предпочтительной по критериям прочности, микротвердости, ударной вязкости, отсутствию трещин, мартенсита деформации и избыточных фаз.

6. Изучена стойкость СС стали 05X22АГ15H8M2ФЛ 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 05X22АГ15H8M2Ф 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-09Х16Н25М6АФС, Св-10Х20Н18М3АФС, ЭА-868/20 (10Х19Н23Г2М5ФАТ) на структуру, фазовый состав и механические свойства сварных соединений сталей 04Х20Н6Г11М2АФ и 05Х22АГ15Н8М2Ф, 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 04Х20Н6Г11М2АФ и 05Х22АГ15Н8М2Ф.

3. Влияние лазерной стыковой сварки стали 05Х22АГ15Н8М2Ф(Л), на структурно-фазовое состояние и механические свойства СС и параметры процесса, обеспечивающие получение бездефектных СС.

4. Влияние температуры МТП (в интервале температур 200-600 °С) СС стали 04Х20Н6Г11М2АФ, 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, испытаний в соответствии с принятыми стандартами, сопоставлением 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 "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 (к 115-летию члена-корр. РАН И.А. Одинг) «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; XXIX Международная конференция "ЛАЗЕРЫ В НАУКЕ, ТЕХНИКЕ, МЕДИЦИНЕ", Москва; ежегодная конференция 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.

ОСНОВНОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении изложены проблемы, на решение которых направлена диссертационная работа, обоснована актуальность работы, указаны цели и задачи работы, научная новизна, практическая значимость полученных в работе результатов и приведены положения, выносимые на защиту.

Первая глава – обзор литературы по применяемым видам сварки коррозионно-стойких аустенитных сталей, основным возникающим проблемам и имеющимся способам устранения этих проблем.

Сварка плавлением - наиболее используемый процесс при соединении частей конструкций. Свариваемость металла зависит от его физико-химических свойств, технологии сварки, выбора присадочного материала, режимов сварки, формы и размеров изделия, условий эксплуатации. Получение качественных СС ААС сопряжено с рядом трудностей, в том числе – с ограниченной растворимостью азота в сварочном металле и, соответственно, возможностью возникновения газовых пор в МШ, появлением горячих трещин в околошовной зоне, выделением нитридных фаз, дестабилизацией аустенита в зоне термического влияния (ЗТВ), что приводит к снижению эксплуатационных свойств. В промышленности отсутствуют присадочные материалы, схожие по составу с существующими ААС, а производящиеся содержат в своем составе $N \leq 0,35\%$ масс. Поэтому существует несколько альтернативных вариантов по получению качественных сварных швов ААС, такие как:

1. Использование аустенитного присадочного материала. При этом для достижения равнопрочности уровень механических и коррозионных свойств МШ должен быть такой же или выше, чем у свариваемого металла.

2. Высокий уровень азота в металле сварного шва может быть достигнут за счет добавления газообразного азота к защитному газу при сварке.

3. Использование присадочных материалов на никелевой основе. Это позволит получить СС с высоким уровнем свойств и аустенитной структурой. В этом случае необходимо проводить сварку на низком токе, чтобы избежать перемешивания

основного металла и металла присадки, иначе зона перемешивания будет обеднена азотом из-за высокого никеля, снижающего растворимость азота, и окажется наиболее уязвимым участком сварного соединения.

В обзоре рассмотрены также: фазовый состав СС коррозионностойких аустенитных сталей, полученных с использованием разных способов сварки и присадочных материалов, их механические и коррозионные свойства.

Во второй главе описаны материалы и методы исследования, использованные для решения поставленных задач.

Подбор сварочных присадочных материалов для сварки аустенитных азотсодержащих коррозионностойких высокопрочных Cr-Ni-Mn-N-Mo-ЛЭ сталей с равновесной концентрацией азота ~0,5% осуществляли с использованием:

1) термодинамических расчётов растворимости азота¹ [N] в металле сварочных присадок и переходных зонах ОМ/МШ, исходя из содержания основных ЛЭ в ОМ и сварочном металле, по формуле 4 [119]:

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

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:

$$Ni_{\text{ЭКВ}} / Cr_{\text{ЭКВ}} > 0,8, \quad (2)$$

где значения никелевого и хромового эквивалентов рассчитываются по формулам:

$$Ni'_{\text{ЭКВ}} = Ni + 0,1Mn - 0,01Mn^2 + 18N + 30C; \quad (3)$$

$$Cr'_{\text{ЭКВ}} = Cr + 1,5Mo + 0,48Si + 2,3V + 1,75Nb; \quad (4)$$

- 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.

Для дуговой сварки ААС 04Х20Н6Г11М2АФБ и 05Х22АГ15Н8М2Ф с ~0,5% азота (хим. состав в табл. 1) был сделан выбор сварочных присадочных материалов на основании оценки значений вышеуказанных критериев (расчетная растворимость азота [N], PREN, $Ni_{\text{ЭКВ}} / Cr_{\text{ЭКВ}}$) для выбранных марок сварочных присадок (табл.2).

Таблица 1. Химический состав свариваемых сталей (масс. %; Fe – и примеси – остальное).

Марка	N	Si	Cr	Ni	Mn	Mo	V	Nb	C	S	P
							не более				
04Х20Н6Г11М2АФБ	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
05Х22АГ15Н8М2Ф	0,55-0,6	0,1-0,2	21-22	7,8-9	15-16	2-2,5	0,3	-	0,04	0,008	0,012

¹ предложенной в работе Л.Г. Ригиной, Я.М. Васильева, В.С. Дуба и др. «Легирование стали азотом», М., Электromеталлургия, 2005, №2, с.14-21

Таблица 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)										σ _{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

СС были получены с использованием нескольких способов сварки плавлением: дуговым, как наиболее употребляемым и лазерным, в качестве наиболее прогрессивного. Способы и режимы указаны в таблице 3.

Таблица 3. Режимы и способы сварки.

ОМ / присадка	Структурное состояние / толщина	Способ и режимы сварки	Разделка кромок
04Х20Н6Г11М2АФБ / 09Х16Н25М6АФС	Прокат / 20 мм	Полуавтоматическая дуговая сварка в защитном газе: I=180-220 А, U=24-28 В	Х-образная
04Х20Н6Г11М2АФБ / 10Х20Н18М3АФС			
04Х20Н6Г11М2АФБ / ЭА-868/20 (10Х19Н23Г2М5ФАТ)	Прокат / 10 мм	Ручная дуговая сварка плавящимся электродом: I = 110-140 А, U= 24 ÷ 28В	Х-образная, V-образная
	Прокат / 45 мм		
05Х22АГ15Н8М2ФЛ / 05Х22АГ15Н8М2Ф*	Литое / 22 мм	Ручная дуговая сварка в аргоне: I=70-110 А, U=10 В	V-образная
05Х22АГ15Н8М2ФЛ / 25Х25Н16АГ7			
05Х22АГ15Н8М2ФЛ / 10Х20Н18М3АФС			
05Х22АГ15Н8М2Ф / -	Прокат / 3 мм	Лазерная сварка: мощность P = 1 ... 6, кВт; скорость сварки V _{св} = 1...7 м/мин, заглубление фокуса от поверхности +3 ... -3 мм**	нет
05Х22АГ15Н8М2ФЛ / -	Литое / 3 мм		

* В качестве присадки использовали «свое тело»: горячекатаный металл разрезали на полоски 3х3 мм.

** Разработка IPG IRE-Polus (иттербиевый волоконный лазер).

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

Микроструктуру СС исследовали на световом микроскопе Olympus, сканирующем электронном микроскопе LEO-1420 с приставкой для микрорентгеноспектрального анализа (МРСА) Oxford Instruments, просвечивающую электронную микроскопию (ПЭМ) проводили с помощью электронного микроскопа JEM-200СХ фирмы JEOL при ускоряющем напряжении 160 кВ. Содержание азота в образцах из разных зон СС – определяли на газовом анализаторе Eltra ONH-2000 («Вента Лаб»), кислорода и азота в МШ на установке анализатора «Лесо» ТС-600, углерода и серы на установке анализатора «Лесо» СS-600. Испытания на растяжение проводили по ГОСТ 1497-84 на установке Instron 3382; (скорость испытания 1 мм/мин). Испытания на ударный изгиб - по ГОСТ 9454-78 на установке Amsler RKP-450 (энергия копра 300 Дж). Микротвердость различных структурных составляющих СС (зона сплавления – ЗС, МШ, ОМ и ЗТВ) определяли по ГОСТ 9450-76 на твердомере Volpert 402MVD (нагрузка 50г в течение 10 с). Ферритометрию осуществляли с использованием ферритометра МВП-2М (диапазон измерения 0 - 25%; предел допускаемой основной погрешности определения ферритной фазы, % $0,05 \cdot (1 + X_{\text{фи}})$, где $X_{\text{фи}}$ - измеренное количество ферритной фазы, %). Определение химического состава МШ осуществляли на установке атомно-эмиссионного спектрометра тлеющего разряда GDS 850А, фирмы LECO по ГОСТ 54153-2010. Были проведены испытания при 20 °С на общую коррозию в 20% водном растворе NaCl в течение 2020 ч по ГОСТ 9.905-85 и на стойкость к питтинговой коррозии СС в 3,5 % NaCl в течение 1000 часов в соответствии с рекомендациями стандарта ASTM G3 «Standard Practice for Conventions Applicable to Electrochemical Measurements in Corrosion Testing». Потенциалы определяли по формуле: $E_{\text{н.в.э.}} = E_{\text{х.с.э.}} + 0,2 \text{ В}$. Термодинамическое моделирование фазового состава сталей было произведено с использованием программы Thermo Calc. Расчеты проводили для давления 1 атм и интервала температур от 600°С до 1200 °С.

В третьей главе описано исследование структуры, фазового состава и механических свойств СС, полученных дуговыми способами сварки стали 04Х20Н6Г11М2АФБ проката 10-45 мм и стали 05Х22АГ15Н8МФЛ толщиной 22 мм в литом состоянии. Приведены расчеты погонной энергии для использованных режимов дуговой сварки, зависимость структуры и свойств от разделки кромок и определена связь между микротвердостью и прочностными свойствами СС.

СС проката стали 04Х20Н6Г11М2АФБ (толщина 10, 20, 45 мм) характеризуются тем, что СС проката толщиной 20 и 45 мм имеют ярко выраженную зону влияния термического цикла сварки, в которой прошли процессы рекристаллизации (первичной и собирательной) (рис. 1 а,б,в), в СС проката толщиной 10 мм подобная ЗТВ отсутствует (рис. 1 г,д), что можно объяснить меньшим размером сварочной ванны. Перлитоподобных феррито-нитридных структур распада в ЗТВ всех СС не обнаружено.

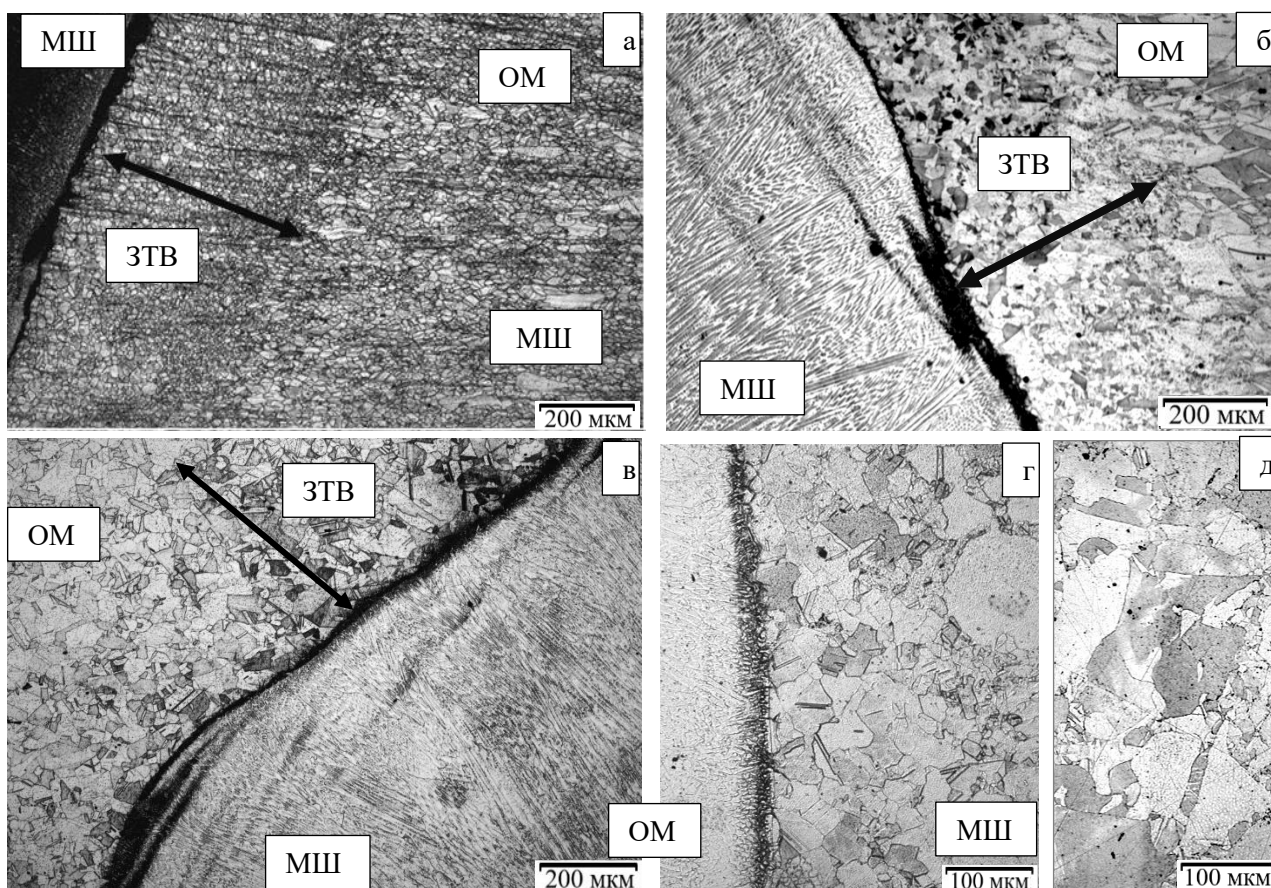


Рис. 1 – Микроструктура различных зон СС: а) 04Х20Н6Г11М2АФБ / 09Х16Н25М6АФС (20 мм); б) 04Х20Н6Г11М2АФБ / 10Х20Н18М3АФС (20 мм); в) 04Х20Н6Г11М2АФБ / 10Х19Н23Г2М5ФАТ (45 мм); г) 04Х20Н6Г11М2АФБ / 10Х19Н23Г2М5ФАТ (10 мм); д) ОМ СС 04Х20Н6Г11М2АФБ / 10Х19Н23Г2М5ФАТ (10 мм) на расстоянии 10-11 мм от МШ.

Во всех СС проката в зоне протяженностью до 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.

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

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.

Изучали влияние химического состава сварочной присадки (09Х16Н25М6АФС с ~0,15% N, 10Х20Н18М3АФС с ~0,25%N и 10Х19Н23Г2М5ФАТ с ~0,30 %N) на структурно-фазовое состояние МШ (рис.2). Показано, что аустенит металла шва в СС 04Х20Н6Г11М2АФБ / 09Х16Н25М6АФС не содержит δ-феррита; содержит частицы χ-фазы, $Me_{23}C_6$ или Me_6C , нитридов (Cr,V)N и Cr_2N , от наноразмерных до ≤ 2 мкм. В

МШ соединения 04X20H6Г11М2АФБ / 10X20H18М3АФС, 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 10X19H23Г2М5ФАТ, отмечено присутствие нитридов $(Cr,V)N$ и частиц χ -фазы субмикронного и микронного размера.

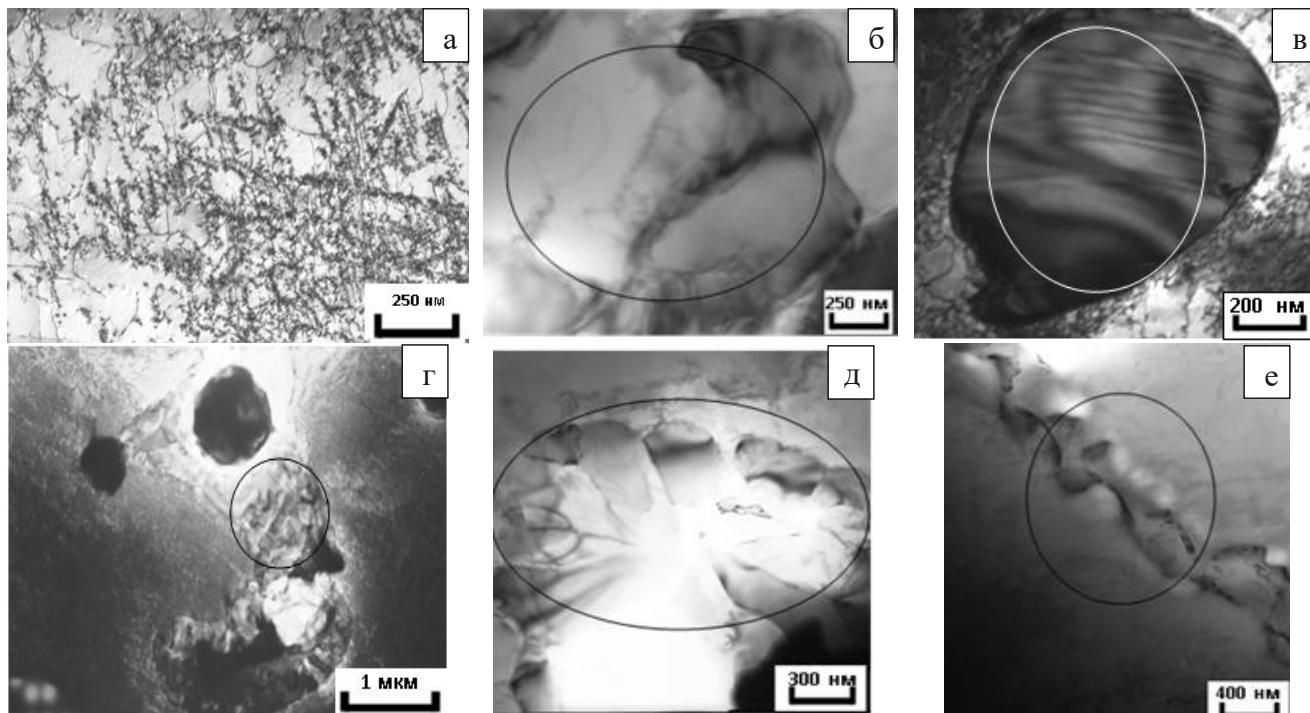


Рис. 2 – Тонкая структура СС стали 04X20H6Г11М2АФБ вблизи ЗС: а) наноразмерные выделения $(Cr,V)N$ на дислокациях; б) и в) χ – фаза; г) и д) выделения карбида $Me_{23}C_6$; е) выделения нитрида Cr_2N (или карбонитридов).

Исследование механических свойств СС проката толщиной 10 и 45 мм (04X20H6Г11М2АФБ /10X19H23Г2М5ФАТ) показало (табл. 4), что:

1) СС имеют высокую ударную вязкость и прочность, в т.ч. за счет выделения частиц нитридов MeN , являющихся препятствием для движения дислокаций;

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 (рис. 3).

Таблица 4. Механические свойства образцов СС проката 10 и 45 мм, металла электрода и ОМ при 20°C.

Вид металла	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , 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	
10X19H23Г2М5ФАТ	530	770	33	55	1,08	
СС проката 45 мм	578	828	20	34		1,25
ОМ, прокат 45 мм	545	924	46	58		-

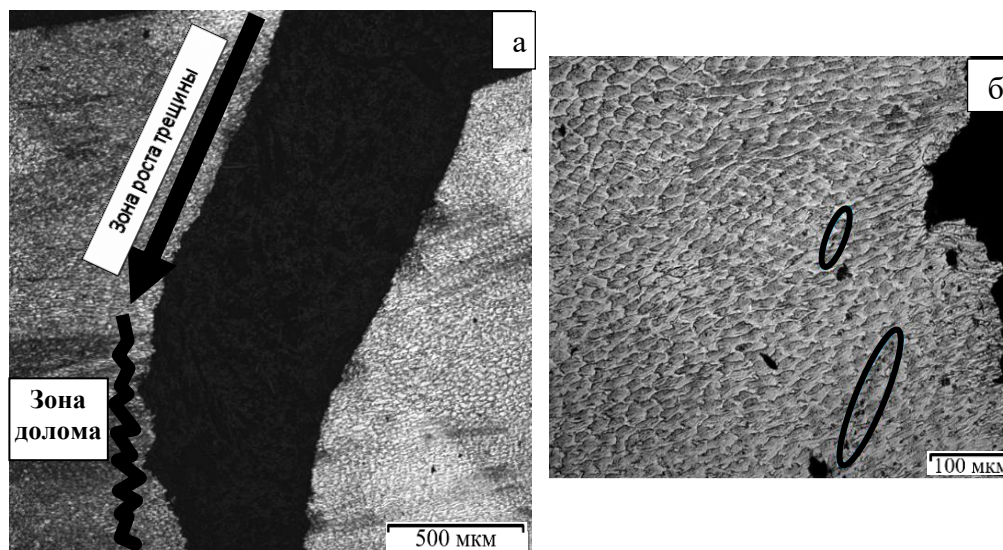


Рис. 3 – а) половинки образца в зоне образования шейки и разрушения (МШ); б) микроструктура стали МШ в шейке непосредственно в зоне разрушения.

По итогам исследований СС проката стали 04X20H6Г11M2АФБ сделаны рекомендации по выбору металла сварочной присадки и режима сварки, в т.ч.:

- рекомендованы сварочная проволока 10X20H18M3АФС и электрод 10X19H23Г2M5ФАТ ввиду более однородного фазового состава МШ (отсутствия в составе МШ карбидной фазы, нитридов Cr_2N , присутствия χ - фазы в меньшем количестве);

- поскольку все опробованные режимы сварки позволили получить качественные, высокопрочные, коррозионностойкие СС, рекомендованы 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.

Ручная дуговая сварка литой стали 05X22АГ15Н8МФЛ (~ 0,6% N) толщиной 22 мм проведена: **(I)** по технологии «сварка за один проход «зигзагообразным» способом» с использованием присадки 05X22АГ15Н8М2Ф («свое тело») и Св-10X20H18M3АФС; **(II)** по разработанной технологии - со сваркой в несколько проходов, с охлаждением металла СС после укладки каждого валика до комнатной температуры с использованием присадок 05X22АГ15Н8М2Ф («свое тело»), Св-10X20H18M3АФС и Св-25X25H16АГ7.

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

- 1) у СС, полученных по технологии I (рис. 4), по сравнению с таковыми у СС, полученных по технологии II происходят (рис. 5): более сильное оплавление свариваемых кромок; значительный рост зерен в ЗТВ.

- 2) при использовании присадки Св-10X20H18M3АФС 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, при этом в МШ сохраняется практически все количество азота, находящегося в металле сварочных присадок до сварки (потери не более 0,02%).

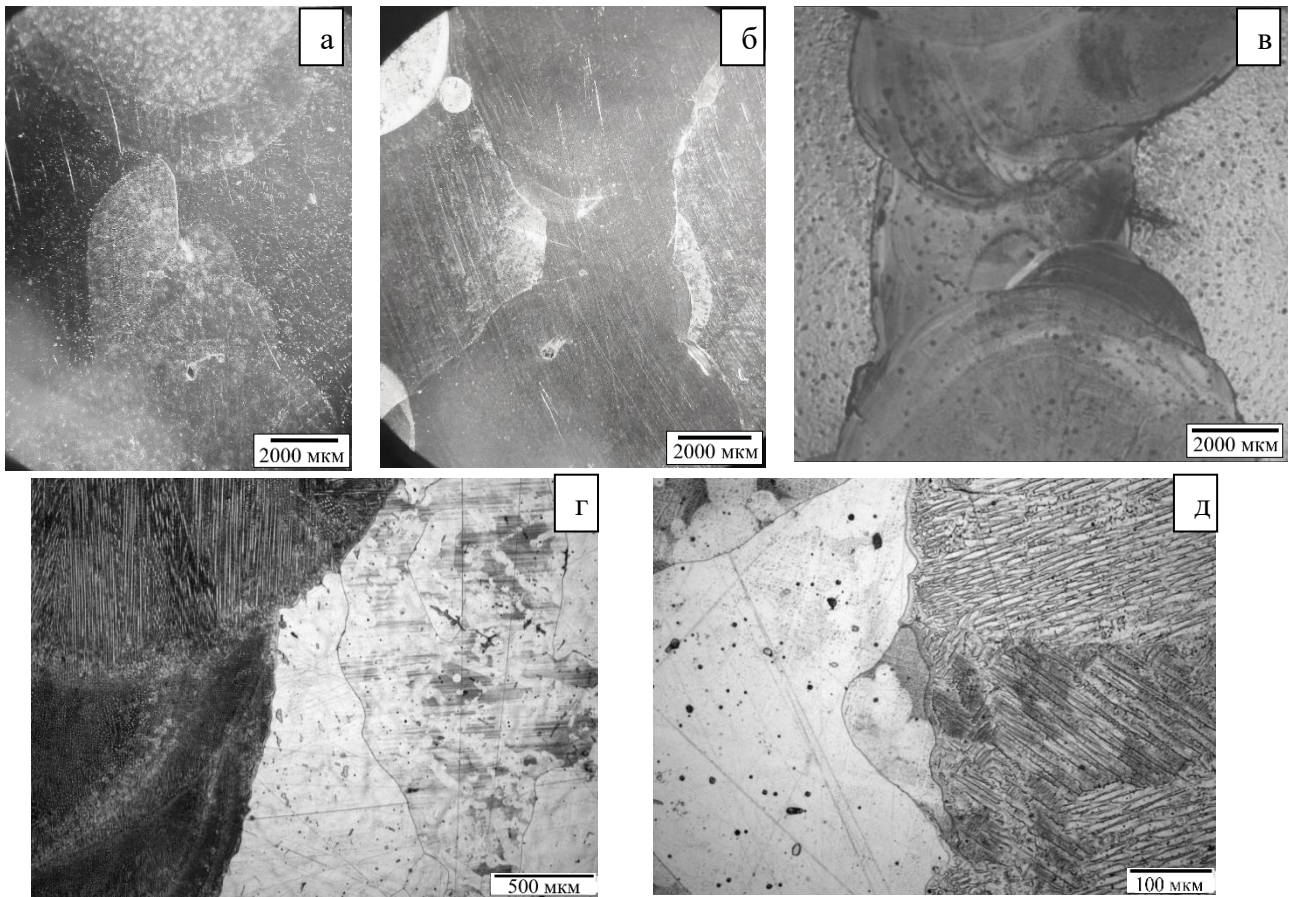


Рис. 4 – Структура СС: а) и г) 05X22AG15H8MFL / 05X22AG15H8MФ-I;
б), в) и д) 05X22AG15H8MFL / 10X20H18M3AФC-I.

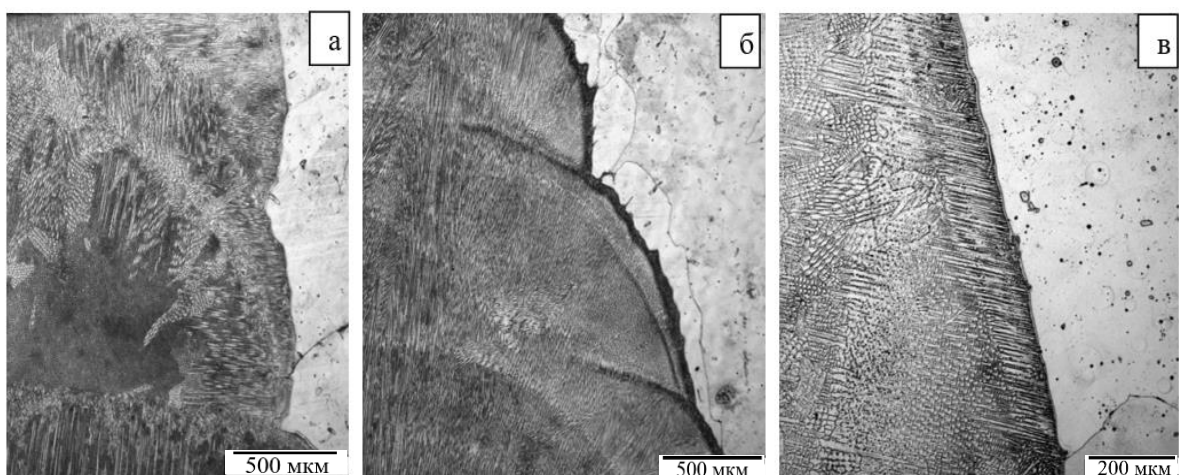


Рис. 5 – Микроструктура различных зон СС:
а) 05X22AG15H8MFL / 05X22AG15H8MФ-II; б) 05X22AG15H8MFL / 10X20H18M3AФC-II;
в) 05X22AG15H8MFL / 25X25H16AG7-II.

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 (табл. 5). При этом:

1) несмотря на то, что в МШ соединения, полученного по технологии I, обеспечивается 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.

2) хотя ударная вязкость СС-I и СС-II существенно ниже (рис. 6), чем у ОМ, полученные показатели укладываются в критериальные значения ударной вязкости трубопроводного оборудования, работающего под давлением³; изломы СС после испытаний на ударный изгиб имеют квазивязкий характер.

Таблица 5. Механические свойства ОМ, СС и МШ (образцы вырезаны вдоль СС-II) при 20°C.

Материал		$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	КСУ, Дж/см ²
05X22AG15H8MФЛ		703	384	48	331
05X22AG15H8MФЛ/05X22AG15H8MФ-I		245	218	3,6	105
05X22AG15H8MФЛ/10X20H18M3AФC-I		188	174	2	94
05X22AG15H8MФЛ/05X22AG15H8MФ-II		519	463	-	
05X22AG15H8MФЛ/10X20H18M3AФC-II		659	471	-	
05X22AG15H8MФЛ/25X25H16AG7-II		631	475	-	
МШ	05X22AG15H8MФ-II	915	745	29,7	
	10X20H18M3AФC-II	793	660	21,5	
	25X25H16AG7-II	799	658	20,8	

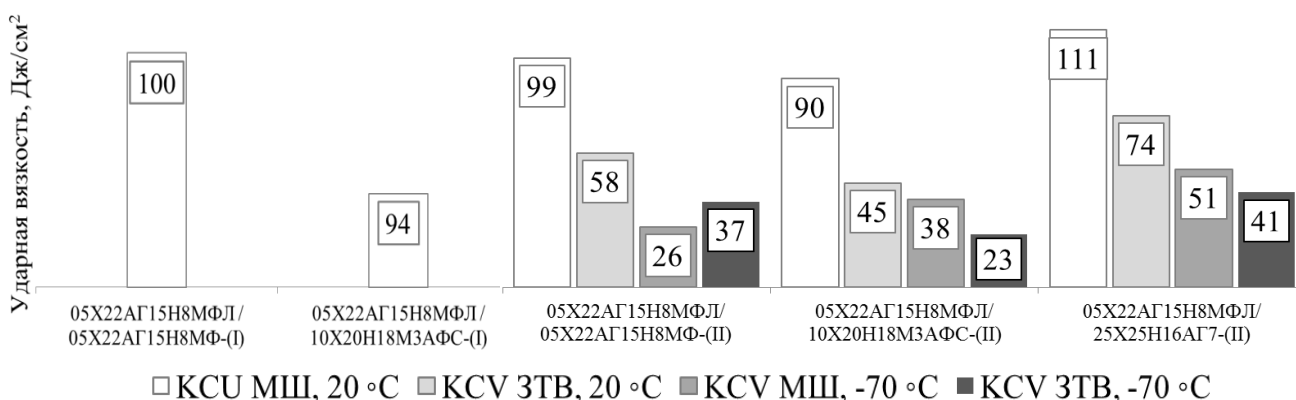


Рис. 6 - Результаты испытаний СС на ударный изгиб.

³ ПНАЭ Г-7-002-86 «Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок».

В МШ всех СС, полученных с использованием в качестве присадки «свое тело» (05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ), полученной из лабораторного металла, присутствует большое количество микронных частиц неметаллических включений (рис.6 а); МШ в СС, полученных с использованием промышленных сварочных проволок 10Х20Н18М3АФС и 25Х25Н16АГ7 содержит намного меньшее количество включений (рис.5 б,в). Эти включения не влияют на уровень ударной вязкости СС.

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. 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) (рис.7); СС-II в 3,5 % NaCl (испытания на питтинговую коррозию, 1000 ч) (рис. 8, табл. 6). 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 10Х20Н18М3АФС и Св-25Х25Н16АГ7; наименьшие потери - у первой проволоки, благодаря высокому содержанию Мо в металле сварочной присадки.

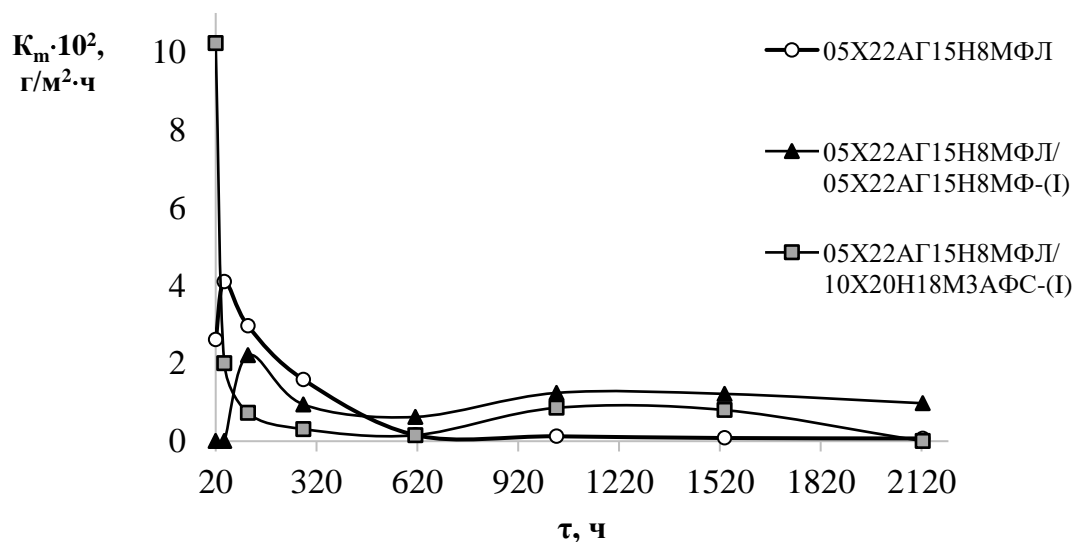


Рис. 7 - Влияние продолжительности выдержки в 20% водном растворе NaCl при 20°C на скорость коррозии стали 05X22АГ15Н8МФЛ и ее СС, полученных по технологии-I.

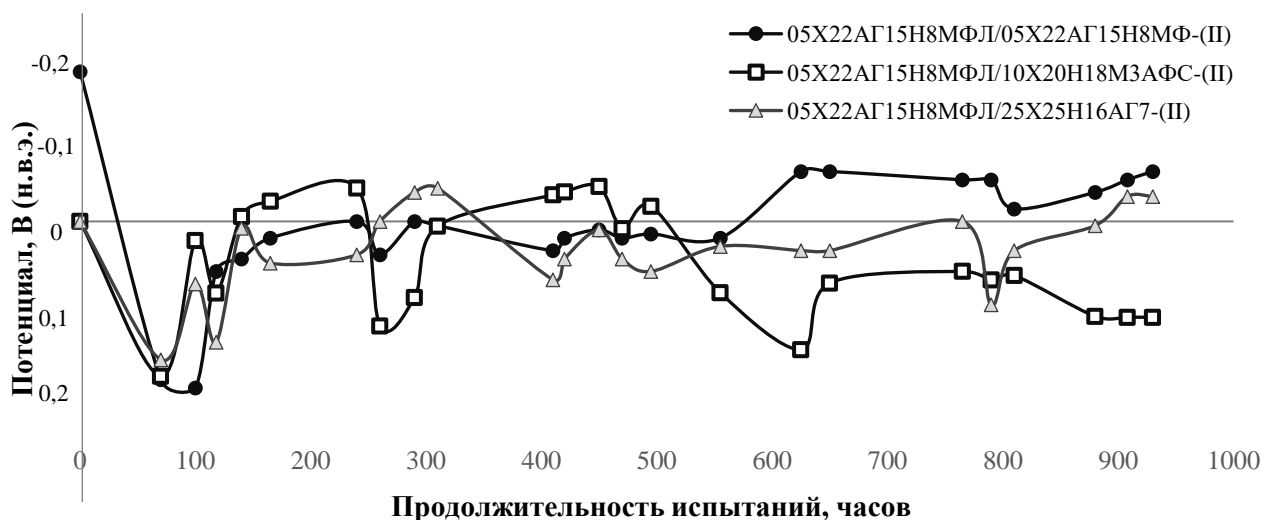


Рис. 8 – Измерение потенциалов коррозии образцов СС, полученных по технологии-II.

Скорость коррозии v определяли по формуле:

$$v = W / (A \times T), \quad (5)$$

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

Таблица 6. Определение скорости коррозии СС гравиметрическим методом при $T=1000$ ч.

СС	Масса до испытаний, г	Масса после испытаний, г	W , г	A , м ²	v , г/м ² *ч
05X22АГ15Н8МФЛ / 05X22АГ15Н8МФ-(II)	46,1860	46,1782	0,0078	0,0017708019	0,0044
05X22АГ15Н8МФЛ / 10Х20Н18М3АФС-(II)	48,2945	48,2905	0,004	0,001896599	0,0021
05X22АГ15Н8МФЛ / 25Х25Н16АГ7-(II)	25,2945	25,0804	0,0044	0,0013013622	0,0033

По итогам исследований СС литой стали 05X22АГ15Н8МФЛ сделаны 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-10Х20Н18М3АФС и Св-25Х25Н16АГ7.

Влияние тепловых параметров дуговой сварки и формы разделки кромок на структуру и свойства СС.

Погонная энергия процесса сварки может оказывать влияние на образование нежелательных фаз, усадку СС и искажения геометрических размеров конструкции. Рекомендуемая при сварке аустенитных сталей погонная энергия ≤ 2 кДж/мм. Поэтому её необходимо контролировать, ограничивая заданным уровнем. По формуле 6 была рассчитана Q – погонная энергия [кДж/мм] для дуговых способов сварки (табл. 7).

$$Q = \frac{k \times U \times I \times 60}{v \times 1000}, \quad (6)$$

где Q – погонная энергия [кДж/мм], U – напряжение [В], I – ток [А], v – скорость сварки [мм/мин], k – тепловой КПД метода сварки: ручная / полуавтоматическая дуговая

сварка покрытыми электродами = 0,8; автоматическая сварка под флюсом = 1,0; ручная дуговая сварка неплавящимся электродом в среде защитного газа = 0,6.

Таблица 7. Параметры режимов дуговой сварки и расчетная погонная энергия.

№	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	3	3,24
4**			10X20H18M3AФС	1,2	
			25X23H16AГ7	1,2	0,61

*Технология сварки (I); **технология сварки (II).

Самое высокое значение Q у режима сварки №3. Полученное значение не отвечает рекомендации использовать при сварке аустенитных сталей погонную энергию ≤ 2 кДж/мм. Исследование микроструктуры СС (рис. 4) 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.

Наличие / отсутствие ЗТВ СШ, определяемой по изменениям микроструктуры, зависит от толщины свариваемых изделий, погонной энергии Q (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).

Форма разделки кромок под сварку у изделий небольших толщин не оказывает влияние на уровень свойств СС. Для свариваемых изделий толщиной ≤ 45 мм, при выполнении условия $Q \leq 2$ кДж/мм, хорошие механические свойства во всех сечениях СС обеспечивались при Х-образной форме разделки кромок, тогда как при V-образной разделке СС снижалась пластичность и прочность.

Использование метода измерения микротвердости разных зон СС для оценки прочностных свойств СС.

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

Измеренная в ОМ, ЗТВ, ЗС 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 проката и литого металла азотистой аустенитной стали определяется свойствами металла в ЗС, имеющего меньший размер зерна и более высокую микротвердость, чем ОМ (рис. 9).

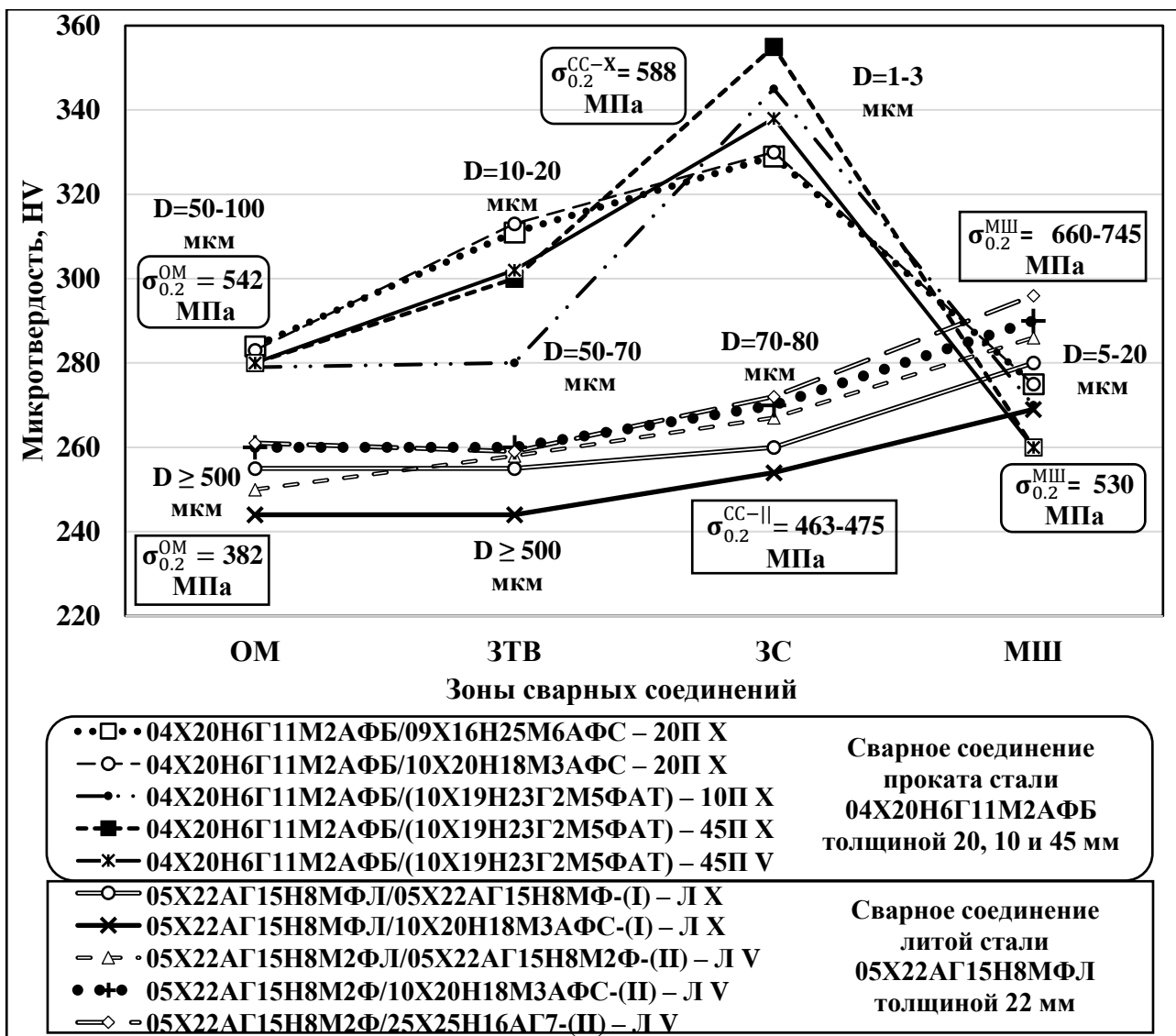


Рис. 9 – Микротвердость разных зон СС проката (П) стали 04X20H6Г11M2АФБ 20, 10 и 45 мм и литой (Л) стали 05X22АГ15Н8МФЛ, толщиной 22 мм, полученных по технологии сварки (I) и (II), с X и V – образной разделкой кромок; и отмеченным размером зерен в каждой из областей.

В четвертой главе описано исследование СС, полученных лазерной сваркой стали 05X22АГ15Н8М2Ф. Использовали лист горячекатаного металла после отжига при 1000-1050°C и охлаждения в воде (с содержанием ~ 0,3% феррита) и пластину литой вариации данной стали после отжига при 1200°C, 1 ч и охлаждения в воде (с содержанием ~ 2,86% феррита), полученные лазерной сваркой.

Ширина шва и глубина проплавления обратно пропорциональны скорости сварки. В зависимости от этих параметров ширина полученных в данной работе МШ варьировалась от 350 до 1200 мкм (рис. 10).



Рис. 10 - Общий вид полученных СС в поперечном сечении.

СС 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 (рис.11); особенно это заметно для СС горячекатаного металла (рис. 11, а). Выделения феррита и σ -фазы в МШ не наблюдались. Во всех изученных СС микроструктура металла в зонах термического влияния МШ не отличалась от микроструктуры основного металла.

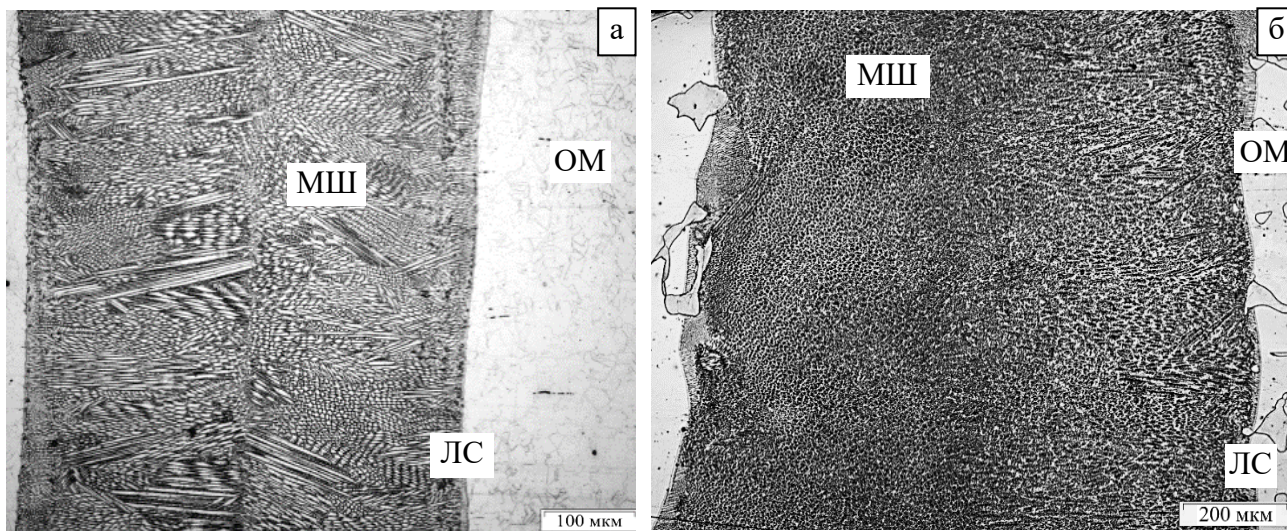


Рис.11 – Общий вид СС стали 05X22AG15N8M2Ф: а – горячекатаного листа, б – литой стали.

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

В области МШ всех СС, полученных лазерной сваркой, содержание Cr, Ni, Si, V не отличается от содержания таковых в ОМ; в МШ по сравнению с 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, как показал расчет по формуле (1)).

По величине предела прочности СС можно считать равнопрочными основному металлу (табл.8), что коррелирует с данными измерений микротвердости: у СС проката микротвердость ОМ составляет $329 \pm 10,2$, МШ – $324 \pm 12,74$; у СС литой стали были получены закономерно несколько более низкие значения: ОМ - $312 \pm 29,7$, МШ - $318 \pm 24,52$.

Предел текучести изученных СС в целом находится на уровне, присущем литому состоянию упрочненной азотом стали изученной марки (рис. 12); он также зависит от зоны, в которой происходило образование шейки и разрушение. Снижение предела текучести МШ может быть обусловлено как текстурой литого металла в зоне МШ, так и несколько более низкой концентрацией азота в МШ.

Таблица 8 - Механические свойства при растяжении при 20 °С образцов сварных соединений и основного металла (не сварных образцов литой стали).

$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	Зона образца, где произошел разрыв
СС горячекатаной стали (плоские образцы, без обработки кромок)				
375±24,63	914±15,8	31±2,17	18±4,3	ЗС
336±37,5	920±31	36±6	17±1,5	МШ
СС литой стали (плоские образцы, без обработки кромок)				
308±16,31	657±42,5	51±3,09	45±9,74	ОМ
268±13,12	625±67,17	39±12,73	35±8,87	ЗС
Литая сталь (плоские не сварные образцы)				
355±1	650±4,5	49±0,5	33±10	С обработкой кромок
321±12,5	648±1,5	47±1	45±4	Без обработки кромок

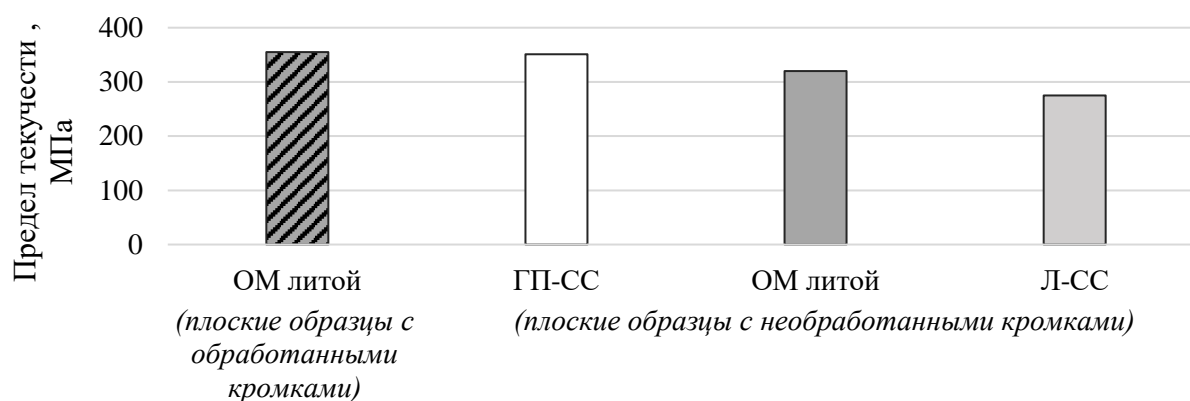


Рис. 12 - Предел текучести плоских образцов из основного металла литой стали и СС горячекатаной (ГП) и литой (Л) стали.

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

В целом, проведенные эксперименты показали возможность получения методом стыковой лазерной сварки, без сварочной присадки, бездефектных (без пор и трещин) сварных соединений горячекатаной тонколистовой и литой аустенитной стали (0,05%С – 21-22%Сг – 15%Мп – 8%Ni-1-2%Мо - 0,2-0,5%N), с уровнем механических свойств более высоким, чем у традиционных аустенитных сталей, не содержащих азота.

В пятой главе описано исследование СС проката стали 04Х20Н6Г11М2АФБ, толщиной 10 мм, изготовленных с применением электрода 10Х19Н23Г2М5ФАТ, подвергнутых после сварки механической тепловой правке (МТП) при температурах 200, 300, 400, 500 и 600 °С с целью исправления коробления СС.

МШ представляет собой крупнозернистый аустенит, зерна 100-120 мкм шириной и длиной более 500 мкм вытянуты в направлении теплоотвода (рис. 13). Методом сканирующей электронной микроскопии микроструктуры СС после МТП при наиболее высокой температуре - 600 °С не было выявлено отличий от микроструктуры СС без правки, в том числе микротрещин и дополнительно появившихся выделений частиц избыточных фаз.

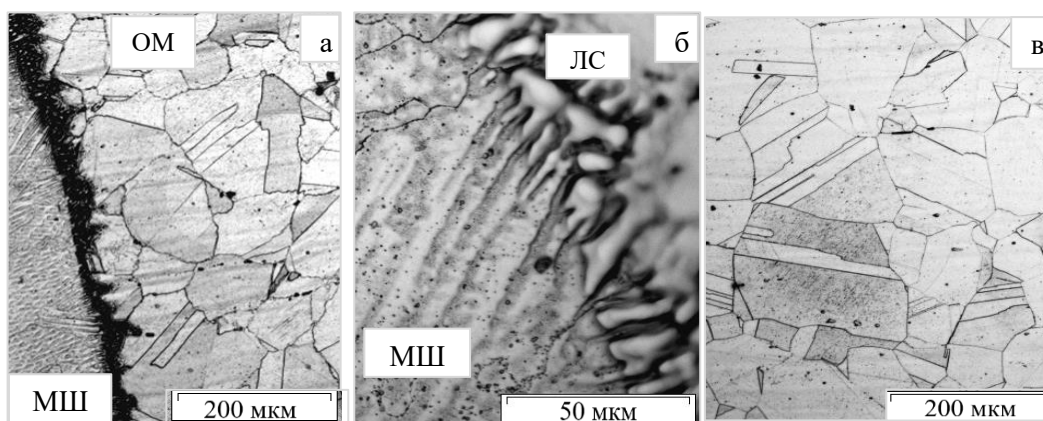


Рис. 13 – а), б) - Микроструктура МШ, ЗС, ЗТВ и ОМ в отсутствие механической тепловой правки; в) микроструктура ОМ в 30 мм от МШ.

После МТП при 200 °С сталь в СС имеет повышенный, по сравнению с ОМ, предел текучести и более низкую пластичность, очевидно, вследствие низкой температуры отпуска, не снимающей наклеп, обусловленный механической правкой. После МТП при 300-600 °С характеристики прочности и пластичности находятся в одном диапазоне: предел текучести 513-540 МПа, предел прочности 853-867 МПа, относительное удлинение 47-53 %, относительное сужение 53-60 %. Однако ударная вязкость металла СС после МТП при 300 и 400 °С низкая, 0,5-0,8 МДж/м² (табл. 9).

Таблица 9. Механические свойства образцов при 20 °С, вырезанных из ОМ и СС до и после МТП.

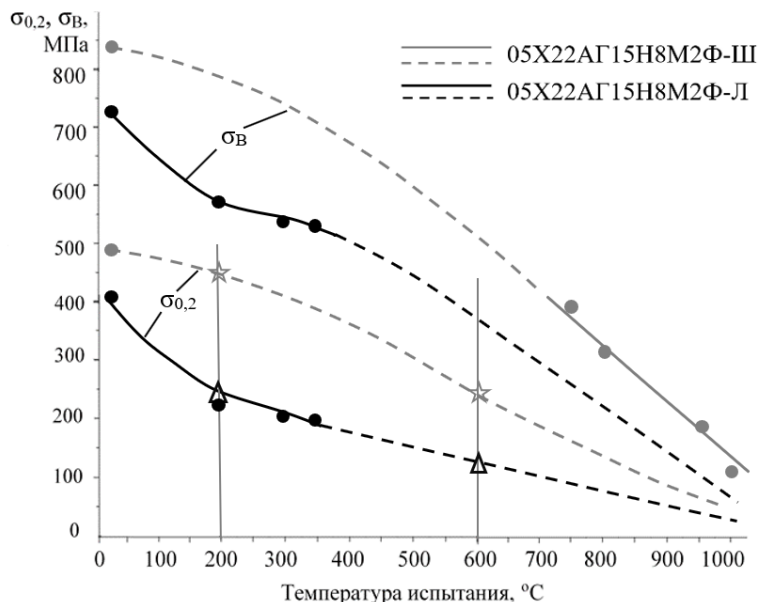
Вид металла и температура МТП	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	ψ , %	КСУ, МДж/м ²
Основной металл (ГП)	505	848	53	57	3,03*
СС без правки	516	853	52	59	1,18
СС + МТП 200 °С	573	837	24	20	2,1
СС + МТП 300 °С	536	864	50	56	0,73
СС + МТП 400 °С	517	855	52	57	0,61
СС + МТП 500 °С	535	861	49	57	1,05
СС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

* Образцы не разрушились

Специальная оценка влияния температуры на прочность и технологическую пластичность стали 04X20H6Г11M2AФБ 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 04X20H6Г11M2AФБ деформируемой стали 05X22AГ15H8M2Ф-Ш и литейной 05X22AГ15H8M2Ф-Л с 0,5% азота (рис.14). 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 05X22AГ15H8M2Ф-Ш и других имеющихся данных по прочностным свойствам на рис.15, 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 05X22AГ15H8M2Ф-Ш с 0,5%N после обработки на твердый раствор

должна иметь $\sigma_B = 854$ МПа, сталь 04X20H6Г11М2АФБ с $\sim 0,45\%N$ – $\sigma_B = 835$ МПа. По факту обе стали оказались равнопрочны при $+20$ °С. С учетом этого для стали 04X20H6Г11М2АФБ с $\sim 0,45\%N$ использовали результаты оценки предела текучести в интервале температур 200...600 °С, спрогнозированные для стали 05X22АГ15Н8М2Ф в деформированном и литом состояниях (рис.14).

Рис.14 - Влияние температуры испытаний на прочность при растяжении 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. Мурадяна⁴).
 Прогноз предела текучести в интервале температур 200...600°С:
 ☆---☆ - для деформированной стали;
 Δ---Δ - для литой стали



Исходя из представленного на рис.15 прогноза, предел текучести стали 04X20H6Г11М2АФБ в интервале температур 200...600°С может меняться для проката в интервале от 475 до 275 МПа. Соответственно, проведения МТП при 200°С недостаточно для снятия наклепа от правки, поэтому СС после МТП имеет предел текучести на ~ 70 МПа выше, чем ОМ стали 04X20H6Г11М2АФБ.

Из табл. 10 видно, что проведение МТП не влияет на отмеченную выше (рис.10) для всех СС проката стали 04X20H6Г11М2АФБ закономерность изменения микротвердости: минимальная микротвердость в МШ; максимальная - в ЗС (имеющая переходный химический состав между ОМ и металлом электрода и дендритно-ячеистую структуру с расстоянием между ветвями второго порядка 2-3 мкм); в ЗТВ металл имеет промежуточные значения микротвердости между ЗС и ОМ. Проведение МТП при 200, 300, 400 и 500°С существенно повысило значения микротвёрдости в ЗС и ЗТВ. После правки при 600°С влияние наклёпа практически полностью устраняется, микротвёрдость всех зон сварного соединения близка к таковой в СС, не подвергнутом МТП.

Таблица 10. Микротвёрдость различных зон СС, 10 мм, до и после тепловой правки, HV₅₀.

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

⁴ Мурадян С.О. Структура и свойства литейной коррозионностойкой стали, легированной азотом // Канд. дисс., Москва, 2016, 132 с.

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. Была изучена тонкая структура металла фольг, вырезанных из содержащих ЗС участков металла СС после МТП при 200 и 600°С (рис.15).

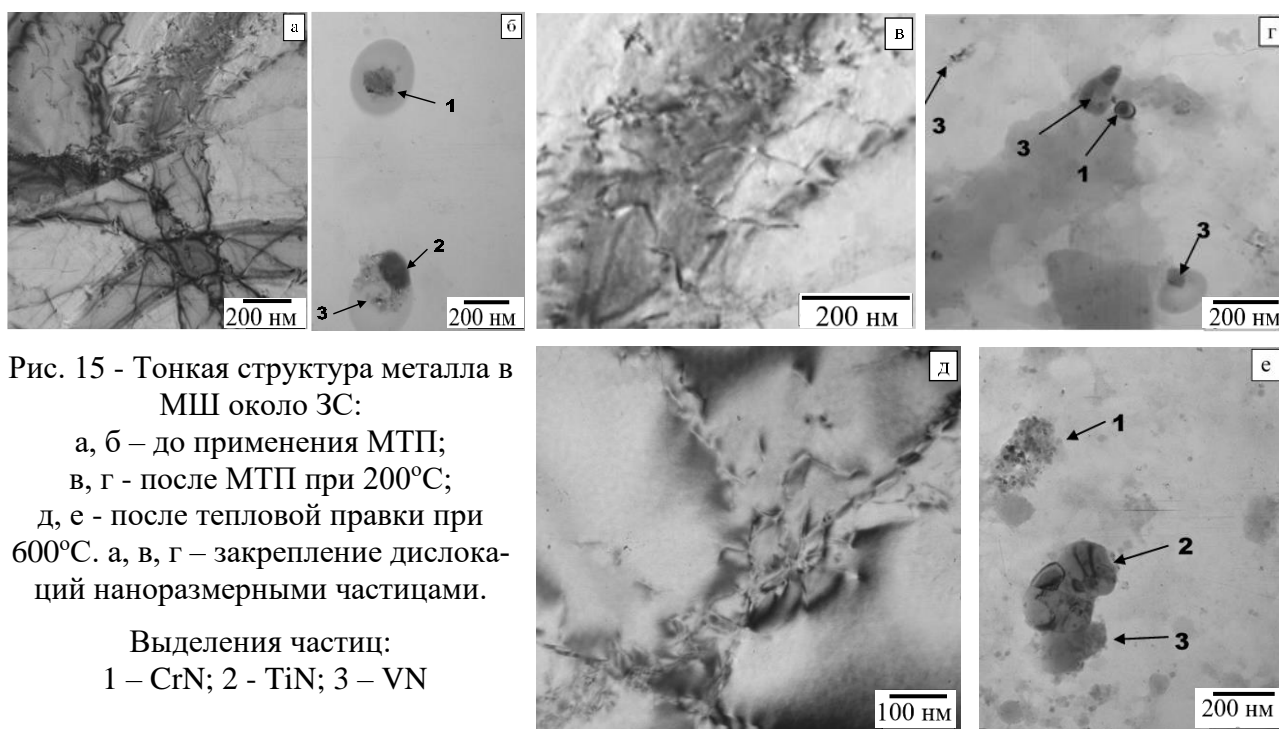


Рис. 15 - Тонкая структура металла в МШ около ЗС:
 а, б – до применения МТП;
 в, г - после МТП при 200°С;
 д, е - после тепловой правки при 600°С. а, в, г – закрепление дислокаций наноразмерными частицами.

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.16). 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.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ:

1. Для сварных соединений новых марок высокопрочных, коррозионно-, износостойких и хладостойких аустенитных сталей 04Х20Н6Г11М2АФБ и 05Х22АГ15Н8М2ФЛ с ~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 04X20H6Г11M2AФБ, с применением сварочных присадочных материалов Св-09X16H25M6AФС, Св-10X20H18M3AФС, ЭА-868/20 (10X19H23Г2M5ФАТ), с аустенитной структурой металла шва; из стали 05X22AG15H8M2Ф 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 05X22AG15H8M2Ф («свое тело»), Св-25X25H16AG7 и Св-10X20H18M3AФС.

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 04X20H6Г11M2AФБ 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 05X22AG15H8MФЛ. По итогам исследований сварных соединений литой стали 05X22AG15H8MФЛ рекомендованы режимы ручной дуговой сварки неплавящимся электродом и сварочные проволоки, подготовлены «Технологические рекомендации на ручную дуговую сварку литейной стали 05X22AG15H8MФЛ 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 05X22AG15H8MФ и пластин литой стали 05X22AG15H8MФЛ (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 04X20H6Г11M2АФБ после исправления их неплоскостности путем механической тепловой правки при различных температурах (200, 300, ...600°C). 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°C).

ОСНОВНЫЕ ПУБЛИКАЦИИ ПО ТЕМЕ ДИССЕРТАЦИИ В РЕЦЕНЗИРУЕМЫХ ЖУРНАЛАХ

1. М.В. Костина, С.О. Мурадян, Г.Ю. Калинин, О.В. Фомина, Е.Н. Блинова, В.С. Костина. Структура и свойства толстолистовых сварных соединений новой аустенитной азотистой стали для работы в условиях высоких статических и знакопеременных нагрузок, коррозионной среды // Вопросы материаловедения, 2015 № 1(81), с. 95-108.

2. В.С. Костина, М.В. Костина, С.Д. Ворончук, С.О. Мурадян, Л.Г. Ригина. Изучение структуры и свойств металла сварных соединений, полученных лазерной сваркой аустенитной стали с ~0,5% N в литом и деформированном состояниях // Металлы, № 5, 2018, с. 3-11.

3. М.В. Костина, В.С. Костина, С.О. Мурадян. Влияние термомеханического воздействия на структуру и механические свойства сварных соединений горячекатаной аустенитной азотсодержащей стали // Металлы, 2019, № 1, с. 41-47.

4. М.В. Костина, П.Ю. Поломошнов, В.М. Блинов, С.О. Мурадян, В.С. Костина. Хладостойкость новой литейной Cr-Mn-Ni-Mo-N стали с 0,5 % N. Часть 1 // Известия высших учебных заведений. Черная металлургия. Том 62. № 11. 2019. С. 894-906.

5. V.S. Kostina, M.V. Kostina, S.O. Muradian. Influence of various welding methods on the structure and properties of welded austenite steel joints with nitrogen content ~ 0,5% // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 525 (2019), DOI:10.1088/1757-899X/525/1/012063.

6. S.O. Muradyan, M.V. Kostina, V.S. Kostina and P.Yu. Polomoshnov. The corrosion resistance investigation of the austenitic nitrogen Cr-Mn-Ni-Mo-N steel in the cast and deform state // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering 525 (2019), doi:10.1088/1757-899X/525/1/012064.

7. V.S. Kostina, M.V. Kostina, M.G. Sharapov, I.O. Samodurov and S.O. Muradyan. The investigation of the welded joints of the nitrogen containing cast austenitic steel, obtained by the manual arc welding // IOP Conf. Series: Materials Science and Engineering (2020), DOI: 10.1088/1757-899X/848/1/012039.

Основные труды конференций и тезисы докладов:

1. Костина В.С., Костина М.В., Мурадян С.О. Влияние механической тепловой правки на механические свойства сварных соединений из новой аустенитной азотосодержащей стали // Сб. материалов Второй Всероссийской молодежной научно-технической конференции с международным участием "Инновации в материаловедении", Москва, 2015, с. 67-68.

2. Костина В.С., Костина М.В., Мурадян С.О. Исследование микроструктуры и механических свойств сварных соединений проката 10 мм новой аустенитной высокоазотистой стали // Сб. материалов VI Международной конференции «Деформация и Разрушение Материалов и Наноматериалов», Москва, 2015, с. 388-390.

3. Костина В.С. Определение оптимальной температуры механической тепловой правки для исправления коробления сварных соединений новой аустенитной коррозионностойкой стали // Сб. материалов Международной научной конференции студентов, аспирантов и молодых учёных «Ломоносов-2016», Москва, 2016.

4. Костина В.С., Мурадян С.О., Костина М.В., Фомина О.В. Исследование структуры и свойств сварных соединений новой коррозионностойкой высокопрочной аустенитной стали 04X20H6Г11М2АФБ // Сб. материалов V Международной конференции-школы по химической технологии, Том 2, Волгоград, 2016, с.251-254.

5. Костина В.С. Структура и механические свойства сварных соединений новой аустенитной азотсодержащей стали // XLIII Международная молодёжная научная конференция «Гагаринские чтения». Москва, 2017, с. 266.

6. Костина В.С., Ворончук С.Д., Костина М.В. Влияние лазерной сварки на механические свойства тонколистовой аустенитной азотсодержащей стали // Сб. материалов VII Международной конференции «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов». Москва, 2017, с.40-42.

7. Костина М.В., Ворончук С.Д., Костина В.С. Высокопрочные сварные соединения азотсодержащей аустенитной стали, полученные лазерной сваркой // Сб. материалов XXIX Международной научной конференции «Лазеры в науке, технике, медицине», 2018, Москва.

8. Костина В.С. Выбор сварочной присадки для аустенитной высокопрочной азотсодержащей стали // Сб. материалов XV Российской ежегодной конференции молодых научных сотрудников и аспирантов «Физико-химия и технология неорганических материалов» (с международным участием). Москва, 2018, с. 59-61.

9. Костина В.С. Костина М.В., Мурадян С.О. Влияние различных способов сварки на структуру и свойства сварных соединений аустенитных сталей с содержанием азота ~0,5% // Сб. Материалов VI междисциплинарного научного форума с международным участием «Новые материалы и перспективные технологии», 2018, Москва.

10. Костина В.С. Определение оптимальных технологических параметров сварки азотсодержащей аустенитной стали с ~ 0,6% азота // XVI Российская ежегодная конференция молодых научных сотрудников и аспирантов "Физико-химия и технология неорганических материалов", ИМЕТ РАН Москва 2019, сс. 49-50.

11. Костина В.С., Костина М.В., Мурадян С.О. Форма разделки кромок под сварку толстолистового сварного соединения азотсодержащей аустенитной стали // VIII Международная конференция «Деформация и разрушение материалов и наноматериалов», 19-22.11.2019 г. // Сборник материалов. – М: ИМЕТ РАН, с. 825-827.