

МИНОБРНАУКИ РОССИИ

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение
высшего образования

Донской государственный технический университет (ДГТУ)

На правах рукописи

ВТ 08

Полетаев Валерий Юрьевич

**ПОВЫШЕНИЕ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ ПРИ ОТПУСКЕ
СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ ТОЛСТОЛИСТОВОЙ СТАЛИ
15Х2НМФА – ВРВ НА ОСНОВЕ РАЗРАБОТКИ ТЕХНОЛОГИИ
ОДНОПРОХОДНОЙ АВТОМАТИЧЕСКОЙ ДУГОВОЙ СВАРКИ**

05.02.10

Сварка, родственные процессы и технологии

Диссертация на соискание ученой степени

кандидата технических наук

Научный руководитель:

Доктор технических наук,

старший научный сотрудник

Полетаев Юрий Вениаминович

Ростов – на – Дону – 2017

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
1. ПРОБЛЕМА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО МЕЖЗЕРЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ	15
1.1. Хрупкое межзеренное разрушение сварных соединений при термической обработке.....	15
1.2. Природа межзеренного разрушения сварных соединений при термической обработке (отпуске).....	20
1.3. Методы экспериментального исследования склонности сварных соединений к трещинам при термической обработке.....	27
1.4. Пути повышения стойкости сварных соединений против трещин при термической обработке.....	40
Выводы по 1 главе и постановка задач исследования.....	49
2. ВЫБОР И РАЗРАБОТКА МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЙ	52
2.1. Методы исследований.....	52
2.2. Разработка методики оценки склонности к трещинам при термической обработке сварных соединений.....	53
2.3. Критерии оценки результатов испытаний склонности к трещинам при термической обработке сварных соединений.....	60
2.4. Проверка работоспособности методики.....	62
Выводы по 2 главе.....	69
3. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СКЛОННОСТЬ МЕТАЛЛА ЗТВ СТАЛИ 15Х2НМФА- ВРВ К МЕЖЗЕРЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ.....	71
3.1. Причины и механизм межзеренного разрушения производственных сварных соединений стали 15Х2НМФА-ВРВ.....	71
3.2. Применения метода флуктуационного анализа для оценки	

склонности металла ЗТВ к образованию горячих трещин при сварке....	81
3.3. Моделирование процесса формирования металла ЗТВ.....	91
3.4. Влияние параметров термического цикла сварки на склонность стали 15Х2НМФА -ВРВ к образованию трещин при термической обработке.....	96
Выводы по 3 главе.....	105
4. ОПЫТНО - ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ АВТОМАТИЧЕСКОЙ СВАРКИ ПОД ТОНКИМ СЛОЕМ ШЛАКА.....	109
4.1. Общие положения.....	109
4.2. Структура и свойства сварных соединений стали 22К.....	113
4.3. Структура и свойства сварных соединений стали 09Г2С.....	123
4.4. Структура и свойства сварных соединений стали 10ГН2МФА.....	127
4.5. Структура и свойства сварных соединений стали 15Х2НМФА – ВРВ.....	131
Выводы по 4 главе.....	138
5. ВНЕДРЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ	140
Выводы по 5 главе.....	143
ОБЩИЕ ВЫВОДЫ	145
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ.....	148
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	149
ПРИЛОЖЕНИЕ.....	159

ВВЕДЕНИЕ

Электрошлаковая сварка (ЭШС), являясь высокопроизводительным способом соединения толстолистовых сварных конструкций энергетического оборудования из низколегированных теплоустойчивых сталей, способствует формированию грубой крупнозернистой структуры металла шва и зоны термического влияния (ЗТВ). Низкие механические свойства и недостаточная стойкость металла против образования трещин при термической обработке (отпуске) определяют необходимость проведения высокотемпературной термической обработки (нормализации), что способствует заметному увеличению себестоимости сварной конструкции. С целью повышения технологической прочности сварных соединений рекомендуют применять стали, выплавленные с использованием чистой шихты и дополнительно подвергнутые внепечному рафинированию в вакууме (ВРВ). Однако, даже использование высококачественной стали 15X2НМФА-ВРВ не обеспечивает достаточную стойкость металла шва и ЗТВ электрошлаковых сварных соединений против образования трещин термической обработки (ТТО) при отпуске.

Неожиданная высокая склонность к образованию ТТО металла ЗТВ толстолистовых сварных соединений стали 15X2НМФА-ВРВ (с низким содержанием серы) явилась серьезной производственной проблемой и основной причиной отказа от применения высокопроизводительного способа ЭШС в технологии изготовления штампосварного днища корпуса реактора В-1000.

Недостаток научных данных по проблеме, а также необходимость разработки, взамен ЭШС, способов и технологий сварки обеспечивающих устранение причин образования ТТО в металле толстолистовых сварных соединений стали 15X2НМФА-ВРВ, является решением актуальной задачи повышения качества и эксплуатационной надежности сварных конструкций энергетического оборудования.

Исследованиями отечественных и зарубежных ученых В.Н. Земзина, Э.Л. Макарова, Б.Ф. Якушина, А.И. Рымкевича, С.И. Феклистова, Ю.В. Полетаева, Ф.А. Хромченко, И. Гривняка, F. Mullera, R. Cadman, A.G., H. Nakamura, Y. Ito и других вскрыто стимулирующее влияние основных металлургических, структурно-механических, конструктивных и технологических факторов, влияющих на развитие процессов прямого и относительного разупрочнения и разрушения границ зерен металла сварного соединения при термической обработке (отпуске).

В выполненных, в последние годы, исследованиях, с привлечением понятий статистической термодинамики и механизмов флуктуационного образования зародышей охрупчивающих фаз (карбидов, сульфидов, интерметаллидов и т.п.) в процессе кристаллизации и термического старения высоколегированных сталей сформулированы новые принципы выбора и оптимизации химического состава основных и сварочных материалов по критериям склонности к образованию горячих трещин при сварке и характеру выделения фаз при высоких температурах (С.И. Феклистов), а также разработан прикладной метод флуктуационного анализа механизма влияния погонной энергии при сварке на размер зерна и вероятность флуктуации сегрегирующих элементов на их границах в зависимости от размера зерна металла ЗТВ высоколегированных сталей (Ю.В. Полетаев).

Вместе с тем, механизм и совместное влияние факторов стимулирующих процесс зарождения и развития трещин ТТО в металле толстолистовых электрошлаковых сварных соединений высококачественной низколегированной стали 15Х2НМФА-ВРВ, малоизучены. Это обуславливает актуальность разработки технологии однопроходной электродуговой сварки под тонким слоем шлака, с принудительным формированием металла шва, взамен электрошлаковой сварки.

Цель работы. Цель работы заключается в повышении до уровня нормативных требований механических свойств и стойкости против ТТО сварных

соединений теплоустойчивой толстолистовой стали 15X2НМФА-ВРВ на основе разработки научно-обоснованной технологии однопроводной автоматической электродуговой сварки под тонким слоем шлака с принудительным формированием металла шва (АСТ).

Исходя из поставленной цели работы, сформулированы и решены следующие научно-технические **задачи**:

1. Разработан метод высокотемпературного испытания и количественной оценки склонности сварных соединений к образованию ТТО, моделирующий условия межзеренного разрушения жестких (толстолистовых) сварных узлов в процессе изотермической релаксации остаточных сварочных напряжений при отпуске. Проверена достоверность проводимых оценок при испытании сварных соединений стали 10ГН2МФА с известной из производственного опыта склонностью к образованию ТТО.

2. Раскрыт механизм и выявлены причины образования ТТО металла ЗТВ сварных соединений днищ корпуса реактора В-1000 из стали 15X2НМФА-ВРВ, выполненных электрошлаковой сваркой.

3. Раскрыт, теоретически обоснован и экспериментально подтвержден механизм влияния параметров термического цикла сварки и термической обработки на закономерности формирования структурно-фазового состава и стойкости против ТТО металла ЗТВ сварных соединений стали 15X2НМФА-ВРВ. На основании результатов исследований обоснован выбор оптимальных значений погонной энергии, параметров термического цикла и режима сварки.

4. Разработана научно-обоснованная технология электродуговой сварки под тонким слоем шлака, обеспечивающая целенаправленное формирование металла ЗТВ сварных соединений стали 15X2НМФА-ВРВ с высокими, на уровне нормативных требований, механическими свойствами и стойкостью против образования ТТО.

5. Выполнено опытно-промышленное опробование разработанной

технологии АСТ при изготовлении сварных соединений из сталей 22К, 09Г2С, 10ГН2МФА и 15Х2НМФА-ВРВ.

Научная новизна работы заключается в раскрытии, теоретическом обосновании и экспериментальном подтверждении механизма влияния способа сварки (погонной энергии) на структурно-фазовый состав металла ЗТВ, механические свойства и трещиностойкость сварных соединений стали 15Х2НМФА-ВРВ при термической обработке (отпуске), а именно:

1. Впервые установлено, что основными причинами образования межзеренного разрушения металла ЗТВ чистой по сере стали 15Х2НМФА-ВРВ при ЭШС являются: высокая склонность к росту зерна металла ЗТВ при сварочном нагреве и флуктуация концентрации серы на границах крупных зерен, тем большая, чем выше погонная энергия при сварке и размер зерен. В структуре металла ЗТВ, имеющей средний условный диаметр зерен не более 0,31-0,222 мм², межзеренных трещин не выявлено.

2. Выявлено, что склонность сварных соединений к образованию трещин термической обработки зависит от величины погонной энергии сварки, стимулирующей формирование в металле ЗТВ участка крупнозернистой структуры и зернограницных выделений легкоплавких сульфидов типа (Fe,Mn)S пленочной формы, их подплавление и разрушение в процессе термодформационного цикла электрошлаковой сварки. Образовавшиеся микротрещины, являясь концентраторами напряжений, инициируют дальнейшее развитие межзеренного разрушения в процессе изотермической релаксации остаточных сварочных напряжений при отпуске.

3. Установлено, что повышение механических свойств и стойкости против трещин термической обработки металла ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ, до уровня нормативных требований, достигается при выполнении сварного соединения способом дуговой сварки под тонким слоем шлака с погонной энергией не более 15 МДж/м, обеспечивающей формирование термического цикла с оптимальными

параметрами: время пребывания металла ЗТВ при температуре выше 900°C $\tau_{\text{нпр}} = 45\text{-}120$ сек; скорость нагрева при температуре $T=900^{\circ}\text{C}$ $W_{\text{н}} = 100\text{-}150$ град/с; скорость охлаждения $W_{\text{о}} = 3\text{-}5$ град/с при $T=500^{\circ}\text{C}$.

Практическая значимость работы. Совокупность полученных теоретических и экспериментальных результатов, составили практическую значимость работы.

Разработанная лабораторная методика экспериментального исследования склонности сварных соединений к образованию ТТО в условиях изотермической релаксации напряжений внедрена (см. приложение) в филиале АО «АЭМ-ТЕХНОЛОГИИ» «АТОММАШ» (г. Волгодонск) и ООО «Спецпромконструкция» для анализа причин растрескивания и обоснованного выбора практических способов повышения технологической прочности сварных соединений при термической обработке.

Проведенные исследования позволили вскрыть механизм межзеренного разрушения металла ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ при ЭШС и термической обработке (отпуске) и установить его связь с влиянием металлургического, структурного и технологического факторов. Установлено, что требуемая структурная и химическая однородность и связанная с ней стойкость против межзеренного разрушения металла ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ достигается при среднем условном диаметре аустенитного зерна не более $0,31 - 0,222 \text{ мм}^2$, сформированного при электродуговой сварке с погонной энергией не более 15 МДж/м . Полученные результаты исследований позволили разработать научно-обоснованную технологию однопроводной АСТ с рекомендуемой погонной энергией, обеспечившую формирование термического цикла сварки с оптимальными параметрами: $\tau_{\text{н.и.р.}}=45\text{...}120 \text{ с}$ и $W_0 = 3\text{...}5$ град/с. В условиях филиала АО «АЭМ-ТЕХНОЛОГИИ» «АТОММАШ» выполнено опытно-промышленное опробование разработанной технологии АСТ при изготовлении производственных сварных соединений толщиной $70\text{...}160 \text{ мм}$ из сталей 22К,

09Г2С, 10ГН2МФА и 15Х2НМФА-ВРВ, результаты которого подтвердили эффективность предложенных в диссертации технологических принципов повышения механических свойств и стойкости против разрушения при сварке и термической обработке.

Результаты исследований внедрены в филиале АО «АЭМ-ТЕХНОЛОГИИ» «АТОММАШ» (г. Волгодонск) и ООО «Спецпромконструкция» (акты внедрения прилагаются) с ожидаемым экономическим эффектом в сумме более 1,8 млн. руб., в том числе доля автора составила 40%. Разработанные технологии, рекомендации и решения, изложенные в диссертационной работе, могут быть рекомендованы для использования на предприятиях энергетического машиностроения.

Диссертационная работа состоит из введения, пяти разделов, общих выводов и списка использованной литературы, включающий 101 источник. Основная часть работы содержит 161 страницу машинописного текста, 64 рисунка и 33 таблицы.

В первой главе изложены результаты анализа литературных данных по основным аспектам проблемы ТТО сварных соединений; современные представления о физической природе и механизме межзеренного разрушения при ползучести; известные рекомендации по повышению стойкости сварных соединений против ТТО; проанализированы достоинства и недостатки существующих лабораторных методов испытаний склонности сварных соединений к ТТО и показано, что в основу разрабатываемой в диссертации методики должны быть положены испытания в условиях изотермической релаксации напряжений. Показана эффективность способов однопроходной сварки с регулированием тепловложения без последующей термической обработки или с термообработкой до более низких температур.

Во второй главе обоснован выбор методов теоретического и экспериментального исследований свариваемости, технологических и

механических свойств сварных соединений; описана разработанная методика, оборудование, приборы и принятые критерии оценки результатов испытаний сварных соединений на склонность к образованию ТТО в условиях изотермической релаксации напряжений; выполнена проверка достоверности разработанной методики и оценочных критериев по результатам испытаний сварных соединений низколегированной стали 10ГН2МФА с известной из производственного опыта склонностью к ТТО.

В третьей главе приведены результаты исследования причин и механизма межзеренной хрупкости при сварке и термической обработке металла ЗТВ производственных сварных соединений стали 15Х2НМФА-ВРВ; методом флуктуационного анализа оценено влияние погонной энергии сварки на формирование структурной и химической неоднородности и склонности металла ЗТВ к образованию горячих трещин и установлена ее оптимальная величина; представлены результаты исследования влияния основных параметров термического цикла сварки на кинетику роста аустенитных зерен и процесса дисперсионного твердения металла моделированной ЗТВ в процессе термической обработки.

В четвертой главе представлены: разработанная технология АСТ; результаты комплексных исследований структуры и свойств сварных соединений сталей 22К, 09Г2С, 10ГН2МФА и 15Х2НМФА-ВРВ, выполненных способом ЭШС, АСФ и АСТ, позволившие выявить преимущества способа и рекомендовать разработанную технологию автоматической сварки под тонким слоем шлака для промышленного внедрения

В пятой главе приведены сведения, подтверждающие практическое использование или внедрение полученных результатов.

Диссертационную работу завершают основные выводы. В приложении к работе приведены копии актов внедрения, подтверждающие практическую ценность и актуальность данного исследования.

Основные положения диссертационной работы лично и в соавторстве опубликованы в 10 печатных работах, из них 6 – в периодических рецензируемых изданиях, рекомендованных ВАК при Минобрнауки РФ.

Статьи, входящие в перечень ВАК при Минобрнауки РФ:

1. Полетаев Ю.В. Однопроходная электродуговая сварка под тонким слоем шлака толстолистовых конструкций стали 22К / Ю.В. Полетаев, В.Ю. Полетаев, А.Э. Хубиев // Сварочное производство. – 2017. – № 5. – С. 3-8.

2. Полетаев Ю.В. Влияние способа выплавки стали Cr-Ni-Mo-V на склонность к межзеренному разрушению при электрошлаковом переплаве / Ю.В. Полетаев, В.Ю. Полетаев // Технология машиностроения. – 2016. – № 8. – С. 5-10.

3. Полетаев Ю.В. Влияние термического цикла сварки и повторного нагрева на структурно – фазовые изменения низколегированной стали Cr-Ni-Mo-V / Ю.В. Полетаев, В.Ю. Полетаев // Вестник ДГТУ. – Ростов-на-Дону, 2016, Том 16. – № 4 (87). – С. 96-103.

4. Полетаев Ю.В. Влияние надреза на склонность сварных соединений к межзеренному разрушению / Ю.В. Полетаев, В.Ю. Полетаев, Д.В. Рогозин // Вестник ДГТУ. – Ростов-на-Дону, 2015, Том 15. – № 3 (82). – С. 28-34.

5. Полетаев Ю.В. Методика оценки склонности сварных соединений низколегированных сталей к образованию трещин при термической обработке (статья) / Ю.В. Полетаев, В.Ю. Полетаев // Компьютер. электронный науч. журнал «Инженерный вестник Дона», 2014. – № 3. – Режим доступа http://www.ivdon.ru/magazine/archive/n3_y2014/2783/ доступ свободный -загл. с экрана.- Яз.русский.

6. Полетаев Ю.В. Структурные аспекты длительного малоциклового разрушения сварных соединений дисперсионно-твердеющей стали / Ю.В. Полетаев, В.Ю. Полетаев // Известия вузов Сев.-Кавк. Регион. Технические науки. Спец. Выпуск. – 2010. – С. 78-81.

Остальные публикации:

7. Полетаев В.Ю. Оценка стойкости сварных соединений против образования трещин повторного нагрева: Студенческая научная весна-2010: Материалы региональной научно-технической конференции студентов, аспирантов и молодых ученых вузов Ростовской области/ Юж.-Рос. Гос.техн.ун-т. – Новочеркасск: ЮРГТУ (НПИ), 2010. – с.165.

8. Полетаев В.Ю. Влияние химической активности флюса для электрошлаковой сварки на стойкость металла шва против трещин при термической обработке / В.Ю. Полетаев, Ю.В. Полетаев, А.Н. Грицына // Инновационные технологии в машиностроении и металлургии: сборник статей V11 научно-практической конференции (Ростов-на-Дону, 9-10 сентября 2015). – Ростов-на-Дону: ДГТУ, 2015. – С. 258-271.

9. Полетаев В.Ю. Способы повышения качества сварных соединений выполненных электрошлаковой сваркой (обзор): Актуальные проблемы науки XXI века: сб. статей. 2-я часть. V Международная научно-практич. конференция (Москва, 15 декабря 2015 г.). – С-П.: Международная исследовательская организация «Coqnitio», 2015. – С.131-139.

10. Полетаев В.Ю., Применение метода флуктуационного анализа для оценки склонности сварных соединений к образованию горячих трещин / В.Ю. Полетаев, Р.А. Колесников // Блокнот молодого ученого. Портал электронного обучения «СКИФ», ДГТУ. – Ростов-на-Дону. (<http://skif.donstu.ru>). Свидетельство №45, 2016.

Достоверность результатов обеспечена использованием в работе стандартных методов испытаний и аппаратуры, специальных методов исследований, большой экспериментальный материал и промышленным внедрением (опробованием) полученных результатов. При экспериментальных исследованиях применяли: методы математического планирования экспериментов и статистической обработки их результатов; графоаналитический метод расчета

структуры металла ЗТВ; метод флуктуационного анализа оценки склонности металла ЗТВ к образованию горячих трещин при сварке; методику моделирования металла ЗТВ; разработанную методику испытаний сварных соединений в условиях изотермической релаксации напряжений; стандартные методы исследований механических свойств; методы неразрушающего и разрушающего контроля качества сварных соединений; металлографический, электронно-микроскопический, рентгеноструктурный и химический методы анализа. Промышленное внедрение разработанных технологий сварки в филиале АО «АЭМ-ТЕХНОЛОГИИ» «АТОММАШ» и ООО «Спецпромконструкция» практически подтвердило эффективность и достоверность научных разработок диссертации. Созданные технологии сварки обеспечили повышение качества, механических и служебных свойств производственных сварных соединений до уровня требований нормативно – технических документов, что свидетельствует о достижении цели работы.

Апробация результатов. Основные положения и отдельные результаты диссертационной работы доложены и обсуждены на международных, всероссийских и региональных научно-технических конференциях: «Материалы, оборудование и технология оборудования АЭС (г. Санкт-Петербург, 2002 и 2004); «Проблемы развития атомной энергетики на Дону (Ростов-на-Дону, 2002); «Инновационные технологии в машиностроении и металлургии», X и XI промышленный конгресс Юга России (Ростов-на-Дону, 2014 и 2015); «Актуальные проблемы науки 21 века» (г. Москва, 15 декабря 2015); «Студенческая научная весна-2010» (г. Новочеркасск, 2010 г.), а также на ежегодных научно-технических конференциях Южно-Российского государственного технического университета (ЮРГТУ (НПИ) (г. Волгодонск, 2007-2012 гг.) и ДГТУ (г. Ростов-на-Дону, 2014 – 2016 г.).

Диссертационная работа обсуждалась на научных семинарах кафедры «Машины и автоматизация сварочного производства» Донского государственного

технического университета и кафедры «Оборудование и технология сварочного производства» Волгоградского государственного технического университета.

1. ПРОБЛЕМА ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНОГО МЕЖЗЕРЕННОГО РАЗРУШЕНИЯ СВАРНЫХ СОЕДИНЕНИЙ

1.1. Хрупкое межзеренное разрушение сварных соединений при термической обработке

Хрупкое межзеренное разрушение сварных соединений при выполнении термической обработки с целью снятия остаточных сварочных напряжений в большинстве случаев было неожиданным. Повреждения этого типа выявлялись не только у сварных соединений низколегированных сталей, но и никелевых или аустенитных хромоникелевых.

Впервые эти повреждения были выявлены в металле ЗТВ перлитной стали, в участке непосредственно прилегающим к антикоррозионной наплавке [1]. Их образование наблюдали после выполнения термической обработки, а так же после наплавки второго слоя. Поэтому это явление получило название «растрескивание при повторном нагреве» (reheat cracking). В обзоре [2] сообщалось, что наибольшую склонность к растрескиванию проявляют сварные соединения низколегированных сталей, применяемые для изготовления корпусного оборудования и трубопроводов тепловых и атомных энергетических установок. Некоторые сосуды давления с поврежденными сварными соединениями катастрофически разрушались при гидростатическом испытании давлением. Многие другие сосуды давления были забракованы или подвергнуты дорогостоящим ремонтным работам.

В качестве основного металла для изготовления атомных энергетических установок используют термически упрочняемые стали перлитного класса различных систем легирования: Ni–Mn–Mo (533 cl1, 20MnMoNi55, 10ГН2МФА), Cr–Mo–V (15X2МФА), Cr–Ni–Mo (508 cl2), Cr–Ni–Mo–V (15X2НМФА). Корпуса

реакторов, парогенераторов, компенсаторов давления, емкостей аварийного охлаждения изготавливают с применением большого объема сварочных работ. В связи со значительной толщиной сварные соединения подвергают термической обработке, в процессе которой наблюдается растрескивание изделий. Так при выполнении антикоррозионной наплавки аустенитным ленточным электродом в ЗТВ перлитных сталей выявляются области в виде мелких межзеренных трещин (Рисунок 1.1). Микро, и макротрещины также образуются в зонах конструктивной концентрации напряжений – сварных соединениях тройников, плавниковых труб, паропроводов (Рисунок 1.2) и др.

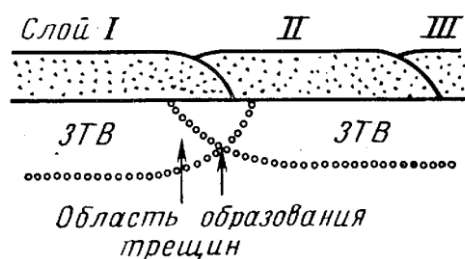


Рисунок 1.1 - Схема расположения области появления поднаплавочных трещин.

Склонность к образованию разрушения заметно повышается при изготовлении толстостенных сварных соединений способами сварки с высокой погонной энергией, например, ЭШС.

Следует отметить, что проблема образования хрупких межзеренных разрушений металла ЗТВ в процессе отпуска сварных соединений стали 15Х2НМФА осталось нерешенной и способствовало отказу от применения высокопроизводительного способа ЭШС в технологии изготовления днищ корпуса реактора ВВЭР-1000 на ОАО «ЭНЕРГОМАШ Атоммаш». В качестве альтернативной была вынуждено принята дорогостоящая технология изготовления бесшовных днищ.

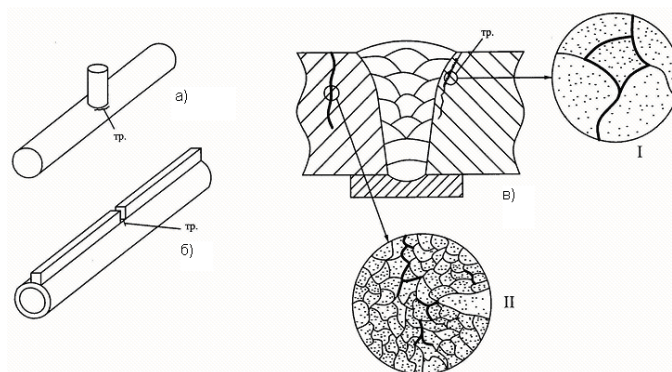


Рисунок 1.2 - Хрупкое (межзеренное) разрушение в зоне термического влияния сварных соединений: а – тройника, б- плавниковой трубы; в- паропроводов: I- разрушение по хрупкой прослойке; II – разрушение по мягкой (малопрочной) прослойке.

Следует отметить, что особая опасность этих повреждений заключается в том, что дефектоскопический контроль сплошности сварных соединений осуществляется обычно до отпуска. Поэтому возможно, что многие толстостенные сварные конструкции и узлы эксплуатируются с трещинами отпуска. Так, по данным Ростехнадзора РФ в 1990 году было зафиксировано 117 остановов на 15 атомных электрических станциях (Таблица 1.1).

Более 50% остановов связаны с отказом оборудования по причине развития технологических дефектов.

Теория хрупкого межзеренного разрушения сварных соединений в условиях термической обработки (отпуска) в основном изложена в работах отечественных [3-18,21,24-27,45-49] и зарубежных [1,2,28-42] ученых. Теоретически обосновано и экспериментально подтверждено, что ТТО являются результатом комплексного воздействия неблагоприятного сочетания основных металлургических структурно-механических, конструктивных и технологических факторов (Рис.1.3), способствующих развитию процессов прямого и относительного разупрочнения и разрушения границ зерен.

Таблица 1.1 - Внеплановая остановки и разгрузки энергоблоков по станциям

№ п.п.	Атомная электрическая станция (АЭС)	Количество остановов:			Средняя по АЭС частота остановов одного энергоблока за год работы
		всего по АЭС	в том числе:		
			ошибки персонала	отказы обору- дования	
1	Балаковская	30	14	16	10
2	Белоярская	3	1	2	1,7
3	Билибинская	3	—	3	0,7
4	Калинская	5	2	3	2,5
5	Кольская	5	4	1	1,2
6	Ленинградская	1	—	1	0,2
7	Смоленская	7	3	4	3,5
8	Игналинская	1	—	1	0,5
9	Запорожская	11	4	7	4,2
10	Курская	5	3	2	1,2
11	Нововоронежская	6	5	1	1,9
12	Ровенская	13	5	8	4,3
13	Хмельницкая	7	3	4	7,0
14	Южно-Украинская	12	7	5	6,0
15	Чернобыльская	8	3	5	2,6
Итого:		117	54	63	47,5

Следует отметить, что основные факторы способствующие образованию ТТО, в основном понятны. Однако подробности механизма разрушения изучены недостаточно, а в вопросе понимания природы растрескивания имеется много неясного. Это связано с тем, что взаимодействие остаточных напряжений и деформаций, их величина и распределение, трехмерность и релаксация, а также



Рисунок 1.3 - Структурная схема факторов межзеренной хрупкости

постепенное изменение микроструктуры во время термической обработки являются сложными термоактивационными процессами для воспроизведения в лабораторных условиях.

1.2. Природа межзеренного разрушения сварных соединений при термической обработке (отпуске)

Результаты выполненных исследований механизма ТТО показывают, что их образование связано с влиянием параметров ТДЦС и термообработки, высоким уровнем медленно релаксирующих технологических напряжений, а так же пониженной деформационной способностью границ зерен металла при температуре вызывающей ползучесть. Процессы, способствующие резкому снижению прочности границ зерен, могут быть объединены в две группы: обуславливающие разупрочнение границ зерен и накопление по ним повреждений; приводящие к упрочнению тела зерна.

Процессы первого типа (прямое разупрочнение) обусловлены обогащением границ зерен различного рода примесями, образованием эвтектик и накоплением зародышевых дефектов по границам в процессе деформации в температурном интервале хрупкости, осуществляемой по механизму межзеренного проскальзывания. Участок перегрева ЗТВ нагревается до температуры 1440°C , что способствует резкому росту зерна. В этих условиях интенсивно протекающие процессы восходящей и выравнивающей диффузии приводят к сегрегации поверхностно-активных элементов (углерод, кислород, молибден и др.) на границах зерен [5,19,50-54]. Поверхностно-активные элементы могут образовывать совместно с вредными примесями серы и фосфора легкоплавкие эвтектики по границам зерен, снижающие когезионную прочность их. Это

способствует межзеренной хрупкости уже в процессе сварки. Пластическая деформация при сварке, достигающая в металле ЗТВ 5...7%, реализуется в области высоких температур преимущественно путем межзеренного проскальзывания, вызывая повреждения на границах зерен [55-59].

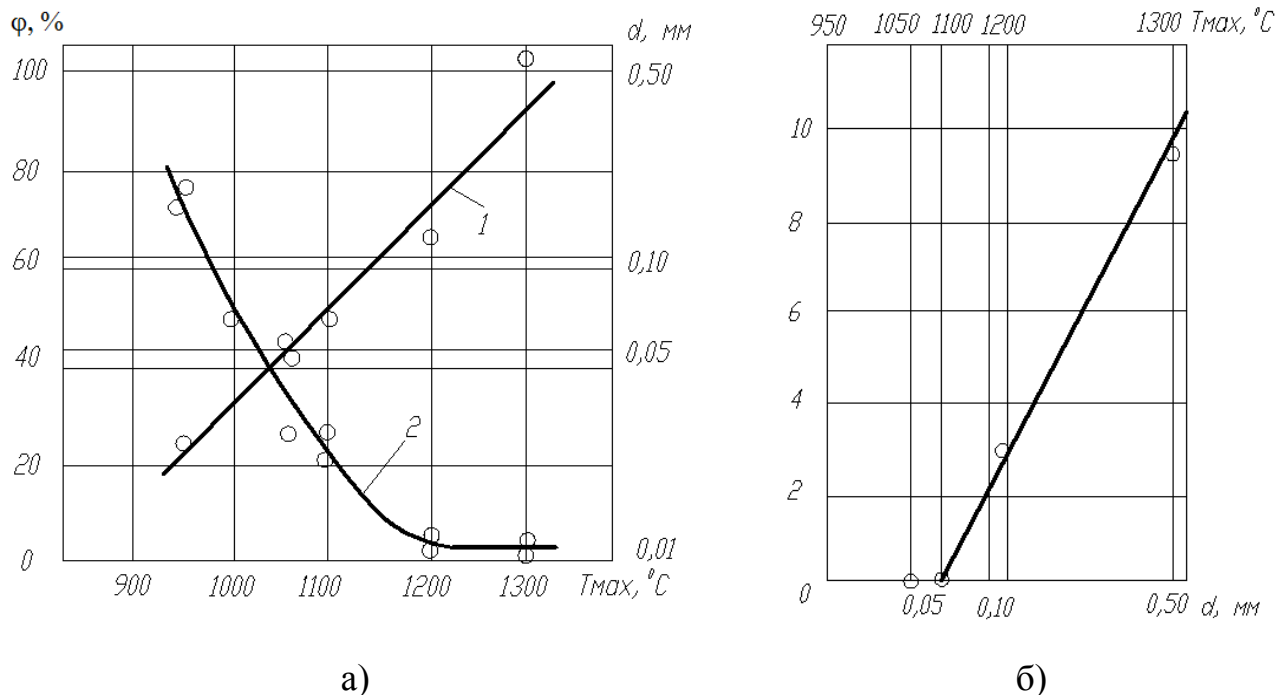


Рисунок 1.4 - Влияние T_{max} и размера зерна околошовной зоны стали А508 кл. 2 на склонность к ТТО: [4] а - испытания при 615 °С моделированных образцов основного металла; б - испытание жестких сварных труб; 1 - размер зерна d , мм, 2 - относительное сужение ψ , %

С повышением температуры межзеренное проскальзывание получает наиболее полное развитие, что увеличивает вероятность ТТО.

Известна точка зрения, допускающая связь ТТО с оплавлением обогащенных примесями приграничных объемов зерен в процессе ТДЦС [51,52,54]. По оплавленным границам зерен образуются микроскопические горячие трещины, которые могут инициировать разрушение при последующей термической обработке.

Процессы второго типа (относительное разупрочнение), приводящие к

упрочнению матрицы зерна, имеют место главным образом на ветви охлаждения в интервале температур ТЦС, когда пластическая деформация реализуется за счет скольжения в пределах зерна и интенсивного его наклепа. Упрочнение тела способствует выделению в процессе сварки и термической обработки мелкодисперсных карбидов и нитридов титана, ванадия, молибдена и других карбидообразующих элементов [4-8,12,13,18,30,31,54].

Карбиды и нитриды блокируют плоскости скольжения внутри зерен и увеличивают долю квазивязкого течения и повреждений по границам во время ползучести.

В работе [4] предложено теоретическое обоснование механизма ТТО в следующем виде.

Локализация деформации в узкой приграничной зоне облегчает образование несплошностей по границам зерен в процессе проскальзывания их относительно друг друга под действием компонент сдвига, направленных вдоль границ. Чем меньше участвует в деформации тело зерна, тем труднее реализуется проскальзывание, так как возникающая на границах концентрация напряжений не ослабляется за счет внутризеренной деформации.

Выключение из деформации тела зерна с ростом его прочности резко уменьшает общую деформацию до разрушения (пластичность) так как база деформации тела зерна значительно больше, чем приграничной зоны (Рисунок 1.5.) При неупрочненном теле зерна пластичность определяется суммарной величиной деформации тела зерна $\Delta_{ск}$ и деформации проскальзывания по границам $\Delta_{пр}$. При упрочнении тела зерна и выключении его из деформации пластичность определяется только $\Delta_{пр}$. Это может привести к провалу пластичности даже в тех случаях, когда прямое разупрочнение границ невелико и возникновению межзеренного разрушения предшествует заметная пластическая деформация в приграничной зоне $\Delta_{пр}$, т.е. даже при сравнительно вязком характере излома.

Следует отметить, что чем крупнее зерно, тем меньше относительный вклад приграничной зоны в общую деформацию до разрушения и, следовательно, тем ниже предельная пластичность.

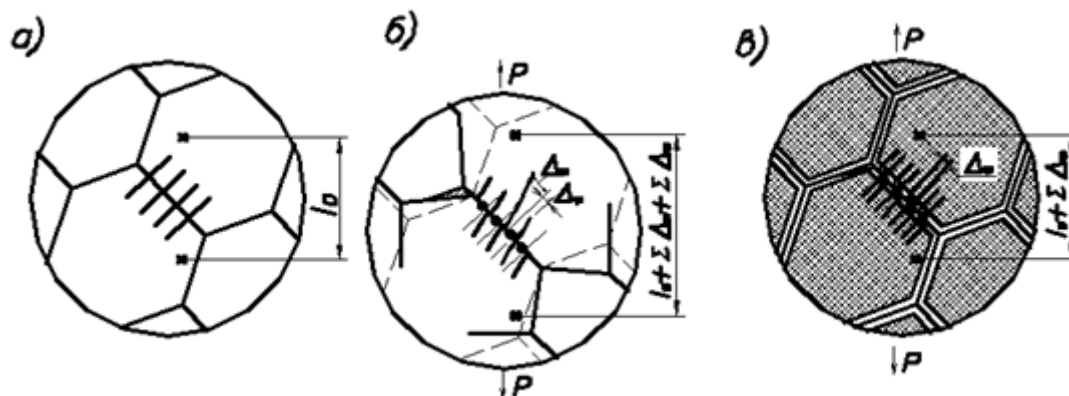


Рисунок 1.5 - Схема механизма снижения предельной пластичности в результате упрочнения тела зерна: а - состояние до деформации; б - деформация при неупрочненном теле зерна; в - деформация при упрочненном теле зерна

Частицы избыточных фаз, например, карбиды, могут оказать существенное влияние на пластическую деформацию. При наличии высокой плотности дисперсных частиц стадия легкого скольжения дислокаций может быть полностью подавлена [59]. При этом достаточно быстро образуются мощные дислокационные скопления, способствующие межзеренному разрушению по одной из дислокационных схем (Рисунок 1.6).

При относительно низких температурах, а также при более высоких температурах и больших скоростях деформации наиболее вероятно появление так называемых клиновидных трещин, образующихся первоначально на стыке трех зерен и развивающихся вдоль одной из границ (Рисунок 1.7). Они зарождаются преимущественно на границах с максимальными растягивающими напряжениями. В этом случае касательные напряжения на прилегающих границах максимальны.

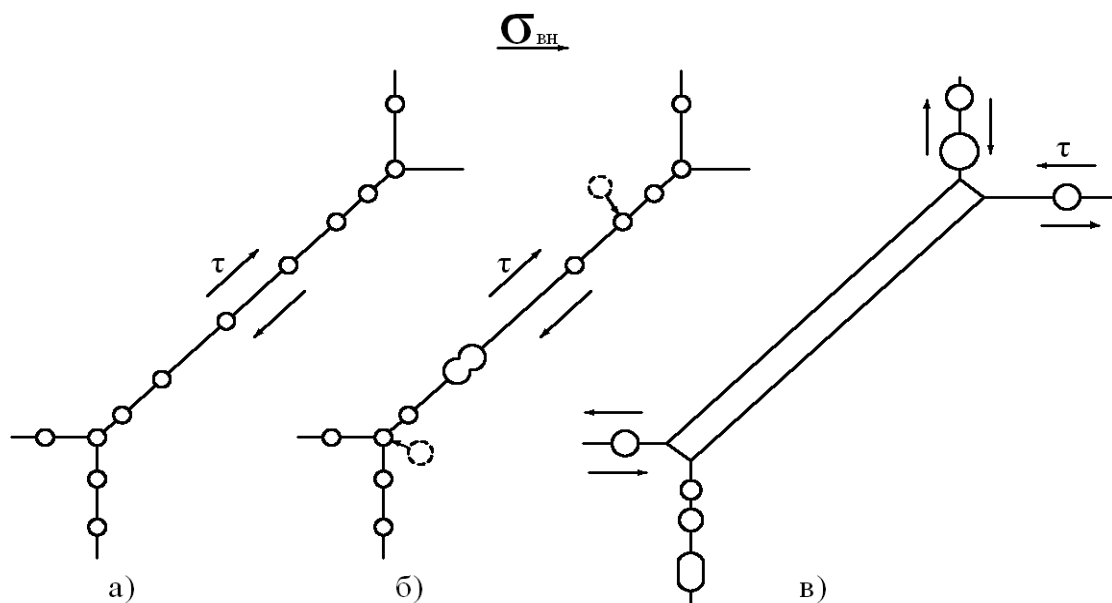


Рисунок 1.6 - Схема последовательных стадий процесса разрушения при ползучести: а) зарождение пор на границе зерна; б) пластический или вакансионный рост пор; в) разрушение межзеренной границы

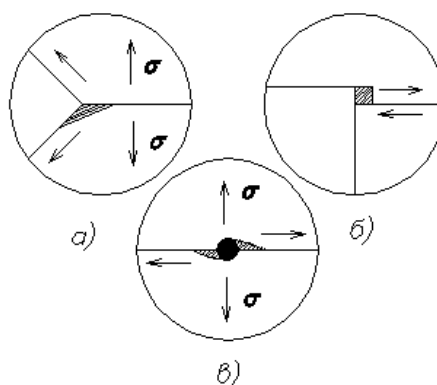


Рисунок 1.7 - Повреждения границ зерен в процессе деформации ползучести (схема): а) образование клиновидной трещины; б) образование микропоры на уступе границ зерен; в) образование микропор на фазовой частице

Из изложенного очевидно, что при высокотемпературной ползучести реализуется фактор «накопления поврежденности» окончательному разрушению предшествуют стадии зарождения пор в границах зерен, их роста путем вакансионного или пластического механизма, объединение пор и разрушение

межзеренных границ, рост межзеренных трещин. Разрушение произойдет в тот момент, когда суммарная площадь границ, занятая пораами и трещинами, достигнет критической величины, например, 50% [59,67].

Существенное влияние на повреждаемость границ оказывает также величина зерна металла (Рисунок 1.8)

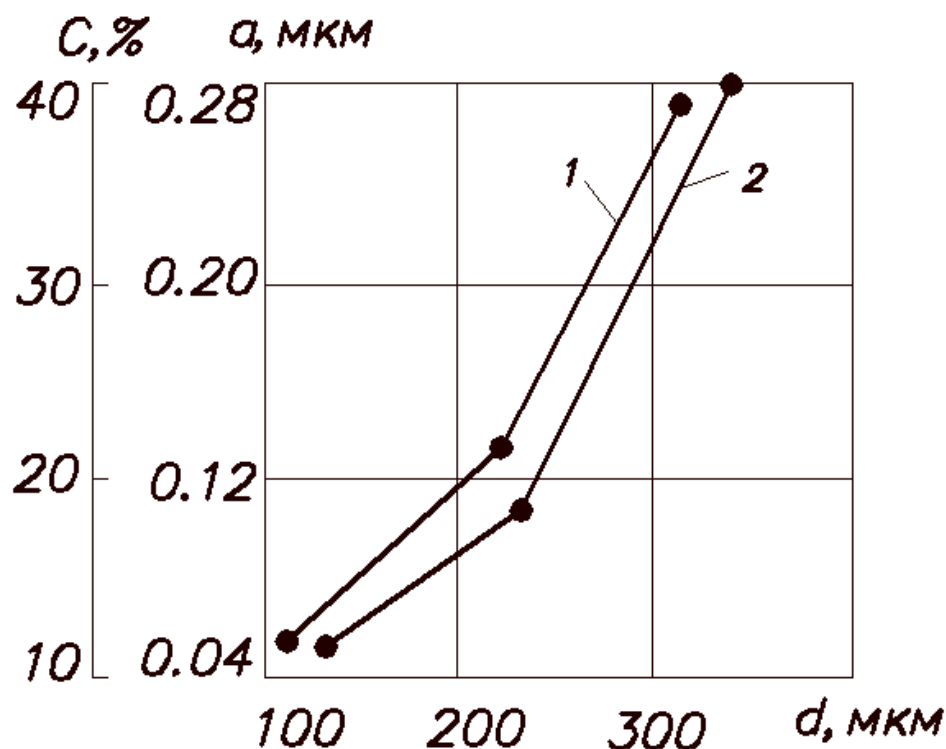


Рисунок 1.8 - Влияние величины зерна d на межзеренное проскальзывание по границам зерен ЗТВ сварных соединений сплава типа ХН70МВТЮ [4]: 1 – относительное число границ C , по которым произошел сдвиг; 2 – средний сдвиг a .

В производственных условиях можно наблюдать два вида трещин в металле ЗТВ сварных соединений при термической обработке [1,4,10].

1. Макротрещины, продольные к направлению сварки (параллельные линии сплавления), образующиеся в зонах конструктивной концентрации напряжений. Эти трещины обычно берут начало в зоне укрупненных зерен верхнего слоя или из корневого шва. Трещины не останавливаются мелкозернистыми переходными областями ЗТВ и проходят через нее возвратно-поступательными движениями

крупнозернистая – мелкозернистая микроструктуры.

2. Сетки микротрещин которые проходят по толщине листа только в областях укрупненных зерен ЗТВ (Рисунок 1.9).



Рисунок 1.9 - Микроструктура межзеренного разрушения металла ЗТВ сварных соединений стали 12X18H12T, X100

Авторы работ [4,6,12] считают, что растрескивание сварных соединений является следствием процесса релаксации напряжений, величина которых может оказаться выше предела длительной прочности в интервале температур охрупчивания металла. На рисунке 1.10 показаны возможные варианты кривых длительной прочности и релаксации напряжений. Как правило, трещины образуются, когда длительная прочность металла ЗТВ (сварного шва) меньше внутренних напряжений. Точки пересечения указанных кривых соответствует времени до разрушения. Повышение уровня напряжений, например, за счет увеличения жесткости конструкции уменьшает стойкость сварных соединений против ТТО.

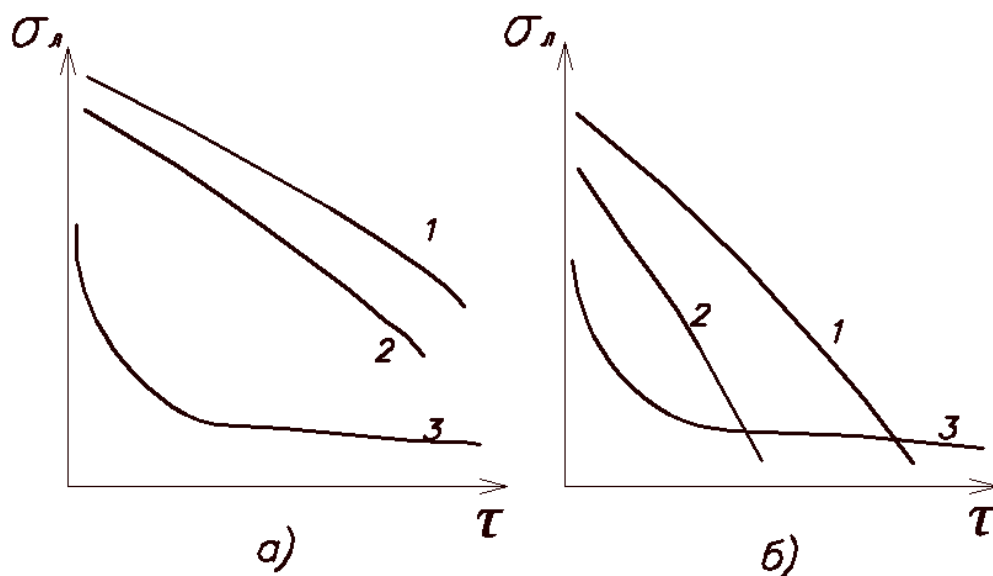


Рисунок 1.10 - Схема образования трещин в металле ЗТВ при ползучести: а) условия деформирования металла не склонного к образованию трещин; б) условия деформирования металла склонного к образованию трещин; 1 – длительная прочность без концентрации напряжений; 2 – длительная прочность при наличии концентрации напряжений; 3 – релаксационная кривая $\sigma_{\text{л}} = f(\tau)$

1.3 Методы экспериментального исследования склонности сварных соединений к трещинам при термической обработке

Разработанные методы оценки склонности сварных соединений к ТТО учитывают запас длительной прочности их в участке перегрева ЗТВ в процессе сварки и термической обработки [4,6,8,12,14,17,26,27,46].

Известные методы испытаний могут быть объединены в следующие три группы:

1. Оценка склонности к ТТО по результатам испытаний технологических жестких проб:
2. Оценка изменения свойств стали после воздействия имитационного ТЦС

или ТДЦС по режиму ЗТВ.

3. Оценка склонности к ТТО сварных соединений по характеристикам их жаропрочности. Каждая из методик вышеперечисленных групп имеет свои особенности и рациональные границы применения.

Сравнения эффективности того или иного метода исследования образования ТТО целесообразно проводить по следующим показателям:

1. Воспроизведение в лабораторных условиях характера разрушения, встречающегося на практике.

2. Соответствие цикла термомеханического воздействия в исследуемом образце, циклу, возникающему в металле сварного узла при термической обработке

3. Численные значения принятых в методике критериев должны быть пригодны для количественной оценки сопротивляемости металла разрушению.

4. Предложенная методика должна отличаться воспроизводством результатов и экономичностью проведения исследований

Технологические пробы являются наиболее простым видом испытаний. Полученные с их помощью данные носят качественный характер и могут быть использованы для предварительной отбраковки различных плавок стали.

Следует отметить, что испытания проб часто дают неустойчивые результаты. В то время как несколько образцов могут показать отсутствие трещин, в остальных идентичных образцах может быть обнаружена высокая степень растрескивания.

Среди технологических проб наиболее распространены пробы BWRA [60], ЦКТИ [61] ЦНИИТМАШ [62] и ЦНИИМС [4]. В естественно-напряженных пробах (BWRA и ЦНИИТМАШ) напряжения создаются за счет жесткости соединения при сварке штуцера. В тавровых и стыковых пробах – за счет наплавки нагрузочных валиков (Рисунок 1.11 и 1.12).

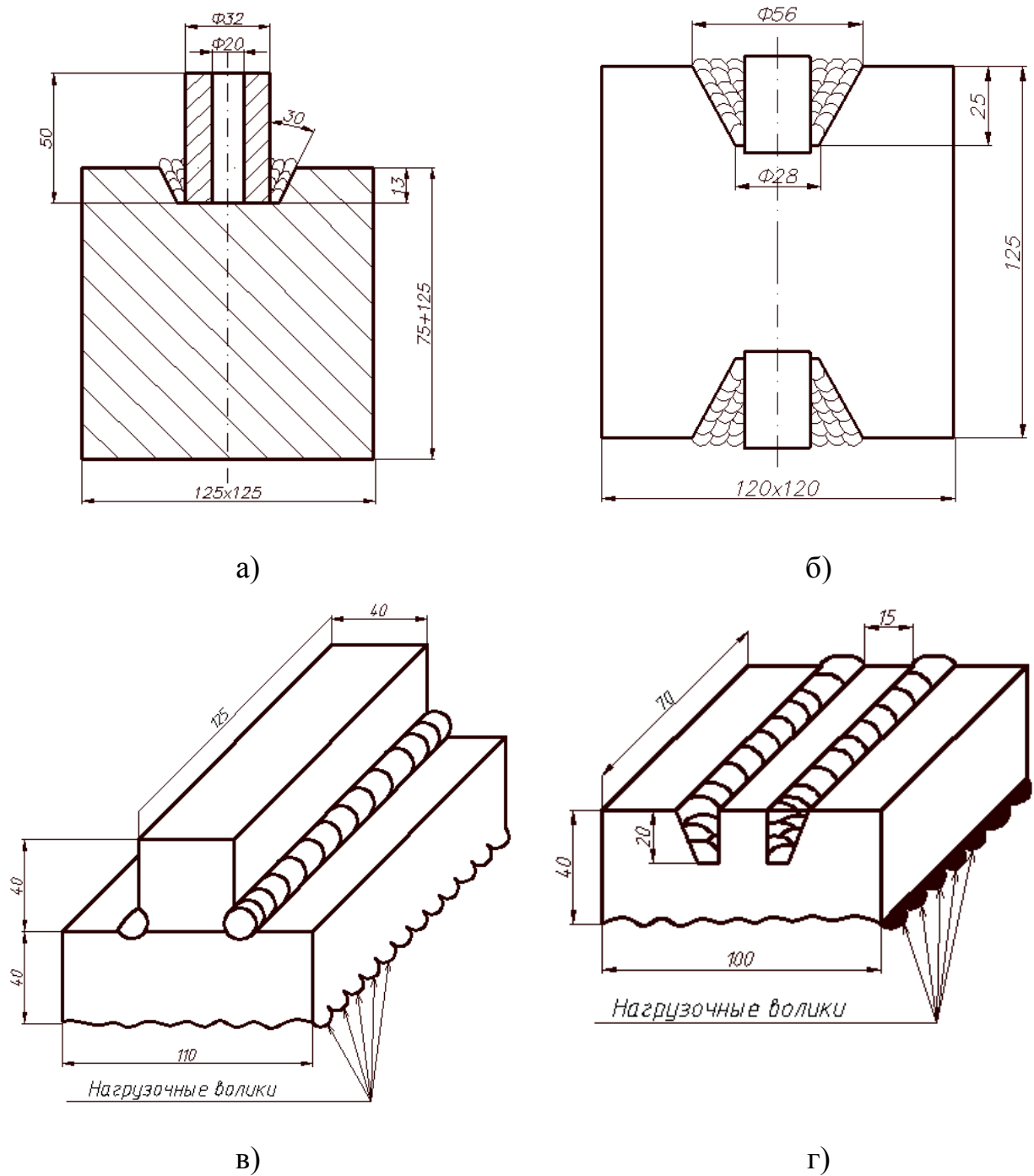


Рисунок 1.11 - Сварные образцы для технологических испытаний склонности к ЛРОЗ: а – проба BWRA; б – проба ЦНИИТМАШ; в – тавровая проба ЦНИИМС; г – стыковая проба ЦКТИ



Рисунок 1.12 - Методы определения склонности сварных соединений к ТТО

После сварки пробы помещают в печь и выдерживают определенное время при заданной температуре, либо подвергают периодическим подгрузениям наплавкой нагрузочных валиков. Критерием оценки склонности к ТТО естественно - напряженных проб является время, а у проб с подгрузением – число циклов до возникновения трещин.

Уменьшение скорости деформации способствует межзеренному проскальзыванию. Скорость деформации при сварке пропорциональна скорости охлаждения. Понижение скорости охлаждения может вызвать склонность к межкристаллитному разрушению, так как увеличивает продолжительность

пребывания металла ЗТВ в температурном интервале хрупкости (ТИХ). Поэтому в технологической экспресс-пробе ИЭС им. Е.О. Патона (Рисунок 1.13) предусмотрено применение электрошлаковой сварки [52]. Использование присадочного металла из малоуглеродистой стали обеспечивает возникновение в ЗТВ сварного соединения аустенитной стали высоких по величине объемных растягивающих напряжений.

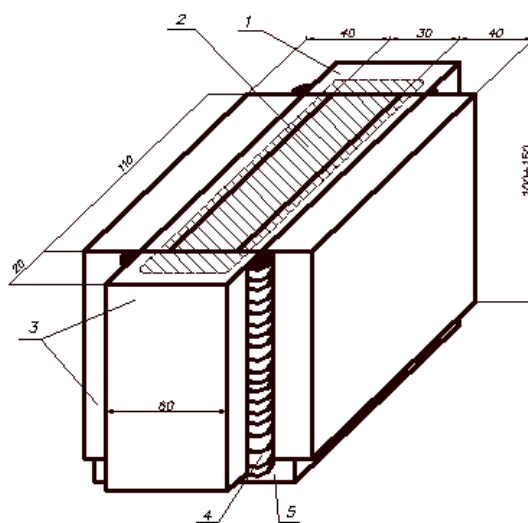


Рисунок 1.13 - Экспресс – проба ИЭС им. Е.О. Патона: 1 – испытываемая аустенитная сталь; 2 – электрошлаковый шов; 3 – углеродистая сталь; 4 – подварочные швы; 5 – поддон

Ко второй группе относят методики испытаний образцов основного металла, подвергнутых воздействию термического или термомеханического цикла сварки в специальных установках. В этой группе наиболее известны методики ИМЕТ-1 [63], Ренслеровского политехнического института – РПИ [65], МВТУ им. Н.Э.Баумана [60] и ИМЕТ-ЦНИИЧМ [64]. Данные методики разработаны в первую очередь для оценки вероятности образования горячих трещин в ЗТВ непосредственно при сварке. Предполагают наличие прямой взаимосвязи между поврежденностью металла ЗТВ при сварочном нагреве и склонностью к ТТО [5, 46,50-52, 57-58,]. Действительно, термомеханический цикл сварки в одних материалах может вызывать образование горячих

околошовных трещин, в других – только зародышевые микротрещины, которые обычными методами контроля не выявляются, но будучи концентраторами напряжений, могут приводить к хрупким ТТО сварных соединений при высокой температуре.

Для определения склонности к ТТО используют данные, характеризующие свариваемость сталей по величине ТИХ – методы ИМЕТ-1 и РПИ, или критической скорости деформации в ТИХ – методы МВТУ и ИМЕТ-ЦНИИЧМ. Испытания по методике ИМЕТ-ЦНИИЧМ основаны на воспроизведении в образцах из основного металла термических циклов сварки, характерных для наиболее нагретых участков зоны термического влияния (Рисунок 1.14).

Одновременно образцы растягивают в процессе охлаждения в ТИХ, начиная с максимальной температуры цикла $T_{\max}$ до деформаций, меньше разрушающих, но достаточно больших для снижения запаса пластичности материала. Критерием сопротивления сталей ТТО служит пластичность и прочность.

Использование методик второй группы приводило в ряде случаев к противоречивым результатам из-за отсутствия обоснованных рекомендаций по выбору максимальной температуры нагрева при имитации термического цикла сварки. Нагрев образцов до температур, достаточно близких к верхней границе ТИХ, может приводить к образованию литой структуры, и возникновению надрывов от нескомпенсированных усилий со стороны захватов испытательной установки. Вследствие этого результаты испытаний будут заниженными. Недостаточно высокая температура нагрева образцов приводит к завышению оценок. Методика ЦНИИТМАШ [66], свободная от указанных недостатков, позволяет более надежно выявлять склонность материалов к повреждениям в ЗТВ в процессе сварки.

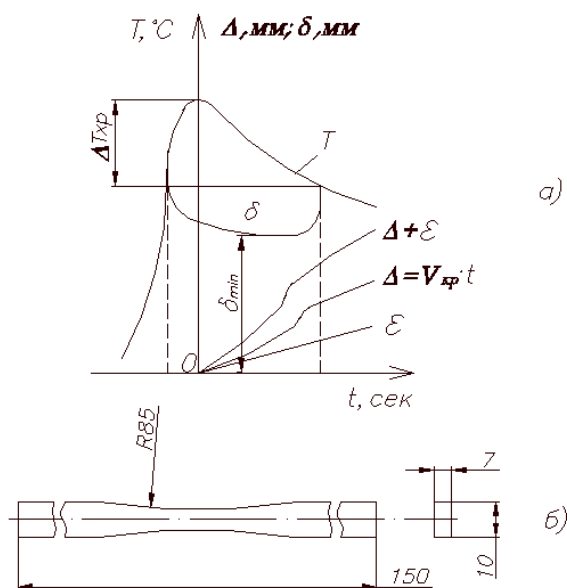


Рисунок 1.14 - Характер изменения температуры T , пластичности σ , температурной усадки ε и деформации Δ от внешнего усилия металла ЗТВ при сварке при испытании по методу ИМЕТ-ЦНИИЧМ (а); образец ИМЕТ – 1 (б).

В соответствии с методикой испытания производят в следующей последовательности. Вначале определяют температуру верхней границы ТИХ – $T_{\text{ВГ}}$, температуру начала провала пластичности $T_{\text{НП}}$ и температуру восстановления пластичности $T_{\text{ВП}}$ при охлаждении по термическому циклу сварки для каждой марки стали. После этого образцы нагревают проходящим током до температуры $T_{\text{max } i}$, заданной в интервале $T_{\text{НП}} < T_{\text{max}} < T_{\text{ВГ}}$. В процессе охлаждения в интервале температур $T_{\text{max } i} \dots T_{\text{ВП}}$ образцы подвергают растяжению, изменяя от опыта к опыту скорость деформации. При этом определяют показатель пластичности A (мм/мин), соответствующий критической скорости деформации при испытании по методике ИМЕТ-ЦНИИЧМ. В результате серии испытаний получают зависимость показателя A , резко возрастающую с уменьшением $T_{\text{max } i}$ в случае составов с малым ТИХ и высоким запасом пластичности (Рисунок 1.15).

В противном случае эта зависимость увеличивается весьма медленно. При сопоставлении металлов, отличающихся по химическому составу, кривые горячей

пластичности $A = \varphi(T_{\max})$ целесообразно изобразить в виде функции относительной температуры $\Theta = \frac{T_{\max}}{T_{BG}}$. Благодаря этому, полученные экспериментальные зависимости $A = \varphi(T_{\max})$ можно представить в виде кривых $A = f(\Theta)$ расположенных одна над другой, что облегчает сопоставление полученных результатов.

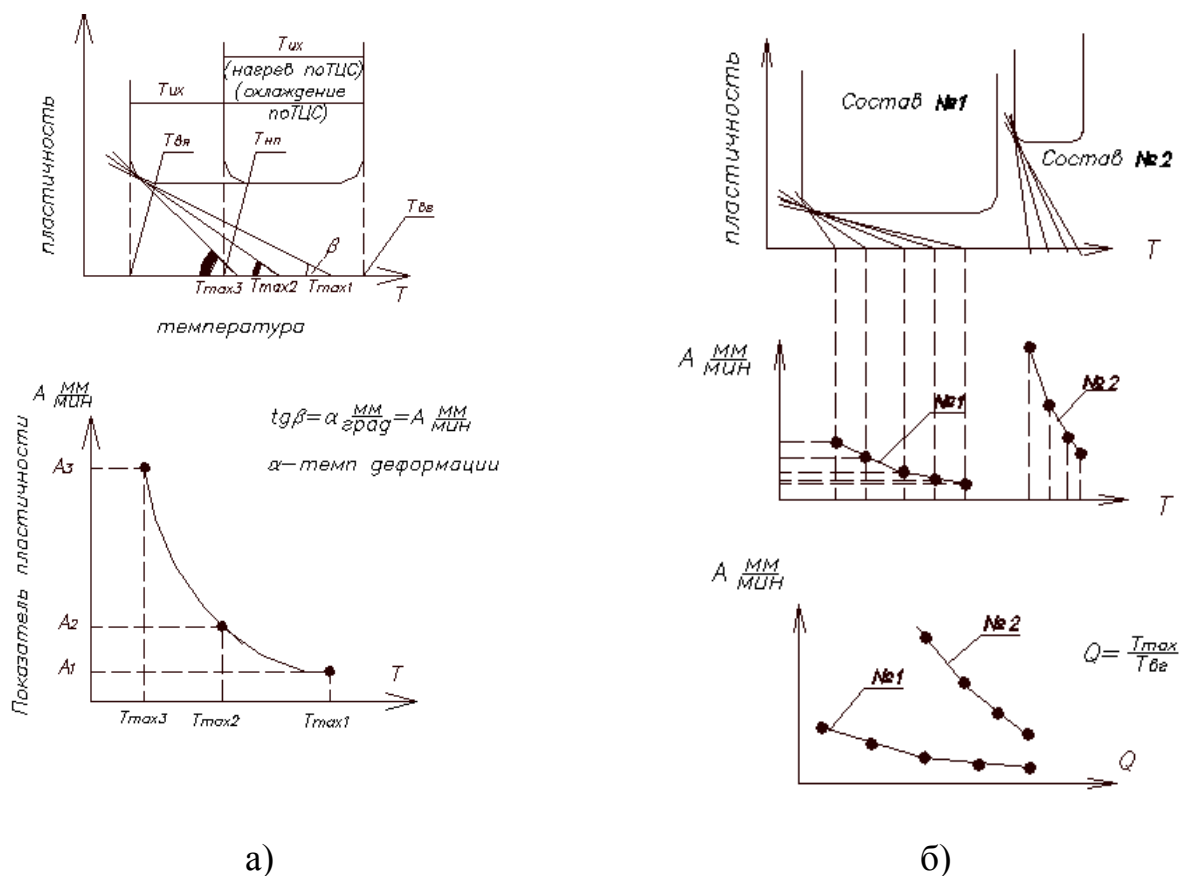


Рисунок 1.15 - Оценка склонности сталей к образованию горячих трещин в ЗТВ при сварке с помощью $A-\Theta$ зависимости (схема): а – пример построения зависимости показателя A от максимальной температуры нагрева $T_{\max i}$ термического цикла сварки; б – сопоставление $A-\Theta$ зависимостей двух составов, отличающихся по величине T_{BG}

Недостатком методик второй группы является невозможность учета при их использовании ряда факторов, оказывающих решающее влияние на свойства

металла ЗТВ и сварного соединения в целом. К ним относят процессы диффузионного перераспределения отдельных элементов, в первую очередь углерода, жесткость соединения, эффект концентрации напряжений и т.п.

Следующая группа методик предназначена для непосредственного определения жаропрочности с учетом вероятности ТТО сварных соединений и позволяет получать наиболее объективные количественные данные о работоспособности конструкций при высоких температурах.

В работе [4] приведены результаты исследования влияния напряженного состояния (растяжение, внутреннее давление, кручение, изгиб, изгиб с внутренним давлением и др.) на склонность сварных соединений к ТТО. При испытаниях трубчатых образцов из стали 12Х18Н10Т выявлены преимущества нагружения изгибом. Испытания на длительную прочность при изгибе могут проводиться на образцах различной формы. Использование больших плоских образцов с полным сечением шва приближает условия испытания к эксплуатационным и позволяет оценить влияние масштабного эффекта, концентрации напряжений и возможных зародышевых дефектов в вершине шва (Рисунок 1.16).

Распространенным способом оценки склонности сварных соединений к ТТО является методика ЦКТИ [73], предусматривающая испытание цилиндрических образцов на длительный чистый изгиб при рабочих температурах и различной скорости деформации, обычно в пределах от 10 до 0,01 %/ч.

Отличие ТТО от трещин, образующихся в процессе высокотемпературной эксплуатации сварных соединений заключается в том, что первые вследствие больших значений скорости деформации ($1 \cdot 10^{-1}$ - $1 \cdot 10^{-2}$ при ТТО против $1 \cdot 10^{-4}$ - $1 \cdot 10^{-5}$ % ч при высокотемпературной эксплуатации) образуются при более высоких температурах. Например, в сварных соединениях аустенитных хромоникелевых сталей, стабилизированных титаном или ниобием, образование

ТТО происходит в интервале температур 600-850 °С, а трещин при длительной эксплуатации – при 540-590°С. В сварных соединениях низколегированных хромомолибденовых сталей образование ТТО наблюдается в интервале температур 600-700°С, а трещин при длительной эксплуатации – при 530 - 570 °С.

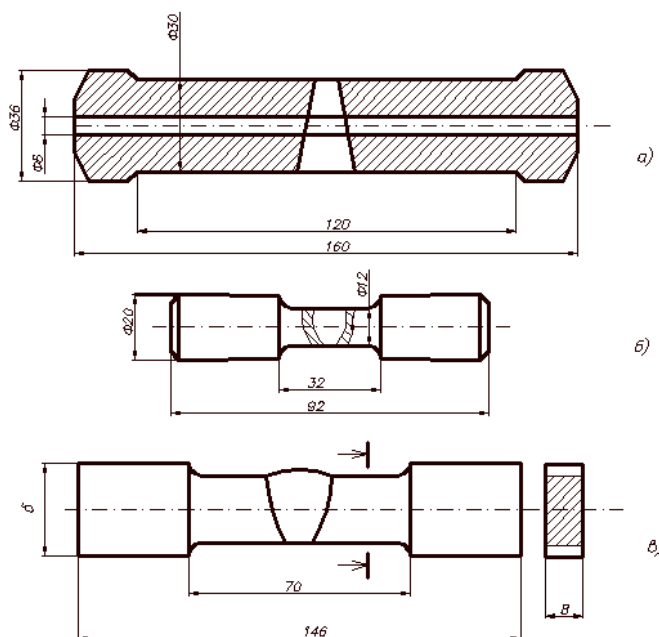


Рисунок 1.16 - Сварные образцы для испытаний на длительную прочность и пластичность с целью оценки склонности к ТТО [4]: а – трубчатые образцы; б – цилиндрические образцы; в – плоские образцы

В то же время при сварке, когда скорости деформации на стадии охлаждения в твердом состоянии измеряются десятками и сотнями процентов в час, провал пластичности и образование так называемых подсолидусных межзеренных трещин наблюдаются в интервале еще более высоких температур, чем при термической обработке. Влияние скорости деформации на смещение провала пластичности сварных соединений в области межзеренных разрушений показано на рисунке 1.17. Приведенная схема подтверждает известное положение о существенном влиянии скорости деформации на межзеренную хрупкость и, следовательно, на объективность проводимых оценок. На рисунке 1.18 можно

увидеть, что с уменьшением скорости деформации пластичность сварных образцов резко падает. Критерием оценки в этих испытаниях служит величина относительного удлинения до образования трещин в ЗТВ при малой скорости деформации. Эти данные могут быть получены экстраполяцией значений пластичности, полученных при более высокой скорости деформации.

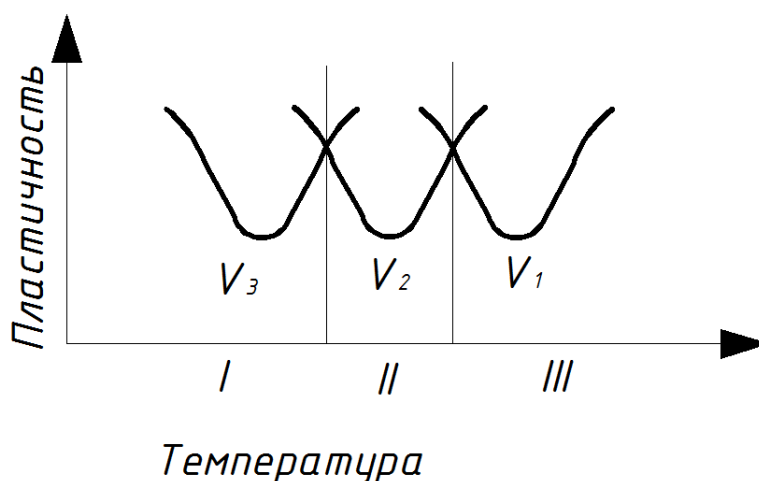


Рисунок 1.17 - Влияние скорости деформации на смещение температурного интервала провала пластичности в условиях ползучести: V_1, V_2, V_3 - скорости деформации соответственно при сварке, термической обработке и высокотемпературной эксплуатации ($V_1 > V_2 > V_3$); III, II, I - области вероятностного образования межзеренных трещин соответственно при сварке, термической обработке и высокотемпературной эксплуатации.

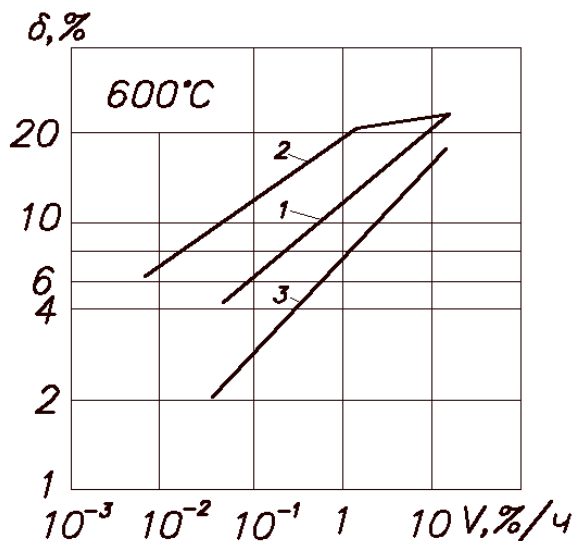


Рисунок 1.18 - Изменение пластичности при испытании на изгиб сварных образцов из стали 12Х18Н10Т в зависимости от скорости деформации [24]: 1 – исходное состояние; 2 – аустенитизация при 1150 °С - 1 час + стабилизация при 800 °С – 10 час; 3 – стабилизация при 800 °С – 10 час.

Сравнение полученных данных с результатами эксплуатации показывает, что предельная пластичность при скорости деформации 0,67 %/ч, ниже которой наблюдается повышенная склонность к межзеренному разрушению составляет ~5% [4].

Другим видом являются испытания релаксацией остаточных напряжений. Эти испытания позволяют наблюдать за релаксацией напряжений в образцах с реальным или имитированным термическим циклом ЗТВ. Схема одного из простых вариантов этого испытания по методу Доути [30] показана на рисунке 1.19 а. Метод Накамуры [32] и других исследователей основаны на подобном принципе. В приспособлении (Рисунок 1.19 б) образец подвергают действию предварительного напряжения изгиба, а затем разрушают ударом при температуре отпуска. Кроме появления трещин отпуска свидетельством релаксации напряжений может быть также измеряемая величина раскрытия вершины надреза или трещины [12,13], а для оценки результатов испытаний можно использовать методы линейной механики разрушения [17].

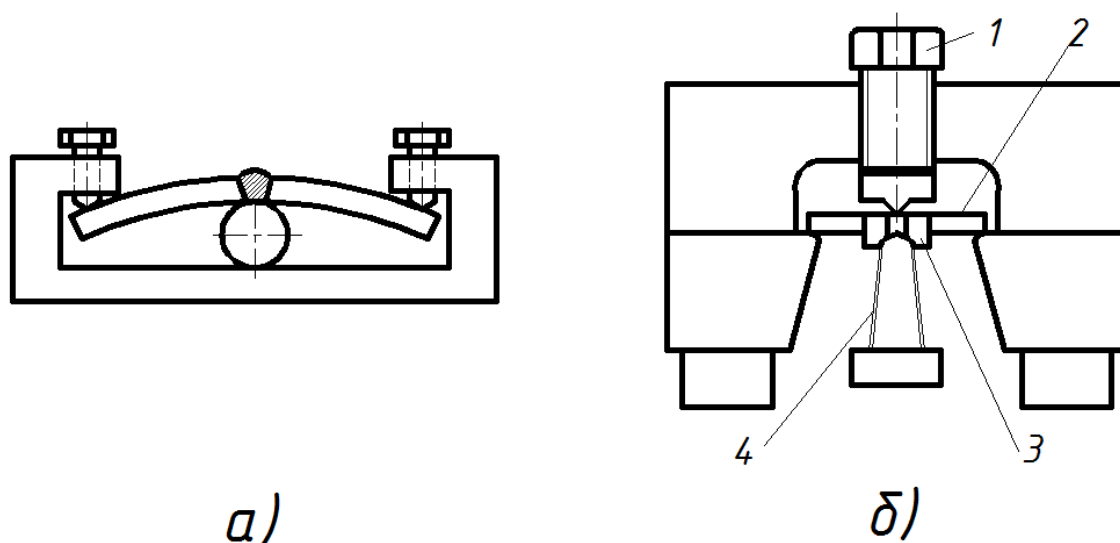


Рисунок 1.19 - Релаксационная проба: а – по методу Доути; б - на изгиб образца с надрезом. Индикаторы нагрузки и раскрытия надреза (тензометры) перед отпуском удаляются: 1- нагружающий болт; 2 – образец; 3 –индикаторы нагрузки; 4 – устройство для измерения раскрытия надреза.

Методы испытаний образцов термически смоделированной ЗТВ являются многочисленными из-за их многосторонности и сравнительно низкой стоимости по отношению к сварным пробам. В этих методах образцы доводятся до разрушения при кратковременном изотермическом нагружении или при испытаниях на растяжение. В этих методах не удастся точно воспроизвести условия термической обработки для снятия напряжений. И только методы изотермической релаксации напряжений лишены этого недостатка. Сущность метода заключается в предварительном нагружении образца при температуре окружающей среды, нагреве его до исследуемой температуры при реальных скоростях нагрева, выдержки при этой температуре до образования ТТО.

Следует отметить, что необходима осторожность в интерпретации результатов любых испытаний на образцах, моделирующих ЗТВ, так как в реальных сварных соединениях деформации металла ЗТВ будут влиять на его свойства.

Исследования, проведенные с использованием методик различных групп показали, что возникновение межзеренной хрупкости связано с особенностями формирующейся при сварке и термической обработке структуры, химической макро, и микронеоднородности, с развитием процессов разупрочнения границ зерен (дендритов). Знание закономерностей этой связи необходимо для целенаправленного совершенствования технологии сварки с целью предупреждения ТТО.

1.4. Пути повышения стойкости сварных соединений против трещин при термической обработке

Результаты экспериментальных исследований и производственный опыт позволили выявить основные факторы стимулирующие образование ТТО. Разработанные способы борьбы с растрескиванием основаны на исключении или ослаблении влияния металлургического, структурно-механического, конструктивного, технологического фактора.

Фактор материала. Трещины при термической обработке преимущественно наблюдаются в сварных соединениях низколегированных сталей 10ГН2МФА и 15Х2НМФА, склонных к дисперсионному твердению в результате выделения карбидов, нитридов и интерметаллидов в температурном интервале ползучести (выше 473К). При этом наблюдается прерывистое выделение (например VC или V₂C) наиболее интенсивное в диапазоне температур 650.....750 °С и замедленное в температурной области 550....650 °С [46]. Эффект повышения твердости вследствие выделения частиц зависит от линейных размеров и степени дисперсности.

Для низколегированных сталей с максимальным содержанием хрома до 1.5% выведены уравнения для оценки влияния химического состава стали на

склонность к образованию ТТО.

Параметр ΔG оценки склонности к трещинам по Накамуре [32] имеет вид

$$\Delta G = Cr + 3,3 \cdot Mo + 8,1 \cdot V + 10 \cdot C - 2$$

Ито [33] включил в свое уравнение для P_{sr} и влияние микролегирующих элементов.

$$P_{sr} = Cr + Cu + 2 \cdot Mo + 10 \cdot V + 7 \cdot Nb - 5 \cdot Ti - 2$$

Если ΔG и P_{sr} – положительные, сталь склонна к образованию ТТО.

Неметаллические включения (сульфиды, оксиды, алюминаты, силикаты и др.) снижая пластические свойства стали, стимулируют ее склонность к образованию трещин отпуска. Включения силикатов или алюминатов при всех способах сварки имеют практически компактную форму, в ЗТВ они не изменяют свою морфологическую структуру и конфигурацию, чего нельзя сказать о сульфидных включениях. Установлено, что в сталях могут появляться сульфиды с пониженной температурой плавления (около 323 К). В предельном случае это включения на основе FeS. Степень легирования сульфидов MnS зависит от кинетики раскисления стали и, следовательно, от активности серы в шлаке. Часть сульфидов в ЗТВ расплавляется, образовавшийся расплав мигрирует по границам первичных зерен и при неблагоприятных условиях (наличие растягивающих напряжений) может повлечь за собой образование горячих (ликвационных) трещин, горячих микротрещин или привести к образованию экзотермических ламелярных трещин [46]. Поскольку стали предназначенные для изготовления корпусного оборудования атомных реакторов должны иметь высокую чистоту, небольшое количество дефектов, хорошие пластические свойства и высокое сопротивление радиационному разрушению, то большинство плавов производится в электрических печах с последующей обработкой в установке внепечного рафинирования в вакууме (УВРВ) [73,74]. Однако следует иметь ввиду, что стали высокой чистоты склонны к заметному росту зерна в условиях сварочного нагрева.

С помощью приведенных методов испытаний, а также расчета величин ΔG и P_{sg} можно оценить предрасположенность стали к образованию ТТО при данной технологии сварки. Если сталь чувствительна к образованию трещин, необходимо либо заменить ее другой, более подходящей, либо строго контролировать режимы сварки и термообработки. Это в полной мере относится и к металлу сварного шва.

Структурно-механический фактор. Свойства сварного соединения, в том числе его сплошность, определяются в большинстве случаев свойствами ЗТВ. Для этой зоны типичным является то, что по сравнению с основным металлом она имеет более крупное первичное зерно и отличается по микроструктуре. Поэтому важно контролировать (оптимизировать) структуру ЗТВ с помощью управляемых параметров технологии сварки. Например в работе [39] влияние технологии сварки на возникновение трещин отпуска выражено через время охлаждения Δt (1073...773K). Чем больше Δt , тем крупнее зерна в ЗТВ, тем более предрасположена сталь к ТТО (Рисунок 1.20).

Структура участка ЗТВ, нагретого до температуры выше точки А3, при сварке – аустенит. На вторичную структуру (после сварки) этой зоны наибольшее влияние оказывает форма термического цикла сварки или скорость охлаждения. При медленном охлаждении сварных соединений низколегированных сталей выполненных дуговыми и электрошлаковыми методами сварки в этой зоне ферритно-перлитная структура с видманштетовой текстурой. Более того, в этих условиях получают развитие полигонизационные процессы с образованием типичных полигонизационных сеток [4], снижающие пластичность и стойкость металла ЗТВ против образования ТТО.

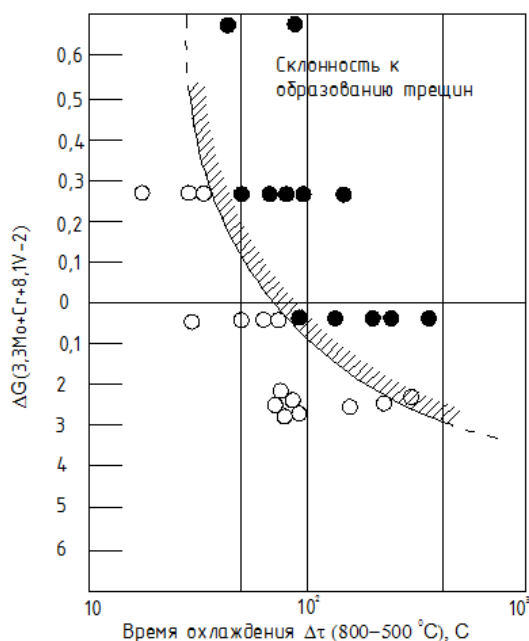


Рисунок 1.20 - Зависимость между временем охлаждения Δt и склонностью к образованию ТТО

Благодаря низкому содержанию примесей, высоким пластическим свойствам, гомогенности и пониженному содержанию углерода свариваемость сталей 10ГН2МФА и 15Х2НМФА, используемых для изготовления корпусного оборудования ВВЭР-1000, хорошая. Однако из-за большой толщины и сложной формы корпуса сосуда эти стали предрасположены к образованию ТТО и требуют ограничения технологических параметров процесса сварки. В основном используют автоматизированные способы сварки. Применяется и ЭШС, если позволяет химический состав материала листа. Погонная энергия сварки хотя и не ограничивается, однако при некоторых способах сварки (под флюсом и ЭШС) существует оптимальный диапазон ее значений (например, 25-30 кДж/см при сварке под флюсом) [98].

Технологический фактор. ЭШС является высокопроизводительным способом соединения толстостенных конструкций. Однако снижение степени перегрева металла сварного шва и ЗТВ остается одной из ключевых проблем технологий ЭШС [68-72].

В связи с изложенным актуальной задачей ЭШС является разработка технологических приемов и методов воздействия на процесс сварки, направленных на повышение структурной и химической однородности сварного соединения и снижения негативного влияния термического цикла сварки на металл шва и ЗТВ (Рисунок 1.21).

Такие методы воздействия основаны на введении в сварочную ванну различных модификаторов и присадок [20,70], использовании дополнительной нетоковедущей проволоки [75], применении принудительного охлаждения металла сварного соединения [15], дозированной подачи мощности в зону сварки [76], увеличенного сухого вылета электрода [77], сопутствующего подогрева металла шва и ЗТВ для местной непрерывной нормализации [70], введения ультразвуковых и механических колебаний [78], воздействии внешними магнитными полями [23] и других принципах. Металлургические методы повышения эффективности ЭШС направлены на создание новых сварочных материалов со специальными прочностными и теплофизическими свойствами, малочувствительных к ТЦС [44,45]. Используют также введение в сварочную ванну различных модификаторов и присадок. Такие методы достаточно эффективны для управления свойствами металла шва, однако слабо влияют на металл ЗТВ. Кроме того изменение химического состава металла шва по отношению к основному металлу зачастую является недопустимым



Рисунок 1.21 - Схема технологических приемов и методов воздействия на формирование металла шва и ЗТВ при ЭШС [22]

Одним из методов, снижающим погонную энергию сварки и уменьшающим размеры ЗТВ, является сварка в узкий зазор (таблица 1.2).

Таблица 1.2 - Режимы ЭШС плит толщиной 50мм [79]

Способ сварки	Сварочный зазор, мм	Сила Тока, А	Напряже-ние, В	Скорость сварки, мм/мин	Тепловло-жение, кДж/мм
ЭШС					
традиционная	32±2	600±100	39±1	28	50
в узкий зазор	19±1	1000±100	35±0,5	55	37

Этот способ сварки характеризуется уменьшением объема шлаковой ванны, присадочного материала и увеличением скорости сварки. Техника сварки в узкий зазор похожа на стандартный процесс ЭШС, однако требует применения

дополнительных мер, направленных на предотвращение короткого замыкания электродов на свариваемые кромки и гарантированное проплавление основного металла.

Отмечается, что этот процесс характеризуется высокой производительностью, обеспечивает высокие механические свойства металла шва и ЗТВ. Это достигается за счет снижения тепловложения, оптимизации формы металлической ванны, применения сварочной проволоки, улучшающей микроструктуру металла. В результате достигается высокое качество сварных соединений без дополнительной термообработки.

С целью управления кристаллизацией металла шва предложен метод виброимпульсного воздействия на сварочную ванну [78]. Суть данного метода заключается в следующем (Рисунок 1.22): с помощью генератора импульсных токов и батареи конденсаторов формируются импульсы электрического тока, которые через высоковольтный разрядник подаются на одновитковые индукторы, расположенные на медных формирующих ползунах, с противоположных сторон свариваемых изделий. При электродинамическом взаимодействии между индуктором и ползунами рабочие стенки последних передают расплавленному металлу жесткие механические удары, которые вызывают в нем периодические появление гидродинамических волн. Интенсивные колебания жидкой фазы относительно твердой снижают градиент температуры на границе раздела фаз, приостанавливают рост кристаллов, нарушают периодичность и направленность дендритной кристаллизации.

В работе [24] представлен способ скоростной ЭШС толстолистовых сталей типа 22К, 16ГНМА, 16ГС и других без последующей нормализации сварных соединений. Сущность способа заключается в принудительном изменении с заданной частотой места подведения электрического тока к электродам и свариваемым кромкам (Рисунок 1.23). Коммутация токоподводов в процессе сварки приводит к перераспределению линий прохождения электрического тока в

сварочной ванне. При этом резко меняется характер движения расплава шлак-металл и соответственно баланс температур в ванне. Большая часть энергии идет на плавление электродов, меньшая – передается основному металлу. Все это повышает скорость плавления электродов в 3...4 раза и снижает до минимума степень отвода тепла в стенки основного металла. Отмечается, что удельная погонная энергия процесса составляет 25...50 кДж/см², что в 4...5 раза меньше, чем при обычной ЭШС (104...208 кДж/см²). При этом термический цикл сварки становится близким к циклу дуговой сварки под флюсом. Исследования сварных соединений толстолистовых сталей типа 22К, 16ГНМА, 16ГС и других, выполненных с применением разработанного процесса скоростной ЭШС, показали улучшение макроструктуры и механических свойств металла шва и ЗТВ, что исключает последующую высокотемпературную термообработку сварных соединений.

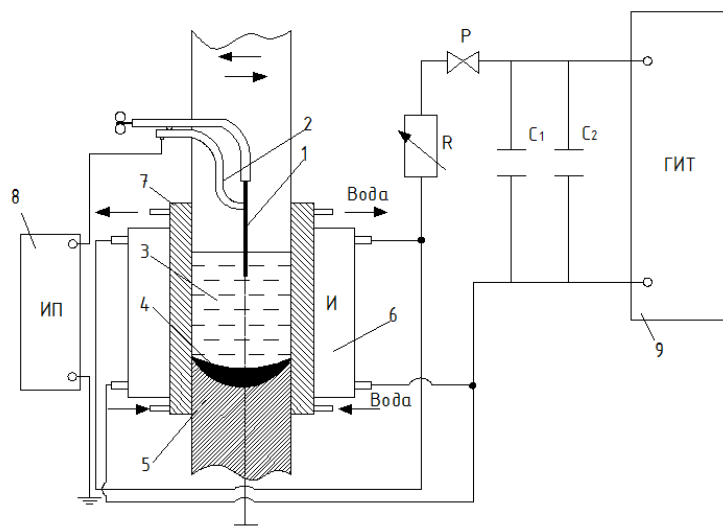


Рисунок 1.22 - Схема ЭШС с сопутствующей электроразрядной обработкой; 1 – электрод; 2- токоподвод; 3- шлаковая ванна; 4 – металлическая ванна; 5- сварной шов; 6- индуктор; 7- формирующие планки; 8- источник питания; 9- генератор импульсных токов; Р – высоковольтный разрядник; C1,C2 – батареи высоковольтных конденсаторов; R- балластный реостат

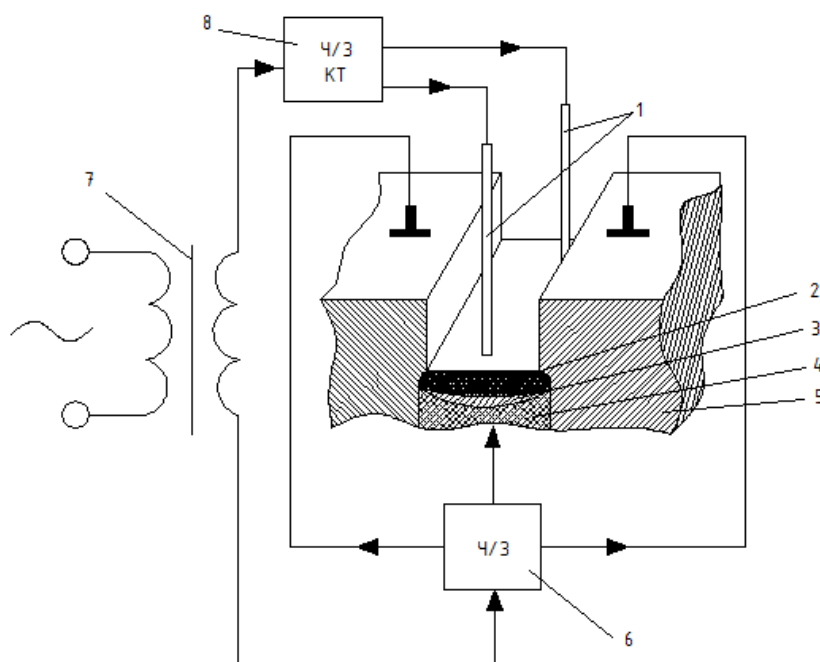


Рисунок 1.23 - Схема скоростной ЭШС [24]: 1 – электроды; 2- шлаковая ванна; 3- металлическая ванна; 4- сварочный шок; 5- изделия; 6- трехканальный преобразователь тока; 7 – источник питания; 8- двухканальный коммутатор тока.

Магнитное поле является эффективным инструментом управления гидродинамикой сварочной ванны и свойства сварных соединений. Однако электромагнитное воздействие на макроструктуру сварных швов при ЭШС требует больших мощностей и массогабаритных параметров источников внешних магнитных полей. Это является серьезным препятствием на пути их практического использования. В настоящее время разработаны разнообразные технологические приемы и методы воздействия на формирование металла шва и ЗТВ при ЭШС. В ряде случаев они эффективны и обеспечивают требуемые свойства сварных соединений без последующей высокотемпературной обработки.

Тем не менее проблемы обеспечения мелкозернистой, однородной структуры металла шва и снижения негативного влияния термического цикла сварки на основной металл остаются одними из ключевых в технологии ЭШС. Именно по этой причине сварные соединения, выполненные ЭШС подвергают

основному типу термической обработки- нормализации с последующим отпуском. Температура отпуска изменяется в пределах 893....1013К. Учитывая, что сварные соединения большой толщины проявляют склонность к образованию ТТО, следует обосновано выбирать тепловой режим сварки и термообработки. Термообработка после сварки (промежуточный отпуск) производится в целях снижения уровня внутренних напряжений 1 рода, улучшения микроструктуры ЗТВ и металла сварного шва, а также снижения до минимума вероятности образования холодных трещин.

Следует отметить, что проведение термообработки крупногабаритных сварных конструкций в заводских условиях крайне затруднительно, а в условиях монтажа и ремонта на действующих ТЭС и АЭС – не возможно. Поэтому весьма перспективным следует считать применение способов сварки без последующей после сварочной термообработки, или с термообработкой до более низких температур.

ВЫВОДЫ

1. Анализ литературных данных свидетельствует о существовании проблемы межзеренной хрупкости низколегированных сталей перлитного класса при сварке с высокой погонной энергией и термической обработке – отпуске, проводимой с целью снятия остаточных сварочных напряжений. Наименее изученной из указанных является проблема межзеренного разрушения в ЗТВ при термической обработке. В связи с этим изучение природы ТТО сварных соединений, разработка новой методики оценки склонности к разрушению и изыскание способов их предотвращения является актуальной задачей.

2. Образование межзеренного разрушения в участке крупного зерна ЗТВ

свидетельствует о решающем влиянии процесса сварки на формирование исходной поврежденности структуры. Более высокая по сравнению с основным металлом структурная и химическая неоднородность металла ЗТВ после сварки и дальнейшее интенсивное охрупчивание структуры в процессе изотермической релаксации напряжений (по механизму ползучести) при термической обработке – является основной причиной образования ТТО именно в участке крупного зерна. Факторы, стимулирующие склонность к образованию ТТО могут быть объединены в следующие группы: металлургический, структурно- механический, конструктивный и технологический.

3. Произведен анализ известных лабораторных методов исследования склонности к образованию ТТО, которые могут быть объединены в следующие три группы: испытания законченных сварных соединений (жестких технологических проб); испытания имитированных образцов; испытания образцов содержащих сварной шов. Показано, что каждый из методов испытаний имеет свои особенности и рациональные границы применения.

Следует отметить, что термическое растрескивание наиболее интенсивно протекает в жестких сварных узлах, в которых деформация $E \rightarrow \text{const}$. В этой связи обоснованно считать, что механизм ТТО определяется закономерностями процесса релаксации напряжений. Поэтому в основу разрабатываемой методики должны быть положены испытания в условиях изотермической релаксации напряжений.

4. Применительно к низколегированным термоупрочненным сталям перлитного класса показана эффективность способа регулирования параметров ТЦС путем сокращения длительности пребывания металла выше температуры точки A_{c3} и повышения скорости охлаждения W_0 в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита для достижения необходимого уровня показателей механических свойств электрошлаковых сварных соединений в состоянии без нормализации.

Исходя из поставленной цели работы сформулированы и решены следующие научно-технические задачи:

1. Разработан метод высокотемпературного испытания и количественной оценки склонности сварных соединений к образованию ТТО, моделирующий условия межзеренного разрушения жестких (толстолистовых) сварных узлов в процессе изотермической релаксации остаточных сварочных напряжений при отпуске. Выполнена экспериментальная проверка достоверности проводимых оценок при испытании сварных соединений стали 10ГН2МФА с известной из производственного опыта склонностью к образованию ТТО.

2. Раскрыт механизм и выявлены причины образования ТТО металла ЗТВ сварных соединений днищ корпуса реактора В-1000 из стали 15Х2НМФА-ВРВ, выполненных электрошлаковой сваркой.

3. Раскрыт, теоретически обоснован и экспериментально подтвержден механизм влияния параметров термического цикла сварки и термической обработки на закономерности формирования структурно-фазового состава и стойкости против ТТО металла ЗТВ сварных соединений стали 15Х2НМФА-ВРВ. На основании результатов исследований обоснован выбор оптимальных значений погонной энергии, параметров термического цикла и режима сварки.

4. Разработана, на базе выполненных исследований, научно-обоснованная технология АСТ, обеспечивающая целенаправленное формирование металла ЗТВ сварных соединений стали 15Х2НМФА-ВРВ с высокими, на уровне нормативных требований, механическими свойствами и стойкостью против образования ТТО.

5. Выполнено опытно-промышленное опробование разработанной технологии АСТ при изготовлении сварных соединений сталей 22К, 09Г2С, 10ГН2МФА и 15Х2НМФА-ВРВ.

2. ВЫБОР И РАЗРАБОТКА МЕТОДОВ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1. Методы исследований

Только проведение комплексного теоретического и экспериментального исследования с применением оригинальных и стандартных методов позволяет получить достоверные и надежные результаты, обосновывающие практические способы предотвращения ТТО и выбор оптимальных параметров режима сварки.

При решении поставленных задач использовали методы математического анализа и статистики, аналитические и приближенные методы решения уравнений различного вида.

При экспериментальных исследованиях применяли: методику НПО ЦНИИТМАШ для оценки склонности металла ЗТВ к образованию горячих трещин; методику НПО ЦНИИТМАШ и установку ТЦС - 1 для воспроизведения имитированного ТДЦС; вновь разработанную методику оценки склонности сварных соединений к ТТО в условиях изотермической релаксации напряжений; метод флуктуационного анализа позволяющий оценить влияние погонной энергии при сварке на стабильность структуры металла ЗТВ сварных соединений; стандартные методы определения механических свойств; твердости и микротвердости; метод определения величины зерна на микрофотографиях по ГОСТ 5639-82; микроструктуру изучали на оптических микроскопах ММР -2Р и «Reichert» при увеличениях до 1000 крат; электронный микроскоп ЭМВ - 100ЛМ (метод реплик). Метод реплик использовали для изучения характера распределения и идентификации вторичных фаз неметаллических включений; химический и рентгеноструктурный анализы изолированных электролитически выделенных анодных осадков; сварные образцы и образцы, моделирующие металл ЗТВ на чувствительность к надрезу, релаксационную стойкость,

стабильность и стойкость структуры против образования ТТО в условиях отпуска.

2.2 Разработка методики оценки склонности к трещинам при термической обработке сварных соединений

К термическому растрескиванию (образование трещин при отпуске) склонны, в той или иной степени, материалы, склонные к дисперсионному твердению.

Основными параметрами любого термического разрушения являются температура T , при которой протекает процесс, действующее напряжение σ и деформация E , которая включает в себя упругую E_y и пластическую E_p деформации.

Большинство реальных разрушений находятся по условиям образования между двумя крайними случаями (таблица 2.1.)

Таблица 2.1 - Параметры процессов ползучести и релаксации

Наименование процесса	T	E	E_y	E_p	σ
ползучесть	const	var	const	var	const
релаксация	const	const	var	var	var

В общем случае для термического растрескивания $T = \text{const}$, $E = \text{var}$, $E_y = \text{var}$, $E_p = \text{var}$, $\sigma = \text{var}$. Если дополнительно к этому принять во внимание, что ТТО наиболее интенсивно протекает в жестких сварных конструкциях, то есть когда $E \rightarrow \text{const}$, то обоснованно считать, что разрушение определяется закономерностями процесса релаксации.

Следует отметить, что автор работы [80] рассматривает процесс релаксации (физические механизмы и развитие процессов деформации) как частный случай

ползучести. Поэтому при оценке стойкости против разрушения в процессе релаксации можно использовать длительную прочность, т.е. сопротивляемость материала ползучести.

На основе этих теоретических представлений разработана методика оценки склонности сварных соединений к ТТО, в условиях изотермической релаксации напряжений.

Разработанная методика основана на нагружении чистым изгибом сварных соединений с длительными выдержками при высокой температуре. Оценку склонности сварных соединений к ТТО производили на стадии образования разрушения.

Для проведения испытаний использовали призматические образцы с поперечными сварными швами или без швов (Рисунок 2.1). Размеры образцов регламентированы соотношениями, принятыми для определения коэффициента интенсивности напряжений при чистом изгибе, обеспечивающими развитие трещины в условиях плоского деформированного состояния [81].

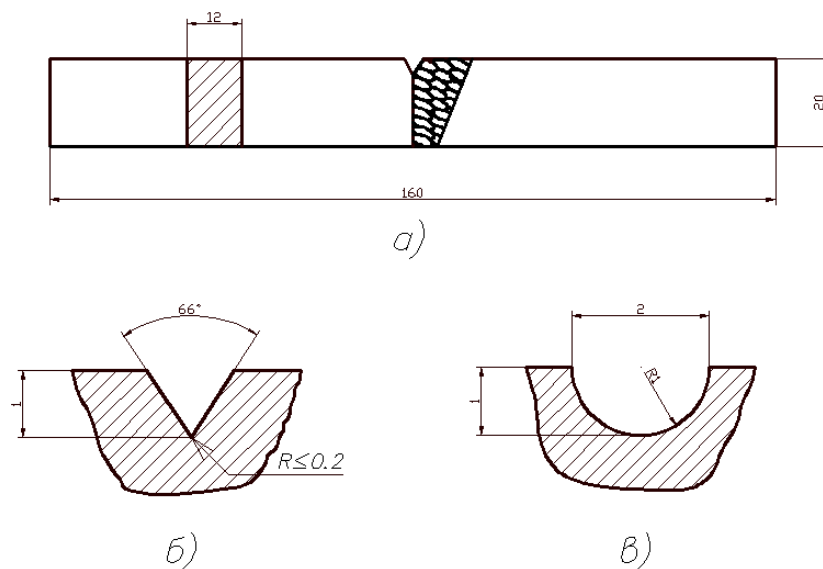


Рисунок 2.1 - Плоский сварной образец (а) с краевым надрезом типа Шарпи (б) или Менаже (в)

Как правило, наблюдаемые в производственных условиях ТТО, были

инициированы от различного рода «мелких» (термин Г.Нейбера [82]) поверхностных дефектов – подрезов, несплавлений, надрывов. В случае испытаний на изгиб «мелкие» концентраторы приводят к наибольшему понижению сопротивления разрушению, когда площадь в надрезанном сечении уменьшается на 10% [83]. Поэтому для оценки чувствительности материалов к концентраторам напряжений по линии сплавления, механическим способом, наносили один краевой надрез различной остроты глубиной 1,0 мм. Для полукруглого типа Менаже и треугольного надреза типа Шарпи величина теоретического коэффициента концентрации напряжений α_σ соответственно составляет 3,0 и 5,3 [81,84]. Плоскость надреза располагали перпендикулярно действию главного напряжения при изгибе образца. Образцы изготавливали механическим способом.

При испытании образцов имитировали условия нагружения сварных соединений в конструктивных зонах концентрации напряжений – жестких сварных узлах. Такими зонами являются патрубки, укрепленные и неукрепленные отверстия, опорные бурты, резкие изменения толщины стенок и т.п. В зависимости от конструктивно-технологического оформления сварного стыка (на подкладном кольце, на «усе» и т.п.) паропровода концентрация напряжений в нем может достигать величины $\alpha_\sigma = 2,5 \dots 5,7$ [85]. При $\alpha_\sigma > 1,5 \dots 3$ в этих зонах возникают повторные упруго-пластические деформации, величина которых может достигать $\varepsilon_a = 0,015 \dots 0,4\%$. Наличие зон высокой местной напряженности типа щелевых сварных соединений (места приварки тонких патрубков к обечайкам, крышкам, днищам, плоских днищ и крышек к обечайкам без полного проплавления по всей толщине) характеризуется еще большей величиной α_σ . В этих зонах уже на первых стадиях термической обработки возможно образование трещин [86]. С учетом этого испытания образцов производили в диапазоне амплитуд деформации $\varepsilon_a = 0,2 - 0,5\%$. Преждевременное хрупкое разрушение в конструктивных зонах концентрации напряжений может инициироваться от

различного рода технологических дефектов (подрезы, несплавления, надрывы) сварного соединения. Это учитывается при испытании образцов с надрезами различной остроты.

С целью оценки влияния температурно–временного фактора испытывали образцы при температуре $T = 883-903$ К (промежуточный отпуск) и $913-933$ К (окончательный высокий отпуск), с длительностью регламентированной производственно – технологической документацией на термическую обработку сварных соединений оборудования и трубопроводов установки ВВЭР -1000. Температура печи при ее загрузке, скорость нагрева, длительность изотермической выдержки, скорость или условия охлаждения и другие параметры термической обработке соответствовали требованиям нормативно-технических документов (таблица 2.2. и 2.3)

Таблица 2.2 - Режим термической обработки (высокий отпуск после ЭШС)

Марка стали	Охлаждение после окончания ЭШС до $T \leq 150^{\circ}\text{C}$	Скорость нагрева град./час			Температура отпуска, град. $^{\circ}\text{C}$	Время выдержки, мин/мм	Условия охлаждения
		температура печи при посадке,	до $T = 450^{\circ}\text{C}$	от $T = 450^{\circ}\text{C}$			
10ГН2МФА	в соответствии с требованиями и Т.П. на сварку	не более 600°C	не более 50	не более 50	650-680	3,5-6,0 но не менее 8 час	на спокойном воздухе на выдвинутой подине
15Х2НМФА		не более 200°C	не более 15	не более 40	680-700	3,5-6,0 но не менее 8 час	
22К		не более 600°C	не более 100	не более 100	650-700		

Таблица 2.3 - Режим термической обработки (промежуточный отпуск)

сварных соединений

Сечение, мм	Марка стали	Темпе- ра Печи при посадке, град.°C	Скорость Нагрева 0C/час	Темпе-ра выдержки град.°C	Время Выдержки час	Скорость охлаж- дения до 400°С/час	Условия охлаждения
До 300	10ГН2МФА	Не Более 300	Не Более 70	620±10	2,5-3,0	Не Более 323	На спокойном воздухе до темпе- ратуры цеха
До 100	15Х2НМФА				2,0-2,5		
101-350	15Х2НМФА				4,5-5,0		
До 300	22К			615-645	2,5-8,0	Не Более 298	
До 20	15Х1МФ			710-740	1,0-1,5		
20-44					3,0-3,5		
Более 45					5,0-5,5		

Сварные соединения испытывали путем деформирования по схеме чистого изгиба в устройстве, представляющем собой плоскую П-образную раму, ригелем которой служил образец 3, приваренный к торцам стоек (Рисунок 2.2) Жесткости образца и стоек относятся как 1:25, что обеспечивает постоянство заданной деформации образца при высокотемпературной выдержке [88,89]. Поэтому участки стоек, размещаемые в нагревательной печи, имеют наибольшее сечение (60х30мм). Образец изгибают до заданной величины E и фиксируют с помощью фиксатора 7. Деформацию контролируют механическим рычажно-стрелочным тензомером ТР-1, обеспечивающим измерение с точностью до 0,0005%. Величину деформации рассчитывали по известному соотношению

$$E = \frac{l_H - l_k}{l_H} \times 100\% \quad (2.1)$$

Где $l_H = 20$ мм – начальная длина (база тензометра);

- конечная длина после деформирования, мм

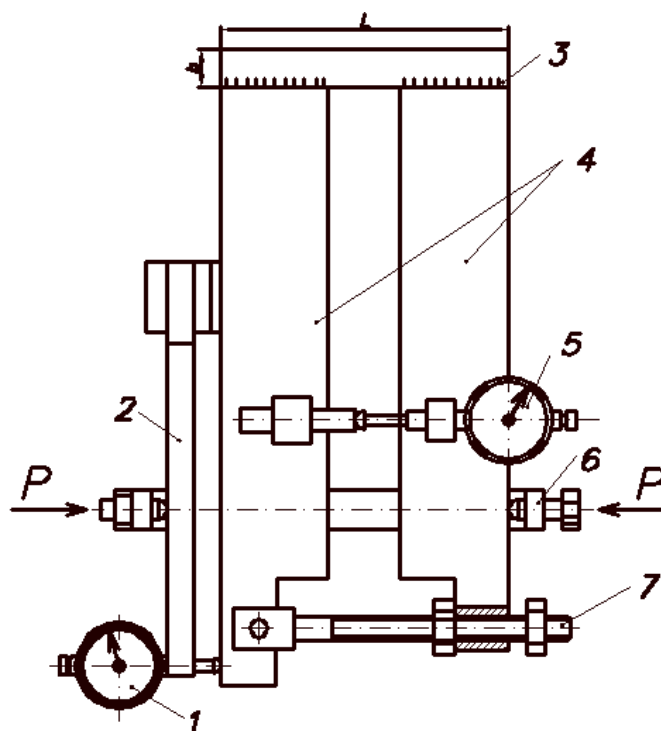


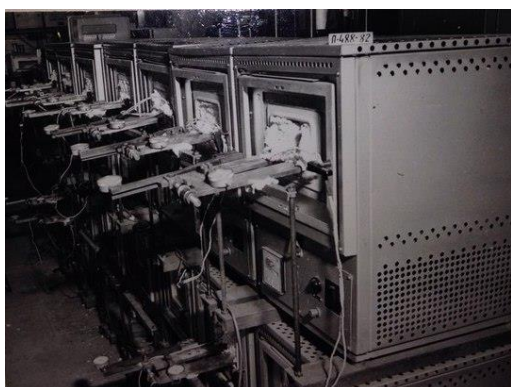
Рисунок 2.2 - Схема устройства для испытания образцов: 1 – индикатор для измерения прогиба консоли упругого элемента; 2 – упругий элемент; 3 – образец; 4 – левая и правая стойки; 5 – индикатор для измерения перемещений; 6 – съемная трубка; 7 – винтовой фиксатор

Нагрев и испытание образцов производили в лабораторных камерных электропечах типа СНОЛ -1,6.2,51/9- ИЗ, обеспечивающих поддержание заданной температуры в установившемся тепловом режиме с точностью $\pm 5\text{K}$. Температуру образца измеряли термопарой градуировки ХА в комплекте с самописцем типа ЕСП-4. Момент появления трещины и контроль заданной E в образце определяли визуально с помощью катетометра КМ-4 (Рисунок 2.3).

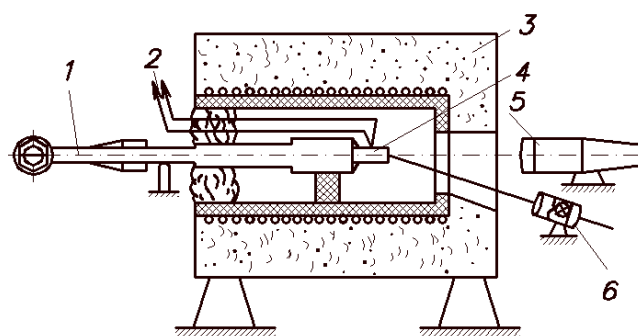
Нагруженный образец нагревали до максимальной температуры отпуска, при которой осуществляли изотермическую выдержку τ . В пределах τ путем подключения упругого элемента (см. Рисунок 2.2) определяли действующую релаксационную нагрузку P , которую затем пересчитывали в условные напряжения изгиба в брутто- сечении образца по формуле [81]:

$$\sigma_y = \sigma_{\max} = \frac{M_{\text{изг}}}{W} = \frac{6 \cdot P \cdot l}{b \cdot h^2} \quad (2.2)$$

где $M_{\text{изг}}$ – изгибающий момент; W – момент сопротивления. Испытания проводили до разрушения образца. С этой целью циклы испытаний могли повторяться.



а)



б)

Рисунок 2.3 - Блок нагревательных печей (а) и схема размещения устройства в печи (б): 1 – стойки устройства; 2 – термопара; 3 - нагревательная печь; 4 – образец; 5 – катетометр; 6 – осветитель

Измерение размеров трещины проводили на разгруженном и охлажденном образце, вне муфеля печи, при помощи микроскопа МБС -1, через окулярный микрометр с точностью 0,025 - 0,05 мм. Далее из образцов механическим способом изготавливали микрошлифы для металлографических исследований.

Таким образом, методика испытаний заключается в том, что проводится серия испытаний на релаксацию напряжений при постоянной температуре и деформации (но на различных начальных напряжениях σ_0) для определения зависимости времени до разрушения τ_r от величины E или σ_0 . Такие серии испытаний проводятся при нескольких температурах в интервале температур старения сплава.

2.3. Критерии оценки результатов испытаний склонности к трещинам при термической обработке сварных соединений

Полученные результаты испытаний для различных температур, деформаций (начальных напряжений) представляются графически в координатах $\tau_p - T$; $\tau_p - E$; $\tau_p - \sigma_0$. Используя эти кривые можно определить влияние σ_0 (имитирующих остаточные сварочные напряжения), которые приводят к разрушению за заданный промежуток времени от температуры ($\sigma_0 - T$). Эта зависимость показывает критические температурно-силовые условия, которые приводят к появлению трещин при термической обработке и служат для сравнения и оценки склонности сварных соединений к ТТО.

Следует отметить, что при испытаниях на релаксацию напряжений (то есть при испытаниях в неподгружаемой системе) время до разрушения является комплексной характеристикой, оценивающей не только пластические свойства всех зон сварного соединения, но и неравномерность распределения деформации при их совместной работе в процессе релаксации напряжений. В связи с этим время до разрушения образцов обосновано может служить критерием оценки стойкости против ТТО.

В соответствии с разработанной методикой оценку релаксационной стойкости сварных соединений выполняют в процессе испытаний образцов на изотермическую релаксацию напряжений. При испытаниях выдерживают основное условие релаксации – сохранение постоянных первоначально заданных линейных размеров – деформации образцов. Если принять, что деформация ползучести $E_c = \Delta E_p$, то можно записать:

$$E_a = E_p + E_c + E_y = \text{const.} \quad (2.3)$$

В процессе релаксации напряжения с течением времени доля пластической деформации E_p увеличивается на величину пластической деформации от ползучести E_c , за счет уменьшения доли упругой деформации E_y . Таким образом,

при испытаниях величина E_s не превышает значения E_y .

Если при ползучести действующее на образец напряжение постоянно, то в условиях релаксации напряжение непрерывно уменьшается. Последнее обстоятельство определяет и различие в механизме деформации [80].

Релаксация напряжений наиболее интенсивно протекает в первые часы испытаний, после чего устанавливается относительно невысокая скорость деформации. С учетом этого, процесс релаксации можно рассматривать как процесс деформирования образца под действием некоторого постоянного по величине эффективного напряжения $\sigma_{эф}$ (Рисунок 2.4, кривая 2), величину которого рассчитывают по формуле [90]:

$$\sigma_{эф} = \sigma_{ост} + 0,33 \cdot (\sigma_0 - \sigma_{ост}), \quad (2.4)$$

где σ_0 – начальное напряжение; $\sigma_{ост}$ – остаточное напряжение после релаксации. Такое допущение не совсем корректно, так как предполагает идентичность механизмов ползучести и разрушения при действии релаксирующей и постоянной нагрузок. В то же время, механизмы деформации при релаксации и ползучести подобны, что позволяет использовать $\sigma_{эф}$ для оценки уровня напряжений в образце.

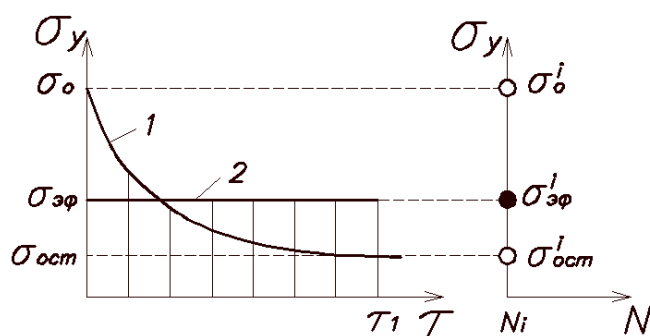


Рисунок 2.4 - Исходная кривая релаксации (1) и эффективного напряжения $\sigma_{эф}$ (2)

Анализ первичных кривых релаксации $\sigma_0 = \lambda(\tau_1)$ позволяет получить

следующие характеристики сварного соединения:

- скорость релаксации напряжений $d\sigma/d\tau$;
- сопротивление в виде эффективного $\sigma_{эф}$ или остаточного напряжения $\sigma_{ост}$, которое имеет образец по истечении определенного времени при данных условиях нагружения;
- предел ползучести при релаксации, под которым понимают нагрузку, вызывающую определенную скорость релаксации за определенное время;
- степень упрочнения n , представляющего отношение начального напряжения растяжения третьего цикла σ_0^{III} к σ_0^I .

Зависимость величины релаксации напряжений $\Delta\sigma = \sigma_0 - \sigma_{ост}$ от времени обычно подчиняется логарифмическому закону:

$$\Delta\sigma = c_1 \cdot \lg(1 + c_2 \cdot \tau) \quad (2.5)$$

где c_1 и c_2 – коэффициенты, не зависящие от времени.

По результатам измерений $\Delta\sigma$ в функции времени выдержки образца в печи строят кривую релаксации. В качестве характеристики релаксационной стойкости принимают величину падения напряжения $\Delta\sigma$ за заданное время τ_1 .

Разработанная методика оценки стойкости сварных соединений против ТТО позволяют дифференцировано оценить влияние основных факторов на механизм растрескивания и обоснованно принимать технические решения по предотвращению этого вида повреждения.

2.4. Проверка работоспособности методики

Производственный опыт свидетельствует, что сварные соединения низколегированной стали марки 10ГН2МФА выполненные ЭШС под флюсом ОФ-6 проявляют предрасположенность к образованию ТТО. Повысить качество

структуры и свойства металла сварного шва можно при использовании химически активных флюсов и их смесей.

Экспериментальные исследования произвели на образцах, вырезанных из металла сварного шва трех сварных проб из стали 10ГН2МФА толщиной 120 мм, выполненных проволокой св-10ГН2МФА под флюсами с различной химической активностью A_{ϕ} : ОФ-6; АН-8 и смесью флюсов (50 % ОФ-6+50 % АН-8) по штатному режиму ЭШС. Химический состав основного и сварочных материалов соответствовал требованиям нормативного документа [91]. Химический состав сварочных флюсов приведен в таблице 2.4.

Расчет коэффициента химической активности флюса A_{ϕ} выполнили по формуле [43].

$$A_{\phi} = \frac{(\text{SiO}_2) + 0,4(\text{Al}_2\text{O}_3) + 0,42 \times B^2(\text{MnO})}{100 \times B} \quad (2.6)$$

Где B - индекс основности флюса; SiO_2 , Al_2O_3 и др. содержание компонентов, %.

Таблица 2.4 - Химический состав сварочных флюсов

Флюс	Содержание, вес %.								
	SiO_2	Al_2O_3	Fe_2O_3	MnO	MgO	CaO	CaF_2	Не более	
								S	P
ОФ-6	5,32	22,7	0,20	0,05	0,60	15,64	55,93	0,013	0,010
АН-8	34,38	12,6	3,5	23,56	6,5	4,0	16,75	0,1	0,045
ОФ6+АН-8	20,60	19,80	1,21	2,92	1,0	15,30	38,95	0,006	0,006

Выполненные сварные соединения имеют практически одинаковую по толщине ширину шва 60...70 мм, без образования «бочки» в средней части (Рисунок 2.5).

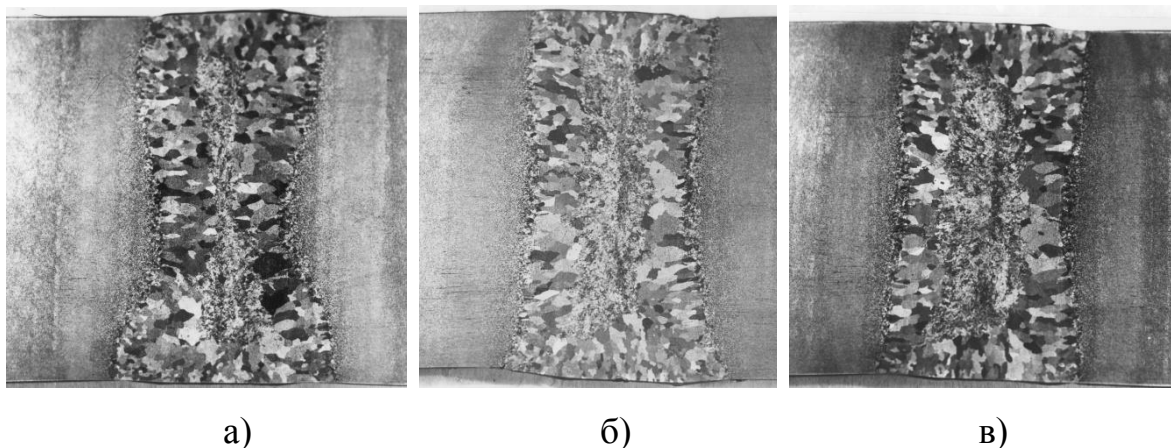


Рисунок 2.5 – Макроструктура электрошлакового сварного соединения выполненного под флюсом: а- ОФ-6, б-АН-8 и смесью флюсов 50 % ОФ-6 + 50 % АН-8 $\times 1$, уменьш. $\times 2,5$

Следует отметить, что в средней по толщине части сварного соединения сформированного под флюсом ОФ-6, ширина шва заметно меньше и составляет всего 40...42 мм, а участок крупного перегретого зерна зоны термического влияния наиболее протяженный и достигает 5...7 мм. Для сравнения у поверхности его размер не превышает 1...2 мм. Зона крупных столбчатых кристаллов доходит почти до середины шва. Поэтому в центральной части шва область относительно мелких равноосных зерен имеет протяженность всего 3-4 мм.

Заметное улучшение макроструктуры и прежде всего уменьшение зоны крупных столбчатых кристаллов наблюдается при использовании смеси флюсов (50 % ОФ-6 + 50 % АН-8). У выполненного сварного соединения зона равноосных относительно мелких кристаллов в центре шва имеет протяженность 25-30 мм, что составляет более 50 % от ширины шва. Для сварного соединения выполненного под флюсом АН-8 эта зона несколько меньше – 16-20 мм. У всех проб, размер крупных столбчатых кристаллов металла шва достигает 10-11 мм. Уменьшение размера зоны крупных столбчатых кристаллов должно способствовать повышению механических и прежде всего пластических свойств

металла шва. Механические свойства металла сварного шва в основном удовлетворяют нормативным требованиям (таблица 2.5).

Таблица 2.5 - Механические свойства металла шва

Флюс, марка	Тисп., °C	$\sigma_{0,2}$ МПа	σ_b МПа	$\delta, \%$	$\psi, \%$	KCV, МДж/м ²
ОФ-6	-20	-	-	-	-	2,27
	20	479	510	25,6	77,8	2,69
	650	325	343	3,7	6,7	-
АН-8	-20	-	-	-	-	0,22
	20	519	623	23,5	73,9	1,19
	650	327	359	14,7	30,6	-
50 % ОФ-6+50 % АН-8	-20	-	-	-	-	1,28
	20	499	588	26,1	75,4	1,53
	650	341	369	21,7	66,6	-

Можно увидеть, что металл шва (флюс ОФ-6) характеризуется низкими показателями пластических свойств при температуре $T=650$ °C. ЭШС под флюсом АН-8 позволяет заметно повысить характеристики пластичности металла шва при $T=650$ °C, но значение ударной вязкости при $T= -20$ °C оказалось ниже регламентированных значений. Наилучшие результаты по механическим свойствам и ударной вязкости металла шва достигнуты при выполнении сварных соединений ЭШС под смесью флюсов.

Структурный фактор определил различную релаксационную стойкость металла сварного шва (Таблица 2.6). У металла шва полученного под смесью флюсов скорость процесса релаксации начального напряжения σ_0 наибольшая. Наиболее интенсивное снижение напряжений (до 60 % от σ_0) наблюдается после выдержки $\tau=4$ час при $T=650$ °C. С уменьшением температуры скорость процесса релаксации закономерно снижается. При более низкой $T=600$ °C для такой же интенсивности снятия напряжений уже требуется длительность нагрева $\tau= 16$ час.

Таблица 2.6 - Релаксационная стойкость металла сварных швов выполненных ЭШС

Флюс, надрез	Т, °С	Е, %	σ_0 , МПа	Скорость релаксации σ_0 , МПа/Ч (процент снижения σ_0) через τ , ч:									
				0,32	1,0	2,0	3,0	4,0	5,0	6,0	16	22	24
ОФ-6, "Гладкий"	650	0,2	378	354 (30)	144 (38)	87 (46)	62 (49)	48 (51)	40 (53)	35 (55)	17 (72)	13 (76)	12 (79)
АН-8 "Гладкий"	650	0,2	398	400 (32)	164 (41)	102 (51)	69 (52)	53 (53)	44 (55)	39 (59)	17 (70)	14 (77)	13 (80)
Смесь флюсов, "Гладкий"	650	0,2	419	330 (26)	162 (39)	102 (48)	77 (55)	63 (60)	52 (62)	44 (63)	20 (78)	16 (86)	16 (93)
Смесь флюсов, "Гладкий"	650	0,3	440	413 (30)	185 (42)	106 (48)	85 (58)	70 (64)	58 (66)	50 (68)	23 (82)	17 (86)	17 (90)
Смесь флюсов, "Гладкий"	650	0,4	451	507 (36)	198 (44)	115 (51)	83 (55)	65 (58)	53 (59)	47 (62)	19 (66)	15 (72)	15 (80)
Смесь флюсов, Менаже	650	0,3	442	967 (70)	327 (74)	172 (78)	121 (82)	94 (85)	76 (86)	64 (87)	26 (95)	19 (96)	17 (97)
Смесь флюсов, Менаже	650	0,2	410	448 (35)	226 (55)	139 (68)	108 (79)	84 (82)	68 (83)	57 (84)	23 (89)	17 (89)	15 (90)
Смесь флюсов, "Гладкий"	620	0,2	428	334 (25)	154 (36)	92 (43)	67 (47)	52 (49)	45 (52)	39 (54)	19 (70)	15 (76)	14 (81)
Смесь флюсов, "Гладкий"	600	0,2	430	282 (21)	112 (26)	69 (32)	54 (38)	46 (43)	41 (48)	37 (52)	16 (60)	12 (63)	11 (64)

Возможность значительной релаксации напряжений обуславливает

необходимость проведения термической обработки сварных соединений стали 10ГН2МФА при температуре не менее 610....620 °С.

На основании результатов экспериментальных исследований были построены температурно-временные зависимости склонности металла сварного шва к образованию ТТО при термической обработке (Рисунок 2.6). Можно увидеть, что чувствительность металла сварного шва, сформированного под смесью флюсов (50% ОФ-6+ 50% АН-8) к образованию ТТО значительно ниже, чем у швов полученных под флюсом АН-8 или ОФ-6.

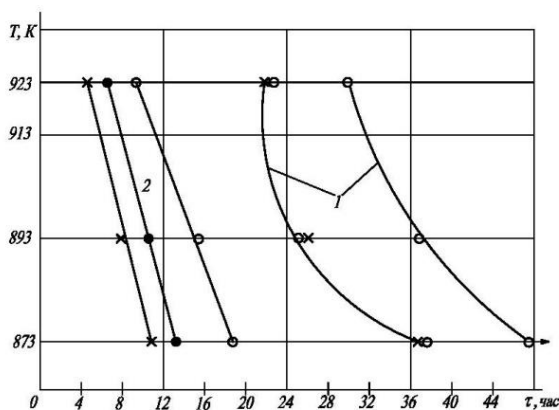


Рисунок 2.6 - Зависимость трещиностойкости металла сварного шва (о- смесь флюсов; • - флюс АН-8; х - флюс ОФ-6; 1-без надреза; 2-надрез Менаже) от температуры отпуска при $E=0,2\%$

С ростом E скорость процесса релаксации напряжений и стойкость против образования ТТО снижается. Наиболее заметное снижение трещиностойкости выявлено у образцов с надрезом, что свидетельствует о недопустимости трещиноподобных дефектов в сварных соединениях.

Установлено наличие инкубационного периода, в течение которого образование макротрещин у вершины надреза не наблюдается.

Микроструктура металла шва с выявленными межзеренными разрушениями представлена на рисунке 2.7.

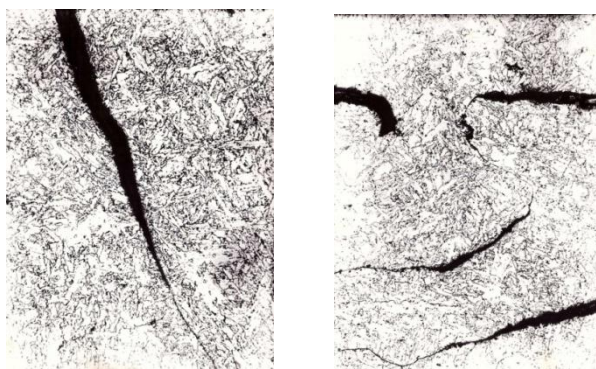


Рисунок 2.7 - Межзеренные разрушения металла сварного шва у дна надреза, выявленные после термической обработки при $T=650\text{ }^{\circ}\text{C}$ с $E=0,2\%$, $\times 100$

Полученные результаты можно объяснить в связи с влиянием химической активности флюса ($A_{\text{ф}}$) на фазовый состав и механические свойства металла шва [44,45]. При использовании флюса ОФ-6 ($A_{\text{ф}}=0,046$) в металле шва преобладают труднодеформируемые, хрупкие неметаллические включения угловатой формы и в виде прямоугольников различной ширины, представляющие корунд, корунд со стеклом $(\text{Al}_2\text{O}_3)_5 \times (\text{SiO}_2)_2$ (до 98 % от состава включения) (Таблица 2.7).

Заметные различия в величине температурного коэффициента линейного расширения и модуля нормальной упругости у хрупких неметаллических включений и матрицы, способствуют формированию локальной неоднородности напряжений и деформаций, снижающих пластические свойства металла шва.

Таблица 2.7 - Состав неметаллических включений

Марка флюса	$A_{\text{ф}}$	Содержание кремния, %	Неметаллические включения	
			Содержание, %	$\frac{\text{SiO}_2}{\text{Al}_2\text{O}_3}$
ОФ-6	0,046	0,10	0,012	0,14
АН-8	0,422	0,15	0,012	0,36
Смесь флюсов	0,260	0,12	0,013	1,35

Следует отметить, что локальные перенапряжения, практически не

релаксируют, в связи с развивающимся процессом дисперсионного твердения тела зерен. Это способствует ускорению межзеренного проскальзывания и разрушению по механизму ползучести металла шва при термической обработке.

С повышением активности флюса АН-8 ($A_{\phi}=0,422$) в составе неметаллических включений содержание Al_2O_3 снизилось до 85 %, но при этом заметно (до 10 %) повысилось количество MnO . Это способствовало некоторому увеличению пластичности и трещиностойкости металла шва при термической обработке. Однако, при этом металл шва имел низкие показатели ударной вязкости при пониженной температуре.

В металле шва переплавленном под смесью флюсов ($A_{\phi}=0,260$) неметаллические включения содержат: Al_2O_3 (до 45 %); SiO_2 (до 40%) и MnO (до 30%). Включения такого состава относятся к хорошо деформируемым по сравнению с алюмосиликатами. Пластичные, хорошо деформируемые включения округлой формы имеют температурный коэффициент линейного расширения и модуль нормальной упругости, несущественно отличающиеся от матрицы.

Таким образом, понижение в составе флюса неметаллических включений Al_2O_3 , с одновременным увеличением содержания SiO_2 и MnO способствует повышению пластичности, релаксационной способности и трещиностойкости металла сварного шва при термической обработке, что подтверждается производственным опытом изготовления штампосварных днищ корпуса парогенератора ПГВ – 1000.

ВЫВОДЫ

1. Разработана методика и оборудование для экспериментального исследования склонности сварных соединений к образованию трещин при термической обработке (отпуске), моделирующая условия изотермической

релаксации остаточных сварочных напряжений в жестких сварных узлах. Методика позволяет выполнить дифференцированную оценку влияния основных факторов, стимулирующих образование ТТО. В процессе испытаний также определяют релаксационную стойкость сварных соединений.

2. Разработанная методика воспроизводит межзеренный характер разрушения аналогичный характеру ТТО производственных сварных соединений.

3. С помощью разработанной методики выполнены экспериментальные исследования электрошлаковых сварных соединений низколегированной стали 10ГН2МФА. Показано, что предложенные критерии достоверно оценивают склонность сварных соединений к образованию ТТО, так как полученные результаты коррелируют с данными производственного опыта изготовления штампосварных днищ корпуса парогенератора ПГВ-1000 на «ЭНЕРГОМАШ - АТОММАШ».

4. Полученные температурно-временные закономерности релаксации напряжений и трещиностойкости, могут быть использованы при исследовании склонности сварных соединений стали 10ГН2МФА к ТТО.

5. Установлено, что химическая активность флюса при ЭШС является фактором, стимулирующим склонность металла шва к ТТО, в связи с ее влиянием на механические свойства и прежде всего пластические. Показано, что использование смеси флюсов ОФ-6 и АН-8 (коэффициент химической активности $A_f = 0,260$) для ЭШС заготовок из стали 10ГН2МФА позволяет предотвратить образование ТТО в металле сварного шва.

3. ВЛИЯНИЕ ТЕРМИЧЕСКОГО ЦИКЛА СВАРКИ И ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ НА СКЛОННОСТЬ МЕТАЛЛА ЗТВ СТАЛИ 15Х2НМФА – ВРВ К МЕЖЗЕРЕННОМУ РАЗРУШЕНИЮ

3.1. Причины и механизм межзеренного разрушения производственных сварных соединений стали 15Х2НМФА – ВРВ

Повышение погонной энергии $Q_{св}$, например, при ЭШС, приводит к увеличению времени пребывания металла сварного соединения при температуре выше точки $A_{с3}$ и снижению скорости охлаждения W_0 в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита. В этих условиях наблюдается заметный рост зерна и увеличение концентрации углерода в твердом растворе вследствие более полного растворения карбидов, а уменьшение W_0 вызывает снижение количества закалочных структур, самоотпуск мартенсита и снижение избыточной концентрации вакансий. Кроме того, воздействие высоких температур в ЗТВ может вызвать оплавление обогащенных примесями приграничных объемов зерен, что может привести к дефектности границ зерен из-за повышенной неупорядоченности их строения и появления повреждений. Совокупность этих процессов, с одной стороны, определяет поведение металла ЗТВ в условиях термической обработки, с другой – контролируется термомодеформационным циклом сварки (ТДЦС).

Производственный опыт изготовления штампосварных днищ корпуса реактора В-1000 показал зависимость свариваемости низколегированной стали 15Х2НМФА от ТДЦС и способа ее выплавки (таблица 3.1. и 3.2.).

Следует отметить, что растрескивание сварных соединений после выполнения ЭШС и термической обработки (отпуска) явилось неожиданной и серьезной проблемой, сдерживающей внедрение этого высокопроизводительного

процесса [87].

Таблица 3.1 - Химический состав промышленных плавов стали 15Х2НМФА

№ плавки	Способ выплавки	Содержание элементов, %									Mn/S
		C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	
1	ЭШП	0,169	0,36	0,55	0,017	0,015	1,84	1,30	0,62	0,12	32,3
2	ЭШП	0,170	0,36	0,55	0,012	0,015	1,84	1,30	0,62	0,12	45,8
3	М	0,16	0,21	0,44	0,022	0,003	2,00	1,37	0,53	0,13	22,0
4	ВРВ	0,16	0,20	0,38	0,018	0,008	2,08	1,38	0,56	0,13	21,1
5	ВРВ	0,17	0,21	0,36	0,020	0,008	2,04	1,24	0,59	0,13	18,0
6	ВРВ	0,15	0,22	0,33	0,008	0,001	1,99	1,31	0,54	0,11	41,3
7	Шов ЭШС	0,16	0,20	0,51	0,012	0,007	2,01	1,41	0,50	0,09	42,4

ЭШП – электрошлаковый переплав; М- мартеновская плавка с традиционным раскислением; ВРВ – внепечное рафинирование в вакууме стали мартеновской плавки; шов ЭШС – металл шва, выполненного электрошлаковой сваркой.

Таблица 3.2 - Механические свойства промышленных плавов стали 15Х2НМФА

№ плавки	Механические свойства при T=20°C			
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	Ψ , %
1	641-646	743-748	17,7-18,7	70,6- 71,6
2	573-586	686-773	17,0-18,7	73,3- 73,8
3	617	729	21,0-22,0	69,2 –72,2
4	631-647	741-755	18,2-19,0	67,8- 68,7
5	617-653	726-761	17,6- 19,7	67,5-69,0
6	587-593	687-690	21,2 -22,0	75,2-75,6
7	555-565	672-686	18,2 -19,0	70,0 -71,0

Существующие методики оценки склонности металла шва к образованию горячих трещин не дали достоверных результатов. Считают [92], что при соотношении Mn/S более 30 надежно гарантируется отсутствие горячих трещин. Однако горячие трещины образовывались в металле шва и при $Mn/S = 42$. Вероятно, тепловой режим ЭШС оказал большое влияние на технологическую прочность металла шва. Впоследствии, после корректирования параметров режима ЭШС удалось предотвратить растрескивание металла сварного шва.

На первом этапе внедрения растрескивание было выявлено у металла шва выполненного ЭШС (Рисунок 3.1). При дальнейшем освоении технологии ЭШС возникла проблема растрескивания металла ЗТВ стали 15Х2НМФА мартеновской плавки дополнительно подвергнутой внепечному рафинированию в вакууме (ВРВ). Склонность к образованию трещин у стали ВРВ оказалась более высокой, чем мартеновской плавки или подвергнутой электрошлаковому переплаву.

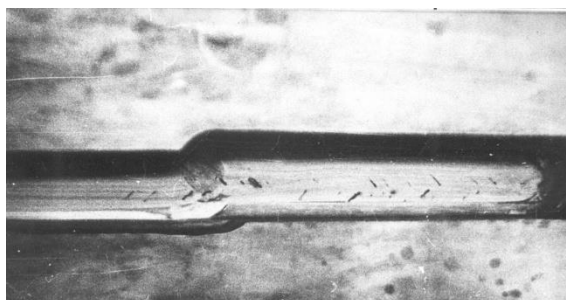
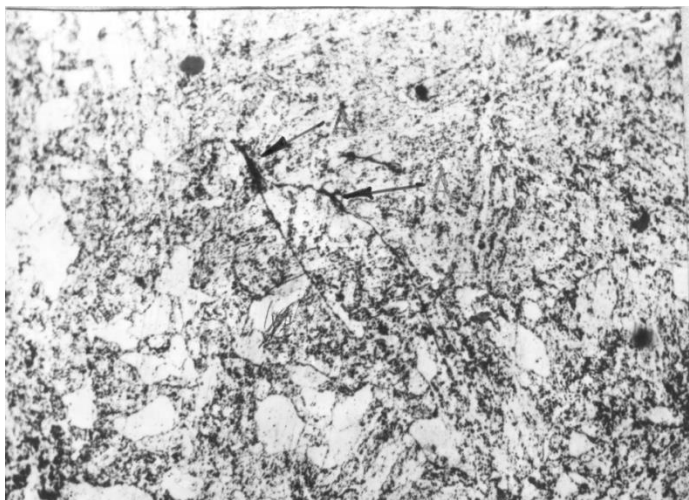


Рисунок 3.1 - Горячие трещины в металле шва, вскрытые на глубине 120мм (сочетание Св – 16Х2НМФТА + смесь флюсов ОФ -6 +АН-8; толщина соединения 240мм)

Выполненный металлографический и фрактографический анализ позволил не только определить характер обнаруженных трещин, но и получить информацию о металлургических причинах их образования.

Металлографическими исследованиями металла ЗТВ сварных соединений (толщина листа 240мм) карт днищ реактора ВВЭР -1000 выявлены дефекты двух типов: надрывы, расположенные вдоль строчечных неметаллических включений

(Рисунок 3.2 а) и горячие трещины, расположенные на границах аустенитных зерен (Рисунок 3.2 б).



а) x100

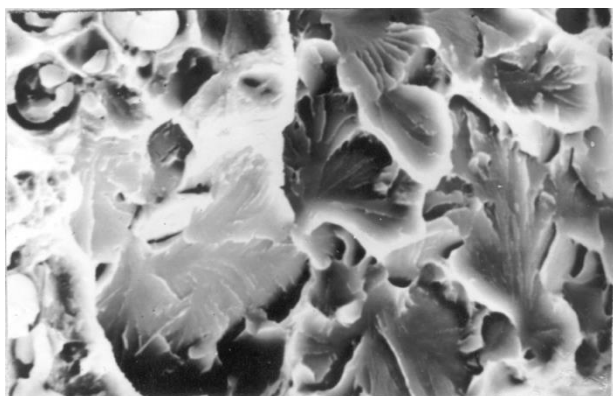


б) x1000

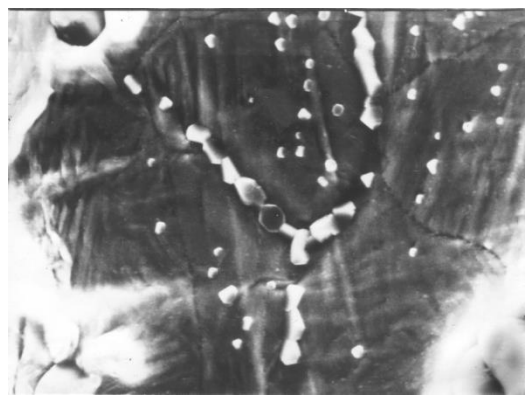
Рисунок 3.2 - Характер межзеренного разрушения металла ЗТВ производственных сварных соединений стали 15Х2НМФА, выполненных ЭШС: а – очаги зарождения трещин – надрывы (плавка №5 см. табл.3.1); б- горячая трещина по оплавленным границам перегретого аустенитного зерна (плавка №6, см.табл.3.1)

Результаты фрактографического анализа дефектов второго типа показали, что: характер разрушения межзеренный; имеет место наличие оплавления на

границах наиболее крупных первичных зерен (Рисунок 3.3 а); в изломе имеются вторичные фазы, что свидетельствует о перегреве и воздействии пластической деформации (Рисунок 3.3б); фигуры роста имеют кристаллографическую огранку; выявлены участки поверхности с высокотемпературным рельефом, что может быть результатом абсорбции газов или некоторых элементов в твердом растворе матрицы.



а)х1200



б) х1200

Рисунок 3.3 - Хрупкие оксисульфиды в оплавленном участке ЗТВ, примыкающим к линии сплавления. Переход к сколу (а); оксидные включения по вторичным границам на поверхности горячей трещины. Деформационный рельеф на межзеренной поверхности разрушения (б)

На поверхности трещин обнаружено большое количество сульфидов. Расплав этих сульфидов и мог быть причиной образования разрушения. Когезионная прочность границ зерен зависит от состава и формы выделения сульфидов. Так, для металла ЗТВ стали 15Х2НМФА мартеновской плавки характерными являются выделения оксисульфидов глобулярной (глыбообразной) формы имеющие высокую температуру плавления. Сульфиды состава FeS и $(Mn, Fe) S$ как правило пленочные и имеют температуру плавления более низкую, чем температура солидуса матрицы. В этом случае при ЭШС, характеризующейся высокой погонной энергией и длительностью пребывания металла ЗТВ при

температуре выше 900 °С, часть сульфидов может успеть раствориться в матрице, и пленка расплава будет мигрировать по границам растущих первичных зерен. Пленка расплава снижает когезионную прочность границ зерен, которые раскрываются под воздействием усадочных растягивающих напряжений, вследствие чего образуется сетка горячих микротрещин. Эти микротрещины могут инициировать дальнейшее межзеренное разрушение по механизму ползучести в процессе термической обработки (отпуска).

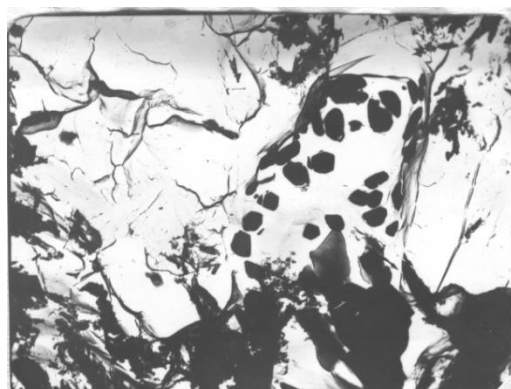
Состав неметаллических включений идентифицировали с помощью методов рентгеноструктурного анализа электролитически выделенных осадков, микрофракционного анализа, микрозондового анализа шлифов и изломов. На рисунке 3.3. показаны характерные участки, встречающиеся в изломах металла ЗТВ электрошлаковых сварных соединений стали 15Х2НМФА. В таблице 3.3. приведены результаты анализа состава неметаллических включений.

Таблица 3.3 - Химический состав неметаллических включений в изломе металла ЗТВ стали 15Х2НМФА

Место расположения включений	Форма включений	Содержание элементов, вес %				
		Fe	Mn	Cr	S	Mo
Горячая трещина	Глобулярная	1-4	45-60	1-8	30-36	1-3
	Глыбообразная	1-3	8-12	42-49	30-40	1-2
	Пленочная	28-41	2-6	30-51	1-3	5-17
Вязкий межзеренный излом	Глобулярная	0-2	52-66	1-6	32-35	0-1
	Глыбообразная	0-1	8-13	41-48	30-44	1-2
	Пленочная	31-38	0-3	30-40	0-3	8-20
Вязкий долом	Глобулярная	0-2	56-64	0-2	37-36	0



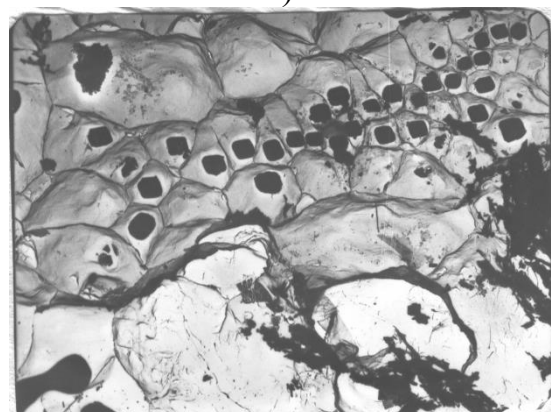
а) x10000



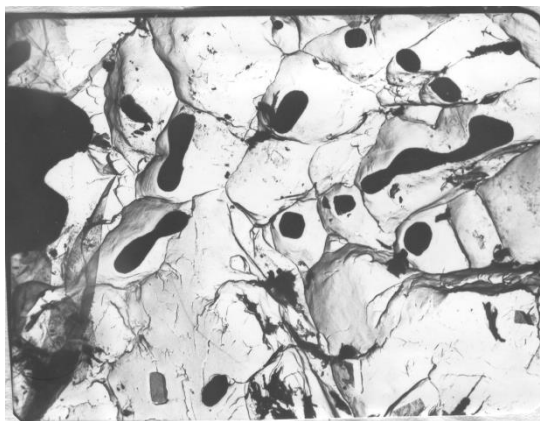
б) x2400



в) x10000



г) x2400



д) x2400

Рисунок 3.4 - Сульфиды в изломе металла ЗТВ электрошлакового сварного соединения стали 15Х2НМФА: а – пленочная форма сульфида; б- миграция пленки расплава; в - высокотемпературный рельеф и кристаллографические фигуры роста горячей трещины с выделением сульфидов глыбообразной формы; г- поверхность трещины с высокой концентрацией сульфидов; д – поверхность продолжающая излом трещины (вязкий долом)

Таким образом, механизм образования межзеренного разрушения металла ЗТВ стали 15Х2НМФА (плавка ВРВ) при сварке и термической обработке (отпуске) можно представить в следующем виде. На первом этапе, в результате воздействия ЭШС с высокой погонной энергией, в металле ЗТВ (участок перегрева) происходят заметные структурно-фазовые изменения, сопровождающиеся значительным ростом первичного аустенитного зерна и формированием на его границах протяженных участков химической микронеоднородности (сульфидов, карбидов и т.п.). Состав и форма сульфидов играет определяющую роль в формировании межзеренной хрупкости. Наибольшую опасность представляют сульфиды пленочной формы, содержание серы в которых достигает 3% (см. Таблица 3.3. и Рисунок 3.4) в то время как в исходном металле ее количество не превышает 0,02%. Это может быть связано с различной скоростью объемной и граничной диффузии серы в γ – железе (Рисунок 3.5).

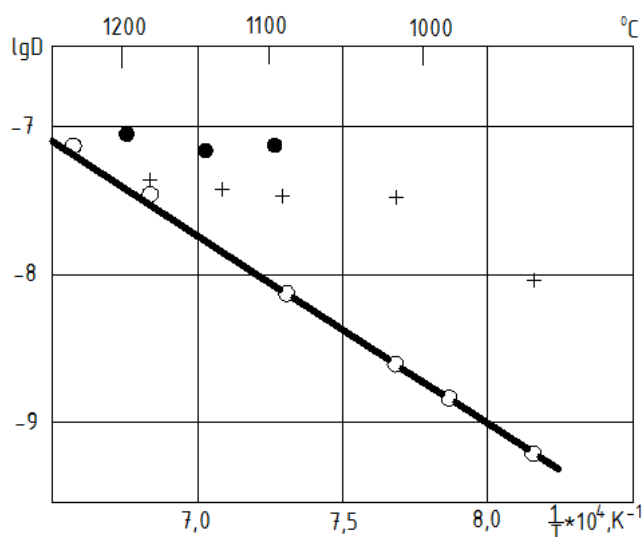


Рисунок 3.5 - Зависимость коэффициента объемной диффузии серы $\lg D$ от температуры T и размера зерна: (o) - 1000 мкм; + - 100мкм и • - 50 мкм [93]

На ветви нагрева термического цикла сварки растут коэффициенты объемной и граничной диффузии серы в железе, что, учитывая более высокую

растворимость серы в γ – железе, способствует равномерному распределению серы в металле. В диапазоне температур 1200-1300 °С, при продолжающемся увеличении размера зерна, коэффициенты диффузии для металла с различным размером зерна практически уравниваются. На ветви охлаждения ТДЦС, с понижением температуры, коэффициенты диффузии заметно уменьшаются (для крупнозернистой структуры) на 1-2 порядка, по сравнению с мелкозернистым металлом, что приводит к понижению уровня диффузионной подвижности серы и значительному увеличению концентрации этого элемента на границах. Подобные флуктуации концентрации сегрегирующих элементов могут способствовать образованию сульфидов с низкой температурой плавления пленочной формы.

Таким образом, крупнозернистая структура с одной стороны характеризуется уменьшенной протяженностью границ зерен и значительной концентрацией зернограницных примесей и с другой – большей локализацией высокотемпературных сварочных деформаций. Пластическая деформация, достигающая в ЗТВ 5%, в области высоких температур реализуется преимущественно в результате межзеренного проскальзывания и вызывает повреждение разупрочненных границ зерен [59]. Одновременно развивается процесс дисперсионного твердения тела зерна, способствующий локализации деформации в границах зерен.

Основной упрочняющей фазой в металле ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ является легированный цементит Me_3C и карбид Me_7C_3 (Рисунок 3.6). Ванадий не образует в стали самостоятельных карбидов.

Исходная после сварки поврежденность границ зерен инициирует дальнейшее развитие межзеренного разрушения по механизму ползучести в процессе термической обработки.

Следует отметить, что устранение неблагоприятного влияния серы, главным образом, в виде тонких сульфидных пленок продолжает оставаться сложной

проблемой, особенно при ЭШС сварных соединений стали 15Х2НМФА подвергнутой внепечному рафинированию в вакууме.

Таким образом, выполненные исследования показали, что возникновение межзеренной хрупкости тесно связано с влиянием ТДЦС электрошлаковой сварки, с особенностями формирующейся при сварке и термической обработке структуры, химической макро, и микронеоднородности, с развитием процессов разупрочнения границ зерен. Знание закономерностей этой связи необходимо для целенаправленного совершенствования технологии сварки с целью предупреждения указанных дефектов.

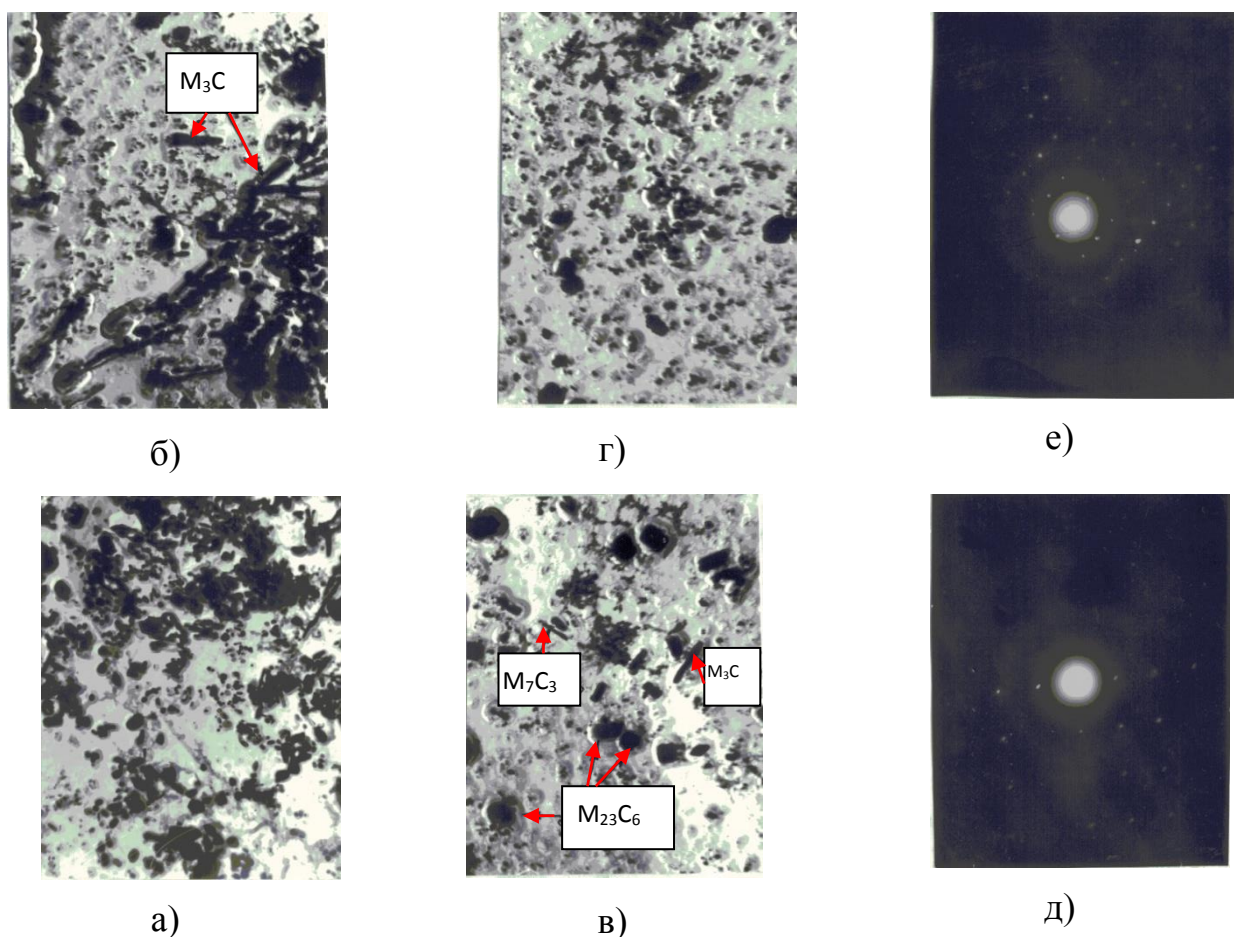


Рисунок 3.6 - Микроструктура различных участков металла 3ТВ электрошлакового сварного соединения стали 15Х2НМФА: (а - г) х 500; электроннограммы с включений Me_7C_3 (д) и Me_3C (е)

3.2. Применение метода флуктуационного анализа для оценки склонности металла ЗТВ к образованию горячих трещин при сварке

Образование горячих трещин и ТТО в участке крупного зерна ЗТВ свидетельствует о решающем влиянии процесса сварки на формирование высокой исходной структурной и химической неоднородности этого участка, приводящим его в состояние ускоренного, по сравнению с основным металлом, межзеренного разрушения при сварке и термической обработке (отпуске).

Способ выплавки и некоторые различия в химическом составе сталей одной марки оказывают влияние на состав, форму и место выделения неметаллических включений [95]. Эти факторы формируют деформационную способность металла ЗТВ в высокотемпературном интервале хрупкости (ТИХ) и связанную с ней стойкость против образования горячих трещин.

Экспериментальные исследования металла ЗТВ стали 15Х2НМФА (см.таблицу 3.1) выполненные по методике НПО ЦНИИТМАШ (см.рисунок 1.16) позволили определить температурные параметры ТИХ (Таблица 3.4.).

Таблица 3.4 - Влияние способа выплавки и химического состава стали 15Х2НМФА на параметры ТИХ [47]

№ Плавки	Параметры ТИХ, °С					Протяженность ТИХ, град.
	Тликв	Тсол	Тв.г.	Тмах	Тв.п.	
1	-----	-----	1415	1400	1350	65
2	1505	1420	1455	1420	1380	75
3	1510	1445	1420	1410	1380	40
4	1530	1470	1455	1420	1350	105
5	1510	1445	1440	1420	1350	90
6	1510	1445	1420	1400	1360	60
7	1480	1415	1450	1420	1320	130

Полученные в результате испытаний параметры, в частности,

протяженность ТИХ, позволили сравнить склонность к образованию горячих трещин в ЗТВ для различных плавок, в том числе разных способов выплавки. Однако, пользуясь только этими данными невозможно дать однозначный ответ – образуются ли горячие трещины в данном конкретном случае или нет.

Известные критерии Ито и Накамуры, а также отношение $Mn/S, [Mn]^3/S$ и другие не позволяют выполнить объективную оценку, так как учитывают только среднее содержание элементов в сплаве и не оценивают влияние флуктуаций их концентрации. Поэтому для оценки склонности к образованию горячих трещин рекомендуется использовать метод флуктуационного анализа [94] связывающий погонную энергию при сварке с размером аустенитного зерна и вероятностью образования охрупчивающих фаз, позволяющий оптимизировать величину погонной энергии и выбрать оптимальные параметры ТДЦС.

В основу метода флуктуационного анализа положено прогнозирование вероятности образования участка химической микронеоднородности с использованием уравнения Пуассона в виде

$$P = \frac{\varepsilon^j \cdot B}{j!} \cdot e^{-\varepsilon \cdot B} = \frac{\varepsilon^j \cdot (\sqrt{2})^f}{j!} \cdot e^{-\varepsilon (\sqrt{2})^f} \quad (3.1)$$

где P – вероятность образования флуктуации, состоящей в отклонении числа атомов элемента на данном участке от среднеарифметического числа ε к конечному числу J . f – число баллов зерна. Обозначив общее число участков данного размера в 1 см^3 стали или сплава через N_0 , а число флуктуационных участков определенного размера и степени отклонения от среднего состава, присутствующих в том же объеме через N_f , получим:

$$N_f = N_0 P = N_0 \varepsilon^J (\sqrt{2})^f e^{-\varepsilon (\sqrt{2})^f} / J! \quad (3.2)$$

Связывая такой вероятностный подход с условиями выделения легкоплавких фаз при кристаллизации металла или под воздействием ТДЦС в ЗТВ как источников образования горячих трещин при сварке, можно оценить степень влияния этих фаз на свариваемость материалов, а также провести

сравнительную оценку вероятности образования горячих трещин при сварке для материалов одной марки одного способа выплавки различных плавок. Для проведения такого анализа необходимым условием является сравнение с результатами оценки фазового состава (Таблица 3.3).

Рентгеноспектральные исследования неметаллических включений в изломах горячих трещин в металле шва и ЗТВ сварных соединений стали 15Х2НМФА показали, что сульфид марганца в значительной степени (до 20%) обогащен железом, в то время, как до сварки сера в основном металле находилась в составе сульфидов марганца почти стехиометрического состава (железа до $< 3\%$). Наличие железа в составе сложного сульфида снижает его температуру плавления сравнительно с температурой плавления сульфида MnS , соответственно, увеличивая протяженность ТИХ (Таблица 3.4). Причем в наибольшей степени обогащались железом включения пленочного типа, округлые и глыбообразные – в меньшей степени. Включения пленочного типа представляют наибольшую опасность в плане снижения стойкости против образования горячих трещин.

В качестве критерия склонности к образованию горячих трещин в ЗТВ при сварке приняли величину вероятности флуктуации по сложному сульфиду $(FeMn)S$.

Исходя из имеющихся данных, сравним флуктуационную возможность образования сложного сульфида $(FeMn)S$ в зоне ЗТВ сварного соединения стали 15Х2НМФА. Химический состав (Таблица 3.1) в пересчете с весовых % на атомные приведен в таблице 3.5.

Для того, чтобы определить число флуктуационных зародышей различного объема в единице объема стали N_f , следует рассчитать N_0 . Этот показатель вычисляется по периоду решетки стали /95/. Учитывая, что в гранецентрированной кубической (ГЦК) решетке приходится по 4 атома на ячейку, получим в 1 см^3 стали общее число участков размером по 100 атомов:

$$N_{0(100)} = \frac{\frac{1}{(3,562 \cdot A)^3} \cdot 4}{100} = \frac{4}{100} \cdot \frac{(3,562 \cdot 10^{-8})^3}{100} = 8,86 \cdot 10^{20} \frac{1}{\text{см}^3}.$$

Для участков размером 50 атомов $N_{0(50)} = 1,8 \cdot 10^{21} \frac{1}{\text{см}^3}.$

Используя формулу (3.2), вычисляем число участков размерами 50 и 100 атомов, состава (FeMn)S. Результаты вычислений представлены в таблице 3.6.

Таблица 3.5 - Химический состав плавов стали 15Х2НМФА различных способов выплавки, атомных %

№ Пл.	Способ выпл.	Содержание элемента, атомных процентов									
		Fe	C	Cr	Mn	Si	Ni	V	Mo	S	P
1	ЭШП	94,226	0,779	1,960	0,554	0,710	1,226	0,130	0,358	0,029	0,027
2	ЭШП	94,230	0,784	1,960	0,554	0,710	1,226	0,130	0,358	0,021	0,027
4	ВРВ	94,449	0,739	2,219	0,384	0,395	1,304	0,142	0,324	0,031	0,014
5	ВРВ	94,559	0,785	2,175	0,363	0,415	1,171	0,141	0,341	0,035	0,014
6	ВРВ	94,730	0,693	2,123	0,333	0,435	1,238	0,120	0,312	0,014	0,002
7	Шов ЭШС	94,455	0,739	2,144	0,515	0,395	1,332	0,098	0,289	0,021	0,013

Таблица 3.6 - Значения $\lg N_f$ для различных плавов стали 15Х2НМФА

№ плавов	1	2	4	5	6	7
$\lg N_{50}$	-104,4	-109,8	-109,4	-108,4	- 125,1	- 111,1
$\lg N_{100}$	-274,1	-284,9	- 284,1	-282	- 315,4	- 287,4

Результаты вычислений в графическом выражении представлены на Рисунках 3.7 и 3.8.

Наиболее велика вероятность обогащения MnS железом для плавов 4 и 5. Для плавки 6 она значительно ниже. Эти данные хорошо коррелируются с

данными температурных параметров ТИХ (таблица 3.4), Протяженность ТИХ плавов 4 и 5 заметно больше протяженности ТИХ плавки 6 (105 °С и 90 °С против 60 °С).

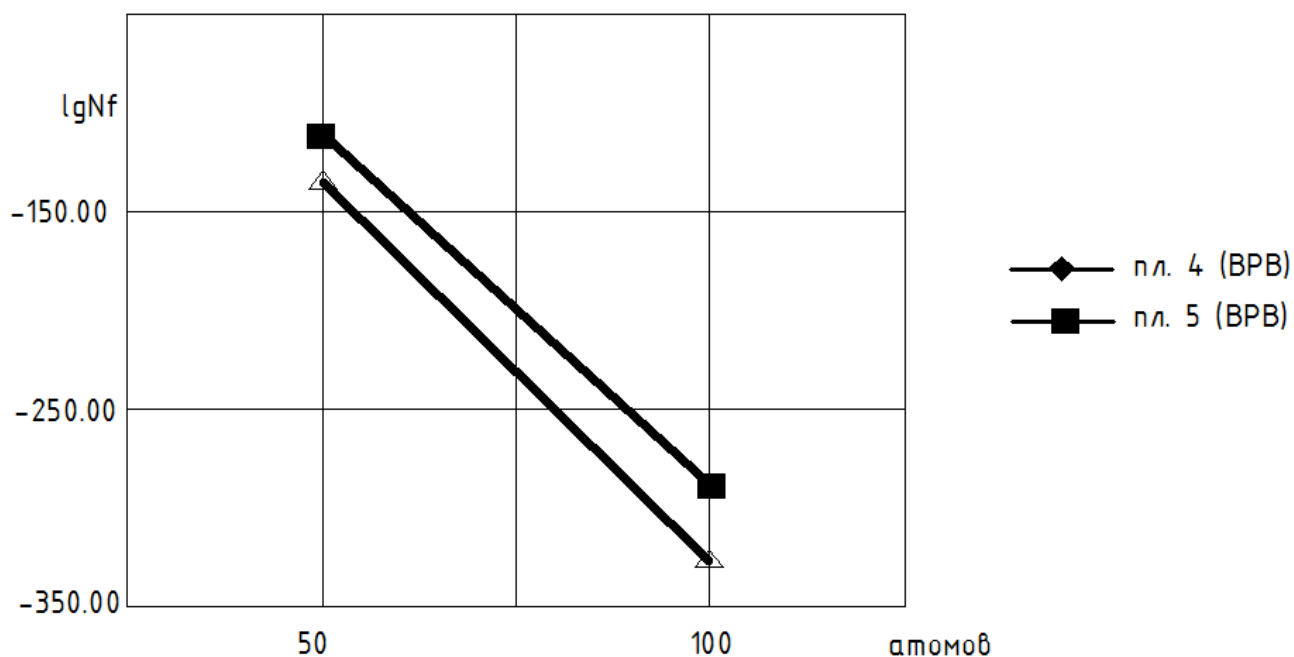


Рисунок 3.7 - Вероятность флуктуации (FeMn)S в зависимости от размера участков для плавов 4, 5

В процессе сварки под воздействием термомодеформационного цикла ЭШС происходит рост зерна. Следует отметить, что при электрошлаковой сварке весьма значительно время пребывания металла участка максимального нагрева ЗТВ при температуре выше 900 °С. Поскольку наиболее опасны выделения сульфидов по границам зерен, следует учесть в расчетах такой фактор, как величина зерна. При нагреве сера, как поверхностно-активный элемент мигрирует на границы зерен. С ростом размеров протяженность границ сокращается, т.е. концентрация серы на границах растет – создаются условия для образования флуктуационных участков, состоящих из большего числа атомов и, соответственно, возрастает риск повреждения границ. Соответственно, не

учитывая в расчете размер зерна, можно прийти к некорректному выводу.

Так, на рисунке 3.8 представлена вероятность флуктуации по сульфиду сложного состава (FeMn)S для двух плавов (№1 и №2), полученных электрошлаковым переплавом и металла шва электрошлаковой сварки (ЭШС №7). Результаты вычислений даны без учета разницы в величине зерна.

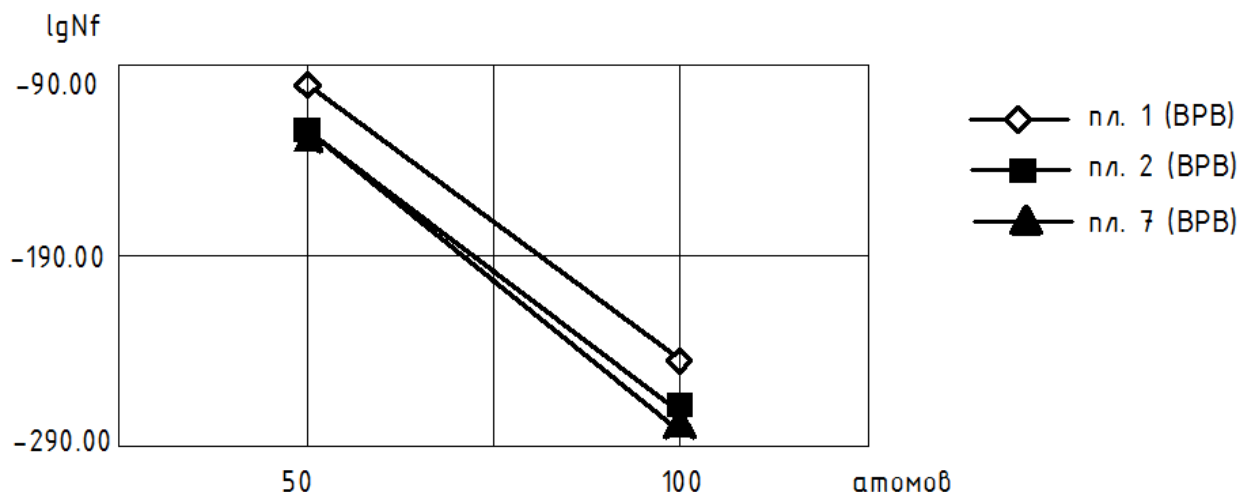


Рисунок 3.8 - Вероятность флуктуации (FeMn)S в зависимости от размера участков для плавов 1, 2, 7 без поправки на величину зерна

Можно увидеть, что кривые практически совпадают. На практике же, протяженность ТИХ металла шва ЭШС составляет 130 °С против 65 °С и 75 °С для плавов 1 и 2. Это можно объяснить следующим образом: сварной шов, в отличие от листового металла, не подвергался термомеханической обработке и имел более крупнозернистую структуру, и следовательно, меньшую площадь границ зерен, с более высокой концентрацией сульфидов на них по сравнению с таким же по составу и способу получения листовым, деформированным металлом имеющим меньшее по размеру зерно.

Насколько сокращается протяженность границ, численно легко определить, исходя из того, что согласно ГОСТ 5639, среднее число зерен в единице объема уменьшается в $2\sqrt{2}$ раз при увеличении размера зерна на 1 балл, а средний диаметр зерна увеличивается в $\sqrt{2}$ раз.

Приняв, что зерна имеют сферическую форму, площадь границы зерна с радиусом R определяется по формуле:

$$S = 4\pi R^2 \quad (3.3)$$

Общая площадь границ зерен в единице объема: $S_1 = N4\pi R^2$, где N - количество зерен в единице объема. Тогда, при росте зерна на 1 балл количество зерен в единице объема будет $N/(2\sqrt{2})$, радиус зерна - $R\sqrt{2}$, а общая площадь границ зерен в единице объема:

$$S_2 = (N4\pi(R\sqrt{2})^2)/(2\sqrt{2}), \quad (3.4)$$

Чтобы узнать, во сколько раз сокращается площадь границ зерен при увеличении размера зерна на 1 балл, разделим S_1/S_2 :

$$S_1/S_2 = (N4\pi R^2)/[N4\pi(R\sqrt{2})^2]/(2\sqrt{2}) = \sqrt{2} \quad (3.5)$$

Таким образом, при росте зерна на 1 балл, площадь границ зерна сокращается в $\sqrt{2}$ раз. Соответственно, при росте зерна на 2 балла – в $(\sqrt{2})^2$ раз и т.д. При этом, как было указано выше, возрастает концентрация элементов, склонных к скоплению на границах зерен. Поэтому, при росте зерна в формуле (3.1) ϵ следует умножать на коэффициент $V=(\sqrt{2})^f$, где f – число баллов зерна.

Результаты вычислений вероятностей флуктуаций в зависимости от размера участков с поправкой на величину зерна (рост 1,5 балла для шва ЭШС по сравнению с плавками 1 и 2) в графическом виде приведены на рисунке 3.9.

Полученные результаты свидетельствуют, что склонность металла ЗТВ стали 15Х2НМФА к образованию горячих трещин зависит от способа выплавки. Сталь мартеновской плавки с дополнительной ВРВ характеризуется наименьшей технологической прочностью при сварке.

Для плавов №4, 5 и 6 получены результаты теоретических и экспериментальных исследований устанавливающие связь между размером зерна, вероятностью образования сульфидов $(FeMn)S$ пленочной формы и склонностью металла ЗТВ к образованию горячих трещин (Рисунок 3.10).

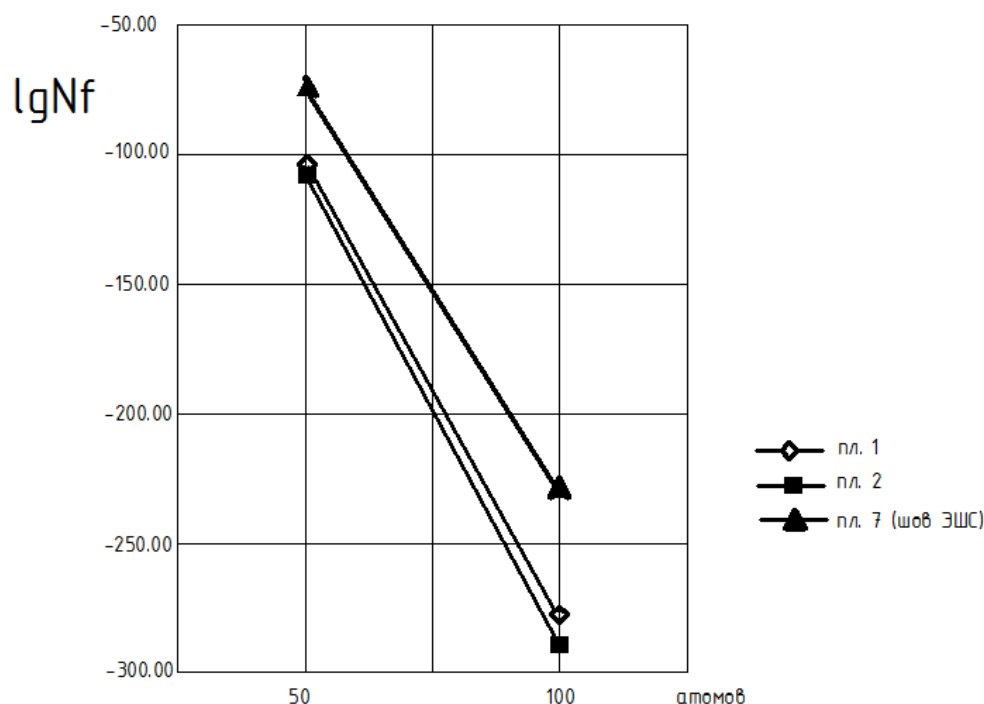


Рисунок 3.9 - Вероятность флуктуации (FeMn)S в зависимости от размера участков для плавков 1, 2, 7 с учетом величины зерна.

Полученные расчетом значения $\lg N_{50}$ сопоставляли с результатами металлографических исследований (размер зерна, «наличие – отсутствие трещин») производственных сварных соединений, выполненных ЭШС и автоматической сваркой под флюсом (плавки №4, №5 и №6), что позволило получить номограмму: слева от линии 1, проведенной по данным для точек 1, 2 и 3 расположена область, в которой появление горячих трещин гарантировано. Вправо от линии 1 до линии 2 образование горячих трещин носит вероятностный характер, а правее линии 2 горячие трещины образовываться не будут. Линия 2 соответствует условиям формирования металла ЗТВ при автоматической сварке под флюсом, для которой образование горячих трещин не характерно.

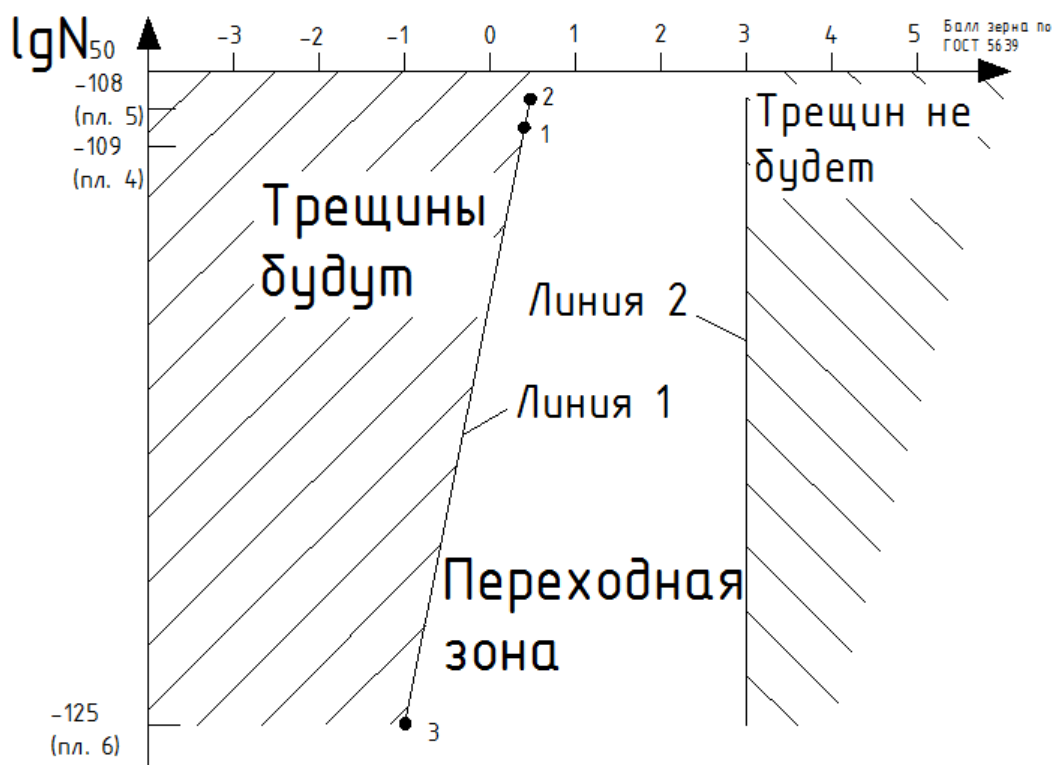


Рисунок 3.10 - Влияние размера зерна металла ЗТВ стали 15Х2НМФА (ВРВ) и флуктуации (FeMn)S на вероятность образования горячих трещин при сварке

Следует отметить, что производством было принято вынужденное техническое решение об использовании АСФ взамен ЭШС при изготовлении штампосварных днищ корпуса ректора, которое значительно повысило трудоемкость сварных соединений за счет перехода к многопроходным сварным швам и увеличения объема ремонтных работ. Следовательно, в качестве альтернативного необходимо применять однопроходный способ сварки с умеренным тепловложением, при котором положительное влияние снижения скорости охлаждения (с ростом погонной энергии) превосходит отрицательное воздействие роста зерна аустенита на свойства металла ЗТВ. К числу таких технологий можно отнести способ однопроходной автоматической сварки под тонким слоем шлака, с принудительным формированием шва (АСТ), разработанный в ОАО «ЭНЕРГОМАШ - АТОММАШ».

Влияние процесса сварочного нагрева при АСТ на структурную

стабильность стали оценили используя предложенную А.С. Акритовым и М.Х. Шоршоровым [49] математическую модель кинетики роста аустенитного зерна путем миграции его границы в участке перегрева металла ЗТВ в зависимости от примененной погонной энергии при сварке;

$$w = \frac{\Delta y}{2t_{\max}^{\phi}} \pm \sqrt{\left(\frac{\Delta y}{2t_{\max}^{\phi}}\right)^2 + \frac{\Delta y A}{\frac{q_{\text{эф}} t_{\max}^{\phi}}{V_{\text{св}}}}}, \quad (3.6)$$

где коэффициент $A = \frac{\sqrt{2\pi e}(c \times \gamma)^2 \times \delta \times T_K \times T_{\max} \times a}{q_k \times \gamma}$; $\Delta y = \left(y - \frac{b}{2}\right)$;

c – удельная теплоемкость металла при заданной температуре; Q_K – скрытая теплота кристаллизации металла сварочной ванны; W – скорость роста аустенитного зерна (продвижения фронта в глубь основного металла) на участке неполного расплавления, считая от линии сплавления; $\left(y - \frac{b}{2}\right)$ – расстояние от источника теплоты (центра шва) до волокна металла участка неполного расплавления, на котором исследуется кинетика роста и полуширина сварочной ванны соответственно; a – коэффициент температуропроводности; T_K , T , t – соответственно температура кристаллизации металла сварочной ванны, текущее значение температуры участка неполного расплавления и время продвижения фронта растущего аустенитного зерна, находящегося при температуре T в глубь основного металла.

Фактический размер зерна определяли из уравнения (3.6) путем интегрирования, при условии, что миграция границы начинается при $\Delta y = 0$ и заканчивается при $\Delta y = D$ (первый и второй ряд зерен, примыкающих к линии сплавления).

Значения $t_{\max}^{\phi}$ с учетом выделяющейся скрытой теплоты кристаллизации рассчитывали по методике работы [49] при условии, что температура тела зерна в процессе миграции все время остается постоянной.

Расчеты показали, что совпадение размеров зерен, полученных

экспериментально и вычисленных по уравнению (3.6), удовлетворительное.

Полученные результаты (Таблица 3.7) свидетельствуют, что допустимая структурная и химическая неоднородность участка перегрева металла ЗТВ может быть достигнута при использовании погонной энергии при сварке величиной до 18 МДж/м.

Следует отметить, что сталь 15Х2НМФА проявляет склонность к образованию не только горячих, но и холодных трещин. Это необходимо учитывать при выборе оптимального диапазона $Q_{св}$ и соответствующих параметров ТДЦС.

В этой связи применение метода моделирования структуры металла ЗТВ является обоснованным, так как позволяет выполнить дифференцированную оценку влияния основных факторов на стабильность структуры и свойства участка перегрева, что затруднительно при использовании сварных соединений.

Таблица 3.7 - Влияние погонной энергии при сварке $Q_{св}$ на размер зерна участка перегрева ЗТВ

Сталь, выплавка	$Q_{св}$, МДж/м	Средний диаметр зерна d_m , мм		Номер зерна С1 по ГОСТ 5639-82
		Расчет	Эксперим.	
15Х2НМФА, ВРВ	0,63	0,023	0,03	8....7
	2,38	0,06	0,051	6....5
	5,85	0,081	0,071	5....4
	8,52	0,13	0,18	3....2
	18,2	0,39	0,47	0....-1

Примечание. Основной металл имел номер зерна $G = 9-10$

3.3 Моделирование процесса формирования металла ЗТВ

Термический цикл сварки характеризуется следующими параметрами:

максимальная температура T_m ; скорость нагрева W_n ; $\tau_{н.и.р.}$ – длительность пребывания выше температуры начала интенсивного роста зерна $T_{н.и.р.}$; скорость охлаждения W_o (мгновенная или средняя) в интервале температур фазового превращения металла при охлаждении (Рисунок 3.11).

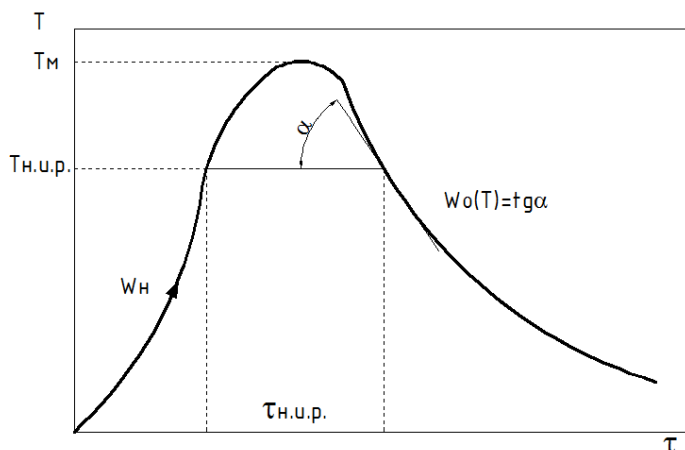


Рисунок 3.11 - Схема термического цикла однопроходной сварки

Структурное состояние и свойства различных участков ЗТВ определяется величиной T_m и $\tau_{н.и.р.}$ (размер зерна) и скоростью охлаждения W_o (степень закалки). В расчет параметров ТЦС вводят понятия «оптимальная скорость охлаждения». В интервале оптимальной скорости охлаждения обеспечивается требуемая структура и свойства металла ЗТВ.

С целью получения бейнитной или бейнитно-мартенситной (не более 15%) структуры, рекомендуемой для сварных соединений стали 15Х2НМФА выполняемых с подогревом 150...250 °С, необходимо определить диапазон оптимальных скоростей охлаждения и соответствующих им $Q_{св}$. Для каждой марки стали, характеризуемой эквивалентным содержанием углерода $S_{экв}$ этот диапазон можно определить используя методику работы [99].

Исходные данные для расчета:

- сталь 15Х2НМФА-ВРВ (пл. 6 см. таблицу 3.1), структура до сварки: 80% П+20%Ф;
- промежуточная структура стали: Ф+(П+Б)+М;

-допускаемое количество мартенсита не более 15% по условию трещиностойкости;

-допускаемая скорость охлаждения $W_{од} = 13$ град/с[98];

-критическая скорость охлаждения $W_{ок} = 100$ град/с

$$-C_{экв} = C + \frac{Mn}{6} + \frac{Si}{24} + \frac{Cr}{5} + \frac{Mo}{4} + \frac{V}{14} + \frac{Ni}{40} = 0.79\%$$

- $T_0 = 150$ °С - температура предварительного подогрева.

На рисунке 3.12 можно увидеть, что рекомендуемая структура формируется в диапазоне скоростей охлаждения $\Delta W_o = 2 \dots 13$ град/с

Однако при скорости охлаждения близкой к верхнему пределу возникает опасность появления холодных трещин. Низкой вязкостью разрушения обладают и структуры крупнозернистого перлита и феррита, образующиеся при малых W . Наилучшее сочетание свойств при отсутствии опасности образования холодных трещин имеют структуры нижнего бейнита. Их формирование возможно в диапазоне $W_o = 4 \dots 10$ град/с.

Получение оптимальной структуры и свойств металла ЗТВ достигается подбором теплового режима сварки за счет подогрева и (или) изменения погонной энергии процесса.

Расчет режима сварки осуществляли с помощью теории тепловых процессов при сварке, разработанной Н.Н. Рыкалиным. При этом связь основного параметра режима скорости охлаждения W_o металла ЗТВ при температуре наименьшей устойчивости аустенита $T = 500 \dots 600$ °С с погонной энергией сварки $Q_{св}$, для случая сварки листов встык в один проход выражена уравнением [101]:

$$W_o = 2 \times \pi \times \lambda \times C\gamma \times \frac{(T-T_0)^3}{(Q_{св}/\delta)^2} \quad (3.7)$$

Где $Q_{св}$ – погонная энергия, Мдж/м; $\lambda = 0,4$ Дж/см.град.С; $C\gamma = 5$ Дж/см³•град; $T_0 = 423$ К – температура предварительного подогрева; $\delta = 7 \cdot 10^{-2}$ м- толщина сварного соединения.

Преобразуем уравнение (3.7) к виду удобному для расчета $Q_{св}$:

$$Q_{св} = \delta \sqrt{\frac{2\pi\lambda \times C\gamma(T-T_0)^3}{W_0}} \quad (3.8)$$

Результаты расчета приведены в таблице 3.8.

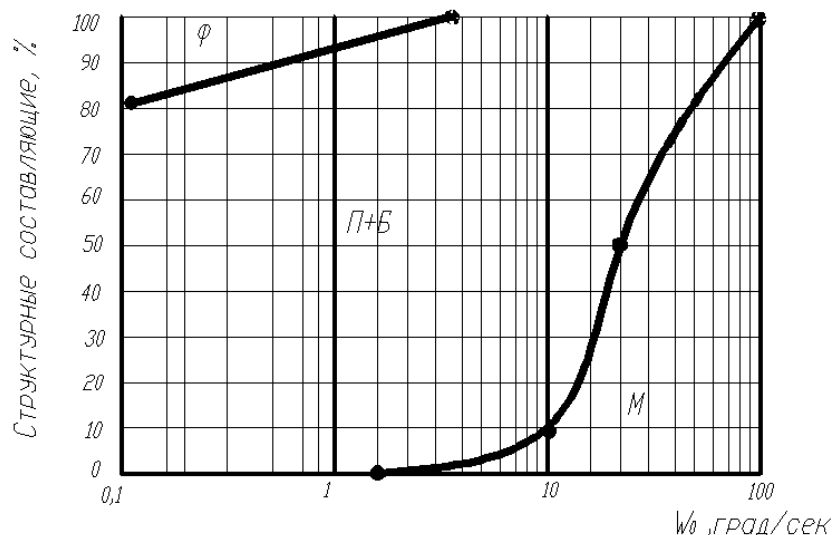


Рисунок 3.12 - Влияние скорости охлаждения на структуру металла ЗТВ стали 15X2НМФА

Таблица 3.8. Связь W_0 с погонной энергией сварки

Погонная Энергия $Q_{св}$, МДж/м	15,0	9,95	7,0	6,27	5,5
Скорость Охлаждения W_0 , град/с	2,0	4,0	8,0	10,0	13

Оптимальная погонная энергия $Q_{св}$ находится в пределах 6,27...15 МДж/м.

Выбор параметров ТЦС и соответствующих значений $Q_{св}$ произвели по результатам экспериментальных исследований образцов стали 15X2НМФА с моделированной зоной термического влияния. Далее параметры ТЦС были уточнены при сварке длинномерных сварных соединений с различной погонной энергией (таблица 3.9). Моделирование структуры металла, характерной для участка перегрева ЗТВ сварных соединений, осуществляли на установке ТЦС-1 [99] специальных образцов размером 12x20x160мм проходящим током по режиму

выбранного ТЦС.

Таблица 3.9 - Параметры имитированных ТЦС с нагревом до $T_m = 1420$ °С

Вид сварки	Q _{св} МДж/м	W _н , град/с При 900 °С	тн.и.р. выше 900 °С,с		W _о , град/с При 500 °С,	t 8/5, с
			нагрев	охлажд.		
АСФ	4-6	77-237	5-20	25-60	8-20	15-45
АСТ	10-15	57-69	10-30	35-90	4-5	60-100
ЭШС	90-95	3-7	100-160	200-400	0,35-0,85	400-600

Максимальную температуру нагрева $T_m = 1420$ °С назначили по результатам оценки склонности ЗТВ к образованию горячих трещин (таблица 3.4). При нагреве до этой температуры формировалась структура аналогичная структуре участка перегрева ЗТВ производственного сварного соединения. Величину T_m контролировали с помощью фотоэлектрического пирометра ФЭП-4, а низкотемпературную часть ТЦС - термопарой градуировки ХА. Запись ТЦС производили с помощью прибора КСП-4.

Образцы нагревали до T_m с различными скоростями нагрева и охлаждения, что обеспечивало возможность целенаправленного управления формированием структурной и химической однородности металла ЗТВ за счет изменения в широком интервале времени пребывания металла выше температуры начала интенсивного роста зерна и развития диффузионных процессов. Скорость охлаждения образцов регулировали путем принудительного или естественного охлаждения.

3.4. Влияние параметров термического цикла сварки на склонность стали 15X2НМФА-ВРВ к образованию трещин при термической обработке

Экспериментальное исследование выполнили на образцах с моделированной ЗТВ из стали 15X2НМФА-ВРВ (плавка 4, 5 и 6 таблица 3.1). Основные параметры ТЦС (таблица 3.9) были смоделированы на установке ТЦС-1 и уточнены при сварке опытного днища корпуса реактора ВВЭР-1000 с различной $Q_{св}$ и температурой подогрева. Указанные параметры ТЦС обеспечили высокую устойчивость металла ЗТВ против образования «холодных трещин».

На рисунке 3.13. показана зависимость величины зерна от максимальной температуры нагрева при различных скоростях нагрева и охлаждения.

Можно увидеть, что снижение скорости нагрева W_n и охлаждения W_o приводит к закономерному росту зерна, что связано с увеличением длительности пребывания металла ЗТВ при температуре выше точки A_{c3} (Рисунок 3.14).

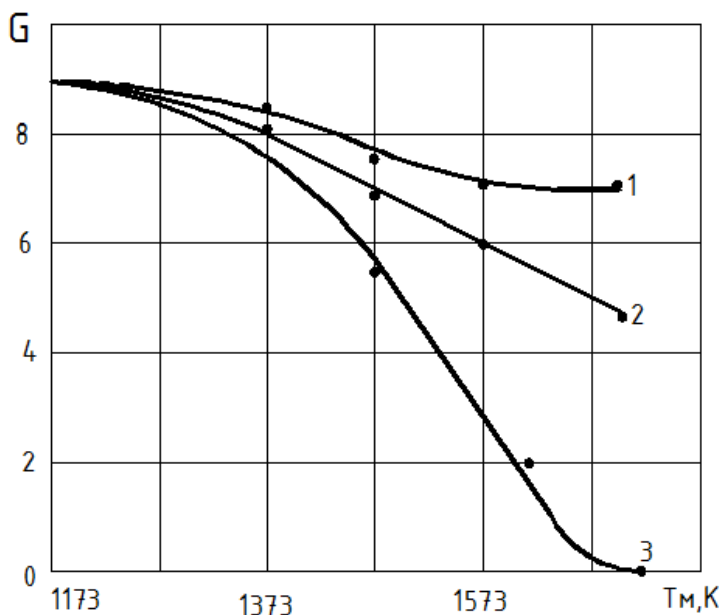


Рисунок 3.13 - Зависимость величины зерна аустенита G стали 15X2НМФА-ВРВ от максимальной температуры нагрева T_m при $W_n = 227$ и $W_o = 17$ (1); $W_n = 67$ и $W_o = 4,85$ (2); $W_n = 6,85$ и $W_o = 0,85$ °C/Сек (3)

Таким образом, окончательный размер зерна аустенита зависит от T_m и $\tau_{нпр}$ и характеризуется наибольшей величиной для ТЦС электрошлаковой сварки. Заметных различий в чувствительности исследуемых плавок стали 15Х2НМФА-ВРВ к ТЦС не выявлено.

Изучено влияние параметров термической обработки на кинетику изменения твердости металла имитированной ЗТВ (Рисунок 3.15), характеризующую развитие процессов структурно-фазовых изменений, в том числе дисперсионного твердения.

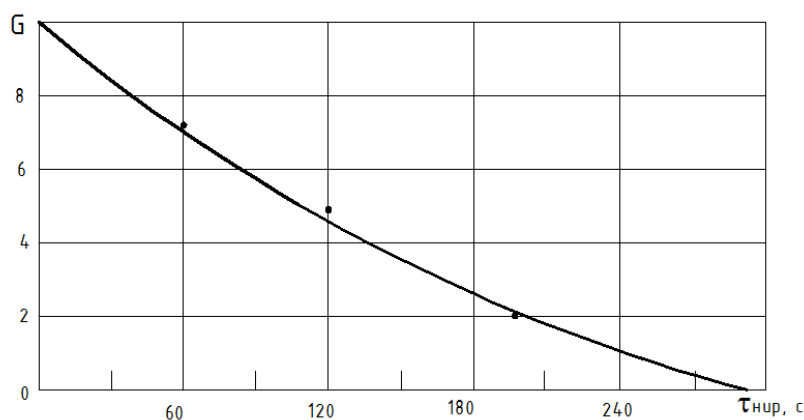


Рисунок 3.14 - Зависимость величины зерна аустенита G (по ГОСТ 5639-82) от длительности пребывания металла при температуре выше 900°C

Установлено, что значительное повышение твердости металла ЗТВ наблюдается в течении 1-3 ч нагрева, в диапазоне температур $600...500^\circ\text{C}$. Дисперсионное твердение обусловлено структурно- фазовыми изменениями в металле ЗТВ при воздействии ТЦС. Повторный нагрев образующегося при сварочном нагреве пересыщенного твердого раствора приводит к его распаду, продукты которого способствуют возрастанию твердости. При формировании бейнитно-мартенситной структуры эффект дисперсионного твердения, проявляющийся во временном повышении твердости, наблюдается в металле ЗТВ уже на начальной стадии нагрева при всех исследованных температурах.

Максимальные значения твердости в процессе старения возрастают с понижением температуры повторного нагрева. Характерным является также более быстрое наступление стадии перестаривания при повышении температуры термообработки. В случае мартенситно – бейнитной структуры дисперсионному твердению предшествует этап разупрочнения вследствие распада мартенсита. Дальнейшее повышение температуры и времени выдержки приводит к быстрому старению и перестариванию металла ЗТВ, связанных с выделением и коагуляцией карбидов.

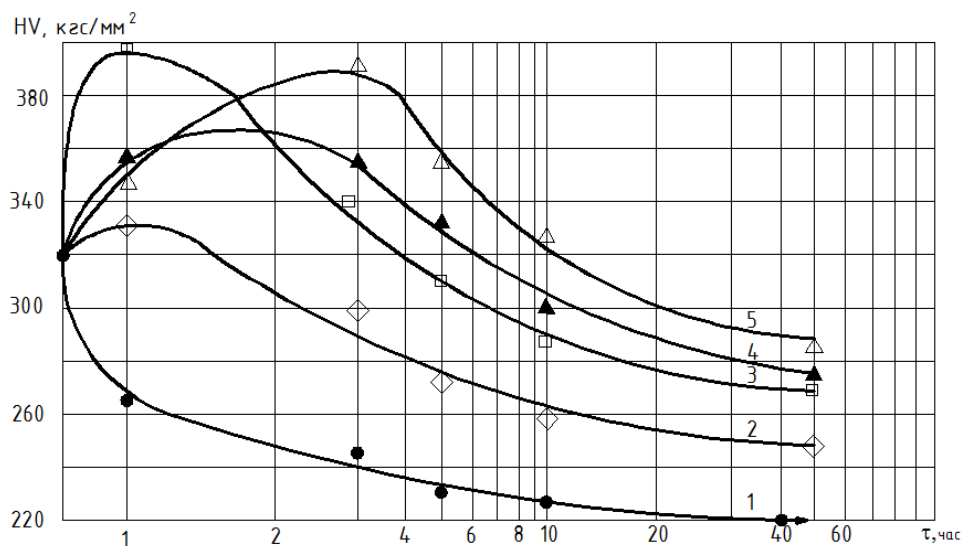


Рисунок 3.15 - Температурно-временная зависимость твердости HV металла имитированной ЗТВ от длительности нагрева при различных температурах: 650 (1); 625 (2); 600 (3); 500 (4) и 550 °C (5)

Следует отметить, что в состоянии поставки сталь 15X2НМФА-ВРВ имела ферритно-бейнитную структуру (Рисунок 3.16). Феррит располагался преимущественно по границам аустенитных зерен.

Воздействие термического цикла сварки и термообработки способствовало заметному структурно-фазовому изменению металла ЗТВ (Рисунок 3.17). В микроструктуре металла после имитации ТЦС можно выделить относительно крупнозернистую структуру мартенсита игольчатого типа, мелкозернистую структуру бейнита пластинчатого типа с аустенитными зернами (Рис. 3.17 а и б).

Такой характер свидетельствует о полной перекристаллизации исходной структуры стали связанной с высокой скоростью нагрева и охлаждения ТЦС. Повторный нагрев при $T = 550\text{ }^{\circ}\text{C}$ способствовал увеличению количества дисперсных частиц, развитию процессов старения и перестаривания.

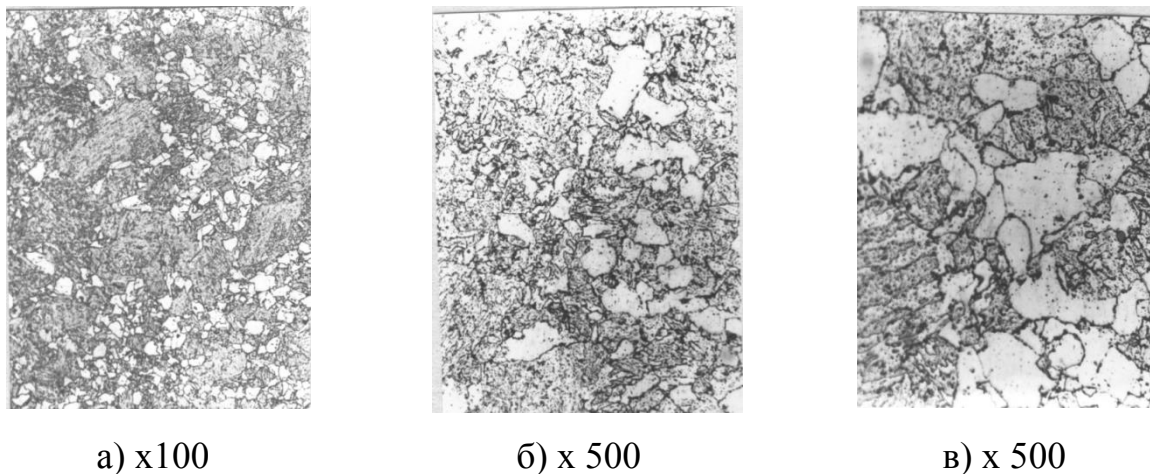


Рисунок 3.16 - Микроструктура различных участков (а, б, в) стали 15X2NMФА-ВРВ в состоянии поставки

Состав карбидной фазы идентифицировали с помощью методов микродифракции, рентгеноструктурного анализа пакетов реплик и карбидного осадка. Установлено, что у стали 15X2NMФА-ВРВ в состоянии после воздействия ТЦС наблюдается большое количество удлиненных включений цементита Me_3C , прямоугольных пластинок правильной формы состава Me_7C_3 небольшое количество частиц Me_{23}C_6 неправильной округлой формы. Таким образом, основной упрочняющей фазой на ранней стадии старения металла ЗТВ является легированный цементит Me_3C (Рисунок 3.17 ж). Только после длительной выдержки (1-3ч) количество карбида Me_7C преобладает в карбидном осадке. Ванадий не образует в стали 15X2NMФА-ВРВ самостоятельных карбидов; его содержание в составе других карбидов при старении практически не возрастает. Молибден также не образует самостоятельных карбидов, но растворяется в составе других, в частности в цементите Me_3C и карбиде хрома Me_7C_3 , образующихся в процессе старения. В результате исследования

установлено влияние режима термической обработки на кинетику фазовых превращений (таблица 3.10).

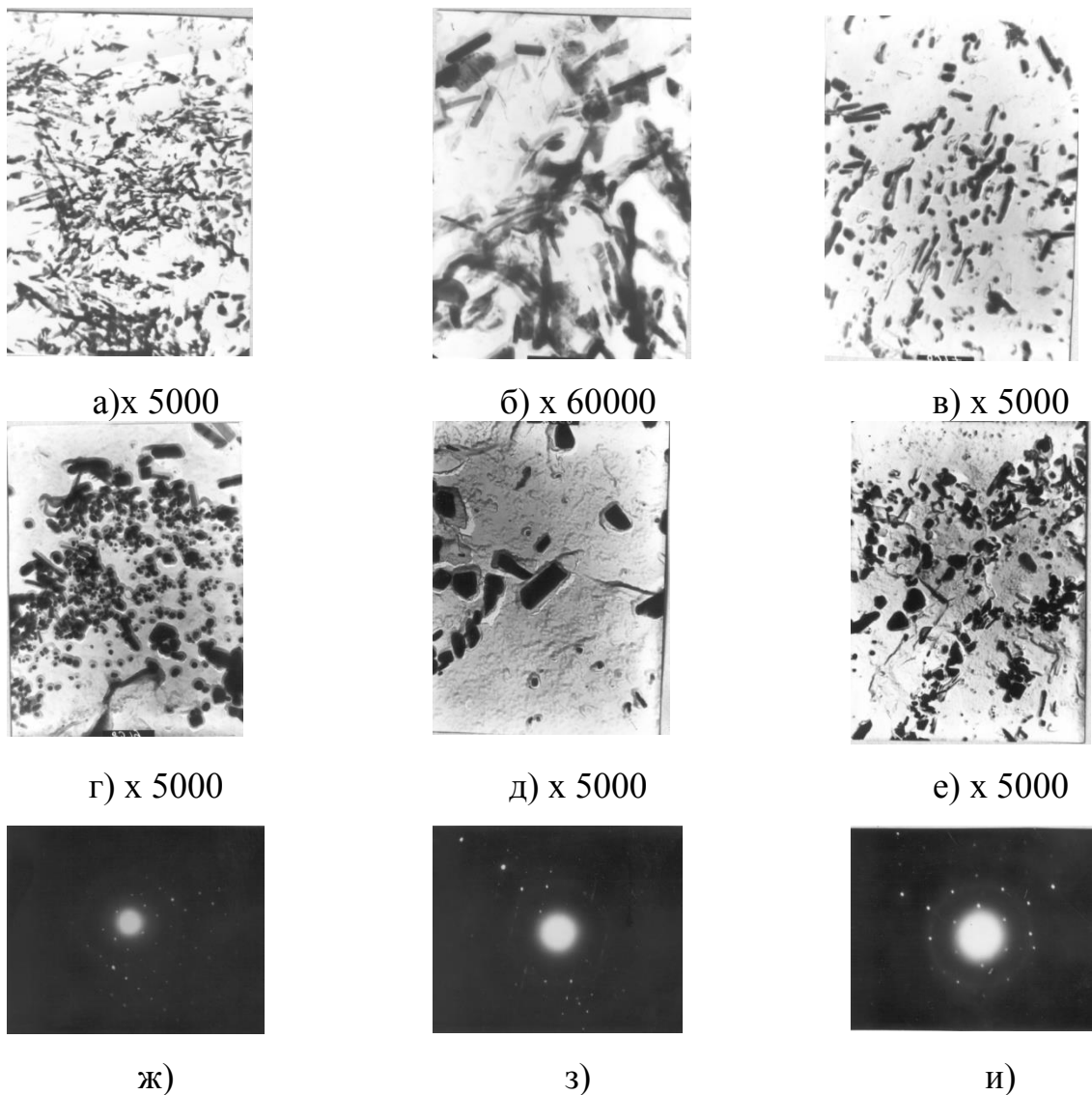


Рисунок 3.17 - Микроструктура металла 3ТВ стали 15X2NMФА-ВРВ: после имитации ТЦС (а, б); после повторного нагрева при 550 °С длительностью 3 (в,г) и 40 часов (д, е). Электроннограмма карбида Me_3C (ж), Me_7C_3 (з) и Me_{23}C_6 (и)

Установлено, что после выполнения термической обработки общее количество карбидной фазы увеличивается по сравнению с исходным состоянием. Следует отметить, что по данным работы [12] свидетельством завершения процесса отпуска является наличие в структуре стали 15X2NMФА-ВРВ только карбидов Me_{23}C_6 и Me_7C_3 .

Таблица 3.10 - Влияние длительности повторного нагрева на фазовый состав карбидов металла ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ.

Режим термической обработки	Состав карбидов
После воздействия ТЦС (без термообработки)	Me_3C ; Me_7C_3 ; $\text{Me}_{23}\text{C}_6(\text{сл})$
Нагрев до $T=550^\circ\text{C}$, $\tau=3\text{ч}$.	Me_7C_3 ; $\text{Me}_{23}\text{C}_6(\text{сл})$; $\text{Me}_3\text{C}(\text{сл})$
Нагрев до $T=550^\circ\text{C}$, $\tau=40\text{ч}$.	Me_{23}C_6 ; Me_7C_3 ; $\text{Me}_3\text{C}(\text{сл})$

Таким образом наличие температурно-временного интервала дисперсионного твердения металла ЗТВ может служить причиной образования ТТО в толстостенных сварных соединениях в процессе релаксации высокого уровня остаточных напряжений. Вероятность разрушения заметно возрастает при наличии значительного повреждения границ зерен металла ЗТВ в процессе ТДЦС.

На рисунке 3.18 приведены результаты исследования релаксации напряжений при различных режимах термической обработки. Можно увидеть, что в течении первых трех часов нагрева скорость процесса релаксации наибольшая и зависит от температуры термической обработки. Наиболее интенсивно процесс протекает при температуре выше 600°C .

При более низких температурах, например, при 550°C , для такой же интенсивности снятия напряжений требуется увеличить длительность нагрева, примерно, в 10....12 раз.

Возможность значительной релаксации напряжений при $T \geq 600^\circ\text{C}$, совпадающей с верхней границей температурного интервала охрупчивания ЗТВ (см. Рисунок 3.15), обуславливает необходимость проведения термической обработки сварных соединений стали 15Х2НМФА-ВРВ при температуре не менее 620°C .

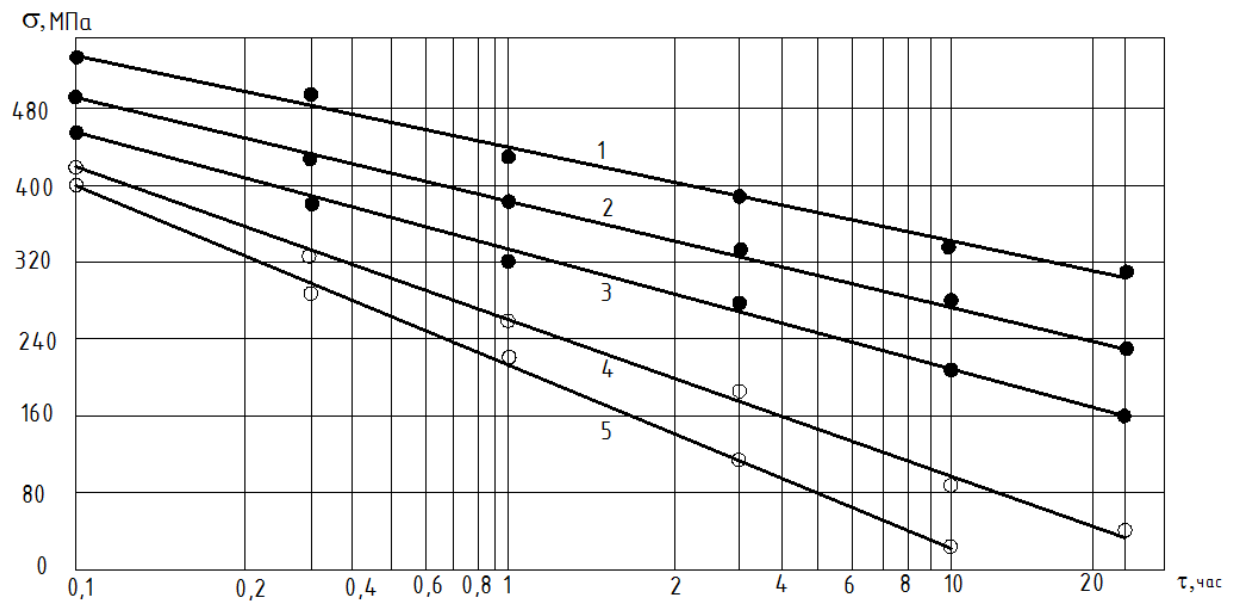


Рисунок 3.18 - Влияние температуры $T = 550$ (1); 580 (2); 600 (3); 620 (4) и 650 (5) $^{\circ}\text{C}$ и длительности τ термической обработки на кинетику релаксации напряжений в образцах с моделированной ЗТВ по режиму АСТ

Установлено влияние параметров ТЦС на интенсивность процесса релаксации напряжений (Рисунок 3.19). Наиболее высокая релаксационная стойкость характерна для образцов стали 15Х2НМФА-ВРВ обработанных по режиму автоматической сварки под флюсом. Высокая скорость охлаждения ТЦС по режиму АСФ (см.таблица 3.9) способствовали формированию мартенситно-бейнитной структуры обладающей более высокими значениями прочности и твердости и, соответственно, сопротивления релаксации напряжений, по сравнению с более «мягкой» бейнитно- мартенситной структурой характерной для ЗТВ сварных соединений выполненных АСТ или ЭШС.

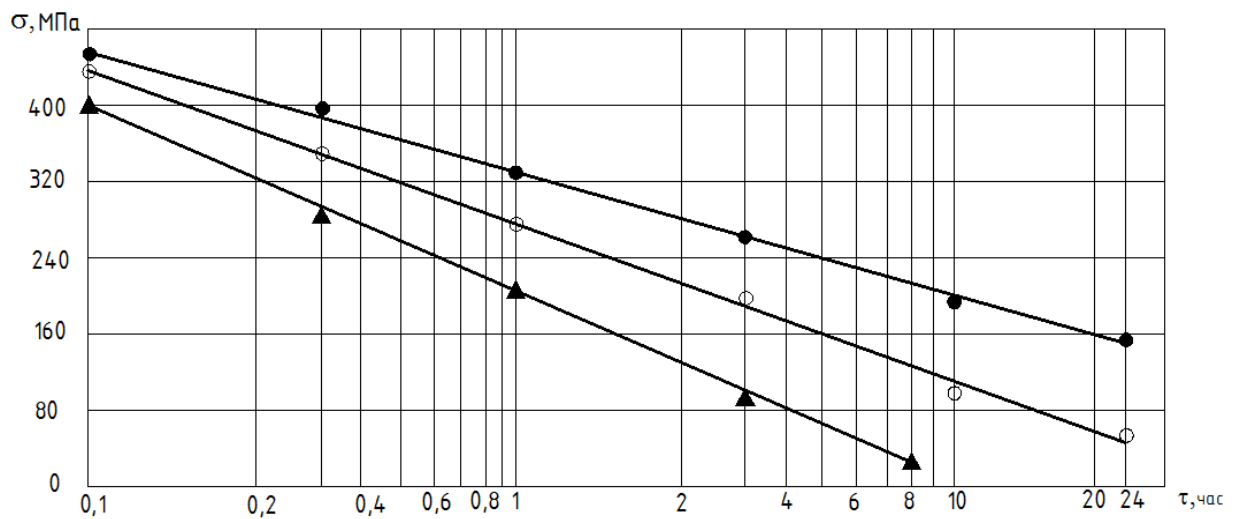


Рисунок 3.19 - Релаксация напряжений в образцах с моделированной ЗТВ по режиму: ●-АСФ; ○-АСТ и ▲-ЭШС при $T=620\text{ }^{\circ}\text{C}$

Считают, что структура, характеризующаяся большей релаксационной стойкостью проявляет и большую склонность к хрупкому межзеренному разрушению при ползучести.

На основании результатов исследований были построены графические зависимости, позволяющие оценить возможные температурно-временные области проявления склонности участка крупного зерна металла ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ межзеренному разрушению при термической обработке (Рисунок 3.20).

Установлено, что под вершиной надреза происходит преждевременное хрупкое межзеренное разрушение. Оно соответствует определенной температурно-временной области и величине действующих напряжений. Характерным является наличие инкубационного периода, в течение которого растрескивания не наблюдается. При отсутствии поверхностного надреза долговечность образцов заметно возрастает.

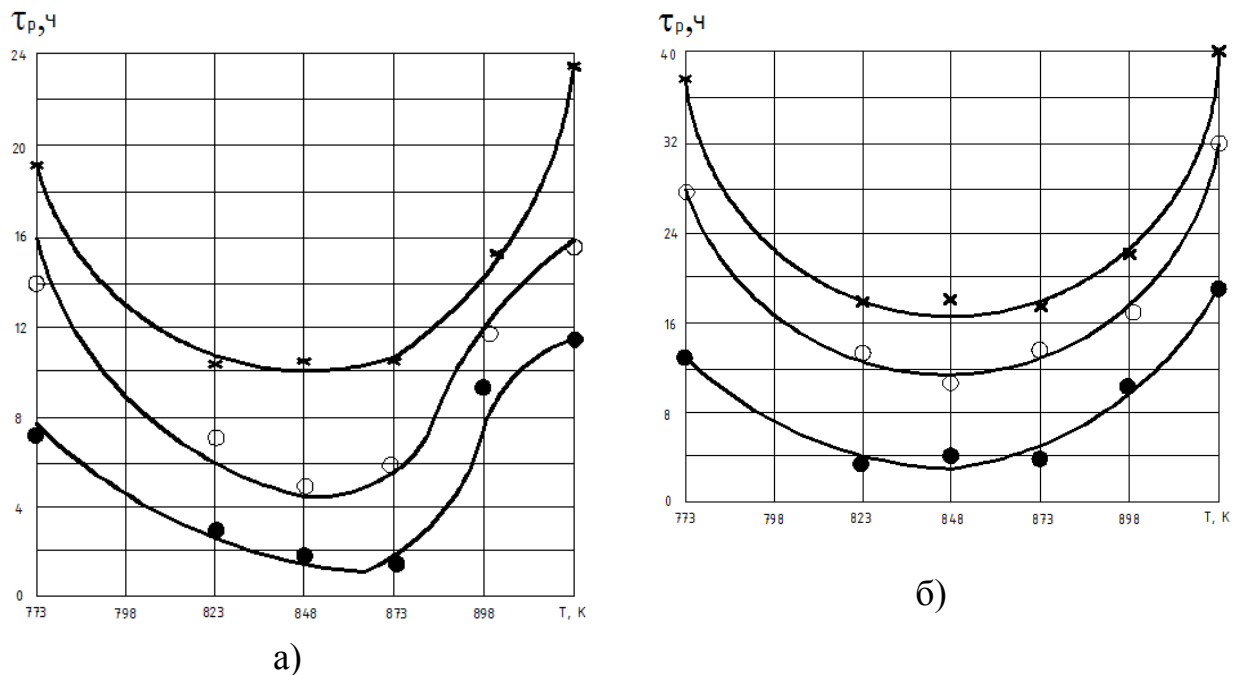


Рисунок 3.20 - Влияние температуры T термической обработки на время τ_p до разрушения образцов (а–надрез типа Менаже; б- без надреза) с моделированной ЗТВ по режиму ТЦС: $\times$ – АСФ ($Q_{св} = 5 \text{ МДж/м}$); $\circ$ – АСТ ($Q_{св} = 12 \text{ МДж/м}$); $\bullet$ – ЭШС ($Q_{св} = 90 \text{ МДж/м}$), при деформации $E=0,2\%$

Как и следовало ожидать наибольшую склонность к образованию ТТО выявили у образцов с моделированной ЗТВ по режиму ТЦС ЭШС. Наименьшей чувствительностью к растрескиванию при термической обработке обладает мелкозернистый металл ЗТВ сформированный по режиму ТЦС АСФ.

Объяснить полученные результаты можно основываясь на теории высокотемпературного межзеренного разрушения [10, 46, 59, 60, 80]. Известно, что локализация деформации и процесса межзеренного разрушения (МЗР) связана с появлением межзеренного проскальзывания (МЗП). МЗП вдоль границ осуществляется так называемыми межзеренными дислокациями, движущимися в плоскости границ. Каждый дефект границы является потенциальным барьером на пути движения дислокаций и местом возникновения локальных перенапряжений при МЗП. Скопление дислокаций по границам зерен и связанная с ней концентрация локальных напряжений тем выше, чем больше размер зерна, так как

в этом случае большее число дислокаций может покинуть источник их генерации прежде чем он потеряет активность. Скорость деформации ползучести в этом случае заметно снижается с возрастанием размера зерна [8];

$$\varepsilon = \frac{\dot{\sigma} \times D \times \delta^2}{R \times T \times l^2} \quad (3.9)$$

Где σ – напряжение; D – коэффициент диффузии вакансий; δ – параметр решетки; R – постоянная Больцмана; T – абсолютная температура; l – размер зерна.

Чем ниже скорость деформации ползучести, тем выше степень зернограницной локализации деформации, скорость процесса МЗП, поврежденность границ зерен, тем ниже стойкость (долговечность) металла ЗТВ против МЗР.

Полученные экспериментальные результаты свидетельствуют, что оптимальные значения погонной энергии при сварке стали 15X2НМФА-ВРВ, подвергнутой внепечному рафинированию и вакуумированию, находятся в пределах до 15 МДж/м.

ВЫВОДЫ

1. Раскрыт, теоретически обоснован и экспериментально подтвержден механизм межзеренного разрушения участка крупного зерна зоны термического влияния сварных соединений стали 15X2НМФА при термической обработке(отпуске) и установлена его связь с технологией выплавки, сварки и предрасположенностью металла к формированию структурной и химической неоднородности.

2. Технология выплавки стали, определяющая количество, форму, размеры и распределение неметаллических включений, прежде всего сульфидов, оказывает существенное влияние на стойкость сварного соединения против ТТО,

так как формирует различную склонность первичного аустенитного зерна к росту при сварочном нагреве. Повышение чистоты стали 15X2НМФА–ВРВ мартеновской выплавки, дополнительно подвергнутой внепечному рафинированию и вакуумированию стимулирует склонность к росту зерна металла зоны термического влияния, накоплению сульфидов на их границах и межзеренному разрушению при сварке и термической обработке (отпуске).

3. Установлено, что образование ТТО в участке крупного зерна зоны термического влияния свидетельствует о решающем влиянии процесса (погонной энергии $Q_{св}$) сварки на формирование исходной поврежденности структуры. Так при однопроводной ЭШС с более высокой $Q_{св} = 90 \dots 95$ МДж/м, по сравнению с РДС ($Q_{св} = 0,6 \dots 1,2$ МДж/м), АСФ ($Q_{св} = 4 \dots$ МДж/м) и АСТ ($Q_{св} = 10 \dots 15$ МДж/м) формируется наиболее высокая структурная и химическая неоднородность металла, что стимулирует образование горячих микротрещин уже в процессе сварки. Дальнейшая деградация структуры при термической обработке является основной причиной развития ТТО именно в участке крупного зерна.

Показано, что оптимизируя тепловложение (параметры термического цикла) при сварке можно управлять структурной и химической однородностью металла ЗТВ и связанной с ней склонностью к образованию ТТО.

4. Теоретически обоснован и экспериментально подтвержден механизм влияния основных параметров термического цикла сварки (максимальной температуры нагрева, скорости нагрева и охлаждения, длительности пребывания металла при температуре начала интенсивного роста зерна) на размер аустенитного зерна металла имитированной ЗТВ.

Установлено, что требуемая структурная и химическая однородность и стойкость против ТТО участка крупного зерна металла имитированной ЗТВ стали 15X2НМФА – ВРВ достигается при размере аустенитного зерна $G = 1 \dots 9$ балл, сформированного при дуговой сварке с погонной энергией не более 15 МДж/м. Таким образом, при измельчении зерна имеет место эффект компенсации

воздействия металлургического фактора на склонность металла зоны термического влияния к ТТО.

5. Изучено влияние параметров термического цикла, термической обработки на кинетику процесса дисперсионного твердения.

Установлено, что с увеличением длительности термической обработки твердость металла зоны термического влияния изменяется экстремально и достигает максимума 380...390 HV, при $T = 550...600\text{ }^{\circ}\text{C}$, после выдержки длительностью 1...3 час. Это совпадает по времени с наибольшей скоростью релаксации напряжений и связано с развитием процесса дисперсионного твердения. Твердение обусловлено выделением карбидов типа Me_7C_3 и Me_3C при повторном нагреве. Ванадий не образует самостоятельных карбидов типа VC и его содержание в составе других карбидов не увеличивается в процессе старения.

6. Установлено, что в процессе термической обработки наблюдается заметное снижение стойкости металла зоны термического влияния стали 15X2НМФА –ВРВ против ТТО в интервале температур 580...600 $^{\circ}\text{C}$, в течении первых трех часов нагрева. В этой связи, рекомендуется термическую обработку сварных соединений проводить при температуре равной или большей 620 $^{\circ}\text{C}$, длительностью не менее 5...8 часов.

7. Установлены новые экспериментальные температурно - временные зависимости дисперсионного твердения, релаксационной стойкости и склонности к образованию ТТО, которые могут быть использованы для прогнозирования вероятности межзеренного разрушения сварных соединений стали 15X2НМФА – ВРВ на стадии заводского изготовления (монтажа) сварных конструкций.

Показано, что наличие надреза, имитирующего влияние поверхностных плоскостных дефектов стимулирует склонность сварных соединений к ТТО и по этой причине является недопустимым дефектом.

8. Полученные результаты теоретических и экспериментальных исследований и вскрытые закономерности положены в основу разработки

практических технологических рекомендаций по предотвращению образования ТТО сварных соединений. К их числу относятся рекомендация к применению перспективного высокопроизводительного однопроводного способа автоматической сварки под тонким слоем шлака АСТ, с погонной энергией до 15 МДж/м.

4. ОПЫТНО – ПРОМЫШЛЕННОЕ ОПРОБОВАНИЕ ТЕХНОЛОГИИ АВТОМАТИЧЕСКОЙ СВАРКИ ПОД ТОНКИМ СЛОЕМ ШЛАКА

4.1 Общие положения

В разделе 3 теоретически обоснованы и экспериментально подтверждены значения параметров ТЦС и предельной величины погонной энергии (до 15 МДж/м) при которых обеспечивается высокая стойкость металла ЗТВ против ТТО.

Выполнен расчет и сравнение параметров термического цикла АСФ и АСТ для точки лежащей в участке перегрева ЗТВ. Расчет выполнен в соответствии с методикой работы [100], с использованием программы «Mathcad». На Рисунке 4.1 показаны расчетные кривые термического цикла АСФ (погонная энергия 3,72 МДж/м) и АСТ (погонная энергия 13 МДж/м).

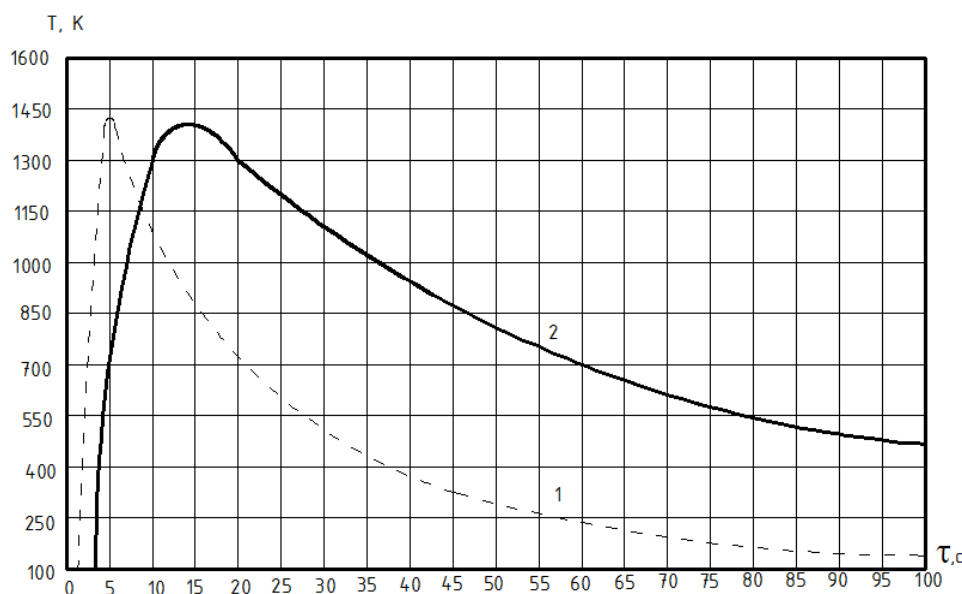


Рисунок 4.1 Термические циклы АСФ (1) и АСТ (2).

Можно увидеть, что скорость охлаждения металла ЗТВ в исследуемой точке, в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита (600...500 °С)

при АСФ составляет 20 град/с, что заметно превышает допустимую величину - 13 град/с. По этой причине изготовление сварных соединений из перлитных сталей способом АСФ следует выполнять с предварительным и сопутствующим подогревом [91]. Для АСТ, обеспечивается скорость охлаждения 6,25 град/с и поэтому технологическая операция «подогрев» не является обязательной.

На основании результатов исследований разработана технология высокопроизводительного однократного способа автоматической электродуговой сварки под флюсом с принудительным формированием шва в вертикальном положении, получившего в ОАО «ЭНЕРГОМАШ - АТОММАШ» рабочее название «автоматическая сварка под тонким слоем шлака (АСТ)».

Следует отметить, в соответствии с «Техническим Решением по вопросу применения автоматической сварки под тонким слоем шлака №800С-40, утвержденного генеральным директором ЦНИИТМАШ А.С. Зубченко и согласованного начальником управления Госгортехнадзора России В.С. Котельниковым» считают способ вертикальной дуговой сварки под флюсом, относящийся к электродуговой сварке под флюсом с принудительным формированием шва в вертикальном положении - автоматической сваркой под тонким слоем шлака (АСТ), прошедшей аттестацию в соответствии с требованиями «Правил изготовления паровых и водогрейных котлов, сосудов, работающих под давлением, трубопроводов пара и горячей воды с применением сварочных технологий» и разрешают её применение для выполнения производственных сварных соединений объектов котлонадзора: котлов, сосудов и трубопроводов.

Способ АСТ сохранил достоинства как дуговой, так и электрошлаковой сварки, а именно, за счет дугового процесса обеспечивается значительный разогрев шлаковой ванны, в результате чего увеличивается тепловложение в свариваемые кромки, их качественное проплавление и обеспечивается «мягкий» ТЦС металла ЗТВ. С этой целью высоту слоя жидкого шлака, закрывающего

сварочную дугу, поддерживают равной ширине сварочного зазора, соблюдая равенство масс подаваемого флюса и расход его на «горнисаж».

Наличие слоя жидкого шлака, закрывающего сварочную дугу, высотой H равной ширине сварочного зазора, полностью исключает разбрызгивание шлака, обеспечивает стабильность процесса и формирование качественного сварного соединения.

Оптимальный сварочный зазор устанавливается экспериментально с учетом возможности осуществления процесса сварки и качественного сплавления кромок. Высота слоя жидкого шлака H изменяется в зависимости от толщины сварного соединения. Размер сварочного зазора зависит от толщины и длины свариваемых деталей.

С целью сварки листов большой толщины в зазор одновременно подают две и более электродные проволоки, расположенные по оси разделки одна за другой. С целью снижения перегрева листов толщиной менее 30 мм сварку следует выполнять двумя электродными проволоками, с пониженной погонной энергией.

Сущность способа АСТ (рисунок 4.2) заключается в одновременной подаче в зазор шириной 14...18 мм и плавлении электродных проволок малого диаметра в общей ванне, покрытой тонким слоем шлака, который выполняет ту же роль, что и насыпной флюс при АСФ. Сварка производится на модернизированных установках для ЭШС на постоянном токе, после конструктивной доработки мундштуков, ползунов и подающих роликов. Модернизация установки позволяет обеспечить подачу проволоки малого диаметра 2,0 мм в узкий зазор, высокую скорость сварки (до 5 м/ч) и кристаллизации металла шва, что способствует формированию мелкозернистой структуры и требуемого уровня механических свойств.

Эти особенности способа АСТ позволяют в ряде случаев отказаться от проведения основной термообработки (нормализации + отпуск), являющейся обязательной для сварных соединений выполненных ЭШС и ограничиться только

отпуском. Однако это теоретическое положение требует экспериментального подтверждения.

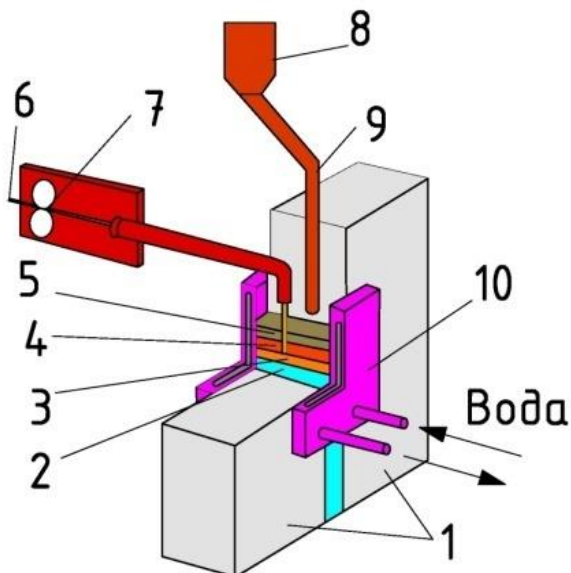


Рисунок 4.2 - Принципиальная схема АСТ: 1 - Свариваемые детали; 2 – металл сварного шва; 3 - сварочная ванна; 4 – жидкий шлак; 5 – слой флюса; 6 – сварочная проволока; 7 – механизм подачи проволоки; 8 – дозатор флюса; 9 – подвод флюса в зону сварки; 10- медный водоохлаждаемый ползун

Экспериментальное исследование влияния технологии АСТ в сравнении с АСФ и ЭШС, на структуру и свойства сварных соединений промышленных плавок перлитных сталей 22К, 09Г2С, 10ГН2МФА и 15Х2НМФА-ВРВ выполнили на оборудовании и в производственных условиях ОАО «ЭНЕРГОМАШ - АТОММАШ».

Для сравнения полученных структур и свойств сварных соединений, выполненных АСТ использовали данные испытаний штатных контрольных сварных соединений, выполненных АСФ для кольцевых сварных соединений изделия СПП-1000 из стали 22К и трех проб к штампосварному днищу, изготовленных по штатной технологии ЭШС и термической обработки.

Способом АСТ выполнена проба толщиной 100 мм из стали 09Г2С. Изучена

макроструктура и твердость сварного соединения в состоянии после сварки и штатной термообработки: отпуск при $T = 650^{\circ}\text{C}$, в течение 6,5 ч.

Влияние состава флюса на структуру и свойства электрошлакового металла шва стали 10ГН2МФА изучили по результатам исследования проб толщиной 120 мм (см. раздел 2). Далее способом АСТ и АСФ изготовлены пробы, с целью сравнения структуры и свойств сварных соединений. Сварные пробы стали 15Х2НМФА-ВРВ толщиной 160 мм выполнены по предложенной в работе технологии АСТ. Химический состав и свойства сталей и сварочных материалов соответствовали требованиям нормативно – технического документа [103]. Выполненные сварные пробы подвергались контролю качества в соответствии с требованиями [101].

4.2 Структура и свойства сварных соединений стали 22К

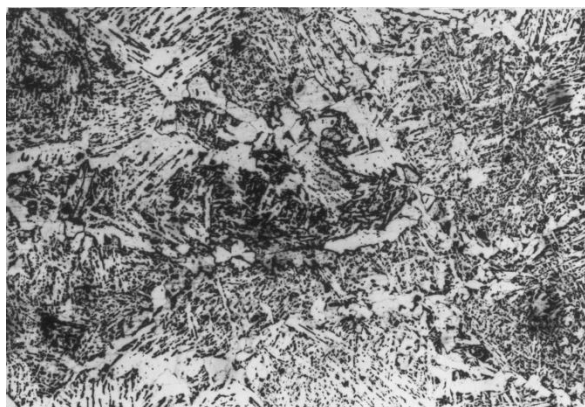
В соответствии с разработанной технологией способом АСТ изготовлена сварная проба толщиной 70 мм, длиной 1000 мм, при ширине планок 200 мм. Режим сварки представлен в таблице 4.1.

Проба разрезана на три равные по длине части. Первая часть была изучена в исходном после сварки состоянии. Вторую часть подвергли полному циклу отпусков ($T = 630...645^{\circ}\text{C}$, в течении 18 ч) в соответствии с требованиями производственно – технологической документации на термическую обработку кольцевых сварных соединений СПП-1000. Третья часть подвергнута нормализации при $T = 935...965^{\circ}\text{C}$, 2 ч. (совмещаемой для днища с нагревом под штамповку), охлаждение на воздухе; отпуск при $T = 640...660^{\circ}\text{C}$, 5 ч плюс дополнительные технологические отпуска при $T = 615...645^{\circ}\text{C}$, 18 ч. На рисунке 4.3 показана панорама микроструктуры сварного соединения выполненного АСТ, после полного цикла отпуска.

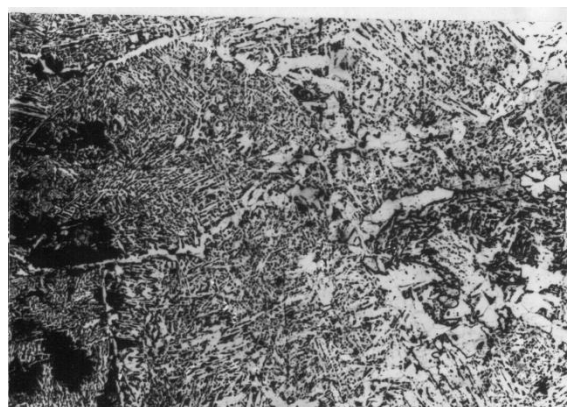
Таблица 4.1 - Параметры режима АСТ стали 22К

Параметры режима	Численные значения
Напряжение, В	36...37
Сила тока, А	500
Диаметр электродной проволоки, мм	2,0
Количество проволок, шт.	3
Скорость подачи проволоки, м/ч	360
Скорость сварки, м/ч	2,0
Глубина слоя тонкого шлака, мм	18...22
Сухой вылет электрода, мм	50
Температура подогрева, К	Без подогрева

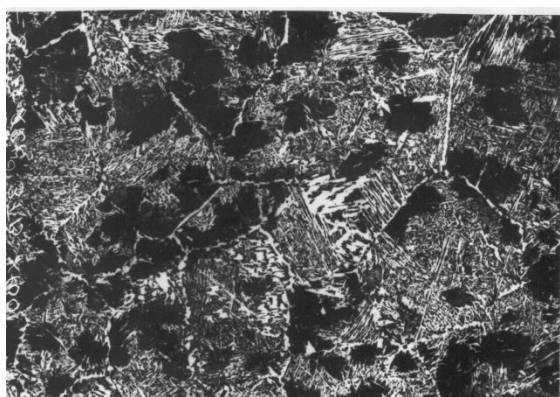
В центральной части шва зерна равноосные, размером 400...500 мкм (минус 1 балл), в зоне крупных столбчатых кристаллов предельный размер достигает 2...3 мм (минус 3 балл) (рисунок 4.3 б, в). Далее примыкает зона мелких столбчатых кристаллов (на рисунок 4.1 не показана), зона сплавления и максимального перегрева (рисунок 4.3 б- левая часть и рисунок 4.3 в). Размер зерна в области максимального перегрева достигает 620 мкм (минус 2 балл). По мере удаления от зоны сплавления размер зерна закономерно уменьшается (рисунок 4.3 д) и плавно переходит в основной металл, с размером зерна- 9...10 балл (рисунок 4.3 е). Металл в центре шва и зоне крупных столбчатых кристаллов имеет бейнитно-ферритную структуру, при содержании феррита около 30%. По мере приближения к зоне сплавления феррит образует тонкую прерывистую оторочку границ зерен. Структура тела зерна: бейнит + перлит. Мелкодисперсная перлитная составляющая обнаруживается в виде сплошных темных участков. Бейнит имеет преимущественно игольчатую форму, а феррит – в виде строчечных выделений по границам зерен. При переходе к основному металлу количество феррита растет и составляет около 60% в зоне основного металла с размером зерна 9...10 балл (остальное в структуре – перлит).



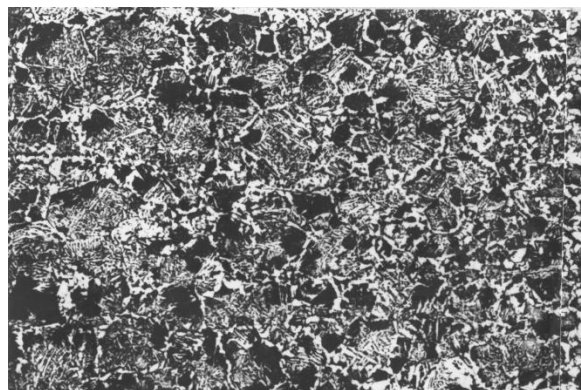
а)



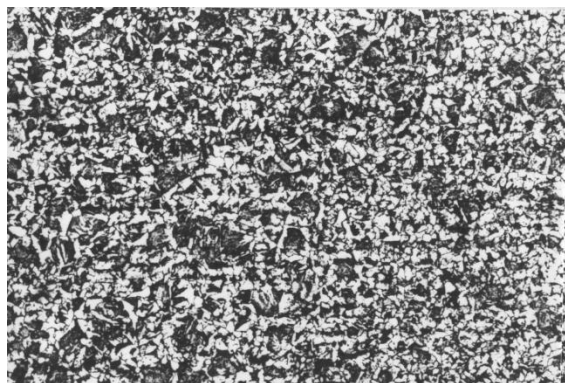
б)



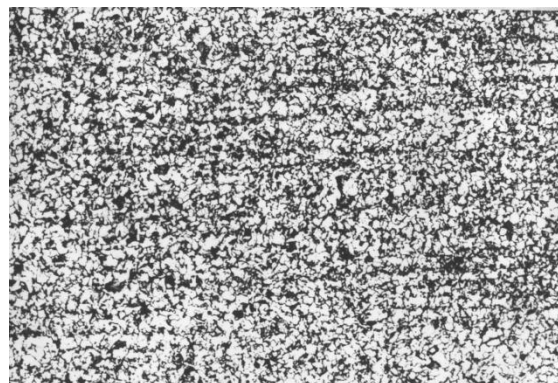
в)



д)



д)



е)

Рисунок 4.3 - Микроструктура сварного соединения стали 22К, выполненного АСТ, после полного цикла отпуска, х 100: а - центральная часть шва; б - зона сплавления; в, г - участок перегрева; д - металл на удалении от зоны сплавления; е - основной металл.

Наличие такой благоприятной структуры обеспечивает получение механических свойств до уровня нормативных требований без проведения

основной термообработки. Для их формирования достаточно сварные соединения после АСТ подвергнуть высокому отпуску.

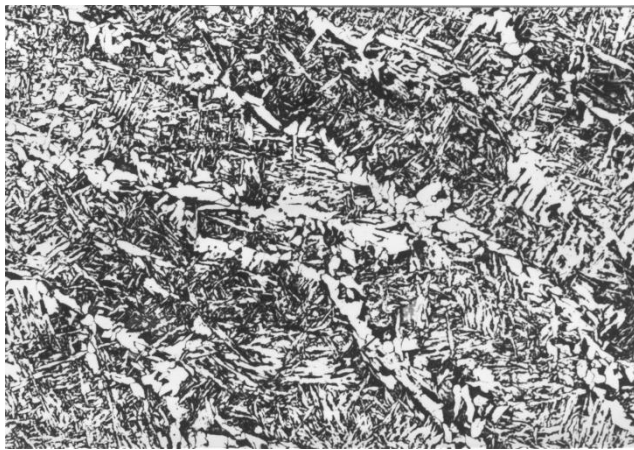
При ЭШС размер зерен в центральной части шва близок к таковому, полученного при АСТ, но в зоне крупных столбчатых кристаллов, примыкающих к ЗТВ, их размер достигает до 6 мм, что не укладывается в таблицу балльности. В кадре фото (Рисунок 4.4 б) помещен лишь участок границы между двумя такими зернами.

В прилегающей к зоне сплавления области максимально перегретого металла размер зерна, как и для АСТ составляет 600 мкм (минус 2 балл) (Рисунок 4.4 в), но ширина этой области при ЭШС значительно больше, чем при АСТ.

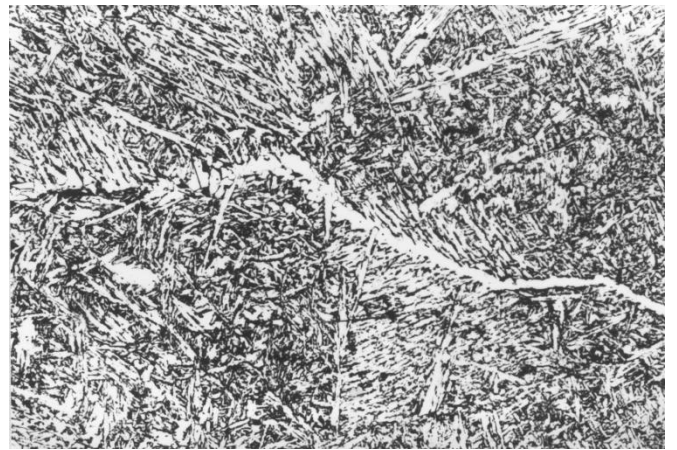
Далее постепенный переход к основному металлу (Рисунок 4.4 г,е). Типы структур металла сварного соединения после ЭШС и АСТ достаточно близки.

Микроструктура сварного соединения выполненного АСФ после полного цикла отпусков представлена на Рисунок 4.5. Можно увидеть, что сварочные валики внутри имеют столбчатую структуру (Рисунок 4.5 б – правая часть, в – правая часть и д, е), а в месте перекрытия – равномерную мелкозернистую. Длина столбчатых кристаллов достигает 2...3 мм (как и при АСТ).

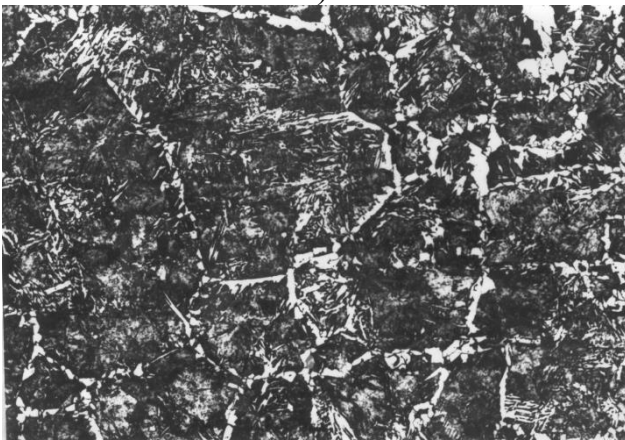
Таким образом, если сравнить длину столбчатых кристаллов металла шва полученного различными способами сварки, то она составляет 5...6 мм при ЭШС, 2...3 мм при АСТ и АСФ. При этом, ширина зоны столбчатых кристаллов – 2 мм (ЭШС); 200...300 мкм (АСТ); 100...150 мкм (АСФ). Размер зерен в зоне перегрева ЗТВ примерно одинаков при АСТ и АСФ и составляет около 600 мкм. Однако ширина перегретой зоны при ЭШС более протяженная, чем при АСТ. Для сварного соединения выполненного АСФ, зона перегретого зерна практически отсутствует.



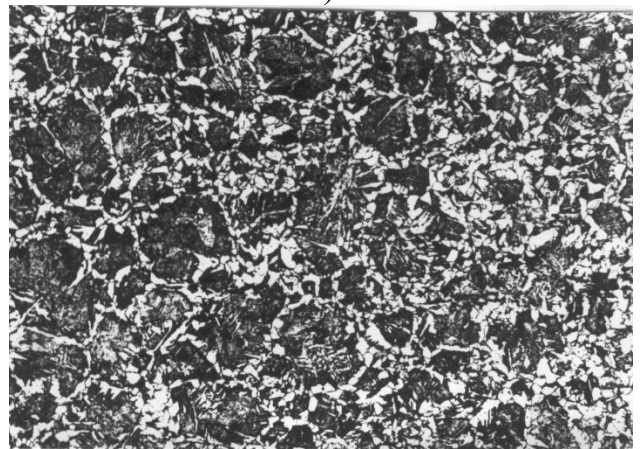
а)



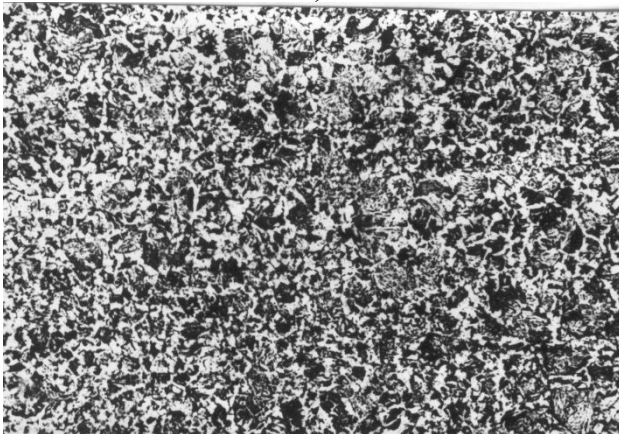
б)



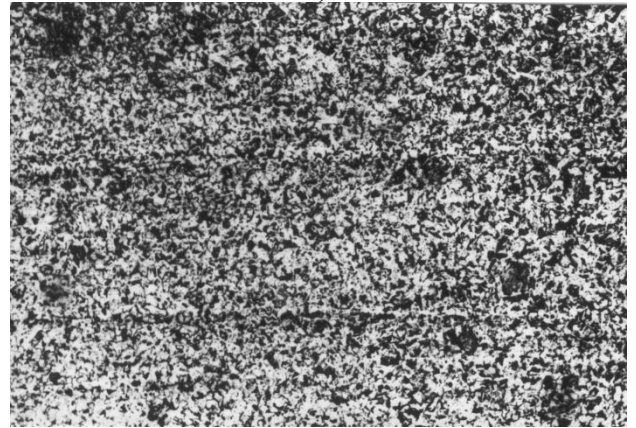
в)



г)

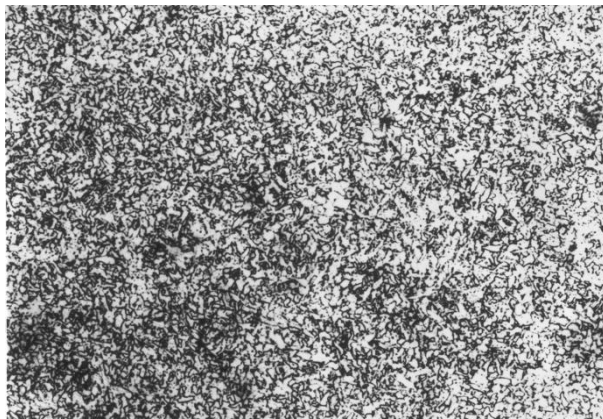


д)



е)

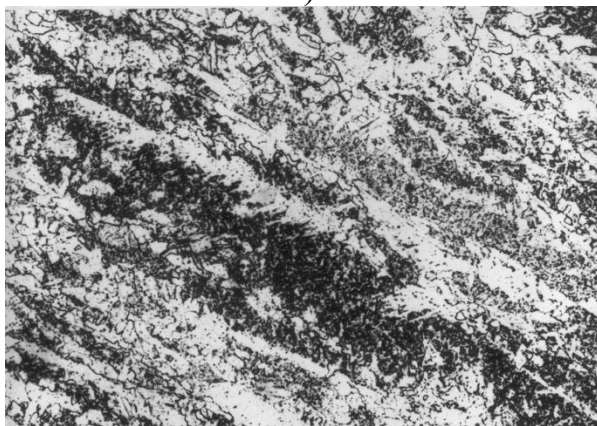
Рисунок 4.4 - Микроструктура сварного соединения стали 22К, выполненного ЭШС, после полного цикла отпусков, $\times 100$, а - центральная часть шва; б - участок границы между двумя крупными зернами; в - область максимально перегретого металла прилегающего к зоне сплавления; г, д, е - переход к основному металлу.



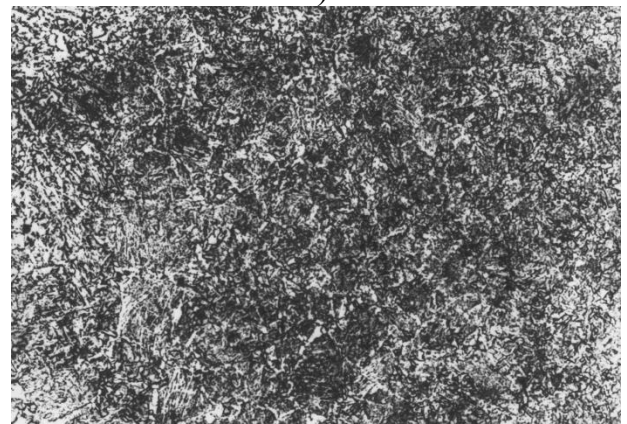
а)



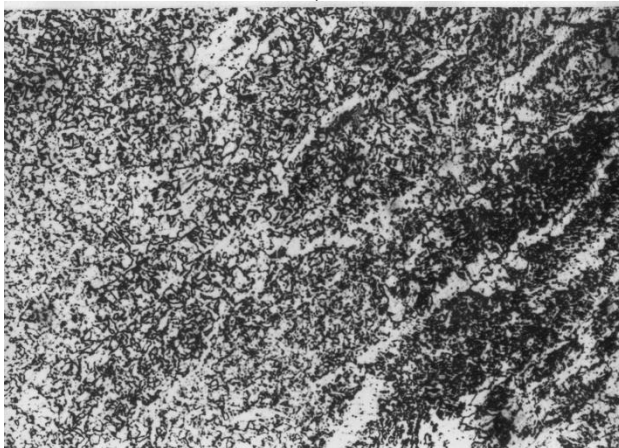
б)



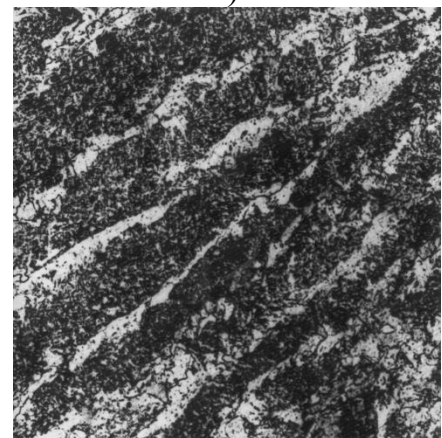
в)



г)



д)



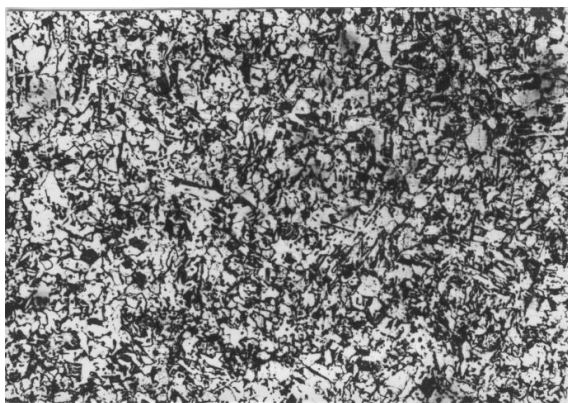
е)

Рисунок 4.5 – Микроструктура сварного соединения стали 22К, выполненного АСФ после полного цикла отпуска, $\times 100$. а, г - микроструктура между валиками; б, в, д, е - столбчатая структура внутри валиков.

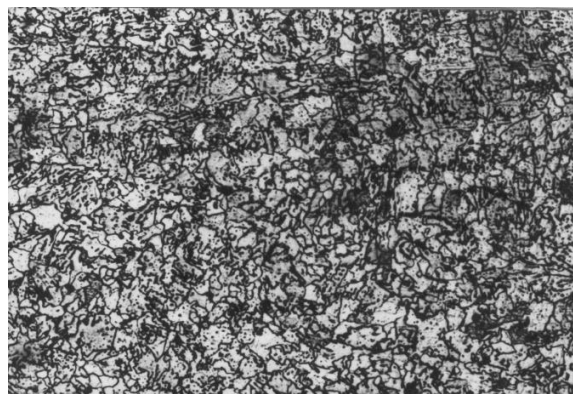
Сварные соединения выполненные АСФ не подвергаются основной термообработке, а в состоянии после полного цикла отпуска направляются в

эксплуатацию.

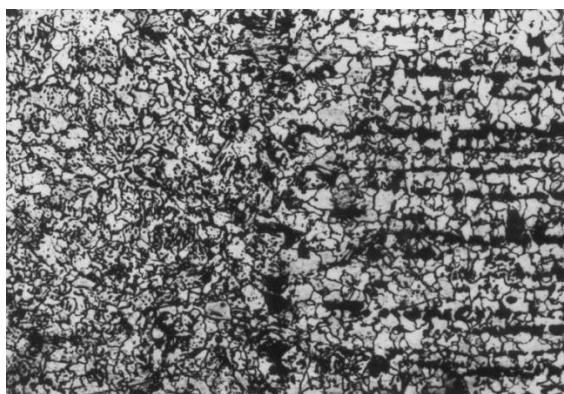
Электрошлаковые сварные соединения могут эксплуатироваться только в состоянии после основной термообработки: нормализация при $T=850\text{ }^{\circ}\text{C}$ (совмещенная с нагревом под штамповку днища) способствует полной перекристаллизации металла шва и формированию мелкозернистой равноосной ферритно – бейнитной структуры (рисунок 4.6 а). Аналогичный вид приобретает микроструктура металла шва выполненного АСТ после нормализации с отпуском, а также зоны сплавления (рисунок 4.6 в).



а)



б)



в)

Рисунок 4.6 - Микроструктура металла шва сварных соединений стали 22К, выполненных ЭШС (а), АСТ (б) и зоны сплавления (в) после нормализации с температурой $850\text{ }^{\circ}\text{C}$ и полного цикла отпуска, $\times 100$.

Таким образом, учитывая, что сварное соединение, выполненное АСТ имеет значительно более мелкое зерно в сравнении с ЭШС и соизмеримое с размером

зерна металла сварного соединения, изготовленного АСФ, механические свойства таких сварных соединений в состоянии после отпуска должны удовлетворять нормативным требованиям.

Действительно, механические свойства трех частей сварной пробы АСТ подчиняются общим закономерностям для перлитных сталей (таблица 4.2 и 4.3). В исходном после сварки состоянии металл имеет самые высокие прочностные свойства, превышающие верхний предел допускаемых нормативных значений [104]. Так, при нормальной температуре временное сопротивление разрыву составляет $\sigma_b=598$ МПа, при нормативном значении 430 - 615 МПа; условный предел текучести $\sigma_{0,2}=446$ МПа, при нормативной величине – 215 МПа.

Примечание. В числителе дроби приведены наименьшие и наибольшие, а в знаменателе - средние арифметические значения ударной вязкости.

Однако, характеристики пластичности удовлетворяют нормативным требованиям. В тоже время, при рабочей температуре испытаний $T=270$ °С относительное удлинение имеет величину в два раза меньшую и температура хрупко – вязкого перехода ($+40$ °С) не подтверждается.

После полного цикла отпуска при $T=630$ °С, 18 ч. Механические свойства сварных соединений оказались в диапазоне нормативных значений. Более того, по сравнению с пробами ЭШС в состоянии после штатной термообработки, назначаемой для штамповарных днищ, металл сварных соединений выполненных АСТ имеет значительно более высокие характеристики ударной вязкости. Известно, что ударная вязкость является лимитирующей характеристикой.

Установлено, что после полного цикла отпуска механические свойства сварных соединений полученных способом АСТ и АСФ оказались близкими и более высокими по сравнению со свойствами сварных соединений ЭШС.

Таблица 4.2 - Механические свойства сварных соединений стали 22К, выполненных способом АСТ, ЭШС и АСФ

Обозначение проб		σв, МПа	σ0,2,МПа	Δ, %	ψ, %	T °С
1		2	3	4	5	6
А С Т	Исходное состояние	598	446	21,0	68	+20
		598	436	22,0	71	
		529	372	9,0	56	+270
		529	377	9,0	56	
	Нормализация + полный цикл отпусков	475	274	33	75	+20
		470	269	38	78	
		421	255	21	72	+270
		426	245	21	73	
	Полный цикл отпусков	559	417	26, 0	75	+20
		549	412	25,0	73	
		490	343	18,0	65	+270
		490	338	18,0	61	
Э Ш С	Нормализация с отпуском	479	298			+20
		489				+20
	+допол.тех-нологические отпуски	475	294	28	72	+10
		466				
		396				
А С Ф	Высокий отпуск при T= 630-645 ⁰ С, длительностью 18 ч.	529	363	31,0	70,0	+20
		490				+270
		647	519	20,5	49,2	+20
		475				+270
		539				+20
		475				+270
ТУ- 108-11-543-80		430- 615	215	20,0	45,0	+20
		355	195	18,0	45,0	+270

Таблица 4.3 - Ударная вязкость сварных соединений

Способ сварки	Состояние сварного соединения	KCV, КДж/м ²	T, град.°C	Примечание
---------------	-------------------------------	-------------------------	------------	------------

1	2	3	4	5
АСТ	Исходное после сварки	$\frac{466-736}{568}$	+40	$T_{к0} = +40^{\circ}C$ не подтвердилось
	Нормализация + полный цикл отпусков	$\frac{1717-2403}{2068}$	+40; +70	$T_{к0} = +40^{\circ}C$ подтвердилось
	Полный цикл отпусков	$\frac{613-1398}{1083}$	+40; +70	$T_{к0} = +40^{\circ}C$ подтвердилось
ЭШС	Нормализация + высокий отпуск + доп. техн.отпуска	$\frac{1324-1655}{1514}$	+40; +70	$T_{к0} = +40^{\circ}C$ подтвердилось
	Нормализация + высокий отпуск + доп.технол. отпуски	$\frac{834-1521}{1157}$	+10; +40	$T_{к0} \leq +10^{\circ}C$ подтвердилось
		$\frac{662-1766}{1206}$	+40; +70	$T_{к0} \leq +10^{\circ}C$ подтвердилось
АСФ	Высокий отпуск при 630-645 ⁰ С, 18 ч.	$\frac{1619-2231}{1846}$	+40; +70	$T_{к0} \leq +40^{\circ}C$ подтвердилось
		$\frac{1386-1754}{1566}$	+40; +70	$T_{к0} \leq +40^{\circ}C$ подтвердилось
		$\frac{981-1447}{1238}$	+40; +70	$T_{к0} \leq +40^{\circ}C$ подтвердилось
ТУ – 108-11-543-80		685	+20	

После нормализации с полным циклом отпуска (по аналогии с ЭШС) и после полного цикла высокого отпуска (по аналогии с АСФ) механические свойства сварных соединений полученных АСТ удовлетворяют требованиям нормативных документов. Дальнейшее опробование технологии АСТ выполнили на стали 09Г2С.

4.3 Структура и свойства сварных соединений стали 09Г2С

Исходя из имеющихся в наличии основного металла и соответствующих сварочных материалов, технология АСТ была опробована при изготовлении сварной пробы толщиной 100 мм, из стали 09Г2С.

С целью изучения характера кристаллизации по длине металла шва, из средней по длине части полуметровой сварной пробы вырезана заготовка длиной 70 мм (Рисунок 4.7). Далее, из этой заготовки, в направлении длины шва вырезаны макротемплеты из середины по толщине и на расстоянии 10 мм от поверхности. Ширина сварного шва в средней части составляет 30 мм, что свидетельствует об оптимальном тепловом режиме сварки. Размер столбчатых кристаллов металла шва, полученного способом АСТ (Рисунок 4.8) соизмерим с АСФ (Рисунок 4.9) и имеет несравнимо малую величину по сравнению с ЭШС. Столбчатые кристаллы металла шва (АСТ) образуют с осевой линией угол, примерно, 45° . Кристаллы не срачиваются в центре, а центральная часть образована равноосными кристаллами, размер которых удобно оценить по микроструктуре (Рисунок 4.10). Структура основного металла феррит + 10% перлита, а зоны термического влияния – феррит + бейнит.

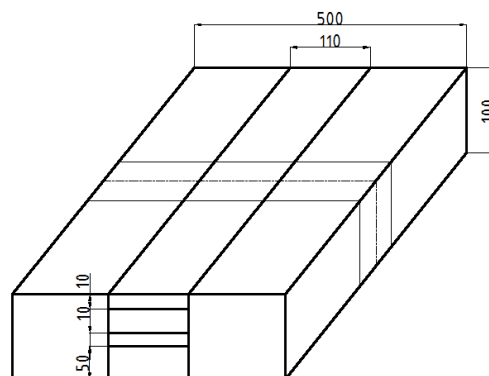


Рисунок 4.7 - Схема вырезки продольных макротемплетов из средней по толщине части и на расстоянии 10 мм от поверхности сварной пробы.

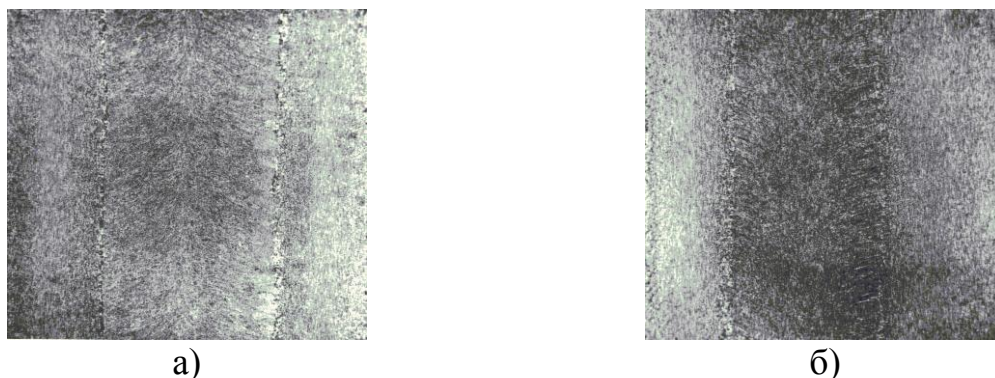


Рисунок 4.8 - Макроструктура сварного соединения стали 09Г2С, выполненного способом АСТ: а – середина толщины; б – 10 мм от поверхности, х 100

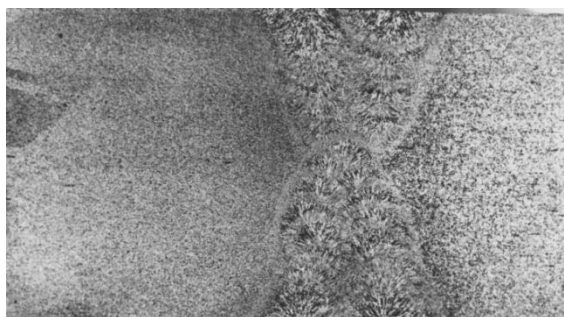


Рисунок 4.9 – Макроструктура сварного соединения стали 09Г2С, выполненного АСФ, х 100

На рисунке 4.11 можно увидеть, что выполнение высокого отпуска при $T = 650^{\circ}\text{C}$, в течение 5,5 ч. не устраняет полностью неоднородность свойств сварного соединения. Так, твердость металла шва оказывается выше, примерно, на 10% твердости основного металла.

Результаты неразрушающего и разрушающего контроля подтверждают соответствие качества сварного соединения выполненного АСТ требованиям «Правил изготовления паровых и водогрейных котлов, сосудов, работающих под давлением, трубопроводов пара и горячей воды с применением сварочных технологий». В таблице 4.4 приведены механические свойства сварных соединений стали 09Г2С, выполненных АСТ, после различных видов термической обработки.

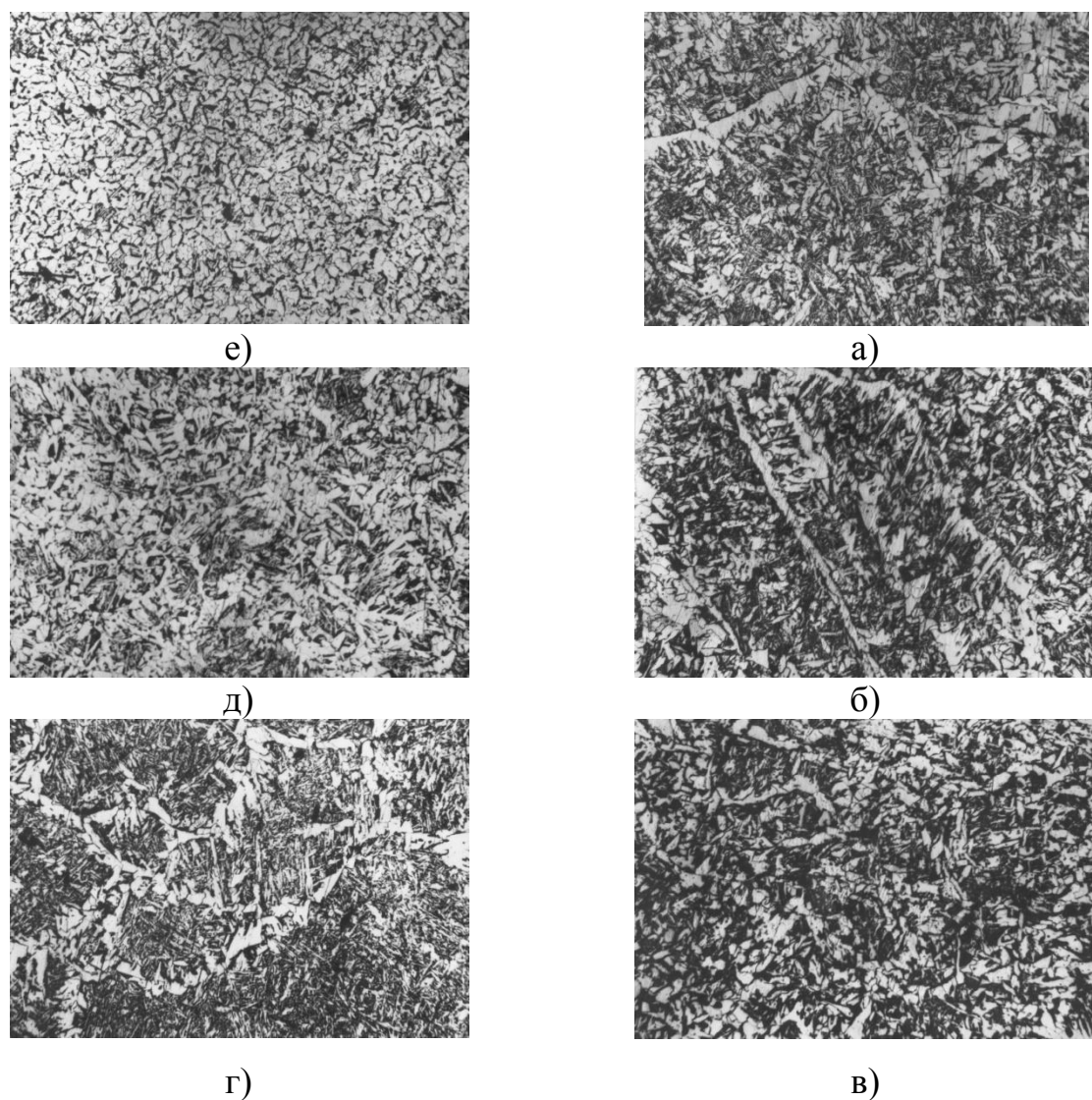


Рисунок 4.10 - Микроструктура сварного соединения стали 09Г2С, выполненного АСТ, после термофиксации при $T=250\text{ }^{\circ}\text{C}$: металл шва (а, б); металл ЗТВ (в, г, д); основной металл (е), $\times 500$

Таким образом, результаты исследования перлитных сталей 22К и 09Г2С показали, что сварные соединения выполненные способом АСТ и АСФ в состоянии после высокого отпуска имеют практически одинаковые микроструктуру и механические свойства. При одинаковой термической обработке сварные соединения АСТ в сравнении с ЭШС имеют более высокие показатели ударной вязкости и заметно меньший размер зерна, с узкой зоной перегретого зерна.

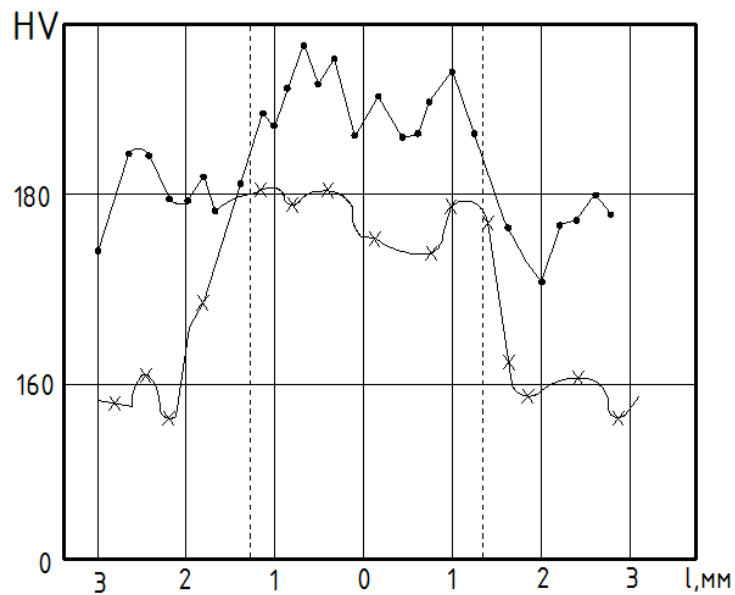


Рисунок 4.11 - Распределение твердости в сварном соединении выполненном АСТ: • – исходное после сварки состояние; x – после высокого отпуска.

Таблица 4.4 - Механические свойства сварных соединений стали 09Г2С выполненных АСТ

Вид Термической обработки	Механические свойства						
	Временное сопротивление разрыву, МПа	Ударная вязкость, кг×м/см ²					
		Металл шва			Сварное соединение		
		Температура, °С					
		-40	-50	-60	-40	-50	-60
Термофиксация при T=250 °С, τ=10-12 ч.	475	16,4	14,3	12,8			
	475	17,2	15,4	12,0	-	-	-
		15,8	13,8	9,8			
Высокий отпуск	495	20,0	11,0	11,1	23,5	21,3	17,3
	500	19,3	16,6	15,6	24,0	17,3	21,1
		11,0	17,9	4,5	19,0	23,1	25,3
Нормализация и высокий отпуск	475	15,8	13,4	13,1	20,1	19,3	13,8
	470	12,3	17,4	13,0	17,3	11,2	24,3
		15,9	10,8	14,1	20,0	15,8	14,5

4.4 Структура и свойства сварных соединений стали 10ГН2МФА

В разделе 2.4 экспериментально доказано, что применение активных флюсов или их смесей, например, смеси флюсов АН-8 и ОФ-6, при ЭШС, способствует улучшению макроструктуры, технологических и механических свойств сварных соединений. В производственных условиях обеспечение равномерного перемешивания смеси флюсов с содержанием по массе не более 50% флюса АН-8 является сложной технологической операцией. В этой связи, в НПО ЦНИИТМАШ разработан флюс марки ФЦ-21 [44,45] для замены смеси флюсов.

Сварное соединение из стали 10ГН2МФА толщиной 120 мм, без разделки кромок и предварительного (сопутствующего) подогрева, выполнили способом ЭШС (сварочные материалы: проволока св – 10ГН2МФА + флюс ФЦ-21) по штатной технологии и режиму сварки, показанного в таблице 4.5. Далее выполненное сварное соединение подвергли штатной термической обработке – нормализации с последующим высоким отпуском. По результатам неразрушающих методов контроля качество сварного соединения удовлетворяет требованиям нормативного документа [104].

При изготовлении пробы способом АСФ подготовили двухстороннюю V – образную симметричную разделку кромок по типу 1 – 06 [103]. Сварку выполнили с предварительным и сопутствующим подогревом до $T = 120^{\circ}\text{C}$, рекомендуемыми сварочными материалами (проволока Св- 10ГНМА + флюс ФЦ-16), по штатной технологии сварки кольцевых сварных соединений парогенератора ПГВ – 1000 (Таблица 4.6).

В соответствии с технологией выполненное сварное соединение подвергли высокому отпуску. По результатам контроля качества неразрушающими методами в металле сварного шва выявлены шлаковые включения допустимых размеров.

Сварное соединение без разделки кромок, без предварительного (сопутствующего) подогрева, способом АСТ выполнили на режиме, параметры которого представлены в таблице 4.7. После сварки провели термическую обработку – высокий отпуск. По результатам контроля качества недопустимых дефектов не выявлено.

Таблица 4.5 - Параметры режима ЭШС

Характеристика	Единица Измерения	Численное значение
Условное обозначение сварного соединения: 1-19 [103]	-	-
Толщина деталей в месте сварки	мм	120
Зазор между кромками свариваемых деталей	мм	30±2
Диаметр электродных проволок	мм	4
Число электродных проволок	шт.	3
Скорость поперечных колебаний электродов	мм/с	9×10
Время выдержки электродов в крайних положениях	с	4-5
Сухой вылет электрода	мм	50-70
Сила тока на одну проволоку	А	600-700
Напряжение на шлаковой ванне	В	42-46
Скорость сварки	мм/с	0,2-0,23
Глубина шлаковой ванны	мм	50-70
Температура охлаждающей воды, не более	град °С	60
подогрев	-	Без подогрева

Макроструктура сварного соединения, выполненного ЭШС представлена на рисунке 4.12 а. Сварное соединение имеет практически одинаковую ширину шва (без образования «бочки»): 70...75 мм с одной стороны и 60 мм с

противоположной. Ширина шва в центральной части составляет 50...52 мм.

Таблица 4.6 - Техника и параметры режима АСФ сварного соединения толщиной 120 мм (сварочная проволока диаметром 5 мм)

Характеристика	Параметры режима *		
	I, А	U, В	V _{св} , мм/с
Корневые валики со стороны начала сварки:			
1	450-500	34-40	10-12
2	480-530	34-40	8-10
3	550-600	34-40	8-10
Корневые валики с обратной стороны 1;2 и 3	650-700	34-40	5-7
Валики заполнения разделки	550-700	34-40	5-10

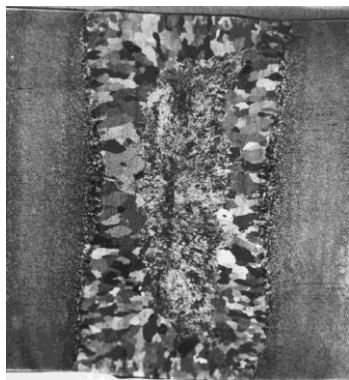
* сварочная проволока диаметром 5,0 мм.

Таблица 4.7 - Параметры режима АСТ

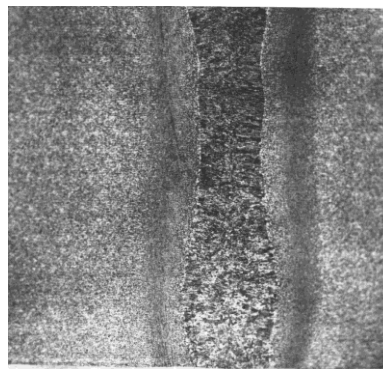
ХАРАКТЕРИСТИКА	Численное значение
Напряжение, В	37-38
Сила тока на одну проволоку, А	500-600
Диаметр электродной проволоки, мм	2,0
Число электродных проволок, шт.	3
Скорость подачи проволоки, м/ч	400-410
Скорость сварки, м/ч	2,5-3,0
Глубина слоя тонкого шлака, мм	18-22
Наличие подогрева	Без подогрева

Протяженность области перегретых зерен, прилегающей к зоне сплавления составляет, примерно, 5 мм. Зона равноосных относительно мелких кристаллов в центре шва имеет протяженность 25...30 мм, что составляет более 50% ширины шва. Размер крупных столбчатых кристаллов весьма велик и достигает 10...11 мм.

В макроструктуре сварного соединения выполненного АСТ (рисунок 4.12 б) зона крупных столбчатых кристаллов вообще отсутствует, а размер отдельных столбчатых кристаллов не превышает 2...3 мм. Область крупных перегретых зерен имеет протяженность не более 600 мкм.



а)



б)

Рисунок 4.12 - Макроструктура сварного соединения стали 10ГН2МФА толщиной 120 мм, выполненного способом ЭШС (а) и АСТ (б)

Таким образом, при АСТ формируется благоприятная, в основном, мелкозернистая структура, близкая к структуре сварного соединения выполненного АСФ, что должно способствовать формированию высокого уровня механических свойств (Таблица 4.8). Можно увидеть, что сварные соединения имеют близкие механические свойства, удовлетворяющие требованиям нормативного документа [101].

Таблица 4.8 - Механические свойства металла шва, полученного способами ЭШС, АСФ и АСТ

Способ сварки и термическая обработка	Показатели механических свойств при температуре								Критическая температура хрупкости, Тк, °С
	+20 °С				+350 °С				
	σв, МПа	σ0,2 МПа	δ,%	ψ,%	σв, МПа	σ0,2 МПа	δ,%	ψ,%	
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10
ЭШС, нормализация с последующим высоким отпуском	590	485	26,1	71,4	510	430	21,6	58,2	+5°С (подтв.)
АСФ, после окончательных отпусков	605	501	29,3	73,5	545	440	22,0	60,4	0°С (подтв.)
АСТ, после окончательных отпусков	635	520	27,2	74,1	570	475	20,7	61,3	0°С (подтв.)

4.5 Структура и свойства сварных соединений стали 15X2НМФА-ВРВ

Сварные соединения (пробы) толщиной 160 мм, без разделки кромок, из стали 15X2НМФА-ВРВ изготовили по штатной технологии (см.таблица 4.5) способом ЭШС (проволока св-16X2НМФТА + флюс ФЦ-21) и способом АСТ (проволока св- 12X2Н2МА + флюс ФЦ-16) (см. таблица 4.7). В соответствии с технологической инструкцией на термическую обработку после ЭШС сварное соединение охладили до температуры не ниже 150 °C, затем поместили в печь и нагрели до температуры отпуска $T = 680...700$ °C. Выдержка при этой температуре составила не менее 8 ч. Пробу, выполненную АСТ подвергли окончательному отпуску при $T = 640...660$ °C; время выдержки – 8...10 ч. По результатам

ультразвукового контроля в сварном соединении ЭШС выявили недопустимые дефекты. Вскрытие и металлографический анализ дефектных участков позволил установить характер разрушения.

Местом зарождения и развития межзеренных трещин является участок перегретых крупных зерен металла ЗТВ (Рисунок 4.13). В отдельных участках наблюдается переход и «вязкое» торможение разрушения в металле сварного шва.



а)



б)

Рисунок 4.13 - Микроструктура поврежденных участков сварного соединения выполненного ЭШС, х500: а – переход межзеренной трещины из металла ЗТВ и ее «торможение» в металле сварного шва; б – характерное для ползучести повреждение границ зерен металла ЗТВ

Причины и механизм образования межзеренных трещин в металле ЗТВ стали 15Х2НМФА-ВРВ изучены в разделе 3 настоящей работы.

Снижение погонной энергии при выполнении сварного соединения способом АСТ способствовало формированию благоприятной макроструктуры металла шва и ЗТВ, с шириной области перегретых зерен, не более 1 мм (Рисунок 4.14). По результатам контроля неразрушающими методами качество сварного соединения стали 15Х2НМФА-ВРВ, выполненного АСТ соответствует нормативным требованиям [101].

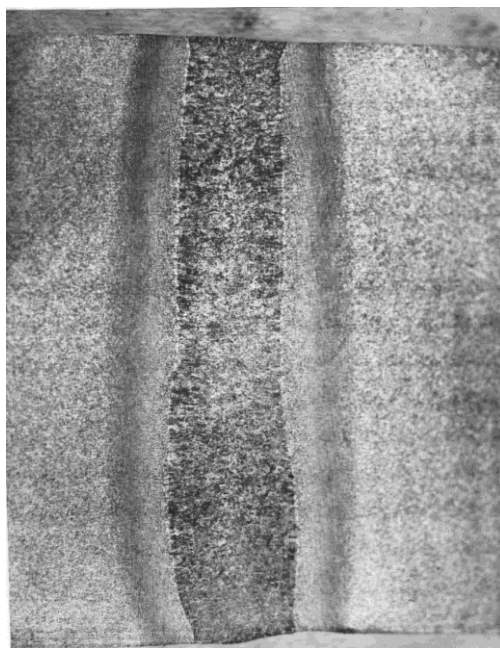


Рисунок 4.14 - Макроструктура сварного соединения толщиной 160 мм стали 15X2НМФА-ВРВ, выполненного способом АСТ

Методами оптической и электронной микроскопии, микродифракции, рентгеноструктурного анализа пакетов реплик и карбидного осадка исследована стабильность структуры стали 15X2НМФА-ВРВ. Установлено влияние режима после сварочного высокого отпуска на кинетику карбидных превращений в металле ЗТВ.

В состоянии поставки в структуре стали имеется небольшое количество карбидов типа Me_3C , Me_7C_3 и Me_{23}C_6 (Рисунок 4.15). Можно увидеть, что после проведения термической обработки общее количество карбидной фазы Me_7C_3 и Me_{23}C_6 увеличилось по сравнению с исходным состоянием, а содержание Me_3C заметно уменьшилось. Это свидетельствует о завершенности процесса отпуска и формировании стабильной структуры металла ЗТВ. У обособленных карбидов Me_{23}C_6 нарушена когерентная связь с матрицей, что способствует меньшей искаженности кристаллической решетки, понижению прочностных и повышению пластических свойств [46].

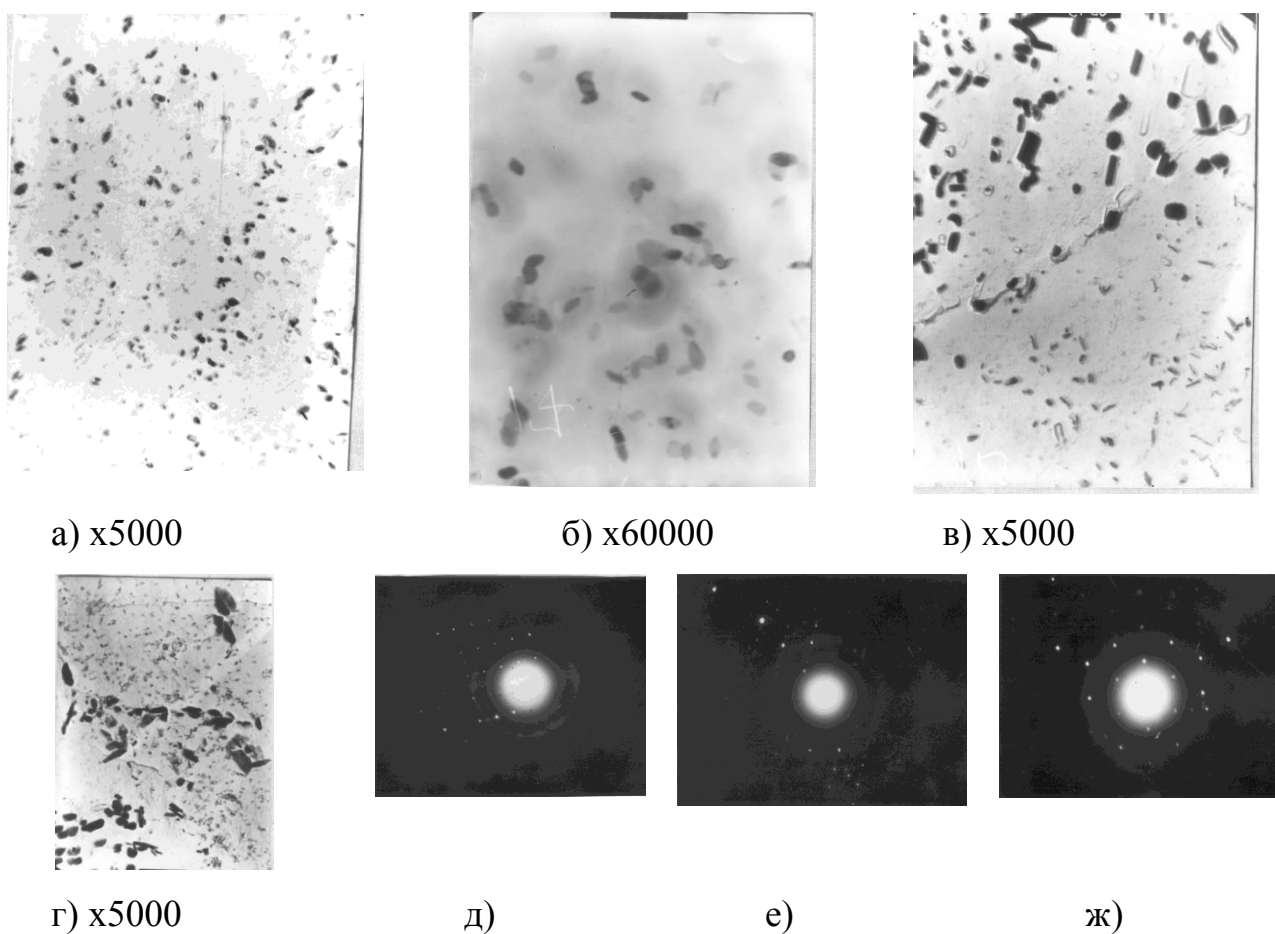


Рисунок 4.15 - Распределение карбидной фазы в стали 15X2НМФА-ВРВ: а, б – состояние поставки; в, г- металл ЗТВ после отпуска при $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$, длительностью 15 ч.; электроннограмма карбида Me_3C (д), Me_7C_3 (е), Me_{23}C_6 (ж)

После отпуска при $T=700\text{ }^{\circ}\text{C}$, длительностью 15 ч достигнуто снижение прочности на 25% (Таблица 4.9) и возрастание ударной вязкости в 3...6 раз при нормальной температуре (Таблица 4.10).

Таким образом, тепловой режим АСТ в сочетании с последующим высоким отпуском формирует более мелкозернистую структуру с большим количеством феррита и карбидов Me_{23}C_6 по сравнению с ЭШС, что способствует получению металла ЗТВ оптимальной прочности, с высокой ударной вязкостью и низкой температурой хрупко – вязкого перехода до величины $T_{k0} = -20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Этим можно объяснить высокую стойкость металла сварного соединения, выполненного

способом АСТ против межзеренного разрушения при сварке и термической обработке.

Таблица 4.9 - Влияние термообработки на механические свойства металла ЗТВ сварного соединения стали 15Х2НМФА-ВРВ, выполненного АСТ

Состояние	Механические свойства при температуре							
	+20 °С				+350 °С			
	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Состояние поставки (нормализация + отпуск)	706	549	18,5	66,0	637	500	15,5	62,0
	717	569	19,0	65,0	637	490	15,0	62,0
Металл ЗТВ после отпуска	578	408	25,0	73,0	490	367	17,0	69,0
	558	412	26,0	73,0	490	362	16,5	71,0

Таблица 4.10 - Влияние термообработки на ударную вязкость металла ЗТВ сварного соединения стали 15Х2НМФА-ВРВ, выполненного АСТ

Состояние	KCV, Дж/см ² при температуре									KCT		T _{ко} , °С
	+60	+50	+40	+30	+20	+10	0	-20	-30	+20	-10	
Состояние поставки (нормализация +отпуск)	71,6	76,5	107,9	66,7	24,0					1,03	0,65	+30
	109,9	54,9	89,3	78,5	59,8	-	-	-	-	1,17	0,60	
	106,9	139,3	108,9	67,8	25,5					1,04	0,52	
										1,16	0,55	
Металл ЗТВ после отпуска	-	-	-	-	172	192	183	55,9	21,5	14,1	3,0	-20
					186	198	181	144	6,8	11,2	2,8	
					200	182	185	74,8	18,1			

С целью оценки влияния масштабного фактора на технологическую прочность сварного соединения, с применением разработанной технологии АСТ, на режиме (таблица 4.11) выполнена сварка длиномерного (6 метров) сварного

соединения опытного днища из стали 15Х2НМФА-ВРВ.

Таблица 4.11 - Параметры режима АСТ карты опытного днища В-1000

Параметры режима сварки	Численное значение
Напряжение, В	36-38
Сила тока на одну проволоку, А	500-600
Диаметр электродной проволоки, мм	2,0
Сварочная проволока	СВ-12Х2Н2МА
Флюс	ФЦ-21
Число электродных проволок, шт.	3
Скорость подачи проволоки, м/ч	360-410
Скорость сварки, м/ч	2,5-3,0
Глубина слоя тонкого шлака, мм	18-22
Сухой вылет электрода, мм	50
Температура подогрева, град. °С	Не ниже 150
Толщина деталей в месте сварки, мм	160
Зазор между кромками, мм	18 - 22
Температура охлаждающей воды, °С	Не более 50
Разделка кромок	Без разделки

В соответствии с разработанной технологией осуществили операции в следующей последовательности: входной контроль; подготовка кромок под сварку; контроль кромок методом ЦД; сборка листовых заготовок на плазу; контроль сборки внешним осмотром и измерением; установка сборки на сварочную установку и сварка. Циклограмма процесса АСТ показана на рисунке 4.16.

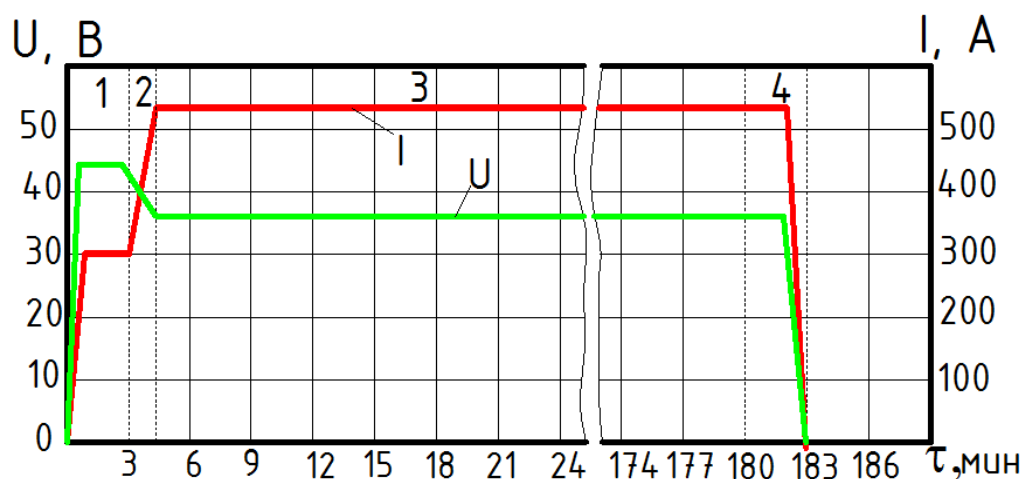


Рисунок 4.16 - Циклограмма процесса АСТ длинномерного (6м), толстолистого ($S=160\text{мм}$), сварного соединения стали 15Х2НМФА-ВРВ: 1- дуговой процесс плавления флюса в кармане; 2-переходный процесс; 3- установившийся процесс; 4-завершение процесса на выводных планках.

Следует отметить, что за счет дугового процесса обеспечивается значительный разогрев шлаковой ванны, в результате чего увеличивается прогрев свариваемых кромок, их качественное проплавление и обеспечивается «мягкий» ТЦС металла ЗТВ. С этой целью высоту слоя жидкого шлака, закрывающего сварочную дугу, поддерживали равной ширине сварочного зазора, соблюдая равенство масс подаваемого флюса и расход его на «горнисаж». Контроль высоты слоя жидкого шлака осуществляется с помощью устройства управления подачей флюса, в автоматическом режиме.

Наличие слоя жидкого шлака, закрывающего сварочную дугу, высотой равной ширине сварочного зазора, полностью исключает разбрызгивание шлака, обеспечивает стабильность процесса и формирование качественного сварного соединения.

Оптимальный сварочный зазор устанавливали экспериментально с учетом возможности осуществления процесса сварки и качественного сплавления кромок. Высота слоя жидкого шлака изменяется и зависит от размера сварочного

зазора, толщины и длины свариваемых деталей. С целью обеспечения равномерного нагрева и проплавления кромок в зазор одновременно подавали три электродные проволоки, расположенные по оси разделки одна за другой.

После завершения процесса АСТ на выводных планках, не допуская охлаждения выполненного сварного соединения ниже температуры подогрева, сборку подвергли термической обработке - промежуточному отпуску (см. табл.2.3). Далее механическим способом произвели зачистку сварного соединения под контроль неразрушающими методами, в объеме как для сварных соединений 1 категории [101]. Контроль методами МПД, УЗК и РГД показал отсутствие недопустимых дефектов в сварном соединении.

ВЫВОДЫ

1. В производственных условиях ОАО «ЭМК-АТОММАШ», выполнено опытно – промышленное опробование разработанной технологии электродуговой сварки под флюсом с принудительным формированием металла шва в вертикальном положении (АСТ) при изготовлении сварных соединений толщиной 70, 100, 120 и 160 мм из углеродистых и низколегированных сталей перлитного класса марок 22К, 09Г2С, 10ГН2МФА и 15Х2НМФА-ВРВ.

2. Установлено, что у сварных соединений, выполненных АСТ с погонной энергией до 15 МДж/м, формируется благоприятная макроструктура- без крупных столбчатых кристаллов и имеющая минимальную протяженность (не более 1 мм) участка перегретых крупных зерен у зоны сплавления. Дисперсность структуры увеличивается в порядке от ЭШС к АСТ и АСФ.

3. Показано, что сварные соединения выполненные АСФ и АСТ, в состоянии после высокого отпуска характеризуются близкими структурой и механическими свойствами. Однако, в связи с высокой загрязненностью

шлаковыми и карбонитридными включениями металл шва полученный способом многопроходной АСФ имеет в 2 раза меньшую величину ударной вязкости по сравнению с металлом шва пробы АСТ.

4. Установлено, что электрошлаковые сварные соединения в состоянии после основной термообработки (технологический отпуск + нормализация+ высокий отпуск) по сравнению с пробами АСТ (после высокого отпуска) имеют практически одинаковые механические свойства, но пониженную ударную вязкость.

5. Показано, что аттестация и внедрение способа АСТ позволит:

- отказаться от сложной и дорогостоящей технологии основной термообработки (нормализация + высокий отпуск), являющейся обязательной для электрошлаковых сварных соединений, а выполненное сварное соединение подвергать только высокому отпуску;

- при изготовлении кольцевых сварных соединений отказаться от технологии многопроходной АСФ.

6. В процессе выполнения работы установлены следующие достоинства способа АСТ: сварные соединения подвергаются только высокому отпуску; высокая скорость сварки (до 5 м/ч); технологичность способа и высокое качество сварных соединений; минимальные угловые деформации при сварке; не требуется механическая обработка кромок под сварку; сварка выполняется, как правило, без предварительного и сопутствующего подогрева; малый расход флюса; формирование сварных соединений с высокими механическими и служебными свойствами; низкие затраты на термическую обработку и последующую механическую обработку сварных соединений от окалины.

5. ВНЕДРЕНИЕ РЕЗУЛЬТАТОВ РАБОТЫ

Разработанная концепция повышения качества и стойкости металла ЗТВ против образования межзеренного разрушения при сварке и термической обработке сварных соединений на основе внедрения научно – обоснованной технологии однопроводной автоматической сварки под тонким слоем шлака (АСТ), обеспечивающей формирование термического цикла сварки с оптимальными параметрами, апробирована в промышленности. Так, в условиях ОАО «Энергомаш – Атоммаш» получены результаты опытно – промышленного опробования разработанной технологии АСТ производственных сварных соединений толщиной 70...160 мм из сталей перлитного класса 22К, 09Г2С, 10ГН2МФА и 15Х2НМФА- ВРВ, подтвердившие эффективность предложенных в работе технологических рекомендаций по повышению качества и стойкости металла ЗТВ против образования межзеренного разрушения при сварке и термической обработке сварных узлов энергетического оборудования. Полученные результаты свидетельствуют, что сварные соединения выполненные способом АСТ удовлетворяют требованиям соответствующих нормативно – технических документов.

Решена проблема повышения технологической прочности сварных соединений стали 15Х2НМФА- ВРВ при сварке и термической обработке.

Разработанная автором лабораторная методика оценки склонности сварных соединений к образованию ТТО в условиях изотермической релаксации напряжений внедрена (см. приложение) в ОАО «Энергомаш – Атоммаш» и ООО «Спецпромконструкция» для решения производственно – технологических задач.

Полученные в диссертации результаты теоретических и экспериментальных исследований положены в основу отчетных материалов по научно – исследовательской работе на тему «Оценка свариваемости стали перлитного класса на основе метода флуктуационного анализа и разработка технологических

рекомендаций по повышению стойкости сварных соединений против образования горячих трещин» и внедрены в механосборочном производстве ОАО «Энергомаш - Атоммаш». В процессе внедрения выполнены следующие работы:

1. Изучены случаи повреждения сварных соединений по механизму горячих трещин в условиях заводского изготовления сварных конструкций.
2. Установлена связь между исходным химическим составом, размером зерна металла ЗТВ и формирующейся при сварке структурной и химической неоднородностью, стимулирующей образование горячих трещин.
3. Оценено влияние ТДЦС электрошлаковой сварки и автоматической сварки под тонким слоем шлака (АСТ) на структуру, технологическую прочность и механические свойства сварных соединений.
4. Доказано, что гарантированное отсутствие горячих трещин в толстолистовых сварных соединениях из сталей перлитного класса может быть достигнуто при использовании способа АСТ. Определены оптимальные параметры режима АСТ.

Разработанная технология АСТ внедрена (см. приложение) в производственно – технологическую документацию ОАО «Энергомаш – Атоммаш» для изготовления корпуса силового подшипника. Ожидаемый экономический эффект от внедрения результатов работы составляет ≈ 960 тыс. рублей.

При выполнении совместной научно-исследовательской работы на тему: «Исследовать влияние параметров режима сварки и термической обработки на склонность к образованию межзеренных разрушений в зоне термического влияния сварных соединений перлитных и аустенитных сталей. Разработать рекомендации, обеспечивающие повышение качества сварных соединений теплообменников», в ООО «Спецпромконструкция» внедрены (см. приложение):

- методика оценки стойкости сварных соединений против образования трещин повторного нагрева, разработанная в Волгодонском институте (филиале)

ГОУ ВПО ЮРГТУ (НПИ);

- в конструкторско-технологическую документацию для изготовления теплообменников (рисунок 5.1) разработанные технологические рекомендации, обеспечивающие повышение качества сварных соединений.



Рисунок 5.1. Общий вид корпуса теплообменника

В процессе внедрения выполнены следующие работы:

1. С использованием разработанной в Волгодонском институте (филиале) ЮРГТУ (НПИ) методики флуктуационного анализа установлено влияние параметров режима сварки и термической обработки на размер зерна и вероятность образования вторичных фаз, способствующих межзеренной хрупкости металла зоны термического влияния.

2. В соответствии с рекомендованной технологией РДС и АСФ изготовлены контрольные сварные соединения.

3. Выполнены испытания релаксационной стойкости и склонности сварных соединений к образованию трещин повторного нагрева в процессе проведения термической обработки. Обоснована возможность замены технологического высокого отпуска на низкотемпературный отпуск - термофиксацию.

4. Исследованы структура и механические свойства контрольных сварных соединений, выполненных идентично производственным сварным соединениям.

Разработанные технологические рекомендации по повышению качества металла ЗТВ сварных соединений теплообменников внедрены (см. приложение) в конструкторскую и технологическую документацию на ООО «Спецпромконструкция», с экономическим эффектом ≈ 850 тыс. рублей.

Задачи по промышленному освоению и внедрению новых технологических процессов изготовления сварных конструкций энергетического оборудования решали в сотрудничестве с предприятиями и организациями ПО «Атоммаш», ОАО «Энергомаш – Атоммаш», ООО «Спецпромконструкция». Полученные результаты работы также использовались в учебном процессе Волгодонского института Южно – Российского Государственного Технического университета (Новочеркасского политехнического института), на кафедре «Производство сварных конструкций» и Донского Государственного Технического Университета, на кафедре «Машины и автоматизация сварочного производства».

Внедрение результатов работы позволило решить ряд важных народно-хозяйственных задач и получить суммарный экономический эффект более 1,8 млн. руб.

ВЫВОДЫ ПО 5 ГЛАВЕ

1. Базирующаяся на полученных в диссертации результатах теоретического и экспериментального исследования разработанная технология однопроходной

автоматической электродуговой сварки под тонким слоем шлака внедрена в промышленности при изготовлении сварных конструкций ответственного назначения.

2. Разработанная технология АСТ обеспечивает повышение до уровня нормативных требований механических свойств и трещиностойкости при сварке и термической обработке толстолистовых сварных соединений теплоустойчивых низколегированных сталей.

3. Технологические возможности способа АСТ обеспечивают снижение себестоимости выпускаемой продукции.

ОБЩИЕ ВЫВОДЫ

1. Решена проблема повышения стойкости против межзеренного разрушения при сварке и термической обработке сварных соединений низколегированных сталей перлитного класса, на основе разработки и внедрения научно-обоснованной технологии однопроводной автоматической электродуговой сварки под тонким слоем шлака (АСТ).

2. Разработана методика испытаний склонности сварных соединений к образованию ТТО в условиях изотермической релаксации напряжений. Критерием оценки результатов испытаний обосновано выбрано время до зарождения разрушения. Методика позволяет прогнозировать поведение производственных сварных соединений при термической обработке (отпуске) по результатам испытаний лабораторных сварных образцов или образцов моделированной зоны термического влияния.

3. Раскрыт, теоретически обоснован и экспериментально подтвержден механизм межзеренного разрушения участка крупного зерна зоны термического влияния сварных соединений стали 15Х2НМФА-ВРВ при сварке и термической обработке (отпуске) и установлена его связь со способом выплавки стали, технологией сварки и предрасположенностью крупнозернистого металла к формированию химической неоднородности.

Способ выплавки стали, определяющий количество, форму, размеры и распределение неметаллических включений, прежде всего сульфидов, оказывает существенное влияние на стойкость сварного соединения против межзеренного разрушения, так как формирует различную склонность первичного аустенитного зерна к росту при сварочном нагреве. Повышение чистоты стали 15Х2НМФА мартеновской выплавки, в результате дополнительного внепечного рафинирования и вакуумирования, стимулирует склонность к росту зерна металла зоны термического влияния, накоплению сульфидов на их границах и

межзеренному разрушению уже в процессе выполнения сварного соединения способами сварки с высокой погонной энергией, например, способом электрошлаковой сварки.

4. Теоретически обоснован и экспериментально подтвержден механизм влияния основных параметров термического цикла сварки (максимальной температуры нагрева, скорости нагрева и охлаждения, длительности пребывания металла при температуре начала интенсивного роста зерна) на размер аустенитного зерна металла имитированной зоны термического влияния стали и кинетику процесса дисперсионного твердения. Установлено, что требуемая структурная и химическая однородность и стойкость против ТТО участка крупного зерна металла имитированной зоны термического влияния стали 15Х2НМФА-ВРВ достигается при размере аустенитного зерна $G = 1 \dots 9$ балл, сформированного при дуговой сварке с погонной энергией не более 15 МДж/м.

Таким образом экспериментально доказано, что при измельчении зерна имеет место эффект компенсации воздействия способа выплавки (металлургического фактора) на склонность к ТТО металла зоны термического влияния стали 15Х2НМФА-ВРВ.

5. Полученные результаты теоретических и экспериментальных исследований и вскрытые закономерности положены в основу разработки практических технологических рекомендаций по предотвращению образования ТТО сварных соединений. К их числу относится рекомендация по применению высокопроизводительного однопроводного способа автоматической сварки под тонким слоем шлака (АСТ), с погонной энергией до 15 МДж/м.

6. В производственных условиях выполнено комплексное исследование качества, стабильности структуры, механических свойств, стойкости против ТТО сварных соединений толщиной 70...160 мм из стали 22К, 09Г2С, 10ГН2МФА и 15Х2НМФА-ВРВ, полученных способами автоматической сварки под флюсом (АСФ), автоматической сварки под тонким слоем шлака (АСТ) и

электрошлаковой сварки (ЭШС). Результаты исследований позволили выявить преимущества и обосновать выбор способа АСТ взамен ЭШС и АСФ для дальнейшего промышленного опробования и внедрения.

7. Промышленное внедрение разработанной научно-обоснованной технологии АСТ на ОАО «Энергомаш-Атоммаш», ООО «Спецпромконструкция» практически подтвердило эффективность использования научных разработок диссертации на широкой номенклатуре изделий ответственного назначения. Созданные технологии сварки обеспечили повышение качества, механических, технологических и служебных свойств до уровня нормативных требований, а также снижение себестоимости сварных конструкций, что свидетельствует о достижении цели настоящей работы.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

- АЭС – атомная электрическая станция;
ТЭС – тепловая электрическая станция;
ЗТВ – зона термического влияния;
ТТО – трещины при термической обработке;
ГпТ – горячие (подсолидусные) трещины;
МЗР – межзеренное проскальзывание;
ФА – флуктуационный анализ;
ТЦС – термический цикл сварки;
ТДЦС – термодформационный цикл сварки;
ВВЭР – водо-водяной энергетический реактор;
АСФ – автоматическая сварка под флюсом;
ЭШС – электрошлаковая сварка;
АСТ – автоматическая сварка под тонким слоем шлака;
 $T_{пл}$ – температура плавления, $^{\circ}\text{C}$;
 T – рабочая температура, $^{\circ}\text{C}$;
 $T_{зг}$ – температура начала МЗП, $^{\circ}\text{C}$;
 $T_{рел}$ – температура микропластической релаксации, $^{\circ}\text{C}$;
 $T_{мах}$ – максимальная температура нагрева по ТЦС, $^{\circ}\text{C}$;
ТИХ – температурный интервал хрупкости, $^{\circ}\text{C}$;
 $T_{вг}$ – температура верхней границы ТИХ, $^{\circ}\text{C}$;
 $T_{ип}$ – температура начала провала пластичности, $^{\circ}\text{C}$;
 $T_{вп}$ – температура восстановления пластичности, $^{\circ}\text{C}$;

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Cracking of welded joints in ferritic heat- Resisting / F. Mullery, R. Cadman // British Welding Journal.- 1962.-№4.- p.212-220.
2. Status on reheat cracking innuclear vessel Steels.-Положение дел в 1976 году по растрескиванию, образуящемуся после повторного нагрева в сталях для атомных сосудов.- пер.с англ. Обзор / R. Steinmetz,A.G. Vinckier, A.Dhooge//Москва, Центральное бюро переводчиков ЗАО «Интурист».-1976.-133 с.
3. Хромченко Ф.А. Надежность сварных соединений труб котлов и паропроводов / Ф.А. Хромченко.- М.- Энергоиздат, 1982.- 120 с.
4. Земзин В.Н. Термическая обработка и свойства сварных соединений / В.Н. Земзин , Р. З. Шрон.- Л.: Машиностроение, 1978.- 367 с.
5. Макара А.М. Высокотемпературная химическая микронеоднородность в околошовной зоне /А.М. Макара // Сварочное производство.- 1970.- №11.- С.1-3.
6. Земзин В.Н. Условия образования трещин в околошовной зоне сварных соединений при термообработке /В.Н. Земзин, Н.П. Житников // Автоматическая сварка.- 1972.- №2.- С.1-5.
7. Земзин В.Н. Локальные разрушения сварных соединений теплоустойчивых хромомолибденованадиевых сталей при высоких температурах / В.Н. Земзин, Р.З. Шрон // Автоматическая сварка.- 1968.-№6.- С.1-6.
8. Крутасова Е.И. Надежность металла энергетического оборудования /Е.И. Крутасова.- М.: Энергоиздат, 1981.- 240 с.
9. Масленков С.Б. Легирование и термическая обработка жаропрочных сплавов/ С.Б. Масленкин // Металловедение и термическая обработка.-1977.- №10.- С.49-53.
10. Шрон Р.З. Особенности зарождения и развития трещин в швах сварных соединений теплоустойчивых сталей / Р.З. Шрон, Л.Э. Кречет, Н.И. Никонорова,

И.Ф. Небесова // Автоматическая сварка.- 1988.- №7.- С. 5-9.

11. Скворцов Е.А. О методике испытаний сварных соединений из дисперсионно- твердеющих сплавов на стойкость против растрескивания при термической обработке / Е.А. Скворцов, В.Н. Голубев // Сварочное производство.- 1978.- №5.- С. 48-50.

12. Зубченко А.С. Влияние термического цикла сварки и последующего повторного нагрева на склонность стали 15Х2НМФА к хрупкому разрушению / А.С. Зубченко, М.М. Тимофеев, А.В. Федоров // Сварочное производство.- 1976.- №11.- С. 39-41.

13. Зубченко А.С. Упрочнение и релаксация напряжений при повторном нагреве сварных соединений сталей 15Х2МФА и 15Х2НМФА / А.С. Зубченко, Е.А. Сулова // Сварочное производство.-1986.- №1.- С.25-28.

14. Прохоров Н.Н. Влияние некоторых параметров сварочного термического цикла на склонность сталей к разрушению при повторном нагреве /Н.Н. Прохоров, Е.В. Бардокин // Сварочное производство.-1976.-№7.- С.7-8.

15. Кузмач Е.М. Применение электрошлаковой сварки с зональным регулированием термических циклов для производства нефтехимической аппаратуры из сталей 16ГС и 09Г2С / Е.М. Кузмач, А.Н. Хакимов, Л.А. Ефименко и др. // Сварочное производство.- 1975.-№6.-С.16-19.

16. Серенко А.Н. Влияние температуры отпуска на свойства соединений стали 09Г2С, выполненных электрошлаковой сваркой / А.Н. Серенко, Н.Г. Заварика, В.А. Шаферовский и др. // Сварочное производство.-1987.- №6.- С. 18-20.

17. Наволокин С. Н. Методика определения стойкости металла ЗТВ низколегированных сталей против образования трещин при отпуске / С.Н. Наволокин, Е.Г. Старченко, Д.М. Шур // Автоматическая сварка.- 1986.- №5.- С.21-23.

18. Язовских В.М. Некоторые особенности сопротивляемости хрупкому

разрушению околошовной зоны сталей перлитного класса / В.М. Язовских, В.А. Смирнов // Сварочное производство.- 1976.- №11.- С. 31-32.

19. Миходуй Л.И. Химическая микронеоднородность на границах зерен металла ЗТВ мартенситно-бейнитной стали 14ХГН2МДАФБ / Л.И. Миходуй, О.Д. Смеян, М.Б. Мовчан и др. // Автоматическая сварка.- 2001.- №10.- С.37-43.

20. Рощупкин Н.П. Закономерности кристаллизации металла шва при электрошлаковой сварке стали с порошкообразным присадочным металлом /Н.П. Рощупкин, И.И. Ивочкин, Б.А. Смирнов // Сварочное производство.- 1976.- №8.- С.4-7.

21. Козлов Р.А. Сварка теплоустойчивых сталей / Р.А. Козлов.- Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1986.- 160 с.

22. Протокилов И.В. Управление формированием сварных соединений при ЭШС (Обзор) / И.В. Протокилов, В.Б. Порохонько // Автоматическая сварка.- 2012.- №10.- С. 54-59.

23. Компан Я.Ю. Электрошлаковая сварка и плавка с управляемыми МГД-процессами / Я.Ю. Компан, Э.В. Щербинин.- М.: Машиностроение, 1989.- 272 с.

24. Бондаренко О.П. Скоростная ЭШС толстолистового металла без нормализации сварных соединений / О.П. Бондаренко, А.А. Москаленко, В.Г. Тюкалов и др. // Автоматическая сварка.- 1999.- №9.- С.28-31.

25. Царюк А.К. Технология ремонтной сварки узлов котло агрегатов без последующей термообработки / А.К. Царюк, В.Д. Иваненко, В.Ю. Скульский и др. // Автоматическая сварка.-2012.- №9.- С.41-47.

26. Хромченко Ф.А. Ресурс сварных соединений паропроводов /Ф.А. Хромченко.- М.: Машиностроение, 2002.- 352с.

27. Демянцевич С.В. Методика оценки склонности сварных соединений к образованию трещин при термической обработке: сб. науч. Тр./ ЦКТИ.- Ленинград, 1979.- №169.- С.22-27.

28. Nichols R.W. Reheat Cracking in Welded Structure 11W-1X-665-69.

29. Vinckier A. Use of Weld Simulation Tests to study Susceptibility to Reheat Cracking. Int. Conf. on Welding Research Related to Power Plant, March-wood, 1972.

30. Vincker A. Testing Techniques to study the Susceptibility to Reheat Cracking of carbon- Manganese and Low- Alloy Steels. Welding in the World, 12, 1974, Nos. 11-12, pp. 282-303.

31. Tanaka J. Decrease in Residual Stress, Change in Mechanical Property and Cracking due to Stress Relieving Heat Treatment of HT 80 Steel. 11W-X-568-70.

32. Nakamura H., Naiki T., Okabayashi H. Stress Relief Cracking in the H.A.Z. 11W-1X -648-69.

33. Ito Y., Nakanishi M. Study on Stress Relief Cracking in Welded Low- Alloy Steels. 11W- X -668-72.

34. Miller R.C., Batte A.D. Reheat Cracking in $\frac{1}{2}$ Cr Mo V / $\frac{21}{4}$ Cr Mo Welded Joints. Metal Construction and JWI, 1975, № 11. - pp. 550-558.

35. Liljestrang L.G. et al. Formulation of Microcracks during Stress- Relief Annealing of a Weldment in Pressure Vessel Steel of Type A 508 C12. 11W- 1X- 996-76.

36. Lorenz M. Relaxation Cracking in Steel ASTM A 508, C1, Kolokvium Schweissen in der Kerntechnik, Frankfurt, 1970, S. 39-46.

37. Dittrich S. et al. Practical Experience and Fundamental Examination to Avoid Stress Relief Cracking in the H.A.Z. of Nuclear Construction Steel, Ibid., S. 47-54.

38. Yamazaki Y. et al. Prevention of Underclad by High Frequency Induction Heating, Ibid., S. 25-33.

39. Kameda J., Takahashi H., Suzyki M. Residual Stress Relief and Local Embrittlement of Weld Heat- affected Zone in a Reactor Pressure Vessel Steels (SA 533 Grade B, C1.1). 11W-1X-1002-76, X-800-76.

40. Vinckier A., Dhooge A, Susceptibility to Reheat Cracking, of Nuclear Pressure Vessels Steels. 11W- 1X- 972- 76.

41. Progress Report №5. Working Group Reheat Cracking, 11W-1X-1004-76.

42. Glossop B. A., Eaton N.F., Boniszewski T. Reheat Cracking in Cr-Mo-V Steel Weldments. Metal Conctr. And BWJ., 1, 1969, pp. 68-73.

43. Потапов Н.Н. Основы выбора флюсов при сварке сталей / Н.Н. Потапов.-М.: Машиностроение, 1979.- 168 с.

44. Потапов Н.Н. Особенности металлургических процессов при ЭШС конструкционных сталей с использованием флюсов пониженной основности /Н.Н. Потапов, А.И. Рымкевич, М.Б. Рощин // Сварочное производство.- 2011.-№1.- С.27-32.

45. Рымкевич А.И. Влияние химической активности флюса на свойства наплавленного металла при электрошлаковой сварке и электрошлаковом переплаве /А.И. Рымкевич, Н.Н. Потапов, М.Б. Рощин // Сварочное производство.- 2011.- №3.- С.3-8.

46. Гривняк И. Свариваемость сталей: Пер. со словац. Л.С. Гончаренко; Под ред. Э.Л. Макарова / И. Гривняк.- М.: Машиностроение, 1984.- 216 с.

47. Зубченко А.С. Пластичность сталей 10ГН2МФА и 15Х2НМФА в высокотемпературном интервале хрупкости / А.С. Зубченко, В.А. Решанов , Н.Н. Подрезов и др.// Тяжелое машиностроение.- 1991.-№11.-С.26-28.

48. Орыщенко А.С. Исследование влияния неметаллических включений на вязкость металла шва хладостойких сталей при низких температурах /А.С. Орыщенко, А.В. Пименов, С.И. Щекин и др.// Сварочное производство.- 2012.- №8.- С.6-11.

49. Акритов А.С. О скорости роста аустенитных зерен в ОШЗ при сварке /А.С. Акритов, М.Х. Шоршоров // Сварочное производство.-1999.- №2.-С.29-31.

50. Адамович В.К. Возникновение химической неоднородности зерна в металле при высокотемпературном перегреве/ В.К. Адамович // Автоматическая сварка.- 1969.- №12.-С.6-9.

51. Макара А.М. Влияние оплавления границ зерен в околошовной зоне на склонность сварных соединений среднелегированных сталей к хрупкому

разрушению / А.М. Макара, В.А. Саржевский // Автоматическая сварка.- 1974.- №3.- С.1-6.

52. Медовар Б.И. Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов/ Б.И. Медовар.- М.: Машиностроение, 1966.- 430 с.

53. Никитин В.М. О механизме формирования химической микронеоднородности в околошовной зоне /В.М. Никитин // Сварочное производство.- 1974.- №9.- С.55-57.

54. Лившиц Л.С. Металловедение для сварщиков (сварка сталей) / Л.С. Лившиц.- М.: Машиностроение, 1979.- 253 с.

55. Земзин В.Н. Жаропрочность сварных соединений / В.Н. Земзин.- Л.: Машиностроение, 1972.- 272с.

56. Касаткин Б.С. Особенности пластической деформации в околошовной зоне / Б.С. Касаткин, А.К. Царюк// Автоматическая сварка.-1965.- №2.- С.1-8.

57. Мнушкин О.С. Влияние предварительной высокотемпературной деформации на работоспособность сварных соединений аустенитной стали/ О.С. Мнушкин, Б.В. Потапов// Автоматическая сварка.- 1973.- №8.- С.10-12.

58. Мнушкин О.С. О влиянии временных деформаций на снижение сопротивляемости околошовной зоны локальным разрушениям/ О.С. Мнушкин, Б.В. Потапов// Сварочное производство.- 1974.- №2.- С.1-3.

59. Владимиров В.И. Физическая природа разрушения металлов/ В.И. Владимиров.- М.: Металлургия, 1984.- 280с.

60. Шоршоров М.Х. Испытания металлов на свариваемость/ М.Х. Шоршоров, Т.А. Чернышова, А.И. Красовский.- М.: Металлургия, 1972.- 240с.

61. Житников Н.П. О склонности к хрупким разрушениям сварных соединений хромоникелевых сталей/ Н.П. Житников, В.Н. Земзин // Сварочное производство.- 1970.- №10.-С.10-12.

62. Любавский К.В. Влияние неоднородности механических свойств

сварных соединений на их склонность к локальным разрушениям / К.В. Любавский // Сварочное производство.-1965.- №3.- С.8-11.

63. Шоршоров М.Х. Методы количественной оценки сопротивляемости металла швов и околошовной зоны образованию горячих трещин / М.Х. Шоршоров // Автоматическая сварка.- 1964.- №12.- С.8-16.

64. Руссиян А.В. Исследование устойчивости сплавов против образования горячих трещин в ОШЗ/ А.В. Руссиян, А.А. Сахарнов // Автоматическая сварка.- 1964.- №9.- С.22-28.

65. Nippes E.F. An investigation of the hot ductility of high temperature alloys / E.F. Nippes // The Welding Journal.- 1955.- №4.-P.183-196.

66. Тарновский А.И. Оценка стойкости сталей и сплавов против образования горячих трещин в околошовной зоне при сварке / А.И. Тарновский, А.В. Щенков, С.И. Феклистов //Сварочное производство.- 1981.-№11.-С.38-39.

67. Махненко В.И. Учет порообразования при термической обработке сварных узлов из сталей, склонных к образованию трещин отпуска / В.И. Махненко, О.В. Махненко, Е.А. Великоиваненко и др. // Автоматическая сварка.- 2013.- №3.-С.3-6.

68. Козулин С.М. Структура и свойства сварных соединений стали типа 35, выполненных многослойной электрошлаковой сваркой /С.М. Козулин, И.И. Лычко, Г.С. Подыма // Автоматическая сварка.- 2013 .- №8.- С. 8-13.

69. Патон Б.Е. Плавление электрода и основного металла при электрошлаковой сварке /Б.Е. Патон, И.И. Лычко, К.А. Ющенко и др. // Автоматическая сварка.- 2013.- №7.- С.33-40.

70. Медовар Б.И. Электрошлаковая технология за рубежом / Б.И. Медо-вар, А.К. Цикуленко, А.Г. Богаченко .- Киев : Наук.думка ,1982.- 320с.

71. Brandi S.D. Electroslog and electroslog welding / S.D. Brandi , S. Liu, R.D. Thomas // AWS Welding handbook.- 2012.-Vol.6A.- P.365-379.

72. Шаферовский В.А.Особенности шунтирования дуги шлаком при сварке

с программированием параметров режима / В.А. Шаферовский, А.Н. Серенко, А.Д. Размышляев // Сварочное производство.- 1987.- №6 .- С.40-42.

73. Покатаев С.В. Влияние технологии выплавки на качество литой Мп-Ni-Mo- стали/С.В. Покатаев, Н.М. Новикова, О.А. Федорова .- М.: НИИЭИНФОРМЭНЕРГОМАШ, 1982.- №5-82-06.- С.1-6.

74. Покатаев С.В. Влияние продолжительности затвердевания отливок из Мп-Ni-Mo- стали с различным содержанием серы на формообразование и размеры сульфидов /С.В. Покатаев, Г.В. Валова, Н.М. Новикова .- М.: НИИЭИНФОРМЭНЕРГОМАШ, 1982, №5-82-06.- С.6-10.

75. Семенов В.М. Электрошлаковая сварка с дополнительной присадочной проволокой деталей из стали 09Г2С толщиной 60...140 мм/ В.М. Семенов, В.П. Гулида, Л.И. Яковлева // Сварочное производство.- 1987.- №2.-С.15-18.

76. Сущук- Слюсаренко И.И. Техника выполнения электрошлаковой сварки /И.И. Сущук- Слюсаренко, И.И. Лычко.- Киев: Наук. Думка, 1974.- 95с.

77. Сущук- Слюсаренко И.И. Электрошлаковая сварка с увеличенным вылетом электрода / И.И. Сущук- Слюсаренко, Ф.Г. Брыженко, Н.Н. Шибалин и др. // Автоматическая сварка.- 1975.- №5.- С.71-72.

78. Дудко Д.А. Виброимпульсное воздействие на кристаллизующийся металл сварочной ванны при ЭШС / Д.А. Дудко, А.Б. Кузьменко //Автоматическая сварка.-1997.- №11.- С.32-36.

79. Krishna K. Narrow – gap improved electroslag Welding for bridges / K. Krishna // Welding in the World.- 1996.- 38,№11.- P. 325-335.

80. Лепин Г.Ф. Ползучесть металлов и критерии жаропрочности / Г.Ф. Лепин.- М.: Металлургия, 1976.- 344с.

81. Испытание материалов. Справочник / Под ред. Х. Блюменауэра. Пер. с нем.- М.: Металлургия, 1979.- 448с.

82. Нейбер Г. Концентрация напряжений / Г. Нейбер, Под ред. А.И. Лурье. Пер. с нем. Н.Н. Лебедева.- М.: Гостехиздат, 1947.- 204с.

83. Бернштейн М.Л. Механические свойства металлов / М.Л. Бернштейн, В.А. Займовский.- М.: Металлургия, 1979.- 495с.

84. Петерсон Р. Коэффициенты концентрации напряжений / Р. Петерсон. Пер. с англ. – М.: Мир, 1977.- 302с.

85. Дьякова Т.П. Исследование напряжений в стыковых сварных соединениях труб / Т.П. Дьякова, В.А. Зеленин, О.В. Новикова.- Вопросы судостроения. Сер. Сварка.- Л.: ЦНИИ РУМБ. 1978.Вып. 26.- С.54-59.

86. Касаткин Б.С. Стали и сварочные материалы для изготовления корпусов ядерных реакторов / Б.С. Касаткин, А.К. Царюк // Автоматическая сварка.- 1976.- №7.- С.50-54.

87. Бакалдин В.И. Основные проблемы и пути их решения при разработке проекта корпуса реактора ВВЭР- 1500 / В.И. Бакалдин, В.В. Петров, В.Г. Федосов // Тяжелое машиностроение.- 2006.- №2.- С. 2-5.

88. Морозов Е.М. Жесткость нагружения в теории трещин / Деформация и разрушение при термических и механических воздействиях.- Е.М. Морозов, В.З. Партон: Тр. МИФИ. Вып.3.- М.: Атомиздат,1969.- С.76-79.

89. Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов // Методические указания.- М.: ВНИИ-монтажспецстрой, 1980.- 26с.

90. Хейн Е.А. Оценка длительной прочности крепежных деталей стационарных энергоустановок/ Е.А. Хейн // Энергомашиностроение.- 1959.- №11.- С.1-4.

91. Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварка и наплавка. Основные положения. ПН АЭГ-7-009-89.- М.: ЦНИИАТОМИНФОРМ, 1989.- 145с.

92. Подгаецкий В.В. Неметаллические включения в сварных швах /В. В.Подгаецкий.- М.: Машгиз,1962.- 84с.

93. Мураль В.В. Диффузия серы в гамма- железе / В.В. Мураль, А.П. Фокин

// Металловедение и термическая обработка металлов.- 1978.- №6.- С.18-21.

94. Полетаев Ю.В. Влияние химической микронеоднородности на склонность к локальному разрушению металла ЗТВ сварных соединений /Ю.В. Полетаев// Сварочное производство.- 2012.-№3.-С.10-13.

95. Травин О.В. Материаловедение/ О.В. Травин, Н.Т. Травина .Учеб. для вузов.- М.: Металлургия,1989.- 384с.

96. Рыкалин Н.Н. Расчет термического цикла околошовной зоны по очертанию плоской сварочной ванны/ Н.Н. Рыкалин, А.И. Бекетов //Сварочное производство.-1967.- №9 .- С.22-25.

97. Козлов Р.А. Сварка теплоустойчивых сталей / Р.А. Козлов.- Л.: Машиностроение,1986.- 160с.

98. Назаров Л.И. Установка для воспроизведения термического цикла сварки/ Л.И. Назаров, А.И. Тарновский. В кн. Свариваемость конструкционных материалов и новые процессы сварки. Труды ЦНИИТ-МАШ.- М.: ОНТИ ЦНИИТМАШ, 1972.Вып.105.- С. 46-52.

99. Шоршоров М.Х. Фазовые превращения и изменения свойств стали при сварке. Атлас/ М.Х. Шоршоров, В.В. Белов.- М.: Наука, 1972.- 219с.

100. Кошкарев Б.Т. Теория сварочных процессов. Учебное пособие / Б.Т. Кошкарев.- Ростов-на-Дону. Издательский центр ДГТУ, 2003.- 217с.

101. Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварные соединения и наплавки. Правила контроля. ПН АЭГ-7-010-89.

П Р И Л О Ж Е Н И Я

«УТВЕРЖДАЮ»
 Директор ООО
 «СПЕЦПРОМКОНСТРУКЦИЯ»
 В.А. Марсунов
 2010г.



«УТВЕРЖДАЮ»
 Директор ВИ (Ф)
 ГОУ ВПО ЮРГТУ (НПИ)
 д.э.н. В.В.Пыряев
 2010г.



А К Т

Мы, нижеподписавшиеся, главный инженер ООО «Спецпромконструкция» Даниленко В.В., с одной стороны, и и.о.заведующего кафедрой «Технология сварочного и строительного производства» канд.тех.наук, доцент Полетаев Ю.В. и ассистент Полетаев В.Ю. от Волгодонского института (филиала) ГОУ ВПО Южно-Российского государственного технического университета (Новочеркасского Политехнического института), с другой стороны, составили настоящий акт в том, что при выполнении совместной научно-исследовательской работы на тему: «Исследовать влияние параметров режима сварки и термической обработки на склонность к образованию межзеренных разрушений в зоне термического влияния сварных соединений перлитных и аустенитных сталей. Разработать рекомендации обеспечивающие повышение качества сварных соединений теплообменников», в ООО «Спецпромконструкция» внедрены:

- методика оценки стойкости сварных соединений против образования трещин повторного нагрева, разработанная в ВИ (Ф) ГОУ ВПО ЮРГТУ (НПИ);
- в конструкторско-технологическую документацию для изготовления теплообменников разработанные технологические рекомендации, обеспечивающие повышение качества сварных соединений.

В процессе внедрения выполнены следующие работы:

1.С использованием разработанной в Волгодонском институте (филиале) ГОУ ВПО ЮРГТУ (НПИ) методики флуктуационного анализа установлено влияние параметров режима сварки и термической обработки на размер зерна и вероятность образования вторичных фаз способствующих межзеренной хрупкости металла зоны термического влияния.

2.В соответствии с рекомендованной технологией РДС и АСФ изготовлены контрольные сварные соединения.

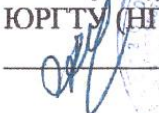
3.Выполнены испытания релаксационной стойкости и склонности сварных соединений к образованию трещин повторного нагрева в процессе проведения термической обработки. Обоснована возможность замены технологического высокого отпуска на низкотемпературный отпуск-термофиксацию.

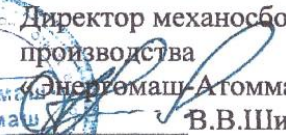
4.Исследованы структура и механические свойства контрольных сварных соединений, выполненных идентично производственным сварным соединениям.

Экономический эффект от внедрения результатов работы (за счет обоснованной замены промежуточного высокого отпуска на низкий отпуск-термофиксацию сварных соединений, а также –снижение объема ремонтных работ) составил **850 тыс.руб**

Главный инженер
 ООО «Спецпромконструкция»
 В.В.Даниленко.

И.О. Зав.кафедрой «Технология сварочного и строительного производства ВИ (Ф) ГОУ ВПО ЮРГТУ(НПИ), к.т.н., доцент
 Ю.В.Полетаев.
 Ассистент кафедры «ТСиСП»
 В.Ю.Полетаев.

УТВЕРЖДАЮ
Директор Волгодонского
института (филиала)
ЮРГТУ (НПИ), проф., д.т.н.
 А.В.Чернов

УТВЕРЖДАЮ
Директор механосборочного
производства
«Энергомаш-Атоммаш»
 В.В.Шишов

А К Т

г.Волгодонск

«26» сентября 2005г.

Мы, нижеподписавшиеся, составили настоящий акт в том, что Волгодонским институтом (филиалом) ЮРГТУ (НПИ) и механосборочным производством «Энергомаш-Атоммаш» завершена работа по договору о творческом содружестве на тему: «Оценка свариваемости стали перлитного класса на основе метода флуктуационного анализа и разработка технологических рекомендаций по повышению стойкости сварных соединений против образования горячих трещин». В процессе работы:

1. Изучены случаи повреждения сварных соединений по механизму горячих трещин в условиях заводского изготовления сварных конструкций.

2. Установлена связь между исходным химическим составом, размером зерна стали перлитного класса и формирующейся при сварке химической макро, и микронеоднородностью, способствующей образованию горячих трещин.

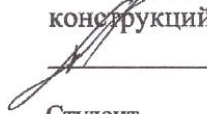
3. Оценено влияние термодформационного цикла электрошлаковой сварки (ЭШС) и автоматической сварки под тонким слоем шлака (АСТш) на структуру, технологическую прочность и механические свойства сварных соединений.

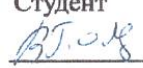
4. Теоретически и экспериментально исследовано влияние метода выплавки стали на склонность ее сварных соединений к образованию горячих трещин.

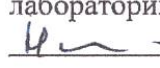
5. Показано, что гарантированное отсутствие горячих трещин в толстолистовых сварных соединениях из сталей перлитного класса может быть достигнуто при использовании метода АСТш. Определены оптимальные параметры режима АСТш.

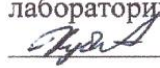
Разработанная технология АСТш внедрена в производственно-технологическую документацию для изготовления корпуса силового подшипника.

Ожидаемый экономический эффект от внедрения результатов работы (за счет сокращения затрат на выполнение ремонтных работ) составляет ~ 960 тыс. руб.

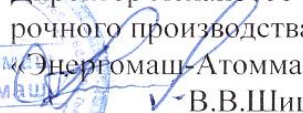
От института:
Зав. кафедрой
«Производство сварных
конструкций», доц., к.т.н.
 Ю.В.Полетаев

Студент
 В.Ю.Полетаев

От предприятия:
Главный специалист
лаборатории металлов ЦЗЛ
 Н.А.Ледовских

Ведущий специалист
лаборатории металлов ЦЗЛ
 А.Э.Хубиев

УТВЕРЖДАЮ
Директор Волгодонского
института (филиала)
ЮРГТУ (НПИ), проф., д.т.н.
 А.В.Чернов

УТВЕРЖДАЮ
Директор механосборочного производства
«Энергомаш-Атоммаш»
 В.В.Шишов

А К Т

г.Волгодонск

«26» апреля 2005г.

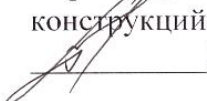
Настоящий акт составлен в том, что в механосборочном производстве «Энергомаш-Атоммаш» при выполнении совместной научно-исследовательской работы внедрена методика оценки высокотемпературной трещиностойкости сварных соединений, разработанная в Волгодонском институте (филиале) ЮРГТУ (НПИ). В процессе внедрения выполнены следующие работы:

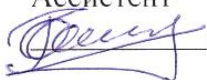
1. Изготовлены электрошлаковой сваркой (ЭШС) и автоматической сваркой под тонким слоем шлака (АСТш) контрольные сварные соединения из сталей перлитного класса.

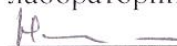
2. В соответствии с разработанной методикой выполнены испытания сварных соединений и произведена оценка релаксационной стойкости и трещиностойкости их в процессе проведения термической обработки – высокого отпуска. Выбраны оптимальные параметры режима АСТш обеспечивающие формирование структуры металла сварного соединения устойчивой против трещин повторного нагрева.

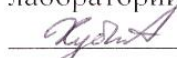
3. Выполнены исследования структуры и механических свойств сварных соединений.

Технико-экономические показатели внедрения учету не поддаются.

Зав. кафедрой
«Производство сварных
конструкций», доц., к.т.н.
 Ю.В.Полетаев

Ассистент


Главный специалист
лаборатории металлов ЦЗЛ
 Н.А.Ледовских

Ведущий специалист
лаборатории металлов ЦЗЛ
 А.Э.Хубиев