

ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ УНИТАРНОЕ ПРЕДПРИЯТИЕ
«ЦЕНТРАЛЬНЫЙ НАУЧНО-ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ
КОНСТРУКЦИОННЫХ МАТЕРИАЛОВ «ПРОМЕТЕЙ»

На правах рукописи

УДК 621.791.04:039.536.2
ГРНТИ 81.35



ШУБИН ОЛЕГ ВЛАДИМИРОВИЧ

**«РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИИ СВАРКИ КОРПУСОВ ВВЭР ИЗ СТАЛИ
15Х2НМФА, ОБЕСПЕЧИВАЮЩЕЙ ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ
ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ ШВОВ»**

Специальность: 2.5.8. Сварка, родственные процессы и технологии

ДИССЕРТАЦИЯ
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
Кандидат технических наук
Тимофеев Михаил Николаевич

Санкт-Петербург, 2025

Содержание

Сокращения и обозначения	5
Введение.....	8
Глава 1. Состояние вопроса обеспечения механических свойств металла сварных швов реакторов ВВЭР из стали типа 15Х2НМФА	19
1.1 Устройство корпуса ВВЭР и технология его изготовления	19
1.2 Основные материалы, применяемые при изготовлении корпусов ВВЭР	25
1.3 Сварочные материалы, применяемые при изготовлении корпусов реакторов ВВЭР из стали типа 15Х2НМФА	28
1.4 Воздействие эксплуатационных факторов и их влияние на механические свойства металла шва корпуса реактора.....	31
1.5 Характеристики сопротивления хрупкому разрушению и способы их определения	36
1.6 Анализ статистических данных механических свойств металла сварных швов корпусов ВВЭР современных проектов.....	40
Постановка задачи.....	43
Глава 2. Оборудование и методы исследования	45
2.1 Оборудование и методика сварки	45
2.2 Оборудование и методика термической обработки	46
2.3 Оборудование и методики неразрушающего контроля	47
2.4 Оборудование и методы определения химического состава металла шва ..	48
2.5 Оборудование и методы определения механических свойств металла шва и сварных соединений.....	49
2.6 Оборудование и методы определения критической температуры хрупкости	50
2.7 Оборудование и методика испытаний на трещиностойкость	52
2.8 Оборудование и методы металлографического и фрактографического исследований образцов	53
2.9 Оборудование и методы определение твердости	55

2.10 Оборудование и методы дилатометрических исследований.....	55
Выводы по главе 2	56
Глава 3 Анализ причин снижения сопротивления хрупкому разрушению металла шва корпусов ВВЭР	57
3.1 Исследование влияния технологических факторов при сварке на сопротивление хрупкому разрушению металла сварных швов	57
3.2 Исследование влияния активности сварочного флюса на свойства металла шва	71
3.3 Исследование структурно-фазовых превращений в металле многопроходного сварного шва	76
3.4 Влияние термической обработки на свойства металла сварного шва.....	85
Выводы по главе 3	98
ГЛАВА 4 Применение источников питания переменного тока при автоматической сварке под флюсом оборудования ВВЭР	100
4.1 Исследование влияния технологических параметров переменного тока на сварочно-технологичные свойства.....	100
4.2 Исследование влияния технологических параметров переменного тока на химический состав металла шва	108
4.3 Исследование влияния технологических параметров переменного тока на структуру и твердость металла шва	110
4.4 Исследование влияния технологических параметров переменного тока на ударную вязкость металла шва	112
4.5 Исследование характеристик металла сварных швов, выполненных автоматической сваркой под флюсом с применением источника питания переменного тока.....	117
Выводы по главе 4	123
ГЛАВА 5 Повышение сопротивления хрупкому разрушению металла шва за счет применения низкоактивного сварочного флюса.....	125
5.1 Влияние типа сварочного флюса на химический состав и структуру металла шва	125

5.2 Влияние типа сварочного флюса на количество и химический состав неметаллических включений	134
5.3 Исследование влияния типа сварочного флюса на механические свойства металла шва.....	146
5.4 Влияние термического старения на механические свойства металла шва .	151
5.5 Анализ корреляции между характеристиками сопротивления хрупкому разрушению.....	161
5.6 Исследование совместного воздействия агломерированного флюса и переменного тока на повышение сопротивления хрупкому разрушению металла шва	164
Выводы по главе 5	177
Выводы по работе.....	179
Список использованной литературы.....	181
Приложение – Акты внедрения	203

СОКРАЩЕНИЯ И ОБОЗНАЧЕНИЯ

В настоящей диссертационной работе применены следующие сокращения и обозначения:

- АСФ – автоматическая сварка под флюсом;
- АЭС – атомная электростанция;
- АЭУ – атомная энергетическая установка;
- ВВЭР – водо-водяной энергетический реактор;
- ГОСТ – государственный стандарт;
- ЗТВ – зона термического влияния;
- РУ – реакторная установка;
- ТУ – технические условия;
- НП – нормы и правила по атомной энергетике;
- КР – корпус реактора;
- КСС – контрольное сварное соединение;
- КСШ – контрольный сварной шов;
- КП – категория прочности;
- ОИАЭ – объект использования атомной энергии;
- ОЗПВ – обечайка зоны патрубков верхняя;
- ОЗПН – обечайка зоны патрубков нижняя;
- ОО – обечайка опорная;
- ОАЗ – обечайка активной зоны;
- ОСТ – отраслевой стандарт;
- ОЦК объемно центрированная кубическая решетка;
- ПНАЭГ – правила и нормы в атомной энергетике;
- ПКСС – производственное контрольное сварное соединение;
- РБ – руководство по безопасности;
- СХР – сопротивление хрупкому разрушению;
- ТО – термическая обработка;
- ASTM – American Society for Testing and Materials;
- AUC – Advanced Unified Curve;

MC – Master Curve;

UC – Unified Curve;

λ – коэффициент теплопроводности;

R_m – временное сопротивление (предел прочности);

R_{p02} – условный предел текучести;

A – относительное удлинение при статическом разрушении при растяжении;

Z – относительное сужение поперечного сечения образца при статическом разрушении при растяжении;

T – температура;

T_p – температура подогрева;

KCV – ударная вязкость;

B – доля вязкой составляющей в изломе;

T_{K0} – исходная критическая температура хрупкости;

T_K – критическая температура хрупкости;

ΔT_T – сдвиг критической температуры хрупкости вследствие термического старения;

ΔT_F – сдвиг критической температуры хрупкости вследствие нейтронного облучения;

T_0, T_{100} – референсная температура при которой значение $K_{JC(\text{med})}(T)$, построенное по методу Master Curve и Unified Curve, равно $100 \text{ MPa}^{\sqrt{m}}$;

K_{JC} – статическая трещиностойкость;

$K_{JC(\text{med})}$ – медианная статическая трещиностойкость (при вероятности хрупкого разрушения 0,5);

T_{tr} – температура, характеризующая температурную зависимость вязкости разрушения материала;

δT_{ch-cr} – разность между температурами T_K и T_0 (T_{100});

B_1 – толщина образца на трещиностойкость;

P_f – вероятность разрушения образца на трещиностойкость;

A_F – коэффициент радиационного охрупчивания;

A_ϕ – коэффициент основности флюса;

B_ϕ – коэффициент активности флюса;

Ac_1 и Ac_3 – температура начала и окончания полиморфного α - γ превращения;

q/V – погонная энергия сварки;

J – критерий Ватанабэ;

X – критерий Брускато;

f – частота;

b – ширина шва сверху;

h – высота валика;

g – глубина проплавления;

S_p – площадь проплавления;

S_h – площадь валика;

HV – твердость по Виккерсу;

t – длительность старения;

$\omega_{8/5}$ – скорость охлаждения в интервале температур 800 – 500 °C.

ВВЕДЕНИЕ

Атомная энергетика – важнейшая подотрасль глобальной энергетики и является перспективным мировым направлением развития. В 2022 году около 10 % производства мировой электроэнергии составила ядерная энергетика [1]. В мире работают более 400 ядерных энергетических реакторов в 31 стране с общей полезной электрической мощностью около 373257 МВт, а в разработке находятся еще 57 ядерных реакторов по всему миру [2]. В России эксплуатируется 36 энергоблоков с общей полезной электрической мощностью около 27727 МВт, при этом доля ядерной энергетики в производстве электроэнергии в 2022 г. составила 19,6 % [2, 3]. Госкорпорация «Росатом» сооружает в России 3 новых энергоблока, а портфель зарубежных заказов включает 33 энергоблока на разных стадиях реализации [4]. При этом АЭС с ВВЭР являются преобладающими во всем мире [2].

В перспективе увеличение доли ядерной энергии в производстве мировой электроэнергии и снижение использования ископаемого топлива [5-8] должно сыграть важнейшую роль в решении проблемы изменения климата. Установлено [5-7], что углеродный след от производства электроэнергии в 30 странах, обладающих ядерными генерирующими мощностями, на 19% ниже среднемирового уровня, а выбросы углекислого газа сокращаются примерно на две гигатонны в год. Все больше стран рассматривают ядерную энергетику как возможное средство достижения своих целей в области борьбы с изменением климата и обеспечения энергетической безопасности [1]. За 2022 год ядерная генерация обеспечила 2486,8 тераватт-часов электроэнергии, не связанной с выбросами парниковых газов, что составило более четверти от мирового производства низкоуглеродной электроэнергии [1].

Кроме того, необходимость увеличения доли генерации за счет ядерной энергетики диктуется ограниченностью запасов ископаемого топлива, доступных гидроресурсов, нестабильностью и дороговизной генерации на возобновляемых и альтернативных источниках энергии для промышленных целей и в долгосрочной перспективе.

Согласно последнему прогнозу МАГАТЭ на 2050 г. мощности по производству ядерной электроэнергии увеличатся на 120 % по сравнению с текущими уровнями – это на 80 ГВт больше (эквивалентно 50 крупным реакторам) по сравнению с предыдущим годом. Для реализации такого уровня выработки ядерной электроэнергии необходимо принять ряд решений, поддерживающих долгосрочную эксплуатацию существующих реакторов, а также обеспечить строительство новых реакторов различных мощностей [5-7].

Обеспечение реализации описанного выше прогноза требует комплексного развития ядерной энергетики, освоения ядерных энергетических технологий нового поколения, в том числе развитие и совершенствование ВВЭР, направленное на улучшение показателей эффективности, экономичности, безопасности и долговечности. Так как проектирование, сооружение и обслуживание АЭС – длительный и дорогостоящий процесс, экономически эффективным является сооружение АЭС больших мощностей и одновременно с длительным сроком эксплуатации при обеспечении ядерной и радиационной безопасности. Достижение указанных целей неотъемлемо сопряжено с необходимостью решения целого ряда конструкторских, технологических и материаловедческих задач, в том числе, в части развития материалов и технологий для изготовления высоконадежных и высокоресурсных корпусов ВВЭР.

Поскольку корпус ВВЭР является несменяемым элементом ядерной установки и должен сохранять свою работоспособность и надежность в условиях воздействия эксплуатационных факторов (высокое давление, температура, нейтронное облучение), срок эксплуатации АЭС в значительной степени определяется сроком службы корпуса реактора.

Общепринятым условием обеспечения безопасной эксплуатации корпуса реактора (далее – КР) является обеспечение его целостности по критерию хрупкого разрушения. Таким образом, сопротивление хрупкому разрушению (СХР) материалов КР является одним из наиболее важных факторов, обуславливающих ресурс безопасной работы АЭС.

Объективно, по характеристикам СХР, сварные швы КР существенно уступают заготовкам основного металла типа 15Х2НМФА. Так, например, требование к значению исходной критической температуры хрупкости металла обечайки активной зоны – не выше минус 45 °С, тогда как к сварному шву – не выше минус 15 °С. Следовательно, основным путем повышения СХР материалов КР является повышение именно СХР его сварных швов.

Результаты исследований ведущих зарубежных и отечественных организаций, таких как НИЦ «Курчатовский институт» (работы [9-20]), ЦНИИ КМ «Прометей» (работы [27-33]), НПО «ЦНИИТМАШ» (работы [21-26]), показали, что основными факторами снижения СХР как основного металла, так и сварных швов КР в процессе эксплуатации является охрупчивание под воздействием нейтронного облучения и высоких температур. Исследования позволили выявить основные механизмы данного охрупчивания, а также пути его снижения, в основном сводящиеся к ограничению примесных элементов – фосфора, меди, олова и ряда других. Указанные ограничения примесных элементов были введены в технические условия на поставку заготовок основных и сварочных материалов. Следует отметить, что данные ограничения находятся на пределе возможностей металлургических предприятий, осуществляющих их изготовление, и дальнейшее ограничение уровня примесных элементов мало осуществимо в практике.

Наиболее эффективным методом повышения СХР металла сварного шва до уровня основного металла является повышение его исходного значения, которое определяется выбором сварочных материалов и технологических параметров сварки. При этом должно быть обеспечено сохранение стойкости против радиационного и теплового охрупчивания металла шва за счет обеспечения его чистоты по примесным элементам.

Существенным фактором, ограничивающим решение данной задачи, является контрактное обязательство обеспечения референтности при выборе материалов для оборудования зарубежных атомных станций, составляющего на

данный момент основной портфель заказов Филиала АО «АЭМ-технологии» «Атоммаш» в г. Волгодонск (далее завод «Атоммаш»).

Основным способом изготовления современных КР проектов ВВЭР-1000, ВВЭР-1200 и ВВЭР-ТОИ является автоматическая сварка под флюсом кованых и штампованных заготовок стали 15Х2НМФА. Для этого на заводе применяется сварочная проволока марки Св-09ХГНМТАА-ВИ и плавленый сварочный флюс марки ФЦ-16А.

Технология выполнения сварных соединений стали типа 15Х2НМФА предусматривает предварительный и сопутствующий подогрев, термическую обработку по режиму высокого отпуска после окончания сварки.

Имеющийся опыт применения данных материалов показывает, что по единственной из определяемых перед изготовлением оборудования характеристике СХР – значению исходной критической температуры хрупкости T_{K0} – имеется существенная вероятность получения неудовлетворительного результата. При этом, такая вероятность в большей степени существует при испытании сочетания проволока-флюс при сварке контрольных сварных швов на стадии входного контроля материалов, и в меньшей – при сварке натурных производственных контрольных сварных соединений, имитирующих технологию сварки заготовок КР. В первом случае отрицательный результат определения T_{K0} приводит к отбраковке сочетаний материалов, во втором – к необходимости повторного изготовления производственных контрольных сварных соединений, и в том, и в другом случае – к существенным временным и материальным издержкам, в конечном итоге сказывающимся на снижении рентабельности изготовления КР.

Таким образом, повышение характеристик СХР сварных швов КР из стали 15Х2НМФА является актуальной научной задачей.

Цель работы – повышение характеристик СХР металла шва стали 15Х2НМФА путем разработки технологии автоматической сварки под флюсом с применением сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие основные задачи:

1. Установить технологические факторы сварки и термической обработки, приводящие к снижению СХР металла шва.
2. Обосновать метод повышения СХР металла шва за счет технологических параметров сварки.
3. Обосновать метод повышения СХР за счет применения низкоактивного сварочного флюса.
4. Разработать технологию автоматической сварки с применением разработанных технологических мероприятий и сочетания сварочных материалов.
5. Провести испытания металла шва и сварного соединения для подтверждения правильности разработанной технологии.

Объектом исследования является металл сварных швов КР из стали типа 15Х2НМФА, выполненных автоматической сваркой под флюсом с применением проволоки марки Св-09ХГНМТАА-ВИ.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Установлено, что снижение скорости охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С менее 2 °C/c является причиной структурной неоднородности металла шва – образования участков структурно-свободного феррита в бейнитной матрице, что приводит к снижению ударной вязкости металла шва ниже критериального значения 59 Дж/см² при температуре минус 15 °C.

2. Выявлено снижение ударной вязкости металла шва состава 1,5%Cr-1%Ni-0,5%Mo после промежуточного отпуска при температуре 620 °C продолжительностью свыше 10 ч, что связано с процессом ослабления когезивной прочности границ зерен из-за образования на них специальных легированных карбидов типа Cr₂₃C₆, Cr₇C₃ и MoC.

3. Выявлена закономерность снижения сопротивления хрупкому разрушению за счет повышения содержания в металле шва кислорода выше 0,04 %, входящего в состав неметаллических включений, при протекании кремний-восстановительного процесса на стадии взаимодействия жидкой шлаковой и металлической фаз.

4. Установлено, что сварка под флюсом модулированным переменным током, в сравнении с постоянным током обратной полярности, позволяет снизить критическую температуру хрупкости металла шва до минус 25 °С за счет снижения содержания в нем кислорода с 0,04 % до 0,02 %.

5. Предложен и научно обоснован метод снижения критической температуры хрупкости металла шва стали 15Х2НМФА до гарантированного значения минус 35 °С за счет применения низкоактивного агломерированного сварочного флюса.

6. Установлена корреляционная зависимость между референсной температурой T_{100} (T_0) и критической температурой хрупкости T_{K0} для 1,5%Cr-1%Ni-0,5%Mo металла шва, выполненного по предлагаемой технологии:
 $T_{100} (T_0) = T_{K0} - 29,1 \text{ } ^\circ\text{C}$.

Ожидаемый результат:

Разработка технологии автоматической сварки под флюсом корпусов реакторов из стали 15Х2НМФА, обеспечивающая СХР металла шва на уровне требований к заготовкам основного металла.

Основные положения, выносимые на защиту:

1. Факторы снижения сопротивления хрупкому разрушению 1,5%Cr-1%Ni-0,5%Mo металла шва корпуса реактора из стали 15Х2НМФА в процессе его изготовления.

2. Закономерности формирования структуры 1,5%Cr-1%Ni-0,5%Mo металла шва при различных термокинетических условиях охлаждения при многопроходной сварке.

3. Метод повышения сопротивления хрупкому разрушению металла шва при использовании источников питания сварочной дуги модулированным переменным током.

4. Метод повышения характеристик сопротивления хрупкому разрушению металла шва при использовании низкоактивного агломерированного сварочного флюса.

Практическая значимость работы:

1. Научно обоснованные технологические параметры автоматической сварки под флюсом корпуса реактора из стали 15Х2НМФА, обеспечивающие соответствие сопротивления хрупкому разрушению металла шва требованиям конструкторской документации, внесены в производственно-технологическую документацию завода «Атоммаш» при изготовлении оборудования экспортных блоков АЭУ (акт внедрения диссертационной работы от Филиала «Атоммаш» АО «АЭМ-технологии»).

2. Проведены аттестационные испытания нового сочетания сварочных материалов – сварочной проволоки марки Св-09ХГНМТАА-ВИ и низкоактивного агломерированного флюса марки 48АФ-71, обеспечивающего повышение СХР металла сварных швов до уровня требований к заготовкам основного металла – стали 15Х2НМФА (акт внедрения диссертационной работы от АО ОКБ «ГИДРОПРЕСС»).

Личный вклад автора заключается в научном обосновании выбора технологических параметров автоматической сварки под флюсом, определении взаимосвязи технологических параметров сварки с химическим и фазовым составом металла шва, механическими свойствами металла шва и сварного соединения; разработке сочетания сварочных материалов, программ их

аттестации и производственном внедрении; разработке технологии сварки с применением нового сочетания сварочных материалов; в изготовлении контрольных сварных соединений, изготовлении и испытании образцов, публикации результатов научных исследований по теме диссертации и подготовке докладов к научно-практическим конференциям.

Степень достоверности и апробация результатов подтверждена большим объемом экспериментальных данных, полученных в производственных условиях завода «Атоммаш», а также положительным опытом применения результатов работы при изготовлении натурных контрольных сварных соединений в производственных условиях завода.

Апробация результатов исследования.

Основные результаты работы были представлены на международных научно-технических конференциях, форумах и семинарах: XVIII Международной научно-практической конференции «Безопасность ядерной энергетики», 19-20 мая 2022 г., Волгодонск; XX Международной научно-практической конференции «Безопасность ядерной энергетики», 19 сентября 2024 г., Волгодонск; XIII Национальной научно-технической конференции, 9-10 ноября 2023 г., Москва; XIV Национальной научно-технической конференции, 7-8 ноября 2024 г., Москва; V Международной научной конференции «Сварка и родственные технологии для изготовления оборудования специального и ответственного назначения», 23-25 мая 2023 г., АО «ЦНИИТМАШ», г. Москва.

Публикации

Основные результаты диссертационной работы нашли отражение в 11 печатных трудах, в том числе 2-х статьях в журналах, индексируемых в базе данных Scopus и Web of Science, 7-и статьях в журналах, рекомендованных перечнем ВАК, 4 трудах – в других научных изданиях и материалах конференций

Структура диссертационной работы: диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, выводов и списка используемой литературы. Объем составляет 206 страниц текста, включая 99 рисунков и 26 таблиц. Список литературы содержит 180 источников.

В первой главе приведены описание устройства корпуса ВВЭР, изложена последовательность основных технологических операций при изготовлении КР, приведены требования к основному материалу корпуса, описан эволюционный путь развития материалов, применяемых для автоматической сварки под флюсом, описано воздействие эксплуатационных факторов на свойства материалов КР, приведен статистический анализ свойств металла шва и сварных соединений при изготовлении оборудования КР современных проектов, начиная с ВВЭР-1200, на заводе «Атоммаш». Показано, что применяемые сварочные материалы и технология сварки делает задачу обеспечения требуемого значения критической температуры хрупкости – не выше минус 15 °С для металла шва – трудно достижимой. Сформулированы цель и задачи работы.

Вторая глава посвящена выбору методик исследований, использованных для решения поставленных научных задач. В частности, выбору оборудования и технологии сварки, термической обработки и неразрушающего контроля, определения механических свойств, химического состава, металлографических, дилатометрических и фрактографических исследований металла шва и сварного соединения.

В третьей главе приведены результаты исследований причин снижения исходной критической температуры хрупкости металла шва КР из стали 15Х2НМФА. Установлено влияние технологических параметров сварки на структуру и образование неметаллических включений в металле шва. Выявлены факторы, приводящие к снижению СХР металла шва КР в процессе его изготовления. Показано, что в условиях применения химически активного сварочного флюса происходит активное протекание кремний-восстановительного процесса, сопровождающегося повышением содержания

кремния и кислорода в металле шва. Неметаллические включения, являясь концентраторами напряжений, приводят к снижению ударной вязкости металла. Дополнительным фактором снижения ударной вязкости является структурная неоднородность в металле шва, которая усиливается при снижении скорости охлаждения в интервале наименьшей устойчивости аустенита 800-500 °С ниже 2 °С при высокой температуре подогрева при сварке. Также выявлено снижение ударной вязкости металла шва в процессе термической обработки по режиму промежуточного отпуска продолжительностью выше 10 ч.

Четвертая глава посвящена исследованиям влияния вида тока, питающего сварочную дугу, на сварочно-технологические свойства, химический состав металла шва и его механические свойства. Выявлено снижение содержания кислорода и кремния в металле шва при замене постоянного тока обратной полярности на модулированный переменный ток. Комплексные исследования позволили установить оптимальные с точки зрения сочетания сварочно-технологических свойств и механических свойств 1,5%Cr-1%Ni-0,5%Mo металла шва технологические параметры сварки на переменном токе, применение которых позволяет повысить СХР металла шва одновременно с повышением производительности процесса сварки.

Пятая глава посвящена исследованию характеристик 1,5%Cr-1%Ni-0,5%Mo металла шва при замене активного плавленого флюса на низкоактивный агломерированный флюс. Установлено, что по всем регламентируемым параметрам металл сварного шва удовлетворяет требованиям, предъявляемым конструкторской и нормативной документацией, а также обеспечивается существенное снижение исходной критической температуры хрупкости за счет повышения его чистоты по неметаллическим включениям. Подтверждено отсутствие склонности металла шва к термическому старению. Установлена взаимосвязь характеристик СХР (T_{K0} и T_{100}) металла шва, выполненного предлагаемыми материалами. Установлено, что совместное применение разработанных технологических мероприятий – использование низкоактивного агломерированного сварочного флюса и источника питания сварочной дуги

модулированным переменным током – позволяют обеспечить соответствие механических свойств металла шва, включая СХР, уровню требований к заготовкам основного металла – стали 15Х2НМФА (T_{K0} не выше минус 35 °C).

Внедрение результатов работы заключается в следующем:

1. Разработано и утверждено техническое решение №080200-145-ТР-2022 о применении источников питания сварочной дуги переменным током при изготовлении корпуса и крышки ВВЭР из стали 15Х2НМФА.
2. Разработана производственно-технологическая документация завода «Атоммаш» на сварку оборудования ВВЭР из стали 15Х2НМФА, на автоматическую сварку кольцевых швов с использованием переменного тока.
3. Сочетание сварочных материалов – проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ и флюса 48АФ-71 – внесено в проекты извещений об изменении ОСТ 5Р.9633-2015 «Сварка конструкций специальных судовых энергетических установок из стали аустенитного и перлитного классов и железоникелевых сплавов. Основные положения» и ОСТ 5Р.9634-2015 «Соединения сварные конструкций специальных судовых энергетических установок из стали аустенитного и перлитного классов и железоникелевых сплавов. Правила приемки и методы контроля» для изготовления оборудования из сталей 15Х3НМФА, 15Х3НМФА-А, 15Х2НМ1ФА и 15Х2НМ1ФА-А.

Работа проведена в период 2021-2025 годов в рамках программы работ НИОКР № 054-002-412 по теме: «Научно-исследовательская работа по аттестационным испытаниям сварных соединений, выполненных автоматической сваркой под флюсом на переменном токе» и программы работ № Св-48.001-753/2022 по теме: «Программа и методика аттестационных испытаний сварных соединений сталей 15Х2НМФА, выполненных методом автоматической сварки проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с флюсом 48АФ-71».

ГЛАВА 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА ОБЕСПЕЧЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ МЕТАЛЛА СВАРНЫХ ШВОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР ИЗ СТАЛИ ТИПА 15Х2НМФА

1.1 Устройство корпуса ВВЭР и технология его изготовления

На сегодняшний день основу ядерной энергетики России и мира составляют ядерные энергетические установки с водо-водяными энергетическими реакторами (далее – ВВЭР) [2, 34, 35]. Вторая половина прошлого века представляла собой период активного изучения возможных вариантов реакторных систем, удовлетворяющих потребностям большой атомной энергетики. Спектр исследуемых реакторов был очень широк: рассматривались различные теплоносители, конструктивные схемы активных зон и систем охлаждения реакторных установок [34]. При этом ВВЭР обладал рядом преимуществ, таких как: компактность (благодаря высоким замедляющим свойствам воды), высокая удельная мощность объема активной зоны, сравнительно низкая стоимость сооружения АЭС [35].

Разработка технического задания на проектирование первого отечественного ВВЭР для АЭС с электрической мощностью 200 МВт приходится на 1955 г., который и считается началом развития АЭС с ВВЭР в России и за рубежом. Уже в 1964 г. в эксплуатацию введена первая ядерная энергетическая установка с ВВЭР-1. На базе проекта ВВЭР-1 в короткие сроки был разработан ряд проектов ВВЭР первого поколения: ВВЭР-2, ВВЭР-3М, ВВЭР-440 [35]. Следующими ступенями развития стали разработки реакторных установок второго поколения – ВВЭР-1000, третьего поколения – ВВЭР-1200 (АЭС-2006) и III+ поколения – ВВЭР-1300 (ВВЭР-ТОИ).

Последовательно перечисленные выше проекты отражают систематическое развитие ВВЭР, которое сопровождалось поиском рациональных решений, направленных на увеличение мощности и ресурса,

повышение эффективности и уровня безопасности АЭС. Достижение указанных целей сопровождалось тенденцией к увеличению габаритных размеров и толщины элементов корпуса реактора, что обуславливало непрерывное развитие и совершенствование применяемых материалов и технологий их изготовления для обеспечения нарастающих требований к механическим характеристикам и стойкости материалов к эксплуатационным факторам. Так, например, при переходе от ВВЭР-440 к ВВЭР-1000 и далее к ВВЭР-1200 увеличивалась толщина стенки обечайки активной зоны, что позволило увеличить рабочее давление в реакторе, и ее внутренний диаметр, что в свою очередь позволило уменьшить флюенс нейтронов (количество нейтронов на единицу площади) и, тем самым, повысить срок службы корпуса (таблица 1.1) [35-37].

Таблица 1.1 – Типовые характеристики ВВЭР

Характеристика	Тип реактора			
	ВВЭР-440	ВВЭР-1000	ВВЭР-1200	ВВЭР-ТОИ
Внутренний диаметр обечайки активной зоны, мм	3560	4150	4250	4250
Толщина стенки обечайки активной зоны, мм	140	192,5	197,5	197,5
Проектный срок службы, лет	30	40	60	>60
Проектный флюенс, 10^{23} м^{-2}	~(20-24)	~(4-6)	~4	~4

Кроме того, изначально конструкция нижнего полукорпуса ВВЭР-1000 состояла из четырех обечаек и днища, соединенных четырьмя сварными швами, два из которых находились напротив активной зоны реактора. Позднее была разработана конструкция ВВЭР-1000, полукорпус нижний которого состоял уже из трех обечаек и днища, при этом только один сварной шов оказывался напротив активной зоны. Конструкция корпуса реактора для ядерных установок с ВВЭР-ТОИ [38] полностью исключила наличие кольцевых швов напротив активной зоны – нижняя часть такого корпуса реактора состоит из одной длинной обечайки, соединенной сварным швом с днищем, а опорная обечайка совмещена с нижней обечайкой зоны патрубков. Таким образом, видно, что с

увеличением рабочих параметров ВВЭР возрастали габариты и масса заготовок корпуса реактора, что требовало постоянного совершенствования основных и сварочных материалов, а также технологии изготовления корпуса реактора и его элементов.

Корпус ВВЭР предназначен для размещения внутрикорпусных устройств, активной зоны и должен обеспечивать достаточное охлаждение активной зоны при циркуляции теплоносителя первого контура. Корпус реактора входит в состав границ давления первого контура реакторной установки и совместно с крышкой верхнего блока является вертикальным цилиндрическим сосудом, находящимся под давлением и выдерживающим необходимые для обеспечения работоспособности реактора параметры теплоносителя.

К ресурсу и надежности корпуса реактора предъявляются особо высокие требования ввиду того, что он является несменяемым элементом ядерной установки, а его разрушение может привести к серьезным последствиям. Корпус реактора является элементом, важным для безопасности, относится к элементам первого класса безопасности в соответствии с НП-001 [39], I категории сейсмостойкости по НП-031 [40] и к группе А по НП-089 [41].

В настоящее время из числа заказов на изготовление ядерных установок с ВВЭР, реализуемых Госкорпорацией «Росатом» в России и за рубежом, преимущества имеют ядерные установки с ВВЭР-1200 [4]. Корпус такого реактора состоит из основных элементов в соответствии с таблицей 1.2, соединенных между собой кольцевыми сварными швами, выполненными автоматической сваркой под флюсом (далее – АСФ).

Общий вид корпуса реактора ВВЭР-1200 показан на рисунке 1.1.

Внутренний диаметр корпуса ВВЭР-1200 напротив активной зоны обеспечивает достаточный водяной зазор между стенкой корпуса реактора и шахтой внутрикорпусной для обеспечения проектного значения флюенса на материал корпуса за 60 лет эксплуатации.

Заготовки корпуса реактора представляют собой крупногабаритные поковки толщиной до 480 мм из низколегированной теплоустойчивой стали 15Х2НМФА и ее модификаций (см. таблицу 1.2).

Таблица 1.2 – Основные конструктивные элементы корпуса реактора ВВЭР-1200

Наименование элемента	Вид заготовки	Толщина стенки, мм		Марка материала
		в заготовке	в готовом корпусе	
фланец	поковка	480	450	сталь 15Х2НМФА
днище	штампованное из кованой обечайки	255	225	
обечайки зоны патрубков (ОЗПВ и ОЗПН)	поковка с патрубками, выполненными штамповкой	310	290 / 287	сталь 15Х2НМФА-А
обечайка опорная (ОО)	поковка	355	230 / 197,5	сталь 15Х2НМФА класс 1
обечайка активной зоны (ОАЗ)	поковка	262,5	197,5	



Рисунок 1.1 - Общий вид корпуса реактора ядерных установок с ВВЭР-1200
ОЗПВ, ОЗПН – обечайки зоны патрубков верхняя и нижняя, ОО – обечайка опорная, ОАЗ – обечайка активной зоны

Изображения процесса автоматической сварки при изготовлении корпуса ВВЭР в условиях завода «Атоммаш» приведены на рисунке 1.2. В основном, кольцевые соединения кованых и штампованных заготовок КР выполняют методом АСФ. Сварку выполняют с предварительным и сопутствующим

подогревом при минимальной температуре 150 °C (максимальная температура, согласно [42], не должна превышать минимальную более чем на 150 °C).



Рисунок 1.2 - АСФ кольцевых швов корпуса реактора в филиале «Атоммаш»

Корневые проходы сварных швов выполняют с использованием «мягкой» проволоки марки Св-08АА, что обеспечивает отсутствие растрескивания в корневой части из-за конструктивного непровара. В дальнейшем, корневую часть шва выбирают механическим способом для обеспечения отсутствия непровара в корне шва.

После сварки, не допуская охлаждения сварного соединения ниже 150 °C, проводят термическую обработку по режиму промежуточного отпуска: 620 ± 10 °C в течение 4,5-5,0 ч. и окончательного отпуска: 650 ± 10 °C в течение 8,0–10,0 ч. Поскольку швы корпуса реактора в процессе изготовления проходят различное количество циклов термической обработки, минимально-возможный цикл термической обработки состоит из одного промежуточного и одного окончательного отпуска, максимально-возможный – из четырех промежуточных и одного окончательного отпуска. Для крышки реактора минимально-возможный цикл термической обработки состоит из одного промежуточного и

одного окончательного отпуска, максимально-возможный – из одного промежуточного и двух окончательных отпусков.

Толщина свариваемых элементов составляет от 197,5 мм до 290 мм. На заводе «Атоммаш» используют вариант так называемой «широкой разделки» кольцевых сварных швов корпуса реактора. На рисунке 1.3 представлен макрошлиф одного из таких кольцевых швов.

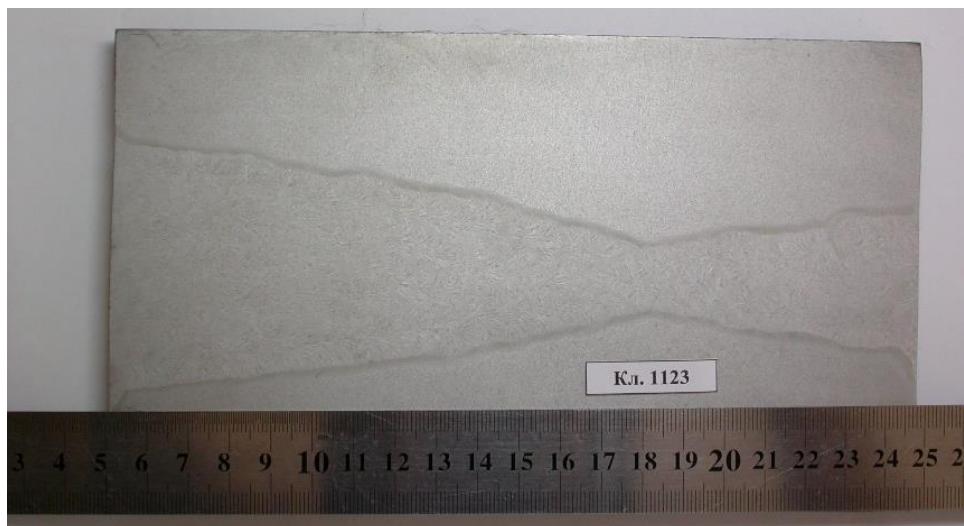


Рисунок 1.3 - Макрошлиф одного из кольцевых швов корпуса реактора

В зависимости от модификации ВВЭР, сварные швы могут находиться в зоне нейтронного облучения или, за счет применения удлиненной обечайки активной зоны, быть вынесеными из этой зоны. Во втором случае материал шва и околосшовная зона не подвергаются нейтронному облучению флюенсом свыше $1 \cdot 10^{22}$ нейтр./м² (с энергией $E \geq 0,5$ МэВ).

Стоит отметить, что в настоящее время конструкторскими бюро продолжаются разработки проектов ВВЭР [43 - 51] в направлении повышения эффективности и снижения материальных издержек при их изготовлении в условиях конкурентной борьбы с ведущими мировыми проектными организациями. Все перспективные направления развития ВВЭР так или иначе связаны с необходимостью совершенствования материалов, обусловленной повышением требований к их механическим характеристикам, в особенности СХР.

1.2 Основные материалы, применяемые при изготовлении корпусов ВВЭР

Принципиально важной задачей для создания корпусов реакторов изначально являлась разработка специальной стали с необходимыми прочностными и технологическим свойствами, а также обладающей достаточной устойчивостью к действию высоких температур и нейтронного излучения. Для изготовления корпусов реакторов первого поколения (ВВЭР-440) была разработана и применена теплоустойчивая сталь 15Х2МФА [35], уровень прочности которой для полуфабрикатов толщиной до 400 мм соответствовал категории прочности КП-40 при гарантированных значениях исходной критической температуры хрупкости $T_{K0} \leq 0$ °С. Позднее была разработана ее модификация 15Х2МФА-А, в которой снижено содержание примесей – S, P, Cu, As, а также введено ограничение по содержанию примесей – Sb и Sn. По прошествии лет, с развитием металлургии и накопленным опытом эксплуатации АЭС с ВВЭР-440, химическая композиция данных сталей была изменена в сторону дальнейшего снижения содержания примесей S, P, Cu, As. Кроме того, разработаны новые модификации стали 15Х2МФА мод А и 15Х2МФА-А мод. А, в которых повышен нижний предел содержания С и Cr, а также введено микролегирование Nb [52-54].

Переход на реакторные установки второго поколения большей мощности потребовал решения задачи по обеспечению нового, более высокого уровня механических характеристик и технологичности изготовления заготовок корпуса реактора. В сравнении с предшественниками первого поколения ВВЭР-440 реакторы второго поколения ВВЭР-1000 обладали увеличенными габаритами и толщиной стенки. Разработку новых материалов, обладающих большей прочностью при больших габаритах заготовок, проводили ведущие научные, конструкторские, материаловедческие и производственные предприятия - ОКБ «ГИДРОПРЕСС», НПО «ЦНИИТМАШ», ЦНИИ КМ «Прометей», Ижорские заводы, «Курчатовский институт», НИАР

[34, 35]. Результатом явилась разработанная на основе химической композиции стали 15Х2МФА сталь 15Х2НМФА. В стали было увеличено содержание никеля в количестве до 1,5 % для достижения хорошей прокаливаемости в сечениях большой толщины и повышения уровня механических свойств до уровня КП 45 [34]. Химическая композиция стали 15Х2НМФА также совершенствовалась с течением многих лет, в основном, в сторону уменьшения содержания примесных элементов. Были разработаны модификации 15Х2НМФА-А, 15Х2НМФА кл. 1 [55-57]. В таблице 1.3 представлен химический состав перечисленных модификаций стали 15Х2НМФА, применяемых в настоящее время при изготовлении оборудования первого контура ВВЭР.

Таблица 1.3 – Химический состав стали 15Х2НМФА и ее модификаций

Марка стали	Нормативный документ	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo
15Х2НМФА	ТУ 0893-013-00212179-2003 изм. 4 (2017 г.)	0,13-0,18	0,17-0,37	0,30-0,60	1,8-2,3	1,0-1,5	0,5-0,7
15Х2НМФА-А	ТУ 0893-013-00212179-2003 изм. 4 (2017 г.)	0,13-0,18	0,17-0,37	0,30-0,60	1,8-2,3	1,0-1,5	0,5-0,7
15Х2НМФА кл. 1	ТУ 0893-013-00212179-2003 изм. 4 (2017 г.)	0,13-0,18	0,17-0,37	0,30-0,60	1,8-2,3	1,0-1,3	0,5-0,7

Продолжение таблицы 1.3

Марка стали	V	Cu	S	P	As	Co	Sb	Sn	P+Sb+Sn
		не более							
15Х2НМФА	0,10-0,12	0,30	0,005	0,006	0,020	0,03	-	-	-
15Х2НМФА-А	0,10-0,12	0,10	0,005	0,005	0,010	0,03	0,005	0,005	0,015
15Х2НМФА кл. 1	0,10-0,12	0,06	0,004	0,005	0,010	0,03	0,005	0,005	0,012

Анализ данных таблицы 1.3 показывает, что по химическому составу модификации стали 15Х2НМФА различаются не существенно: в сталь 15Х2НМФА-А, в сравнении со сталью 15Х2НМФА, введено ограничение по содержанию примесных элементов сурьмы и олова, снижено значение допустимого содержания мышьяка, фосфора и меди; в стали 15Х2НМФА кл. 1,

в сравнении со сталью 15Х2НМФА-А, снижено содержание никеля (верхний предел ограничен 1,3 %), снижено содержание меди и серы.

Уменьшение содержания примесей совместно с совершенствованием технологии выплавки и изготовления заготовок позволило двигаться в направлении улучшения исходного комплекса вязкопластических свойств данных сталей и повышения их стойкости к воздействию эксплуатационных факторов [55-57].

В таблице 1.4 представлены требования к механическим свойствам кованых и штампованных заготовок из сталей 15Х2НМФА, 15Х2НМФА-А, 15Х2НМФА кл. 1 в соответствии с требованиями ТУ 0893-013-00212179-2003 изм. 4 [58], применяемых при изготовлении КР и крышки реактора современных проектов.

Таблица 1.4 – Требования к механическим свойствам заготовок из стали типа 15Х2НМФА

Механические свойства при температуре испытания, °С								
20				350				Критическая температура хрупкости, T_{K0} , °С
Временное сопротивление, R_m , Н/мм ²	Условный предел текучести, $R_{p0,2}$, Н/мм ²	Относительное удлинение, A , %	Относительное сужение, Z , %	Временное сопротивление, R_m , Н/мм ²	Условный предел текучести, $R_{p0,2}$, Н/мм ²	Относительное удлинение, A , %	Относительное сужение, Z , %	
610	490	15	55	540	440	14	50	(-45) – (-20)*

* для каждой заготовки требование к T_{K0} определяет конструкторская документация

Как свидетельствуют данные таблицы 1.4, к различным заготовкам основного металла КР могут быть предъявлены различные требования по критической температуре хрупкости. Так, для обечаек активной зоны, испытывающих наибольшее воздействие флюенса быстрых нейтронов от тепловыделяющих сборок, предъявляют наиболее жесткие требования: критическая температура хрупкости в исходном состоянии должна быть не выше -45 °С.

1.3 Сварочные материалы, применяемые при изготовлении корпусов реакторов ВВЭР из стали типа 15Х2НМФА

Первые корпуса реакторов ВВЭР-1000 изготавливали из стали 15Х2НМФА и 15Х2НМФА-А с использованием для сварки кольцевых швов двух вариантов сочетаний сварочных материалов [52]:

- первый вариант – проволока Св-10ХГНМА-А (в дальнейшем, переименованная в марку Св-12Х2Н2МА) в сочетании с плавленым сварочным флюсом марки ФЦ-16А разработки НПО «ЦНИИТМАШ»;
- второй вариант – проволока Св-08ХГНМТА в сочетании с плавленым сварочным флюсом марки НФ-18М разработки ЦНИИ КМ «Прометей».

Требования к химическому составу и механическим свойствам, по данным нормативных документов, сведения о которых сведены в работе [59] приведены в таблице 1.5 и в таблице 1.6.

Таблица 1.5 – Требования к химическому составу металла шва КР из стали типа 15Х2НМФА

Марка проволоки	Марка флюса	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Cu	S	P	Co
		Не более										
Св-10ХГНМА-А	ФЦ-16А	0,06-0,12	0,15-0,45	0,65-1,10	1,2-2,0	1,2-1,8	0,40-0,70	-	0,15	0,020	0,025	-
Св-12Х2Н2МА		0,06-0,12	0,15-0,45	0,65-1,10	1,4-2,1	1,2-1,9	0,45-0,75	-	0,15	0,020	0,025	
Св-08ХГНМТА	НФ-18М	0,06-0,10	0,15-0,45	0,45-1,10	1,2-2,0	1,0-1,5	0,40-0,70	0,01-0,06	0,15	0,020	0,025	-
Св-12Х2Н2МАА	ФЦ-16А	0,04-0,12	0,15-0,45	0,45-1,10	1,40-2,10	1,00-1,30	0,40-0,75	-	0,06	0,012	0,008	0,02
Св-09ХГНМТАА-ВИ	НФ-18М	0,04-0,10	0,15-0,45	0,45-1,10	1,1-1,8	0,90-1,30	0,40-0,70	0,01-0,06	0,07	0,010	0,008	0,02
Св-09ХГНМТАА-ВИ	ФЦ-16А	0,04-0,10	0,15-0,45	0,45-1,10	1,20-2,00	0,90-1,30	0,40-0,70	0,01-0,06	0,06	0,012	0,008	0,02

По химическому составу рассматриваемые варианты различаются, в основном, содержанием никеля: в первом случае – на уровне 1,2-1,9 %, во втором – 0,9-1,5 %.

Таблица 1.6 – Требования к механическим свойствам металла шва КР стали типа 15Х2НМФА

Механические свойства при температуре испытания, °C								Критическая температура хрупкости, T_{K0} , °C	
20				350					
Временное сопротивление, R_m , Н/мм ²	Условный предел текучести, $R_{p0,2}$, Н/мм ²	Относительное удлинение, A , %	Относительное сужение, Z , %	Временное сопротивление, R_m , Н/мм ²	Условный предел текучести, $R_{p0,2}$, Н/мм ²	Относительное удлинение, A , %	Относительное сужение, Z , %		
539	422	15	55	490 ²⁾	392 ²⁾	14	50	(-15) – 0 ¹⁾	

¹⁾ По требованию конструкторской документации.

²⁾ Для металла шва, выполненного сварочной проволокой Св-12Х2Н2МАА под флюсом ФЦ-16А, допускается при 350 °C $R_m = 460$ МПа, $R_{p0,2} = 373$ МПА

Результаты проведенных исследований [16, 20-22, 24, 26-28, 30-33, 52, 60-62] показали отрицательное влияние легирующего элемента никеля и примесей меди, фосфора мышьяка и олова на стойкость против нейтронного облучения, причем данное явление было выявлено как для металла сварных швов, так и для основного металла.

Основываясь на проведенных исследованиях, в начале 80-х гг. XX века оба варианта сварочных материалов были изменены, в основном, в сторону снижения содержания вышеуказанных элементов в их составе.

Так, в первом случае, сварочная проволока марки Св-12Х2Н2МА была заменена проволокой марки Св-12Х2Н2МА-А [63]. Несколькими извещениями об изменении технических условий на поставку сварочной проволоки Св-12Х2Н2МА-А снижали содержание никеля, таким образом, обеспечив его содержание в металле шва на уровне 1,00-1,30 % (см. таблицу 1.5). Вместе с тем были ужесточены требования к содержанию примесных элементов в составе сварочного флюса марки ФЦ-16А, что в совокупности позволило обеспечить высокую чистоту металла шва по содержанию примесных элементов.

Во втором случае, основываясь на составе сварочной проволоки Св-08ХГНМТА, был разработан состав сварочной проволоки

Св-09ХГНМТАА-ВИ, обеспечивающий содержание никеля в металле шва на уровне 0,90-1,30 % [64]. Изготовление сварочного флюса марки НФ-18М было также переведено на более чистые компоненты, что позволило обеспечить содержание примесных элементов в наплавленном металле – такое же, как и при использовании сочетания сварочной проволоки Св-12Х2Н2МА-А и флюса ФЦ-16А.

Практически, единственным различием двух вариантов сварочных материалов по химическому составу металла шва оставалось содержание титана в его составе в количестве 0,01-0,06 % во втором случае, вводимом в металл шва через сварочную проволоку Св-09ХГНМТАА-ВИ.

Введение титана в состав металла шва позволяло получать требуемые прочностные свойства металла шва (см. таблицу 1.6) за счет его упрочнения дисперсными нитридами и карбонитридами титана, модифицирующего металл шва [65].

В случае применения сочетания сварочной проволоки Св-12Х2Н2МА-А и флюса ФЦ-16А были выявлены проблемы в обеспечении прочностных свойств при температуре испытаний 350 °С, что нашло свое отражение в требованиях нормативной документации: нормативное значение временного сопротивления снизили до $R_m = 460$ МПа, предела текучести до $R_{p02} = 375$ МПа [66, 67].

В 90-е годы единственным на тот момент предприятием-изготовителем – электродно-флюсовым производством Ижорских заводов – была утрачена технология качественного изготовления сварочного флюса НФ-18М, что привело к ухудшению его сварочно-технологических свойств. По инициативе основного на тот момент предприятия-изготовителя «Ижорские заводы», в 1999 г. было принято техническое решение о применении при АСФ кольцевых швов КР из стали типа 15Х2НМФА для сварочной проволоки марки Св-09ХГНМТАА-ВИ [68] наряду с флюсом НФ-18М флюса ФЦ-16А по ОСТ 24.948.02 [69]. Анализ изменений характеристик металла шва ввиду различий в химическом составе сварочного флюса будет приведен в главе 3 настоящей работы.

С момента возобновления изготовления КР на заводе «Атоммаш» с 2000-х гг., для АСФ кольцевых швов в основном применяли сварочную проволоку марки Св-09ХГНМТАА-ВИ с плавленым флюсом марки ФЦ-16А.

1.4 Воздействие эксплуатационных факторов и их влияние на механические свойства металла шва корпуса реактора

В процессе эксплуатации материалы корпуса реактора подвергаются влиянию следующих факторов [16, 20, 31, 70]: облучение нейтронами (флюенс нейтронов ($E > 0,5$ МэВ) $\sim 4,6 \cdot 10^{23}$ м⁻² на конец проектного срока эксплуатации 60 лет); постоянные напряжения от рабочего давления; переменные напряжения и деформации вследствие изменения температуры и давления при переходе с одного режима на другой; рабочая температура (328,9 °C на выходе теплоносителя для актуальных проектов ВВЭР).

Установлено [32], что наибольший вклад в деградацию материалов КР вносит нейтронное облучение – для материалов КР напротив активной зоны. Следует отметить, что при росте температуры степень радиационного охрупчивания снижается. При этом термическое старение при длительном воздействии температуры также вносит вклад в деградацию свойств материалов всего КР [32]. Под совместным воздействием рабочей температуры и облучения конструкционные материалы испытывают микроструктурные превращения, которые оказывают влияние на их механические свойства. Нейтронное облучение, среди всех видов облучений, оказывает наиболее сильное влияние на материалы, приводя к их упрочнению и радиационному охрупчиванию [71].

В общем случае для материалов КР выделяют два механизма охрупчивания: упрочняющий и неупрочняющий [17]. Упрочняющий механизм развивается в результате образования или изменения элементов структуры, препятствующих движению линейных дислокаций, посредством которого реализуется пластическая деформация металла. Упрочнение может реализовываться в результате образования примесными элементами кластеров и

преципитатов, образования точечных дефектов и дислокационных петель, выделения карбидов или карбонитридов [71]. Упрочняющий механизм в большей степени влияет на сдвиг критической температуры хрупкости под воздействием нейтронного облучения [9].

Неупрочняющий механизм охрупчивания основан на снижении напряжения хрупкого межзеренного разрушения при отсутствии упрочнения. Данный механизм реализуется путем образования сегрегаций на межфазных границах и границах бывших аустенитных зерен в результате ускоренной диффузии атомов фосфора, что снижает когезионную прочность границ зерен [71]. Неупрочняющий механизм в большей степени влияет на сдвиг критической температуры хрупкости под температурным воздействием [18].

Фактически, при эксплуатации КР, охрупчивание проявляется по обоим механизмам, а на степень их проявления значительное влияние оказывают условия эксплуатации, содержание в стали легирующих и примесных элементов, а также особенности структуры [19].

Так, на образование радиационных дефектов типа дислокационных петель в большей степени оказывают влияние эксплуатационные факторы (температура, флакс и флюенс нейtronов), нежели химический состав стали [72]. Образование преципитатов связано с наличием в стали определенных элементов: Си-обогащенные преципитаты образуются в сталях с повышенным содержанием меди, что характерно для материалов КР ВВЭР-440 первого поколения [10], Ni-Si-Mn-преципитаты образуются в сталях с низким содержанием меди и повышенным содержанием Ni [20]. Зернограничную сегрегацию фосфора в различной степени усиливает увеличенное содержание в стали Ni, Mn и Cr [16, 65]. Кроме того, помимо фосфора на границы первичных аустенитных зерен сегрегируют Cr, Ni, Mo и C [14].

Уже многие годы большой интерес в вопросе влияния содержания химических элементов в материалах КР на их охрупчивание представляет изучение содержания в стали никеля. Множество проведенных исследований,

касающихся влияния воздействия нейтронного облучения на изменения свойств низколегированных сталей [27-29] и их сварных соединений [11, 30], показали отрицательное влияние никеля на стойкость металла против радиационного охрупчивания. При увеличении содержания никеля в металле повышение критической температуры хрупкости под воздействием нейтронного облучения обусловлено образованием кластеров, обогащенных никелем и марганцем, за счет чего происходит упрочнение и, как следствие, охрупчивание материала [11]. При содержании в металле шва более 1,5 % никеля отмечается значительное повышение T_{K0} с преобладанием сегрегационного механизма термического охрупчивания [32]. При содержании в металле шва менее 1,3 % никеля наблюдается выпадение и последующая коагуляция карбидов («карбидное старение») и при длительных выдержках сдвиг T_{K0} практически отсутствует [32].

В более поздних работах [56, 57] показано, что легирование стали никелем без опасения потери устойчивости против радиационного охрупчивания обеспечено за счет очищения материалов КР от фосфора, меди, сурьмы, олова и других примесей, что стало возможным при использовании первородных особо чистых шихтовых материалов и внепечной металлургической обработки.

По мере увеличения длительности эксплуатации реактора, в результате воздействия нейтронного облучения, рабочей температуры и циклических нагрузок возрастает значение опасной с точки зрения возможного хрупкого разрушения температуры, которое может превысить значение минимальной рабочей температуры корпуса реактора. Таким образом, важной характеристикой материалов корпуса реактора является радиационная стойкость (степень охрупчивания при нейтронном облучении), которая в значительной степени определяет ресурс работы корпуса реактора.

Для корпусов ВВЭР из стали 15Х2НМФА и ее модификаций существует потенциальная опасность хрупкого разрушения при достаточно низкой температуре в условиях возникновения номинальных напряжений ниже предела текучести материала. Такое разрушение при рабочих температурах оборудования маловероятно, однако не исключены при работе реактора в

режимах с пониженной относительно рабочей температурой. Например, гидроиспытания эксплуатируемых КР проводятся при повышенном давлении и температуре до 60 °С. Безусловная недопустимость разрушения корпуса в условиях работы при пониженной температуре определяет выбор предельных условий безопасной эксплуатации оборудования, а также требования к гарантированному обеспечению характеристик, ответственных за сопротивление хрупкому разрушению материалов.

Помимо гидроиспытаний, опасность представляет работа реактора в режиме аварийного расхолаживания, сопровождающимся резким охлаждением внутренних поверхностей корпуса (термошоком), что приводит к возникновению термических напряжений в его стенках. Термошок под давлением в корпусе реактора сопровождается быстрым охлаждением КР с возникновением больших градиентов температур (рисунок 1.4), что приводит к возникновению высоких растягивающих напряжений [73].

Способность выдерживать возникающие при термошоке нагрузки совместно с рабочим давлением является наиважнейшей с точки зрения обеспечения целостности корпуса реактора и определяющей его ресурс.

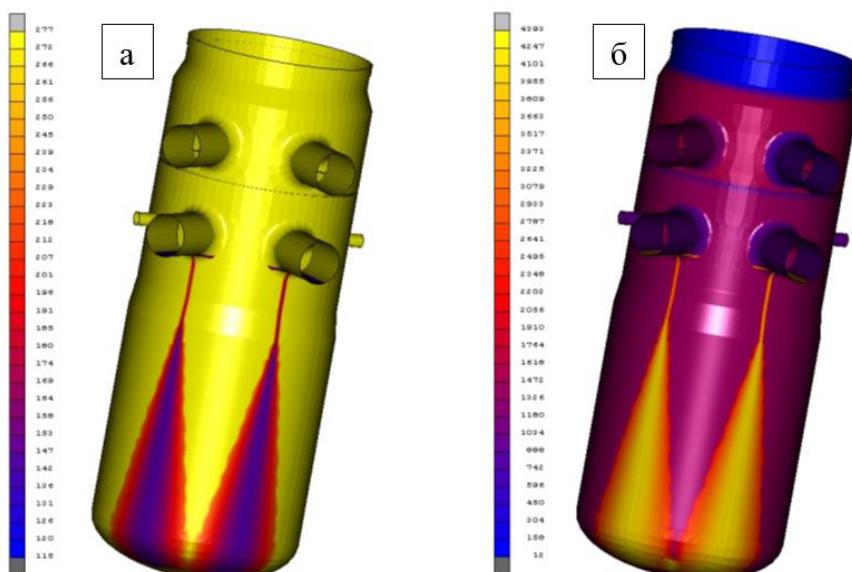


Рисунок 1.4 - Характерное распределение температуры (а) и коэффициентов теплоотдачи (б) на внутренней стенке корпуса реактора в условиях аварийного расхолаживания

В процессе развития ВВЭР для повышения его безопасности по критерию хрупкого разрушения в любых штатных и аварийных ситуациях двигались в двух направлениях [33, 74]:

- совершенствование конструкции корпуса: увеличение внутреннего диаметра корпуса напротив активной зоны, что позволяет снизить поток нейтронов на стенку корпуса, а также выведение сварных швов, как наиболее подверженных деградации в эксплуатационных условиях, из зоны наибольшего флюенса;
- повышение устойчивости материалов КР к воздействию эксплуатационных факторов, вызывающих охрупчивание.

Учитывая, что увеличение диаметра корпуса ограничено технологическими возможностями машиностроительных предприятий, а также необходимостью сохранения возможности транспортирования железнодорожными путями, более перспективным является материаловедческое направление по совершенствованию материалов КР в сторону достижения более высоких исходных значений СХР в сочетании со снижением степени их повреждаемости под воздействием эксплуатационных факторов [33, 74].

Таким образом, материалы КР должны обладать комплексом механических и технологических свойств, обеспечивающих сохранение конструктивной целостности и герметичности корпуса реактора в условиях высоких механических нагрузок, повышенных температур и нейтронного облучения в течение всего срока эксплуатации.

За последние десятилетия совершенствование metallургических технологий при производстве заготовок из сталей типа 15Х2НМФА позволило обеспечить для них гарантированно низкую критическую температуру хрупкости в исходном состоянии и высокое сопротивление радиационному и тепловому охрупчиванию в процессе эксплуатации. Анализ результатов испытаний заготовок из стали 15Х2НМФА и ее модификаций, изготовленных за несколько последних лет, показал, что фактическая критическая температура

хрупкости в исходном состоянии составляет от -110 °C до -50 °C (в зависимости от диаметра и толщины стенки заготовки).

Анализ результатов испытаний контрольных сварных соединений при контроле качества сварочных материалов, а также результатов испытаний производственных контрольных сварных соединений за последние несколько лет показал, что фактическая критическая температура хрупкости металла шва составляет -15 °C с единичными случаями результата $T_{K0} < -15$ °C (от -20 °C до -40 °C). Анализ результатов определения критической температуры хрупкости для металла сварных швов КР будет представлен далее.

1.5 Характеристики сопротивления хрупкому разрушению и способы их определения

Сопротивление хрупкому разрушению (далее СХР) определяет способность материала пластиически деформироваться в условиях динамических нагрузок. Хрупкое разрушение опасно тем, что происходит внезапно, с высокой скоростью распространения трещин, без заметной макропластической деформации, часто даже при весьма низких напряжениях от рабочей нагрузки.

СХР сварных швов определяют при изготовлении оборудования, испытывая контрольные сварные швы и производственные контрольные сварные соединения, а также в процессе эксплуатации при смене топливных кампаний, испытывая образцы-свидетели. По величине изменений СХР вследствие воздействия эксплуатационных факторов (времени, температуры и флюенса нейтронов) оценивают ресурс материалов корпуса.

В качестве основной характеристики СХР используется зависимость вязкости разрушения K_{JC} от температуры [75]. Для оценки СХР материалов необходимо знать трансформацию температурной зависимости вязкости разрушения $K_{JC}(T)$ в процессе эксплуатации. Прогнозирование трансформации кривой $K_{JC}(T)$ обычно выполняется с использованием методов Master Curve (MC) [76] или Unified Curve (UC) [77, 78]. В российских нормативных документах для

прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения используют вариант метода Advanced Unified Curve (AUC) [75, 79]. При использовании этих методов для прогнозирования СХР в рассматриваемый момент времени необходимо знать значение ΔT_{tr} . Для метода МС $T_{tr}=T_0$, для метода AUC $T_{tr}=T_{100}$, где T_0 и T_{100} – референсные температуры, соответствующие температуре испытания, для которой вязкость разрушения $K_{JC}=100 \text{ MPa}\sqrt{\text{м}}$ для образцов толщиной $B_l=25 \text{ мм}$ с вероятностью разрушения $P_f=0,5$.

Кроме того, трансформацию кривой $K_{JC}(T)$ можно предсказать по сдвигу критической температуры хрупкости ΔT_K , когда критическая температура хрупкости T_K определяется по результатам испытаний образцов на ударный изгиб. Этот подход действителен, если известна взаимосвязь между ΔT_0 и ΔT_K или ΔT_{100} и ΔT_K . Прогнозирование $K_{JC}(T)$ при использовании значений ΔT_K является весьма важным, поскольку значительная часть данных по радиационному охрупчиванию материалов реакторов ВВЭР получена по результатам испытаний на ударный изгиб образцов-свидетелей.

Принято считать, что

$$\Delta T_0 = k_1 \cdot \Delta T_K, \quad (1.1)$$

или

$$\Delta T_{100} = k_2 \cdot \Delta T_K, \quad (1.2)$$

где k_1 и k_2 – коэффициенты.

Согласно имеющимся данным [80], для низколегированной Mn-Ni-Mo стали A533 и ее сварных швов $k_1 = 1,08$. По результатам анализа, проведенного в работе [81], установлено, что для материалов реакторов PWR коэффициент k_1 изменяется от 0,85 до 1,19; а для материалов реакторов ВВЭР коэффициенты k_1 и k_2 изменяются от 0,87 до 1,2. В российских нормативных документах [75] принято:

$$k_2 = k_{OM} = k_{MSh} = 1, \quad (1.3)$$

где k_{OM} и $k_{MШ}$ – значения коэффициента k_2 для основного металла и металла шва соответственно.

На этапе изготовления корпуса ВВЭР единственной характеристикой СХР металла шва, регламентируемой конструкторской документацией, является исходная критическая температура хрупкости T_{k0} , определяемая по методике [82], в то время как при испытании образцов-свидетелей определяют характеристики СХР по методикам [75, 76, 79, 83].

В Российских нормативных документах при использовании концепции АУС [75, 78], прогнозирование трансформации кривой $K_{JC}(T)$ в процессе эксплуатации может быть выполнено следующим образом.

$$K_{JC(\text{med})}^{25}(T) = K_{JC}^{\text{shelf}} + \Omega \cdot a_1 \cdot \left[1 + \text{th} \left(\frac{T - a_2}{a_3} \right) \right] \quad (1.4)$$

$$\Omega = \frac{70}{a_1 \cdot \left(1 + \text{th} \left(\frac{T_{100}^{\text{расч}} - a_2}{a_3} \right) \right)} \quad (1.5)$$

где $K_{JC(\text{med})}^{25}$ – значение вязкости разрушения K_{JC} для образца толщиной $B=25$ мм с вероятностью разрушения $P_f = 0.5$; $K_{JC}^{\text{shelf}} = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; T – температура, $^{\circ}\text{C}$; a_1 , a_2 , a_3 – коэффициенты, в общем случае зависящие от температурного диапазона испытаний; $T_{100}^{\text{расч}}$ – значение температуры, при которой для образцов толщиной $B = 25$ мм и вероятности разрушения $P_f = 0.5$ величина $K_{JC} = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ в соответствии с методом АУС, $^{\circ}\text{C}$ и может быть рассчитана по формуле (1.6).

$$T_{100}^{\text{расч}} = T_{100}^{\text{start}} + \Delta T_F + \Delta T_T + \delta T_k \quad (1.6)$$

где T_{100}^{start} – значение T_{100} для ОМ и МШ в исходном состоянии, $^{\circ}\text{C}$; ΔT_F – сдвиг T_{100} вследствие нейтронного облучения, $^{\circ}\text{C}$; ΔT_T – сдвиг T_{100} , обусловленный

термическим старением, $^{\circ}\text{C}$; δT_{k} – температурный запас на погрешность прогнозирования ΔT_{100} в дозо-временных зависимостях, $^{\circ}\text{C}$.

При этом значение T_{100}^{start} может определяться как по результатам испытаний на вязкость разрушения, так и по результатам испытаний на ударный изгиб. В случае определения T_{100}^{start} по результатам испытаний на ударный изгиб, используется следующая формула:

$$T_{100}^{\text{start}} = T_{K0} - \delta T_{\text{cr-ch}} \quad (1.7)$$

где $\delta T_{\text{cr-ch}}$ – разность между T_{k} и T_{100} , в общем случае, зависящая от материала.

На основании большого массива экспериментальных данных, полученных при испытании образцов-свидетелей, для сварных швов КР ВВЭР-440 из стали 15Х2МФА, выполненных автоматической сваркой проволокой Св-10ХМФТ (или Св-10ХМФТУ) под флюсом АН-42 (или АН-42М), а также сварных швов КР ВВЭР-1000 из стали 15Х2НМФА, выполненных автоматической сваркой проволокой Св-10ХГНМАА под флюсом НФ-18М, было получено значение $\delta T_{\text{cr-ch}}=38\ ^{\circ}\text{C}$ [75]. Стоит отметить, что для современных проектов ВВЭР данные сварочные материалы уже не применяются.

В работе [84] для металла шва Cr-Mo-V стали 15Х2МФА-А мод. А выполненного АСФ близкой по составу к рассматриваемому материалу сварочной проволокой состава 1,8%Cr-0,6%Ni-0,5%Mo, получено значение $T_0^{\text{rap}} = T_{100}^{\text{rap}} = -64\ ^{\circ}\text{C}$ при $\delta T_{\text{cr-ch}} = 23\ ^{\circ}\text{C}$. Такое же значение $\delta T_{\text{cr-ch}} = 23\ ^{\circ}\text{C}$ принято в нормативном документе [75] для металла сварных швов стали марок 15Х2НМФА-А и 15Х2НМФА кл. 1, а также для металла сварных швов стали 15Х2МФА-А мод. А и мод. Б.

Представляет научный интерес определение характеристик $\delta T_{\text{cr-ch}}$ и T_{100}^{start} для металла сварных швов стали типа 15Х2НМФА, выполненных по разрабатываемой в данной работе технологии.

1.6 Анализ статистических данных механических свойств металла сварных швов корпусов ВВЭР современных проектов

В целях обоснования возможности снижения гарантированных значений исходной критической температуры хрупкости металла сварных швов корпусов перспективных ВВЭР, в середине 10-х гг. XXI века силами предприятий НПО «ЦНИИТМАШ» и ЦНИИ КМ «Прометей» был проведен анализ результатов испытаний контрольных сварных соединений при изготовлении КР по проекту ВВЭР-1000.

Гистограмма распределения результатов определения критической температуры хрупкости сварных швов КР проекта ВВЭР-1000, выполненных сварочной проволокой марки Св-10ХГНМАА и Св-12Х2Н2МАА под флюсом ФЦ-16А, по данным работы [84] приведен на рисунке 1.5а.



Рисунок 1.5 - Результаты определения Т_{K0} металла шва КР ВВЭР из стали типа 15Х2НМФА, выполненного сварочными материалами: а – проволокой марки Св-10ХГНМАА и Св-12Х2Н2МАА под флюсом ФЦ-16А; б – проволокой марки Св-08ХГНМАА и Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом НФ-18М; в – проволокой марки Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А

Следует отметить, что приведенные на рисунке 1.5 значения отображают лишь те случаи, когда проектная документация предъявляла требования к определению критической температуры хрупкости, большая часть ВВЭР первого поколения была изготовлена по конструкторской документации, в которой было требование лишь по подтверждению значения $T_{K0} \leq 0$ °C, фактическое значение Т_{K0} в этом случае, как правило, не определяли.

Анализ данных рисунка 1.5а свидетельствует о весьма низких значениях T_{K0} металла шва КР ВВЭР-1000 первого поколения, в которых содержание никеля составляло 1,5-1,8 %: среднее значение $T_{K0} = -22,6$ °С при медианном значении $T_{K0} = -30$ °С.

Когда реакторы ВВЭР-1000 уже находились в эксплуатации, результатами ряда исследований, выполненных Курчатовским институтом, НИИАР и ЦНИИ КМ «Прометей», было установлено существенное повышение коэффициента радиационного охрупчивания A_F сварных швов с таким содержанием никеля в сравнении с A_F основного металла, о чем подробно было написано в подразделе 1.4. По этой причине начиная с первого блока Запорожской АЭС для выполнения сварных швов, расположенных напротив активной зоны, применяли сварочную проволоку Св-08ХГМТА, в дальнейшем Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с флюсом НФ-18М.

Были проанализированы данные по результатам испытаний 25 контрольных сварных соединений КР ВВЭР-1000, выполненных с использованием указанных сварочных материалов до 1991 г. в производственных условиях предприятия Ижорские заводы. Из них на 13-ти пробах было предусмотрено подтверждение T_{K0} , а на 12-ти – определение.

Гистограмма распределения результатов определения критической температуры хрупкости сварных швов КР проекта ВВЭР-1000, выполненных сварочной проволокой марки Св-08ХГНМАА и Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом НФ-18М, приведена на рисунке 1.5б.

Как показывают данные рисунка 1.5б, для металла сварных швов, содержащих в своем составе от 1,0 до 1,4 % никеля, значения T_{K0} существенно выше: среднее значение $T_{K0} = -10,8$ °С при медианном значении $T_{K0} = -10$ °С.

Далее, о чем было сказано в подразделе 1.3, в связи с утратой технологии качественного изготовления сварочного флюса марки НФ-18М, по инициативе Ижорских заводов было принято техническое решение о применении для сварки плавленого флюса ФЦ-16А наряду с флюсом НФ-18М в сочетании с сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ, что негативным образом отразилось на

значении T_{K0} . Исследование влияния данной замены сварочного флюса на характеристики металла шва будет проведено в главе 3 данной работы.

Сочетание сварочных материалов, допущенное вышеуказанным техническим решением, было применено на Ижорском заводе при строительстве экспортных ВВЭР-1000.

В имеющихся сведениях о результатах испытаний 35-и контрольных сварных соединений, в двух случаях речь идет о подтверждении T_{K0} , в остальных – об определении. Гистограмма распределения результатов определения критической температуры хрупкости сварных швов КР проекта ВВЭР-1000, выполненных сварочной проволокой марки Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А, приведена на рисунке 1.5в.

Фактическое содержание никеля в металле шва в этом случае составляло 1,1-1,2 %. При использовании сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с флюсом ФЦ-16А на Ижорских заводах среднее значение $T_{K0} = -14,7^{\circ}\text{C}$ при медианном значении $T_{K0} = -10^{\circ}\text{C}$.

Анализируя данные рисунка 1.5б и 1.5в, значения распределения количества случаев получения значений исходной критической температуры хрупкости весьма схожи, их возможно объединить в один массив. На основе обработки данных массива методом математической статистики установлено, что 95-%-й интервал вероятности математического ожидания критической температуры хрупкости находится в пределах от -16,4 до -10,8 $^{\circ}\text{C}$.

Заложенное в требованиях конструкторской документации проектов, начиная с Балтийской АЭС, значение исходной критической температуры хрупкости не выше -15°C для металла сварных швов КР из стали типа 15Х2НМФА, выполненных сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с плавленым флюсом марок ФЦ-16А или НФ-18М, для проектов, начиная с ВВЭР-1200, по-видимому, не отражают реального положения статистических значений.

Статистические данные по результатам испытаний контрольных сварных швов и производственных контрольных сварных соединений заводом «Атоммаш» будут приведены в главе 3 данной работы.

На основании изложенного установлено, что обеспечение требуемой проектной документацией ВВЭР-1200, ВВЭР-ТОИ исходной критической температуры хрупкости T_{K0} для металла шва не выше -15°C является сложно достижимой технической задачей, решение которой требует корректировки либо разработки новой технологии сварки и/или сварочных материалов.

Постановка задачи

Из выполненного обзора следует, что возможности современной отечественной металлургии позволяют обеспечить прочностные характеристики заготовок корпуса реактора из стали 15Х2НМФА на уровне категории прочности КП 440 МПа в сочетании с высокими показателями СХР, для деталей обечаек активной зоны T_{K0} не выше минус 35°C . При этом к металлу шва КР предъявляют требования по обеспечению T_{K0} – не выше минус 15°C , обеспечение которой, как показано выше, является сложной технической задачей при существующих сварочных материалах (проволока Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с флюсом ФЦ-16А) и технологии сварки. Так как химическая композиция металла шва, выполненного сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ, обеспечивает высокий уровень его прочностных свойств и низкую степень деградации механических свойств металла шва под воздействием эксплуатационных факторов (температура и нейтронное облучение), замена сварочной проволоки этого состава на другую сварочную проволоку представляется нерациональным. Характеристики СХР металла шва при этом могут быть повышенны за счет применения низкоактивного флюса взамен флюса ФЦ-16А.

Таким образом, актуальной целью работы является повышение характеристик СХР металла шва стали 15Х2НМФА путем разработки технологии

автоматической сварки под флюсом с применением сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ.

Для достижения поставленной цели необходимо решить следующие **задачи:**

1. Установить технологические факторы сварки и термической обработки, приводящие к снижению СХР металла шва.
2. Обосновать метод повышения СХР металла шва за счет технологических параметров сварки.
3. Обосновать метод повышения СХР за счет применения низкоактивного сварочного флюса.
4. Разработать технологию автоматической сварки с применением разработанных технологических мероприятий и сочетания сварочных материалов.
5. Провести испытания металла шва и сварного соединения для подтверждения правильности разработанной технологии.

ГЛАВА 2. ОБОРУДОВАНИЕ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

2.1 Оборудование и методика сварки

Для проведения исследований характеристик металла шва изготавливали контрольные сварные соединения из стали марки 15Х2НМФА.

Изготовление контрольных сварных соединений проводили в производственных условиях завода «Атоммаш», являющегося на данный момент основным предприятием-изготовителем оборудования первого контура АЭС с реакторами ВВЭР, в том числе корпусов и крышек реактора из стали типа 15Х2НМФА.

Для сварки использовали сварочную головку A6S фирмы ESAB (Швеция) с источником питания ESAB Aristo 1000 AC/DC, обеспечивающим возможность проведения сварки как на переменном, так и на постоянном токе.

Изготавливали как «тонкие» сварные соединения толщиной 60 мм, так и «толстые» толщиной 160 мм. Конструктивные элементы подготовки кромок и сварного шва по обоим вариантам приведены на рисунке 2.1.

Режимы сварки, применяемые при изготовлении контрольных сварных соединений, приведены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Режимы сварки

Диаметр проволоки, мм	Сварочный ток, А		Напряжение дуги, В	Скорость сварки, м/ч	
	первый и последующие проходы до получения ширины 16 мм	последующие в раскладку		первый и последующие проходы до получения ширины 16 мм	последующие в раскладку
4	450-500	500-550	28-30	30-34	24-28

Температура предварительного подогрева при сварке составляла 150 – 250 °C с рекомендуемым диапазоном межваликовой температуры 170 – 200 °C. По окончании сварки перед посадкой в печь температура поднималась до 250 – 300 °C.

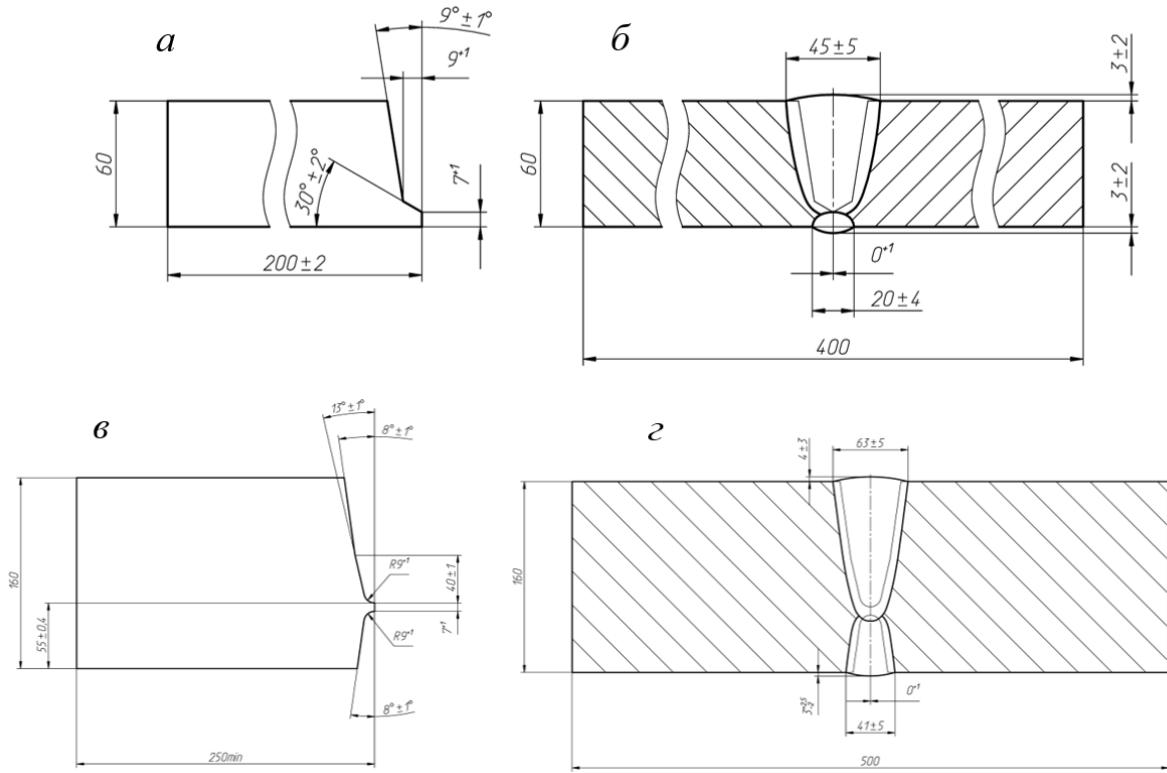


Рисунок 2.1 - Конструктивные элементы подготовки кромок (а, в) и сварного шва (б, г)

Подогрев при сварке осуществляли с использованием электрических нагревателей инфракрасного излучения. Температуру подогрева контролировали приварными термоэлектрическими преобразователями (термопарами) и цифровыми термоэлектрическими термометрами (термощупами). Измерение температуры подогрева проводили на расстоянии 100 ± 10 мм от свариваемых кромок, по обе стороны разделки. Измерение межваликовой температуры проводили непосредственно в разделке перед выполнением каждого валика.

2.2 Оборудование и методика термической обработки

После выполнения сварки сварные пробы передавались на термическую обработку, не допуская их охлаждения до посадки в печь ниже 150 °С. Термическую обработку проводили в электропечи сопротивления с выдвижным подом СДО-14.28.10/10-12-10Л2 завода «Атоммаш». Температуру

термообработки контролировали приварными термоэлектрическими преобразователями.

Режимы термообработки сварных проб соответствовали требованиям действующей нормативной документации [42, 67, 85]. Режимы проведения термической обработки:

- температура перед посадкой в печь: пробы – не менее 150 °C, внутри печи – не более 250 – 300 °C;
- скорость нагрева – не более 70°C/ч;
- выдержка при заданной температуре;
- охлаждение со скоростью – не более 25°C/ч до 300°C, далее – на воздухе.

Температура и продолжительность выдержки КСС для определения характеристик металла шва, приведены в таблице 2.2.

Таблица 2.2 – Параметры термической обработки

Вид термической обработки	Температура, °C	Продолжительность, ч	Количество		
			Минимальный цикл	Максимальный цикл для КР	Максимальный цикл для крышки
Промежуточный отпуск	620±10	4,5-5,0	1	4	1
Окончательный отпуск	650±10	8,0-10,0	1	1	2

2.3 Оборудование и методики неразрушающего контроля

После выполнения термообработки проводили неразрушающий контроль сварных соединений в объеме 100% следующими методами:

- визуальный и измерительный контроль по ГОСТ Р 50.05.08 [86], ПНАЭ Г-7-016-89 [87];
- капиллярный контроль по ГОСТ Р 50.05.09 [88], ПНАЭ Г-7-018-89 [89], РБ-090-14 [90], класс чувствительности II;
- ультразвуковой контроль по ГОСТ Р 50.05.02 [91], ПНАЭ Г-7-030-91 [92];
- радиографический контроль по ГОСТ Р 50.05.07 [93], ПНАЭ Г-7-017-89 [94].

Нормы оценки в соответствии с НП-105-18 [66], ПНАЭ Г-7-010-89 [95], категория I.

Для проведения контроля неразрушающими методами применялось оборудование отдела неразрушающих методов контроля завода «Атоммаш».

2.4 Оборудование и методы определения химического состава металла шва

Определение химического состава металла сварных швов выполняли методом атомно-эмиссионного спектрального анализа по ГОСТ Р 54153 [96]. Определение содержания азота и кислорода производили методом восстановительного плавления по ГОСТ 17745 [97]. Принципиальная схема вырезки образцов представлена на рисунке 2.2.

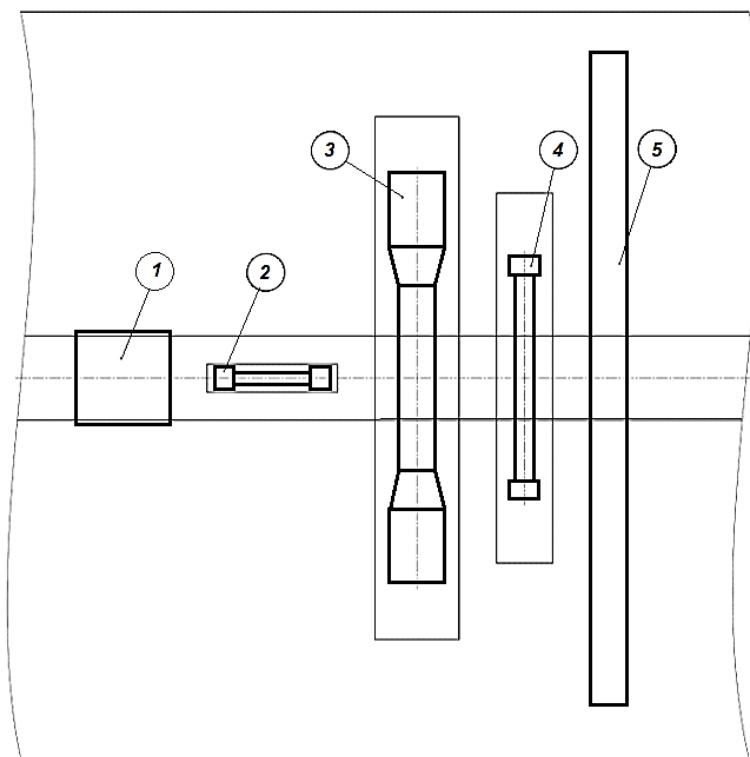


Рисунок 2.2 - Схема вырезки образцов из металла шва и сварного соединения для:
1 – определения химического состава, 2 – испытания на растяжение металла шва при
комнатной и повышенной температурах, 3 и 4 – испытания на растяжение сварного
соединения при комнатной и повышенной температурах соответственно, 5 – испытания
сварного соединения на статический изгиб

Цилиндрические образцы для определения содержания азота в металле шва изготавливали из остатков разрывных образцов после их испытания.

При определении химического состава использовали следующее оборудование:

- оптико-эмиссионный спектрометр Faundry-Master (OXFORD Instruments, Германия);
- анализатор азота TN-15 (Leco Corporation, США);
- анализатора кислорода RO-400 (Leco Corporation, США).

2.5 Оборудование и методы определения механических свойств металла шва и сварных соединений

Определение кратковременных характеристик механических свойств металла шва и сварного соединения выполняли на следующих образцах:

- образцы для испытаний на статическое растяжение при температуре 20 °С тип II по ГОСТ 6996 [98] для испытаний металла шва и тип XVII по [98] для испытаний сварного соединения;

- образцы для испытаний на статическое растяжение при повышенной температуре тип II по [98] и [99] для испытаний металла шва и тип III №4, Lo=100 мм по ГОСТ 1497 [100] для испытаний сварного соединения;

- образцы для испытаний на статический изгиб сварного соединения при нормальной температуре тип XXVIIIa по [98].

Схема вырезки образцов представлена на рисунке 2.2. При проведении испытаний использовали следующее оборудование и средства измерений:

- машина испытательная электросервогидравлическая HUS 2010z (MFL, Германия) с диапазонами максимальных статических нагрузок – 2 т.с.; 5 т.с.; 10т.с.;

- универсальная электромеханическая машина LabTest 6.100.1.20, (LABORTECH s.r.o., Чешская Республика, оснащена современной автоматизированной системой с программным обеспечением для управления процессом испытания, регистрации и обработки результатов);

- машина испытательная электросервогидравлическая UP-60 (MFL, Германия) с диапазонами максимальных статических нагрузок – 30 т.с.; 60 т.с.;
- штангенциркуль цифровой ШЦЦ-1 по ГОСТ 166 [101];
- микрометр цифровой МКЦ-25 по ГОСТ 6507 [102].

2.6 Оборудование и методы определения критической температуры хрупкости

Определение критической температуры хрупкости выполняли в соответствии с методикой ПНАЭ Г-7-002, Приложение 2, раздел 5 [82].

Для сталей с ОЦК-решеткой, которые применяются для изготовления корпусов водо-водяных реакторов, характерно явление вязко-хрупкого перехода, выражющееся в резком изменении работы разрушения, снижении пластических свойств и качественном изменении характера разрушения от вязкого к хрупкому в достаточно узком температурном интервале.

Эксплуатация корпуса реактора приводит к изменению механических характеристик корпусных сталей, которое обусловлено образованием радиационных дефектов и радиационно-индуцированных преципитатов вследствие нейтронного облучения, а также образованием зернограницых сегрегаций в процессе длительных температурных выдержек. При этом критическая температура хрупкости смещается в область более высоких температур, что создает опасность хрупкого разрушения при возможной аварии. Поэтому значение критической температуры хрупкости в исходном состоянии должно быть максимально низким и соответствовать требованиям проекта. Критическая температура хрупкости T_K – температура, принимаемая за температурную границу изменения характера разрушения материала от хрупкого к вязкому [82].

Процедура определения критической температуры хрупкости в исходном состоянии, T_{K0} , состояла из серии испытаний образцов Шарпи (с надрезом типа

V) в диапазоне температур от $(T_{K0} - 40)$ °C до $(T_{K0} + 40)$ °C по 3 образца при каждой температуре с интервалом 10 °C.

В качестве исходной критической температуры хрупкости T_{K0} принимали температуру, для которой выполнялись критериальные условия в соответствии с таблицей 2.3.

При получении на одном образце из трех значения ударной вязкости ниже минимального (см. табл. 2.3), испытывали дополнительно три образца с определением среднего значения для серии из пяти образцов, исключая образец, показавший результат ниже минимального согласно табл. 2.3. Результат считался удовлетворительным, если все пять образцов имели значения, удовлетворяющие требованиям табл. 2.3.

При температуре $(T_{K0}+30)$ °C контролировали вязкую составляющую в изломе образца, В, на соответствие табл. 2.3. При получении на одном образце из трех значения вязкой составляющей ниже 50 %, испытывали дополнительно три образца. Результат считался удовлетворительным, если все пять образцов, исключая образец, показавший результат, не удовлетворяющий требованиям табл. 2.3., имели значения вязкой составляющей не менее 50 %.

Таблица 2.3 – Критериальные значения ударной вязкости и доли вязкой составляющей в изломе образца

Предел текучести при 20 °C, МПа	T_{K0}		$T_{K0}+30$		
	KCV_{min} , Дж/см ² , не менее	$KCV_{сред}$, Дж/см ² , не менее	KCV_{min} , Дж/см ² , не менее	$KCV_{сред}$, Дж/см ² , не менее	B, %
402 – 549	34	49	52	74	не ниже 50
549 – 687	41	59	62	89	

Определение ударной вязкости проводили при испытаниях на ударный изгиб образцов Шарпи тип IX по [98].

Принципиальная схема вырезки образцов представлена на рисунке 2.3.

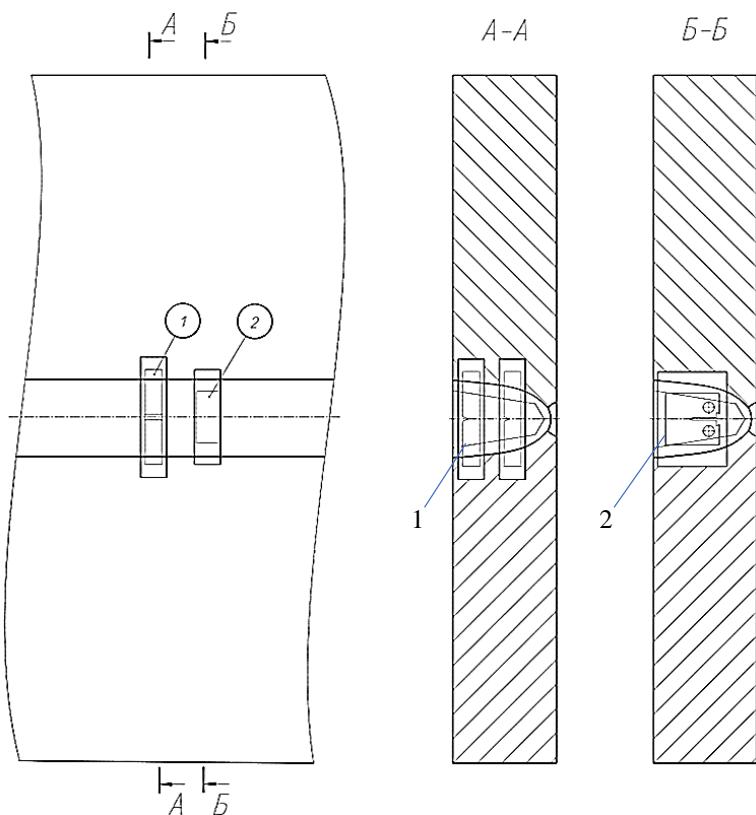


Рисунок 2.3 - Принципиальная схема вырезки образцов из металла шва для: 1 – испытания на ударный изгиб, 2 – испытания на внецентрное статическое растяжение

При проведении испытаний использовали следующее оборудование и средства измерений:

- копер маятниковый LabTest СНК 450j-I (LABORTECH s.r.o., Чешская Республика) с номинальным значением потенциальной энергии маятника 450 Дж;
- камера охлаждения КО-80;
- штангенциркуль цифровой ШЦЦ-1 по ГОСТ 166 [101];
- индикатор часового типа ИЧ-10 по ГОСТ 577 [103];
- индикатор часового типа цифровой ИЧЦ-10 по ГОСТ 577 [103].

2.7 Оборудование и методика испытаний на трещиностойкость

Вязкость разрушения определяли при испытаниях на внецентрное статическое растяжение на образцах типа 3, черт. 3 ГОСТ 25.506 [104]. Принципиальная схема вырезки образцов представлена на рисунке 2.3.

Определение температурной зависимости вязкости разрушения K_{Jc} выполняли в соответствии с методикой ГОСТ Р 59115.6 [79].

При проведении испытаний использовали следующее оборудование и средства измерений: испытательная машина LabTest 6.100.1.20, погрешность определения нагрузки и перемещения активного захвата – ± 0,5 %; высокочастотный пульсатор POWER SWING MAG 20 Professional; экстензометр Epsilon для продольной деформации, тип 3560-AVG-025M-010-LHT; экстензометр Epsilon для раскрытия трещины, тип 3541C-006M-070M-LHT; видеоизмерительный микроскоп, тип ВМ-150, погрешность измерения по X-Y-0,003 мм; температурная камера ТН 2700.

2.8 Оборудование и методы металлографического и фрактографического исследований образцов

Фрактографические и металлографические исследования выполняли на обломках образцов на ударный изгиб и образцов на трещиностойкость с помощью следующего оборудования завода «Атоммаш»:

- стереомикроскоп Discovery V8 с программным комплексом Tixomet;
- растровый электронный микроскоп TM 3030 НИТАСНІ с системой рентгеновского энергодисперсионного микроанализа QUANTAS 70 фирмы Bruker, Германия;
- металлографический микроскоп Univar- Met фирмы «Reichert».

Выявление микроструктуры производили травлением в 4 %-ном спиртовом растворе азотной кислоты.

Химический состав обнаруженных на микрошлифах включений определяли методом микрорентгеноспектрального анализа с использованием установленного на растровом электронном микроскопе энергодисперсионного рентгеновского спектрометра QUANTAS 70 Bruker. Электронный пучок возбуждает характеристическое рентгеновское излучение атомов исследуемого образца, и по значениям энергии и интенсивности обнаруженных пиков

определяется соответствующий им элемент и его количество. Анализ проводили методами «в точке» и «по площади». Метод в точке позволяет ограничить анализируемую площадь практически до размера включений и показывает спектр присутствующих элементов и состав в весовых и атомных процентах. Метод «по площади» показывает распределение химических элементов по структурным составляющим выбранного участка образца, окрашивая каждый в различные цвета в зависимости от концентрации элемента.

Растворение металла и высаживание карбидных осадков проводили с использованием электрохимического изолирования карбидных или интерметаллидных фаз при анодном растворении образца металла. В качестве электролита для анодного растворения использовали раствор соляной кислоты в системе вода-метанол. Травление металла проводили при температуре электролита -10°C, плотность тока - 4 Å/дм².

Фазовый состав полученных карбидных осадков определяли с использованием многофункционального рентгеновского дифрактометра Ultima IV (Rigaku, Япония) по методике анализа фазового состава конструкционных наноматериалов методом рентгеновской дифрактометрии. Дифрактометр снабжен комплексом управляющих программ и обрабатывающим комплексом PDXL (X-ray Powder Diffraction Software). Рентгенографирование образцов осуществляли в фильтрованном CuKα1 – излучении. Использовали геометрию Брэгга-Брентано ($\theta/2\theta$). Регистрацию дифрагированного излучения осуществляли с помощью энергодисперсионного детектора D/teX Ultra, скорость движения которого составляла до 0,5°/мин. Коллимацию первичного рентгеновского пучка осуществляли с помощью щелей 7 мм и $1/2^\circ \times 5$ мм. Также использовали щели Соллера расходностью 5° на первичном и дифрагированном пучках. Режим работы рентгеновской трубы составлял 40кВ / 40mA.

Элементный состав осадков определяли методом рентгеноспектрального микроанализа с использованием сканирующего электронного микроскопа Vega

II-LM (Tescan, Чехия), оснащенного рентгеновским энергодисперсионным спектрометром X-MAX-50 (Oxford Instr. Ltd, Великобритания). Для проведения анализа исследуемые порошки наносили на углеродный скотч и получали рентгеновские спектры при энергии электронов зонда 20 кэВ.

Для выявления локализации карбидов в микроструктуре были изготовлены металлографические шлифы исследуемого металла шва, на которых с использованием сканирующего электронного микроскопа Lyra3-XM (Tescan, Чехия) были получены изображения в режиме обратнорассеянных электронов, позволяющие визуализировать частицы легированных карбидов за счет контраста атомного номера.

2.9 Оборудование и методы определение твердости

Измерение твердости выполняли на поверхности поперечных макрошлифов сварных соединений по методу Виккерса ГОСТ 2999 [105].

Замеру твердости подлежал металл шва и зона термовлияния (ЗТВ), переходящая в основной металл.

При измерении твердости использовали твердомер DuraScan20 фирмы EMCO-Test, Австрия.

Измерения микротвердости структурных составляющих проводили на протравленных микрошлифах по ГОСТ 9450 [106] на автоматическом микротвердомере DM-8 фирмы AFFRI, при нагрузке 50 гс.

2.10 Оборудование и методы дилатометрических исследований

Имитацию воздействия термических циклов при многопроходной сварке на формирование структуры металла шва проводили с помощью высокоскоростного закалочно-деформационного дилатометра DIL 805 фирмы BAHR Thermoanalyse (Германия) в условиях НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей».

Нагрев образцов в дилатометре осуществлялся в вакууме токами высокой частоты, охлаждение с заданной скоростью осуществляли подачей гелия.

Образцы для исследований представляли собой цилиндры длиной 10 мм и диаметром 5 мм. Образцы отбирали из середины металла шва по высоте, расположение образцов продольное направлению сварки.

Начало фазовых изменений при распаде переохлажденного аустенита определяли по началу отклонения дилатограммы от прямолинейного хода кривой, характеризующей зависимость изменения линейного размера (длины) образца от температуры. В дальнейшем на испытанных образцах проводили металлографические исследования, измерения твердости и микро-твердости, по итогам исследований строили термокинетические диаграммы распада переохлажденного аустенита.

Выводы по главе 2

1. Выбранное оборудование и технологические параметры сварки, термической обработки и неразрушающего контроля обеспечивают соответствие изготавливаемых контрольных сварных соединений производственным сварным соединениям корпусов и крышек ВВЭР современных проектов.

2. Предложенный комплекс исследований характеристик металла сварных швов, таких как определение химического состава, испытания на статическое растяжение при комнатной и повышенной температуре металла шва и сварного соединения, измерение твердости, определение критической температуры хрупкости, определение трещиностойкости, металлографические, фрактографические и дилатометрические исследования – позволяют выполнить поставленные цели и задачи диссертационной работы и обеспечить надежную достоверность полученных результатов.

ГЛАВА 3 АНАЛИЗ ПРИЧИН СНИЖЕНИЯ СОПРОТИВЛЕНИЯ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ШВА КОРПУСОВ ВВЭР

3.1 Исследование влияния технологических факторов при сварке на сопротивление хрупкому разрушению металла сварных швов

С целью исследования влияния технологических факторов сварки на СХР металла шва проведен анализ результатов испытаний 35-ти КСШ, выполненных заводом «Атоммаш», начиная с середины 2000-х годов, когда стали предъявлять требования к критической температуре хрупкости не выше -15 °C.

На рисунок 3.1 приведены гистограммы распределения значений критической температуры хрупкости (рисунок 3.1а) и временного сопротивления разрыву при температуре 20°C (рисунок 3.1б) металла шва, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А.

Неудовлетворительные значения T_{K0} – выше -15 °C, в девяти из семнадцати случаев были получены при минимальном цикле термической обработки и в восьми – при максимальном. Наибольшие отклонения значений T_{K0} (плюс 15 °C) получены при максимальном цикле, в то же время значения T_{K0} ниже -30 °C также были получены при максимальном цикле. На рисунке 3.2 приведены значения T_{K0} в зависимости от среднего значения предела текучести металла шва.

Как видно из данных рисунка 3.2, четкая зависимость между прочностными свойствами металла шва и значениями его критической температуры хрупкости не прослеживается. Однако во всех случаях при значении предела текучести выше 645 МПа, значения T_{K0} находятся в области отрицательных температур. В любом случае, показано, что получение неудовлетворительных значений T_{K0} не является следствием недостаточности термической обработки.

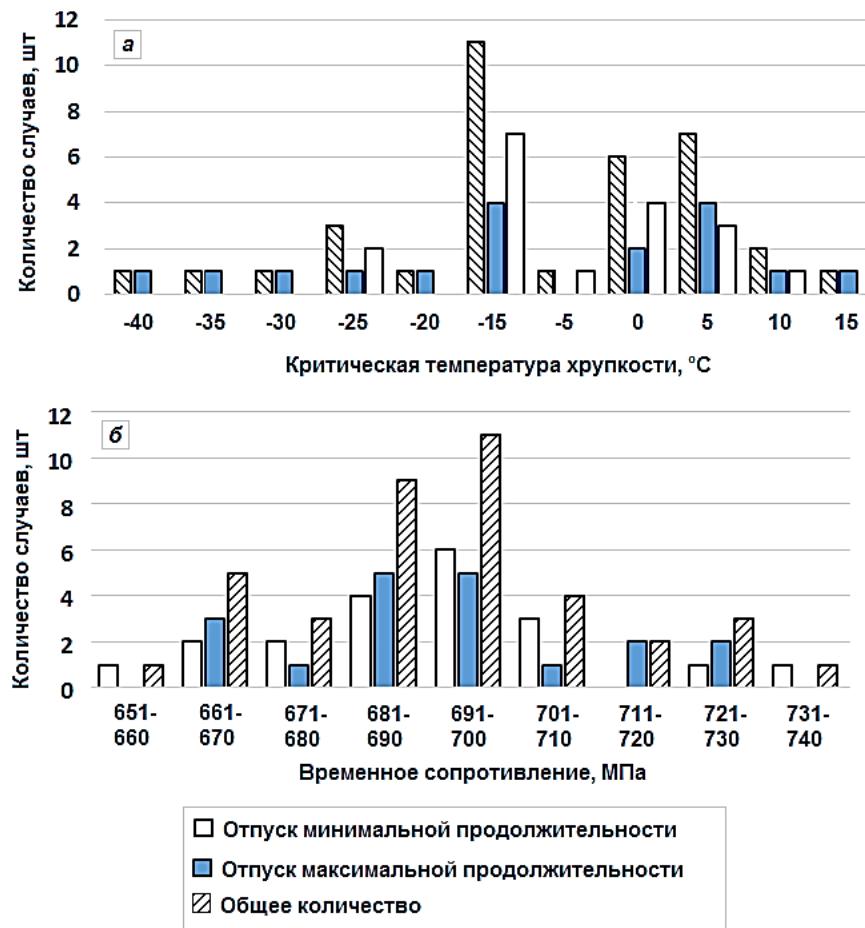


Рисунок 3.1 - Распределение значений критической температуры хрупкости (а) и прочностных свойств (б) при испытании КСШ



Рисунок 3.2 - Значения критической температуры хрупкости металла шва в зависимости от предела текучести

Также данные, полученные по результатам испытаний КСШ, не позволили выявить какой-либо зависимости прочностных свойств и критической температуры хрупкости от продолжительности термической обработки при температуре 620 °С из-за различий в химическом составе и технологических параметров при сварке.

Представляет интерес проведение анализа химического состава металла шва контрольных сварных проб.

На рисунке 3.3 приведены результаты определения T_{K0} металла шва при различном содержании в нем химических элементов кремния, марганца, хрома и никеля. Следует отметить, что различия в содержании других химических элементов, регламентируемых требованиями нормативной документации, таких как углерод, молибден, сера, фосфор, мышьяк, сурьма, олово и кобальт, чрезвычайно малы.

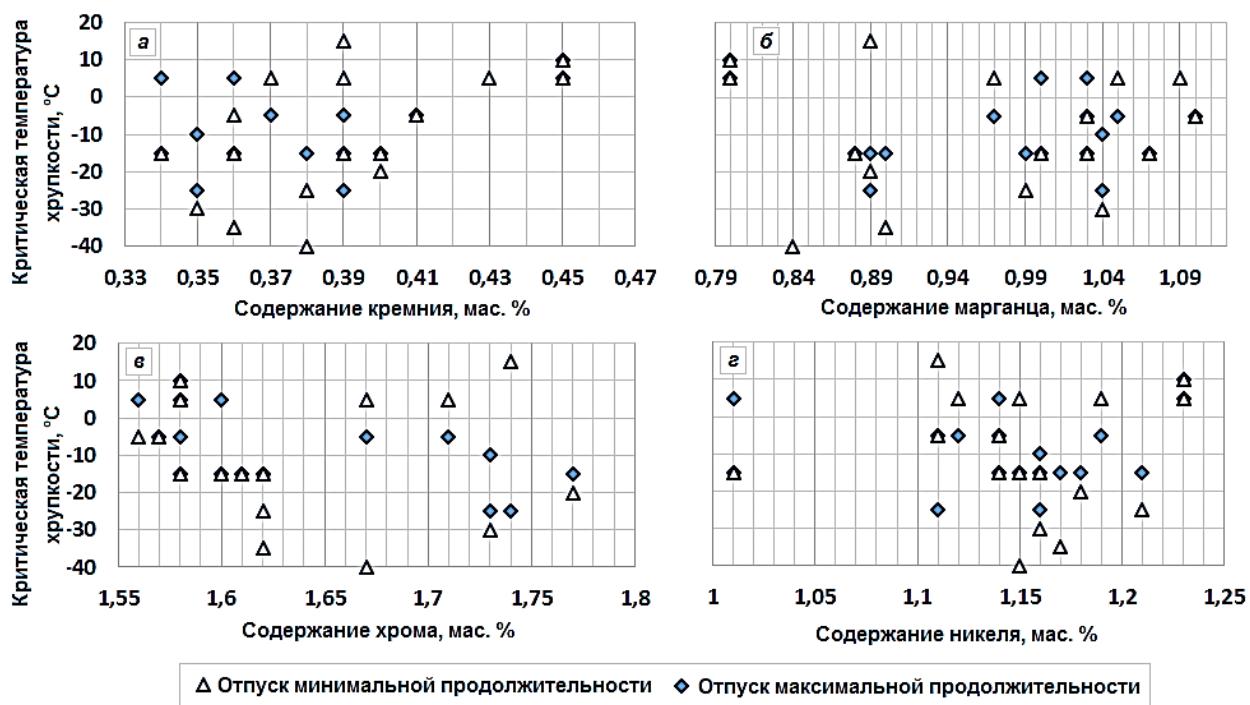


Рисунок 3.3 - Значения T_{K0} при различном содержании кремния (а), марганца (б), хрома (в) и никеля (г) в металле шва

Неудовлетворительные значения T_{K0} выявлены практически во всех рассматриваемых диапазонах варьирования химических элементов. Однако, при содержании кремния выше 0,41 %, а марганца менее 0,84 %, во всех случаях выявлены отклонения T_{K0} от нормативных значений. При этом в составе сварочной проволоки содержание кремния меньше, чем в металле шва, а марганца – приблизительно такое же. В соответствии с требованиями технических условий на поставку сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ содержание кремния должно быть в пределах от 0,17 % до 0,30 %, марганца – в пределах от 0,80 % до 1,05 %.

На рисунке 3.4 приведены значения кремния и марганца в металле исследованных КСШ. Из данных рисунка 3.4 видно отсутствие корреляции между значениями кремния и марганца.

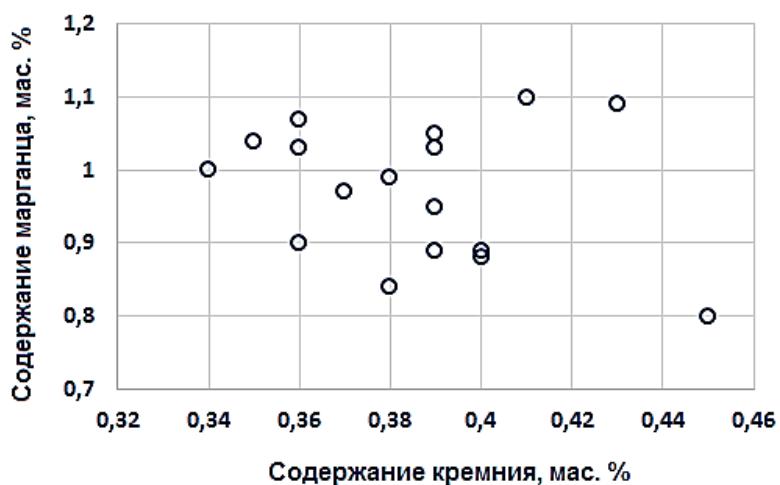


Рисунок 3.4 - Содержание кремния и марганца в металле КСШ

Также установлено, что увеличение кремния в рассматриваемом диапазоне не оказывает влияния на прочностные свойства металла шва в состоянии после высокого отпуска (рисунок 3.5).

Повышение содержания кремния в составе металла шва объясняется протеканием кремний-восстановительного процесса при взаимодействии расплавленного шлака и металла в зоне сварки [107] по реакции (3.1):





Рисунок 3.5 - Предел текучести металла шва при различном содержании кремния

Данная эндотермическая реакция характерна для высокотемпературной зоны, охватывающей плавящийся торец электрода, капли металла, проходящие дуговой промежуток, и головную часть сварочной ванны. Одновременно с восстановлением кремния здесь происходит активное окисление жидкого металла.

В низкотемпературной зоне (хвостовая часть сварочной ванны) направление реакции (3.1) меняется, восстановленный кремний начинает раскислять металл, причем частицы SiO_2 не успевают покинуть кристаллизующийся металл и остаются в нем в виде эндогенных неметаллических включений.

Какой-либо корреляции между содержанием хрома и никеля в составе металла шва и значениями T_{K0} (рисунок 3.4 в, г) не выявлено. Следует отметить, что ширина диапазона варьирования данных элементов невелика, поскольку техническими условиями на сварочную проволоку содержание хрома регламентировано в пределах от 1,60 % до 1,90 %, никеля – от 1,00 % до 1,30 %.

Согласно данным работы [108], наиболее высокие значения ударной вязкости металла шва высокопрочных низколегированных сталей при низких температурах обеспечивает содержание кремния 0,3-0,5 % и марганца 1,5-2,0 %.

Для металла шва кремний-марганцовистой системы легирования, по данным работы [109], наиболее высокие значения ударной вязкости обеспечивает содержание кремния 0,2-0,9 % при содержании марганца 1,8 %. Исследования работ [110-113] объясняют различия в ударной вязкости соотношением структурных составляющих: при повышении доли игольчатого феррита и снижении полигонального и видманштеттового феррита ударная вязкость повышается. В работе [114] показано, что кремний увеличивает содержание вторичных фаз в металле шва. Находясь в твердом растворе кремний приводит к значительному искажению кристаллической решетки α -железа и увеличивает сопротивление движению дислокаций, сильно повышая твердость феррита и склонность к хрупкому разрушению. Увеличение содержания кремния выше 0,6 % приводит к резкому снижению ударной вязкости феррито-перлитных сталей. Так, для металла шва, содержащего 1,26 % Mn, 0,17 % Mo, 0,15 % C, <0,005 % Nb, увеличение содержания кремния с 0,23 % до 0,57 % привело к увеличению твёрдости с 205 до 225 и повышению температуры при энергии удара образца Шарпи 35 Дж с -53 °C до -43 °C. Аналогичный эффект был выявлен в работе [115]: увеличение содержания в металле шва кремния выше 0,4 % приводит к снижению ударной вязкости. Бонишевский в своей работе [116] делает вывод, что содержание кремния в металле шва должно быть увязано с содержанием других элементов-раскислителей. После достижения наиболее полного раскисления, дальнейшее увеличение содержания кремния приводит к снижению показателей работы удара. При содержании в металле шва кремния менее 0,2 % возникает риск образования пористости [116].

С учетом вышесказанного представляется целесообразным рассмотрение вопроса о взаимосвязи повышенного содержания кремния в металле шва и его повышенной T_{K0} в аспекте структурных изменений.

Известно [111], что при автоматической сварке под высококремнистым флюсом интенсивность протекания кремний-восстановительного процесса зависит от параметров сварки, в первую очередь от величины напряжения дуги.

Выполнен металлографический и фрактографический анализ образцов Шарпи, показавших низкие значения ударной вязкости. Данные образцы вырезаны из металла шва двух различных ПКСС, при сварке одной ПКСС сварочный ток и напряжение дуги поддерживали на минимально-допустимом пределе рекомендованного диапазона, при сварке второй ПКСС значения указанных параметров были выше, но также соответствовали рекомендациям нормативной документации. Сварочные материалы были аналогичных партий, параметры термообработки схожие.

Приведена структура металла шва в зоне надреза образца Шарпи, имеющего удовлетворительные (рисунок 3.6 *a*) и неудовлетворительные (рисунок 3.6 *б*) результаты испытаний при температуре -15 °C.

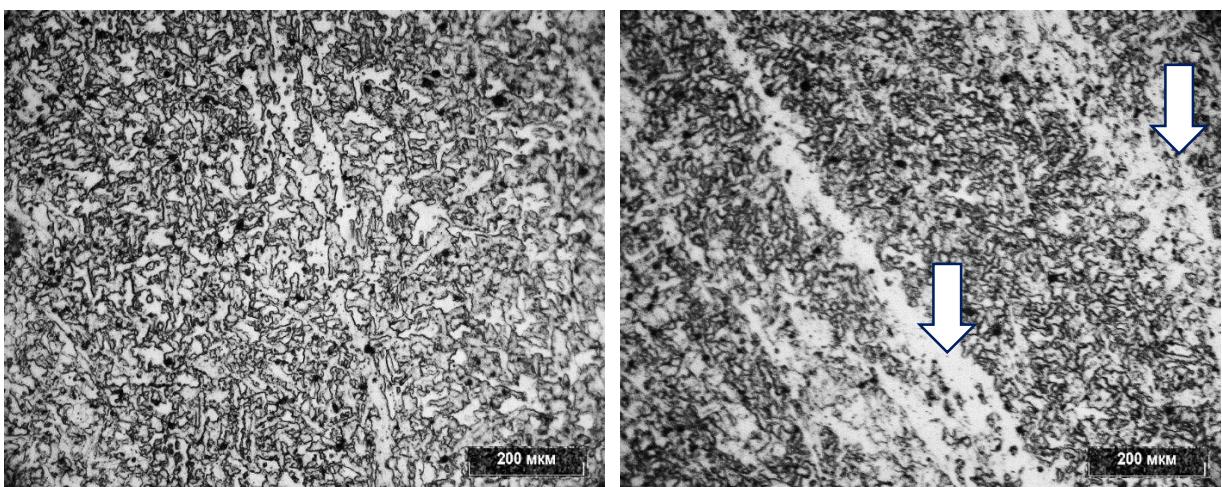


Рисунок 3.6 - Структура металла шва в зоне разрушения образца Шарпи при температуре минус 15 °C: а – удовлетворительное значение; б – неудовлетворительное значение

Существенным различием структуры рисунка 3.6 *a* и 3.6 *б* является наличие во втором случае обширных участков феррита в бейнитной матрице (обозначены стрелками).

Различия в структуре имеют следующее объяснение [112]: в первом случае, при обеспечении сварки с погонной энергией на нижней границе, переохлажденный аустенит в температурном интервале 800-500 °C (интервал наименьшей устойчивости аустенита) распадается на бейнит. Во втором случае, при более высоких параметрах сварки, вследствие больших тепловложений и

замедленной скорости охлаждения аустенит распадался на бейнит и феррит. Представляет интерес установление численной зависимости доли феррита в металле шва от скорости его охлаждения в диапазоне температур 800-500 °С.

На рисунке 3.7 приведены изображения неметаллических включений металла шва, а также результаты определения химического состава неметаллических включений.

В обоих случаях неметаллические включения имеют глобулярную форму. В первом случае максимальный размер включений составляет до 3 мкм, включения распределены равномерно (рисунок 3.7 а). Во втором случае максимальный размер включений составляет до 4 мкм, включения сгруппированы, по-видимому, по границам дендритов (рисунок 3.7 б).

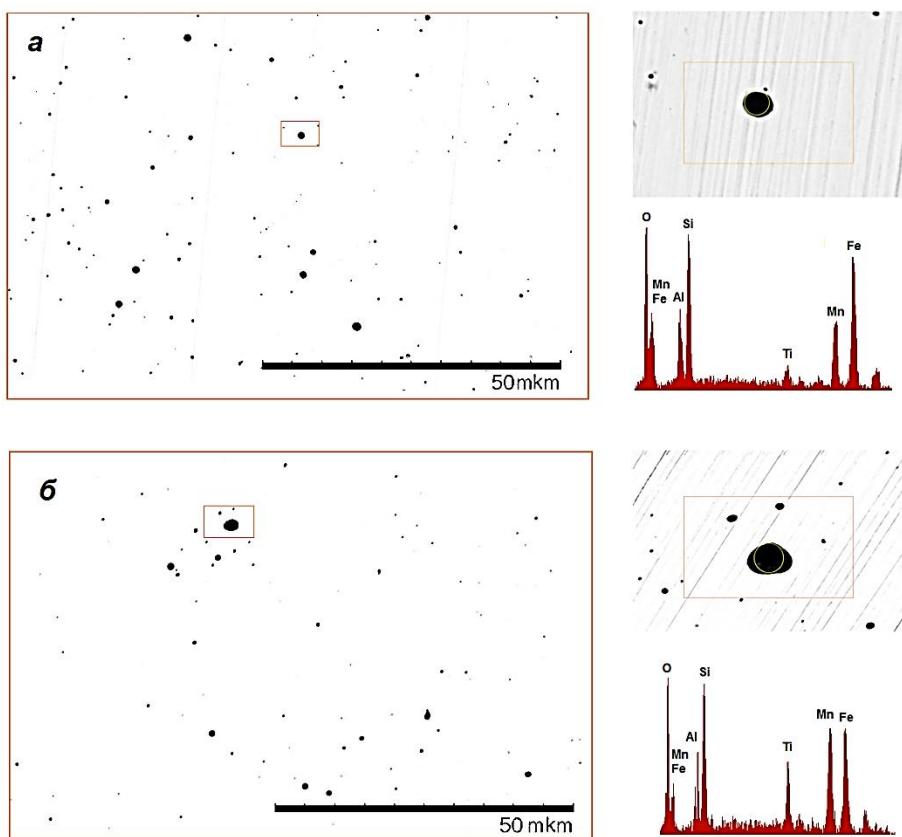


Рисунок 3.7 - Неметаллические включения металла шва в зоне разрушения образца Шарпи при температуре -15 °С: а – удовлетворительное значение; б – неудовлетворительное значение

Увеличение размера неметаллических включений связано, по-видимому, с интенсификацией кремний-восстановительного процесса, сопровождающегося окислением жидкого металла. В обоих рассмотренных случаях химический состав неметаллических включений представлен, в основном, оксидами кремния, железа и марганца.

Образцы Шарпи в рассматриваемых случаях имеют принципиально разный характер разрушения. В первом случае – вязкое межзеренное разрушение (рисунок 3.8 а). Во втором случае – хрупкое разрушение по типу скола, видны очаги разрушения, которые проявляются в виде светлых пятен (показаны стрелкой на рисунок 3.8 б). Источниками зарождения трещин, по-видимому, являются неметаллические включения.

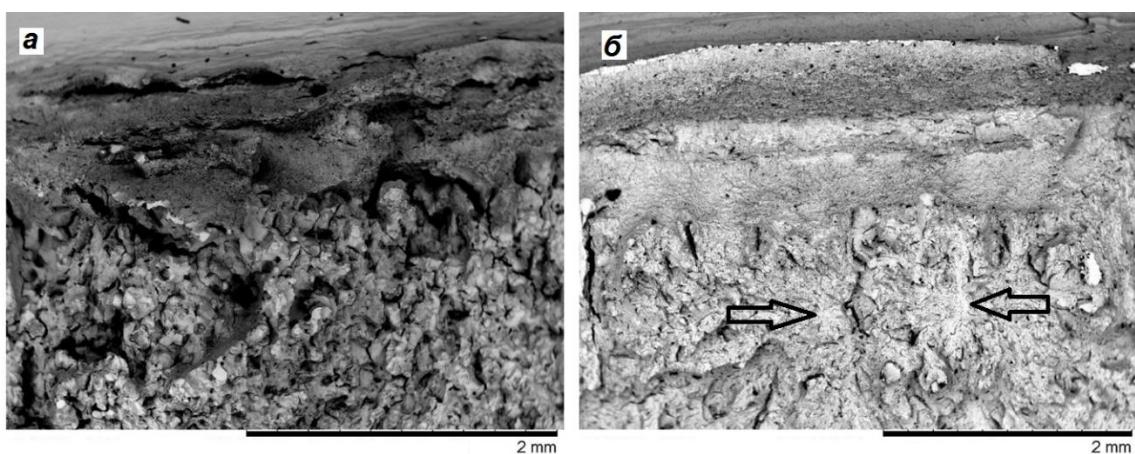


Рисунок 3.8 - Поверхность разрушения образцов Шарпи при температуре -15°C :
а – удовлетворительное значение; б – неудовлетворительное значение

Исследование влияния таких технологических факторов, как превышение температуры сопутствующего подогрева, величины сварочного тока и скорости сварки на ударную вязкость металла шва было проведено экспериментально. Изменяемые параметры приведены в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Изменяемые технологические параметры сварки

№	Сварочный ток, А	Напряжение, В	Скорость сварки, м/ч	Температура подогрева, $^{\circ}\text{C}$
1	500-550	28-30	24-28	170-200
2				235-250
3	580-590		30-34	170-200
4				

Для вариантов №2, 3 и 4 были повышены такие технологические параметры сварки, как температура подогрева, величина сварочного тока и скорость сварки соответственно, вариант №1 соответствовал штатным параметрам, применяемым на заводе «Атоммаш».

Были изготовлены четыре сварные пробы с использованием технологических параметров, приведенных в таблице 3.1. После сварки выполнили термическую обработку по минимальному циклу для КР, из металла шва изготовили образцы Шарпи для испытаний на ударный изгиб.

Результаты испытаний образцов Шарпи для вариантов технологических параметров № 2, 3 и 4 в сравнении с вариантом №1 приведены на рисунках 3.9-3.11.

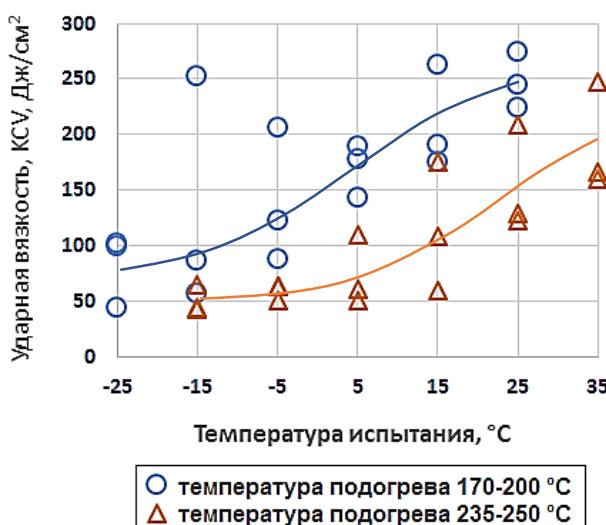


Рисунок 3.9 - Результаты испытаний на ударный изгиб металла шва при различной температуре сопутствующего подогрева

Как свидетельствуют данные рисунков 3.9-3.11, повышение всех исследуемых технологических параметров сварки привело к снижению ударной вязкости, в особенности, это касается повышения скорости сварки.

Для установления причины снижения ударной вязкости проведены металлографические исследования.

Изображения неметаллических включений металла шва приведены на рисунке 3.12.

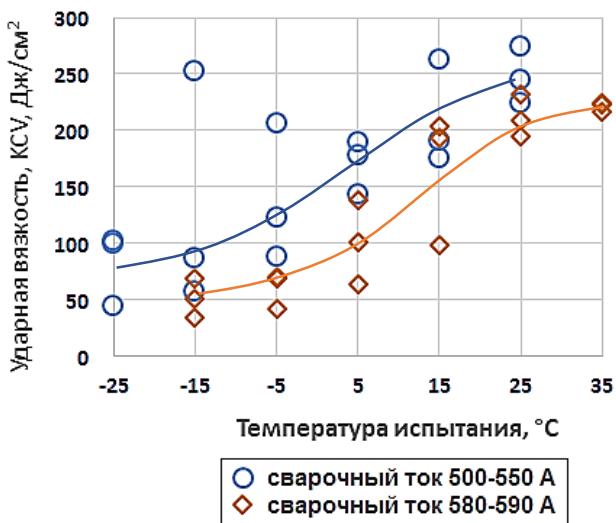


Рисунок 3.10 - Результаты испытаний на ударный изгиб металла шва при различной величине сварочного тока

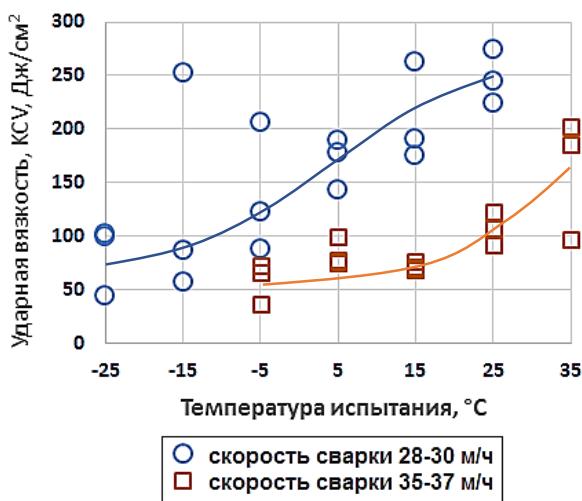


Рисунок 3.11 - Результаты испытаний на ударный изгиб металла шва при различной скорости сварки

Результаты определения химического состава наиболее крупных (диаметром 2-3 мкм) неметаллических включений, выполненного рентгеноспектральным анализом, приведены в таблице 3.2.

Неметаллические включения в металле шва, выполненного по параметрам № 1-3 (таблица 3.1), глобулярные, мелкодисперсные, большая часть включений имеет диаметр 1 мкм и менее, отдельные включения, попадающие по несколько штук в поле зрения, имеют диаметр 2-4 мкм.

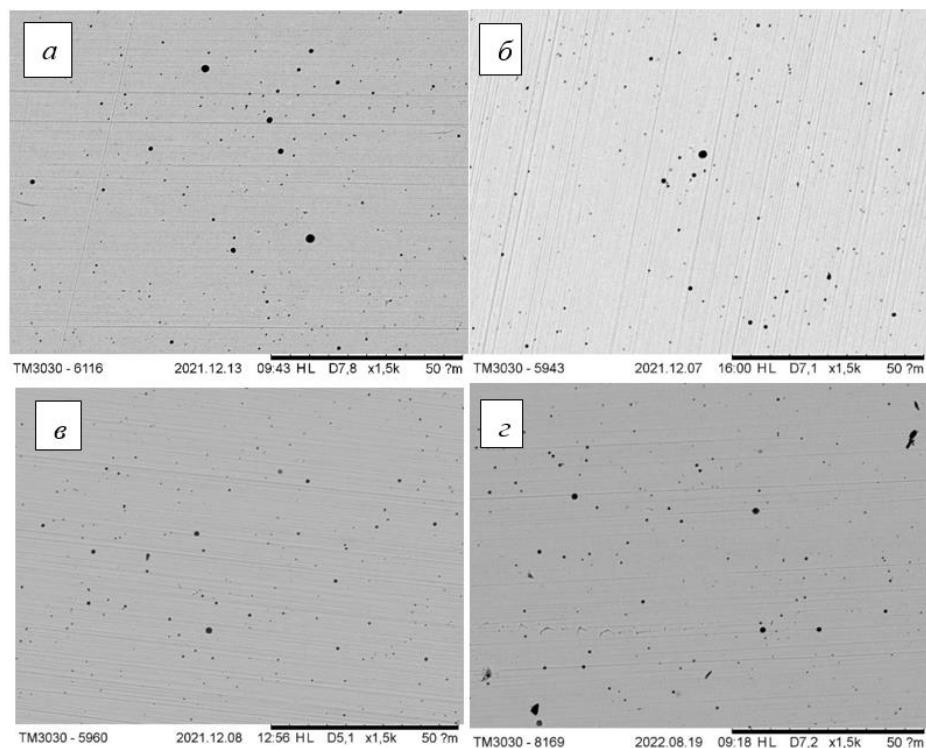


Рисунок 3.12. Неметаллические включения в металле шва, выполненном с использованием применяемых технологических параметров сварки (а), повышенной температуры подогрева (б), повышенного сварочного тока (в) и повышенной скорости сварки (г)

Таблица 3.2 – Химический состав неметаллических включений

Номер группы	Анализ неметаллических включений металла шва											
	Fe	Mn	O	Si	Al	Ti	C	S	Ca	Mg	Cr	Nb
1	34,34	13,58	11,77	11,07	7,91	2,52	3,35	0,20	0	0	0,45	0
2	18,65	15,03	14,19	11,29	8,62	5,12	2,94	0,23	0	0	0	0
3	20,09	11,74	20,40	14,03	7,72	2,56	1,49	0,32	0,78	0	1,49	0,34
4	30,63	18,76	20,23	9,92	6,44	2,83	0	0	0,26	0,15	0	0

Цвет этих включений – темно-серый. Мелкие включения распределены в виде сетки и, видимо, связаны с границами дендритов и внутридендритных ячеек. Включения покрупнее встречаются поодиночке или в виде строчки из трех-четырех штук, располагаясь вдоль фронта кристаллизации. Во всех случаях неметаллические включения представлены оксидами точечными балл от 1 до 1,5, в случае рисунка 3.12 (г) – также силикатами балл 1 по [117].

Для варианта технологических параметров №4 (рисунок 3.12 г) неметаллические включения имеют форму, отличную от глобуллярной. По-видимому, при повышенной скорости сварки, условия протекания окислительно-

восстановительных реакций при взаимодействии расплавленных металлической и шлаковой фаз не являются благоприятными для образования неметаллических включений глобулярной формы.

По химическому составу все исследованные включения представляют собой сложные окислы, в состав которых входят продукты окислительно-восстановительных реакций между расплавленным флюсом и металлом сварочной проволоки: железо, марганец, алюминий, титан, кремний и кислород. Принципиальных различий в химическом составе неметаллических включений не выявлено.

Изображение структуры металла шва на шлифах после травления приведено на рисунке 3.13.

Структура металла шва в перекристаллизованных зонах полностью бейнитная, границы зерен первичного аустенита выявляются в виде тонких линий. Внутри дендритов структура большей частью мелкодисперсная, без явной ориентировки. В отдельных дендритах наблюдаются светлые пластины без видимых выделений карбидной фазы, ориентированные вдоль кристаллографических плоскостей или вдоль границ дендритов. В нижней части валика границы дендритов выявляются в виде тонких линий. В верхней части валика границы определяются по изменению ориентировки структуры или по светлым участкам феррита по границам дендритов.

Различия в структурных составляющих для исследуемых вариантов металла шва невелико. При увеличенной температуре подогрева и величине сварочного тока (рисунок 3.13 г, е) размер зерна увеличен, соответствует баллу № 4-5 по [117], максимальные размеры пластин дендритов составляют ~3,0 x 0,15 мм, в то время как при используемых параметрах сварки размер зерна соответствует баллу № 5-6, максимальные размеры пластин дендритов составляют ~2,5 x 0,1 мм. Содержание феррита в бейнитной матрице для проб, выполненных на режимах № 2 и 3, составляет 2-5 %, тогда как для проб, выполненных при использовании режима № 1, содержание феррита составляет 1-2 % от общей площади.

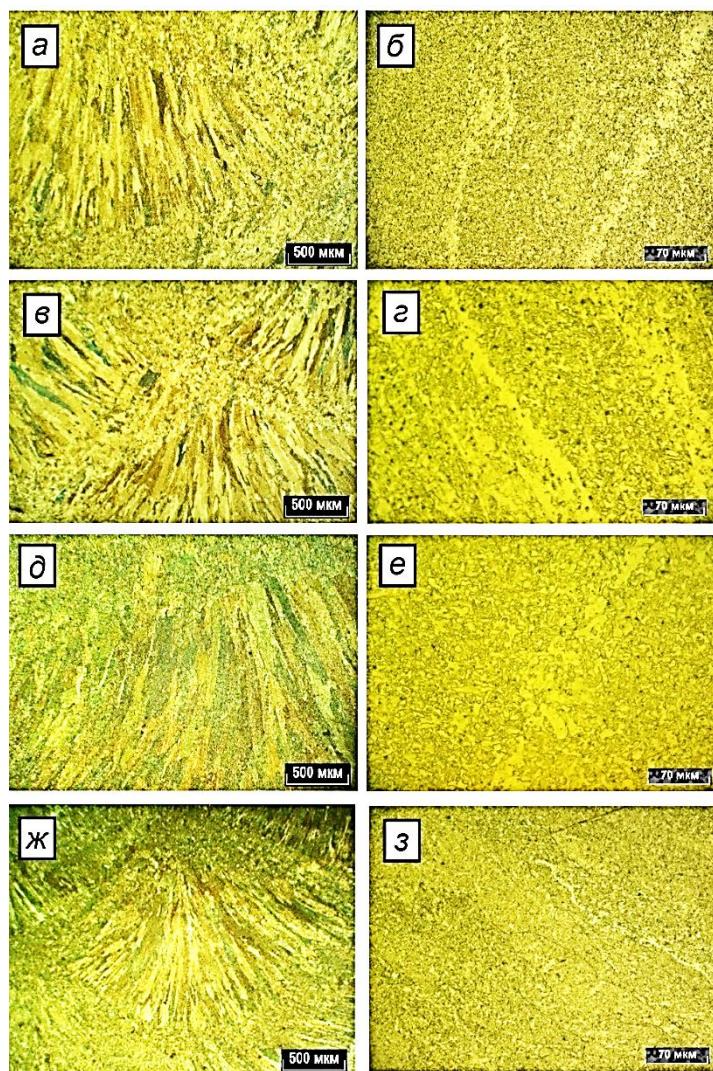


Рисунок 3.13 - Структура металла шва, выполненного с использованием применяемых технологических параметров сварки (а, б), повышенной температуры подогрева (в, г), повышенного сварочного тока (д, е) и повышенной скорости сварки (ж, з)

Увеличенная структурная неоднородность и повышенная величина зерна, по-видимому, явилась факторами снижения ударной вязкости металла шва, выполненного с использованием параметров сварки №2 и 3.

Представляет научный интерес установление количественных характеристик структурной неоднородности металла шва в зависимости от таких технологических параметров, как величина сварочного тока и температура подогрева при сварке.

3.2 Исследование влияния активности сварочного флюса на свойства металла шва

Как было отмечено ранее, при АСФ происходит интенсивное взаимодействие расплавленного металла сварочной проволоки и переплавленного основного металла, а в случае многопроходной сварки, наплавленного ранее металла с расплавленным флюсом – шлаком.

Процессы взаимодействия металла и шлака при АСФ достаточно подробно исследованы в сборнике под общей редакцией Н. Н. Потапова [118]. Согласно исследованиям данной работы, расплавленный шлак окисляет металл сварного шва, повышая в нем содержание кислорода. Окислительная способность сварочного флюса зависит от его химического состава – содержания кислых, основных и амфотерных оксидов. Здесь следует уточнить, что речь идет о плавленых сварочных флюсах, в составе которых отсутствуют элементы-раскислители.

Н. Н. Потаповым предложена формула для оценки окислительной способности сварочных флюсов – коэффициента активности:

$$A_{\phi} = \frac{SiO_2 + 0,5 \cdot (TiO_2) + 0,4 \cdot (Al_2O_3 + ZrO_2) + 0,42 \cdot B^2(MnO)}{100B_{\phi}}, \quad (3.2)$$

где B_{ϕ} – коэффициент основности, вычисляемый по формуле:

$$B_{\phi} = \frac{1,8CaO + 1,5MgO + 1,4(K_2O + Na_2O) + 0,6CaF_2 + 0,7(MnO + FeO)}{1,7SiO_2 + 0,5(Al_2O_3 + TiO_2 + ZrO_2)}. \quad (3.3)$$

Чем выше активность флюса, тем более интенсивно взаимодействие металла сварочной ванны с компонентами флюса.

В подразделе 1.3 настоящей работы говорилось о том, что в процессе развития материалов для сварки КР из стали 15Х2НМФА в 90-х гг. XX в. было принято решение о замене сварочного флюса НФ-18М на ФЦ-16А.

Далее будет приведен анализ ранее не опубликованных данных по результатам исследований металла шва стали 15Х2НМФА, выполненного с применением сварочной проволоки марки Св-09ХГНМТАА-ВИ и плавленого

сварочного флюса двух марок – НФ-18М по ТУ 5.965-11175-81 [119] и ФЦ-16А по ОСТ 24.948.02-91 [69].

Химический состав использованных сварочных флюсов, а также коэффициенты основности и активности, рассчитанные по формулам (3.2) и (3.3), приведены в таблице 3.3. По содержанию примесных элементов серы и фосфора оба флюса имели высокую чистоту – не более 0,01 % каждого элемента в обоих случаях.

Таблица 3.3 – Химический состав сварочных флюсов

Марка флюса	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	CaF ₂	MnO	Fe ₂ O ₃	NaF	TiO ₂	B _Ф	A _Ф
	Содержание соединений, % по мас.										
ФЦ-16А	30,1	17,4	19,7	7,5	16,4	3,2	0,3	5,4	-	1,02	0,38
НФ-18М	20,1	20,9	19,9	8,6	18,0	2,5	1,6	-	8,4	1,33	0,26

Химический состав металла шва, выполненного по обоим вариантам, а также химический состав сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ по данным документа о качестве приведен в таблице 3.4.

Таблица 3.4 – Химический состав сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ и металла шва

Марка флюса	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P	Cu	Co	As+ Sn+ Sb
	Содержание, % по мас.											
Химический состав сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ												
–	0,09	0,31	1,01	1,76	1,13	0,65	0,08	0,005	0,004	0,01	0,003	0,008
Химический состав металла шва												
ФЦ-16А	0,05	0,41	0,84	1,53	1,17	0,59	0,013	0,009	0,010	0,06	0,007	0,007
НФ-18М	0,05	0,31	0,79	1,52	1,2	0,6	0,021	0,009	0,010	0,06	0,007	0,007

С использованием указанных материалов на Ижорских заводах были выполнены сварные соединения стали 15Х2НМФА, которые подвергнуты термической обработки по минимальному (1 промежуточный + 1 окончательный отпуск) и максимальному (5 промежуточных + 2 окончательных отпуска), режимы термической обработки соответствовали приведенным в таблице 2.2.

Результаты испытаний металла шва на статическое растяжение при температуре 20 °C приведены на рисунке 3.14, на рисунке 3.15 приведены результаты испытаний на статическое растяжение при температуре 350 °C.

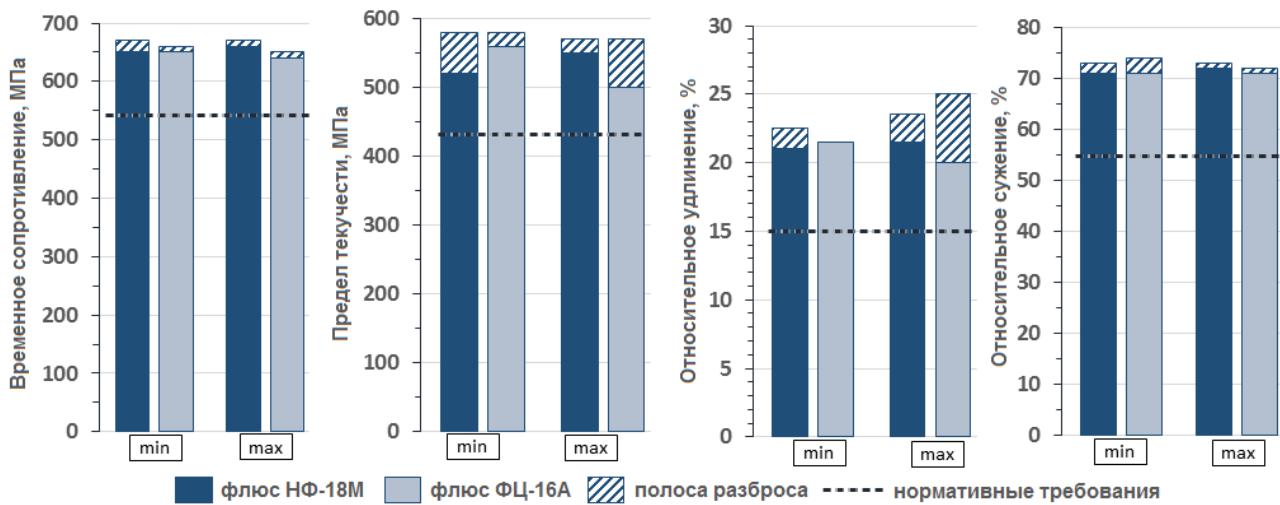


Рисунок 3.14 - Результаты сравнительных испытаний на статическое растяжение при температуре 20 °С металла шва, выполненного с применением флюса НФ-18М и ФЦ-16А, после термической обработки по минимальному (min) и максимальному (max) циклам

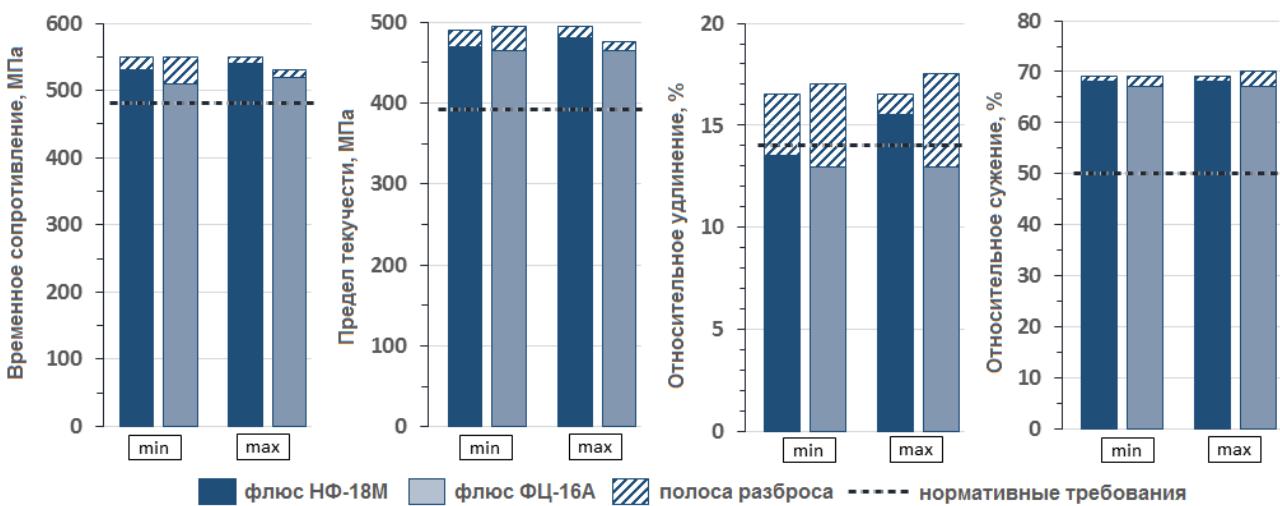


Рисунок 3.15 - Результаты сравнительных испытаний на статическое растяжение при температуре 350 °С металла шва, выполненного с применением флюса НФ-18М и ФЦ-16А, после термической обработки по минимальному (min) и максимальному (max) циклам

Результаты испытаний металла шва на ударный изгиб после термической обработки по минимальному и максимальному циклам приведены на рисунках 3.16 и 3.17.

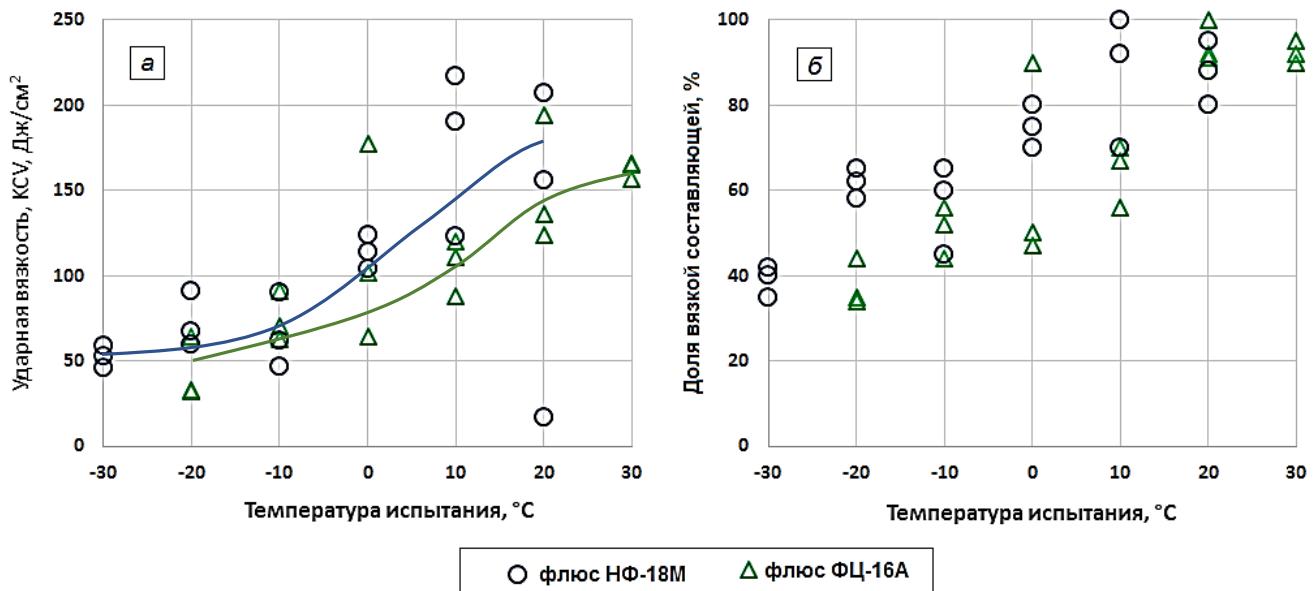


Рисунок 3.16 - Результаты испытаний металла шва на ударный изгиб после термообработки по минимальному циклу: ударная вязкость (а) и доля вязкой составляющей в изломе (б)

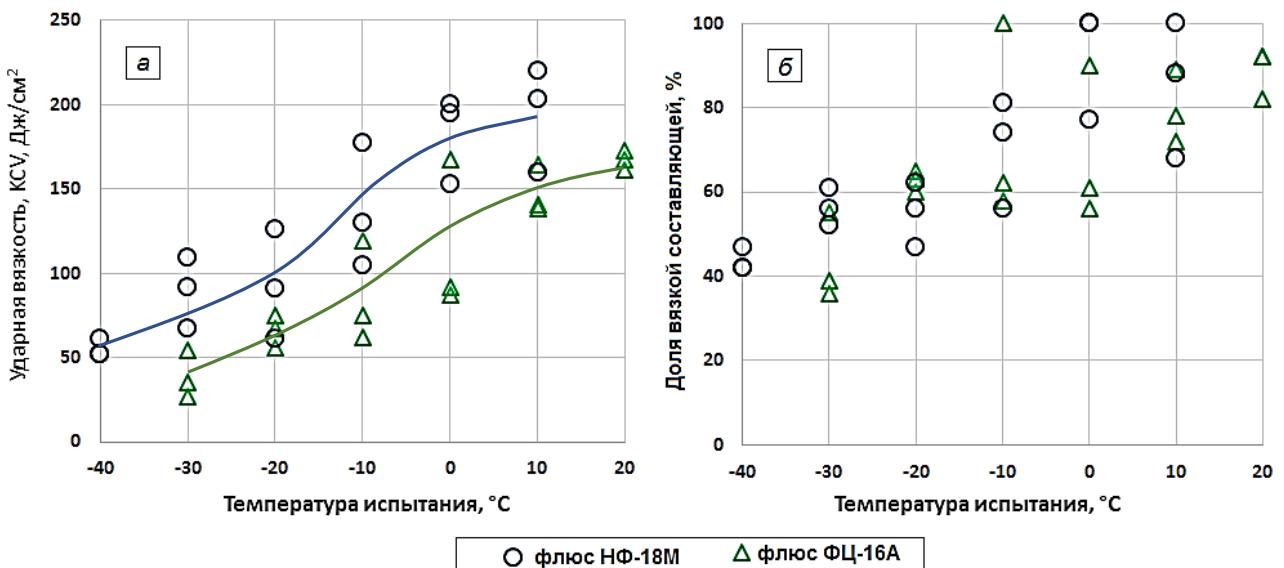


Рисунок 3.17 - Результаты испытаний металла шва на ударный изгиб после термообработки по максимальному циклу: ударная вязкость (а) и доля вязкой составляющей в изломе (б)

Замена сварочного флюса НФ-18М на более активный ФЦ-16А привела к некоторому повышению содержания кремния и марганца в металле шва (таблице 3.4).

Исследования [120] показывают, что снижение T_{K0} металла наблюдается при увеличении содержания кремния до 0,2 %. Дальнейший рост содержания кремния на прочность существенного влияния не оказывает, однако с его

увеличением может значительно снизиться ударная вязкость металла шва. Считается, что оптимально содержание в металле шва от 0,15 % до 0,25 % кремния.

Марганец является обязательным компонентом практически во всех сварочных материалах в качестве элемента-раскислителя. Статистика проведенных исследований свидетельствует об однозначно положительном влиянии на прочность и ударную вязкость низколегированного металла шва при содержании в нем до 1,2 % марганца [28]. При дальнейшем увеличении содержания данного элемента наблюдается отрицательное влияние на стойкость стали к радиационному охрупчиванию [32]. В работе [120] предполагается, что при содержании марганца в наплавленном металле менее 0,6 % и более 0,85 % достигаются неоптимальные условия карбидообразования и формирования структуры металла шва, что может привести к снижению уровня горячей прочности на 20-30 МПа. Одновременно при увеличении марганца до 1 % и более интенсивно развивается процесс отпускной хрупкости.

В исследовании, проведенном в работе [121], показана зависимость содержания кислорода в металле шва от суммарного содержания в нем марганца и кремния. Установлено, что минимальному содержанию кислорода соответствует содержание в металле шва $0,5 \text{ Mn} + \text{Si} \approx 0,7\text{-}0,8 \%$.

Прочностные свойства металла шва при температуре испытаний 20 и 350 °C при этом изменились несущественно независимо от параметра термической обработки (рисунки 3.12 – 3.13), однако несколько снизился уровень относительного удлинения при температуре испытаний 350 °C (рисунки 3.15).

Результаты испытаний на ударный изгиб (рисунки 3.16 – 3.17) показали снижение уровня ударной вязкости и доли вязкой составляющей в изломе образцов Шарпи при замене сварочного флюса с НФ-18М на ФЦ-16А, в особенности, после термической обработки по максимальному циклу. Значения T_{K0} для металла шва составили: в случае использования флюса ФЦ-16А -10 °C и -20 °C для термической обработки по минимальному и максимальному циклам соответственно, в случае использования флюса НФ-18М -20 °C и -30 °C.

Снижение уровня ударной вязкости объясняется, по-видимому, повышением количества кислорода, присутствующего в металле шва, в основном, в составе неметаллических включений, которые являются концентраторами напряжений при разрушении образца на ударный изгиб [107, 118, 122-126].

К сожалению, в данном исследовании не было определено содержание кислорода в наплавленном металле. Однако, очевидным является возможность повышения СХР металла шва стали 15Х2НМФА за счет использования сварочного флюса, имеющего меньшую активность.

В отечественном энергетическом машиностроении [120] имеют распространение плавленые низкоактивные сварочные флюсы таких марок, как ОФ-6 ($A_{\Phi} \leq 0,05$), ОФ-40 ($A_{\Phi} = 0,1-0,15$), однако их применение при сварке под слоем флюса материалов с объемно-центрированной кристаллической решеткой невозможно вследствие их высокой склонности к гидратации при мокрой грануляции в процессе его изготовления. Удалить остаточную влагу из этих флюсов до величин, необходимых для сварки низколегированными проволоками, невозможно даже при высокотемпературной прокалке, в связи с чем неизбежно образование пористости.

Исследование характеристик металла шва, выполненного с применением низкоактивного агломерированного флюса, будет приведено в главе 5 данной работы.

3.3 Исследование структурно-фазовых превращений в металле многопроходного сварного шва

Исследованиями подраздела 3.1 установлено, что одним из факторов, приводящих к неудовлетворительным значениям критической температуры хрупкости металла шва, является структурная неоднородность: повышение доли полигонального феррита в бейнитной структуре. Повышенная структурная

неоднородность проявлялась при повышении межпроходной температуры либо при повышении сварочного тока.

В значительной степени структуру металла шва низколегированных сталей, к коим относят и сталь 15Х2НМФА, формируют условия охлаждения. Общепринятым [128-130] является прогнозирование структурных составляющих для металла шва методом наложения кривых охлаждения, соответствующих термическому циклу при сварке, на термокинетическую диаграмму распада переохлажденного аустенита.

Построение термокинетической диаграммы распада аустенита для металла сварных швов низколегированных сталей в работах [131-133] проводили экспериментальным методом при охлаждении образцов с фиксированной скоростью в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800 – 500 °С.

Скорость охлаждения $\omega_{8/5}$ может быть определена расчетным путем при моделировании термического цикла сварки применительно к конкретным условиям, задаваемым технологическими параметрами – погонной энергии (напряжению дуги, сварочного тока, скорости сварки), температуры предварительного подогрева.

Представляет интерес установление количественных характеристик структурных составляющих металла шва стали 15Х2НМФА в зависимости от термокинетических условий при многопроходной сварке с точки зрения снижения его структурной неоднородности. Практическое значение от решения данной задачи может заключаться в выработке рекомендаций к выбору технологических параметров сварки, позволяющих повысить сопротивление хрупкому разрушению металла шва за счет снижения его структурной неоднородности.

Скорость охлаждения в диапазоне наименьшей устойчивости аустенита 800 – 500 °С $\omega_{8/5}$ определяли расчетным путем по выражениям, предложенными Н. Н. Рыкалиным [135].

В качестве модели была принята схема быстродвижущегося точечного источника теплоты на поверхности полубесконечного тела.

Схема полубесконечного тела представляет собой массивное тело, ограниченное плоскостью XY с координатой $z=0$, в которой происходит движение источника нагрева. Другие поверхности расположены на значительном расстоянии и не влияют на процесс распространения тепла. Процесс распространения тепла в таком случае имеет трехмерный характер. Данное упрощение соответствует исследуемому процессу – сварке заполняющих (верхних) слоев толстостенного стыкового соединения.

Применение в качестве источника нагрева быстродвижущегося источника обусловлено достаточно высокими скоростями сварки.

Входными параметрами используемой модели (3.4) являлись: погонная энергия сварки (q/V , Дж/см), температура подогрева (T_p , °C), средняя температура интервала, для которого определялась скорость охлаждения (T , °C) и теплопроводность (λ , Вт/(см·°C)). Искомая скорость охлаждения (ω , °C/c) являлась выходным параметром.

$$\omega = \frac{2\pi\lambda(T-T_p)^2}{q/V} \quad (3.4)$$

В нашем случае определялась скорость охлаждения в интервале от 800 °C до 500 °C, поэтому Т принимали равную 650 °C.

Принятые допущения значительно упростили применяемое математическое выражение, что позволило получить, а также проанализировать необходимые зависимости: скорость охлаждения от температуры подогрева при неизменном режиме сварки или от сварочного тока при прочих постоянных условиях.

Экспериментальную часть исследования проводили на образцах, вырезанных из металла шва, выполненного автоматической сваркой проволокой Св-09ХГМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А.

Химический состав металла шва приведен в таблице 3.5.

Таблица 3.5 – Химический состав металла шва

Содержание химических элементов, мас. %								
C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	Cu	S	P
0,06	0,34	1,00	1,60	0,59	1,01	0,03	0,001	0,007

Продолжение таблицы 3.5

Содержание химических элементов, мас. %								
Ti	Cu	Co	Sb	Sn	As	Al	N	O
0,01	0,03	0,01	0,001	0,001	0,001	0,001	0,006	0,041

Величину $\omega_{8/5}$ определяли как переменную в зависимости от температуры предварительного подогрева в диапазоне от 0 °C до 500 °C при фиксированных прочих параметрах сварки (погонная энергия), а также в зависимости от сварочного тока в диапазоне от 300 до 700 А при фиксированных температуре предварительного подогрева, напряжении дуги и скорости сварки.

Результаты определения зависимости $\omega_{8/5}$ от температуры предварительного подогрева и от величины сварочного тока приведены на рисунке 3.18 а и б соответственно.

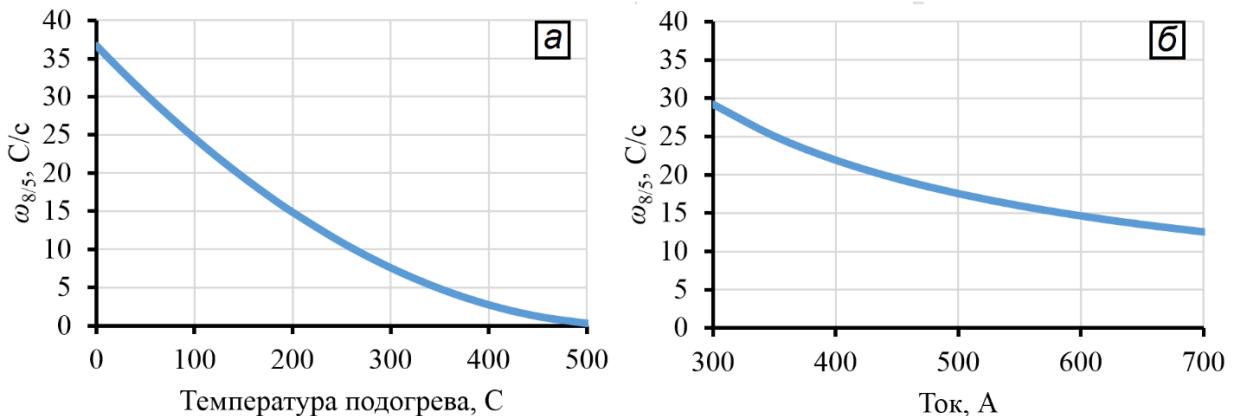


Рисунок 3.18 - Зависимость скорости охлаждения $\omega_{8/5}$ от температуры предварительного подогрева (а) и от величины сварочного тока (б)

Установлено, что скорость $\omega_{8/5}$ в зависимости от технологических параметров сварки, в особенности от температуры предварительного подогрева, может изменяться в широком диапазоне – от 0,2 до 40 °C/c. Изменение величины

сварочного тока в широком диапазоне – от 300 до 700 А не столь значительно сказывается на изменении скорости охлаждения $\omega_{8/5}$.

Имитацию воздействия термических циклов сварки на ветви охлаждения проводили на образцах металла шва в указанном диапазоне при скоростях 0,2; 0,5; 1; 2; 5; 10; 20 и 40 °C/c за счет обдува гелием.

Начало фазовых изменений при распаде переохлажденного аустенита определяли по началу отклонения дилатограммы от прямолинейного хода кривой, характеризующей зависимость изменения линейного размера (длины) образца от температуры. Серии кривых охлаждения приведены на рисунке 3.19.

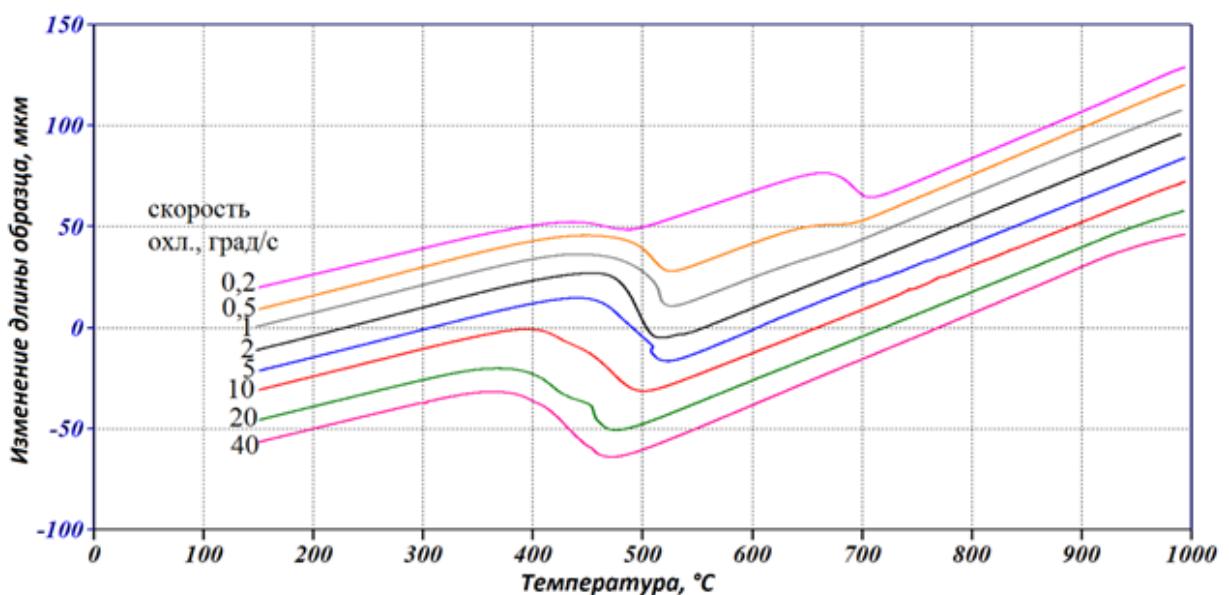


Рисунок 3.19 - Зависимость изменения длины образцов от температуры при различной скорости охлаждения

Дилатометрическими исследованиями в процессе нагрева образцов со скоростью 4-6 °C/мин определены точки начала (Ac_1) и окончания (Ac_3) полиморфного α - γ превращения в материале $Ac_1 = 750$ °C, $Ac_3 = 880$ °C.

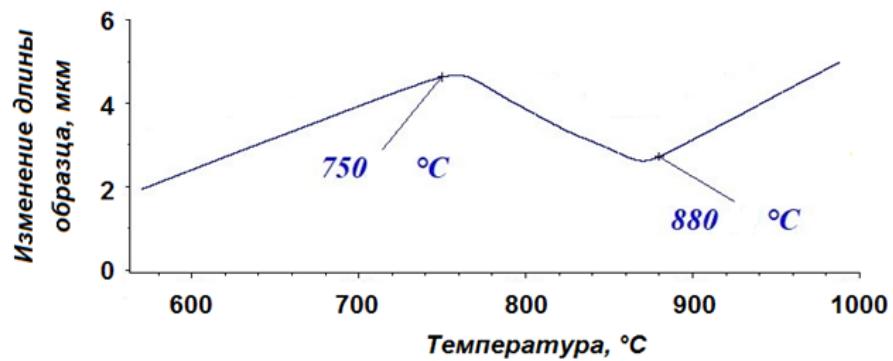


Рисунок 3.20 - Зависимость изменения длины образцов от температуры при нагреве

Изменение структуры металла образцов в зависимости от скорости охлаждения показано на рисунке 3.21.

С использованием автоматического анализатора изображений Thixomet и модуля ASTM E1245 проведено определение содержания феррита в структуре при увеличении $\times 200$ (рисунок 3.22).

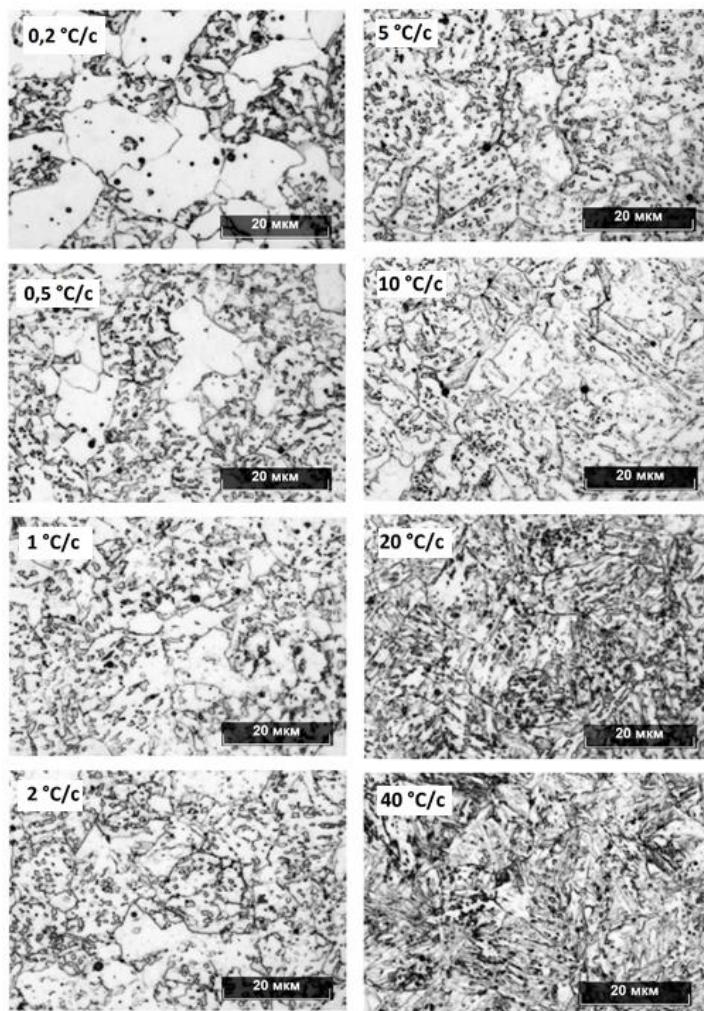


Рисунок 3.21 - Структура образцов после охлаждения с различной скоростью

Результаты определения содержания феррита в структуре, а также результаты замеров твердости при различной скорости охлаждения приведены на рисунке 3.23.

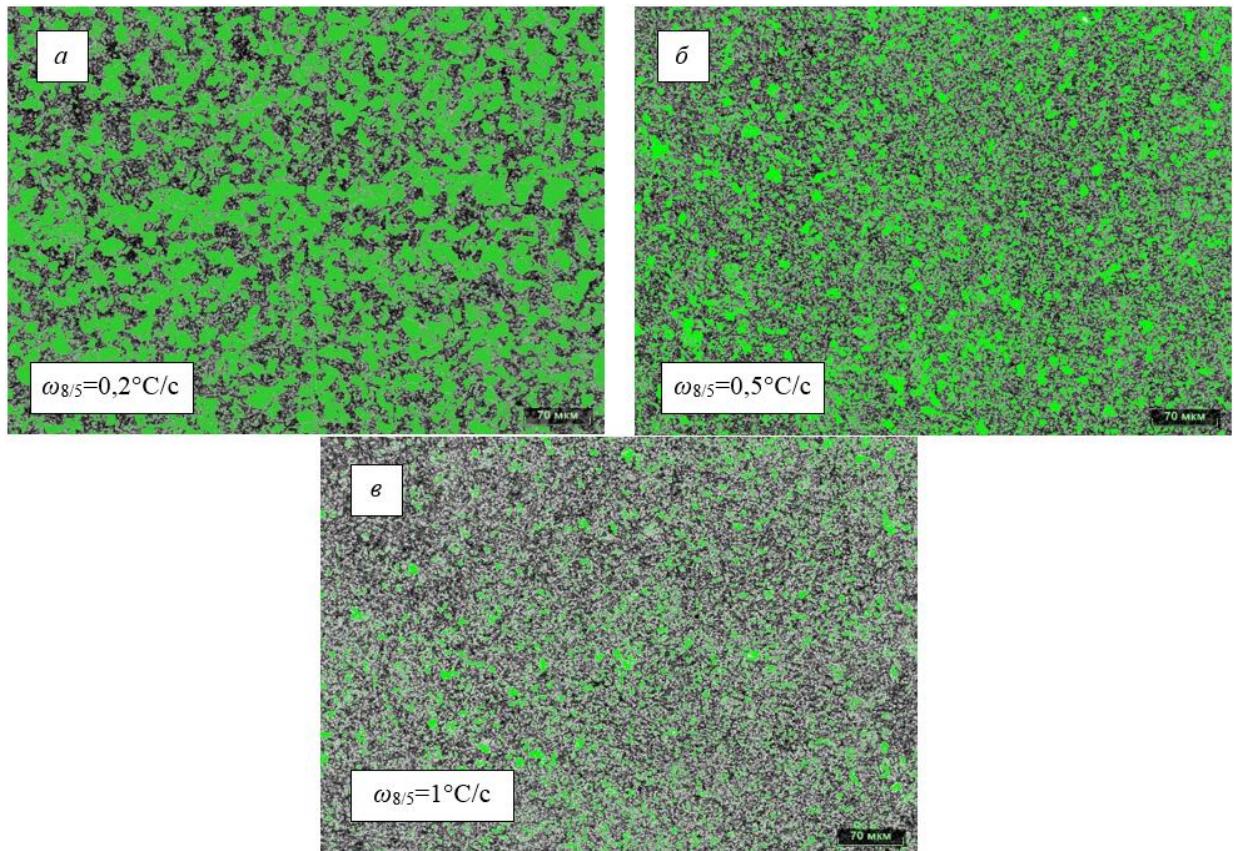


Рисунок 3.22 - Ферритная фаза (выделена зеленым цветом), выявленная с помощью автоматического анализатора изображений

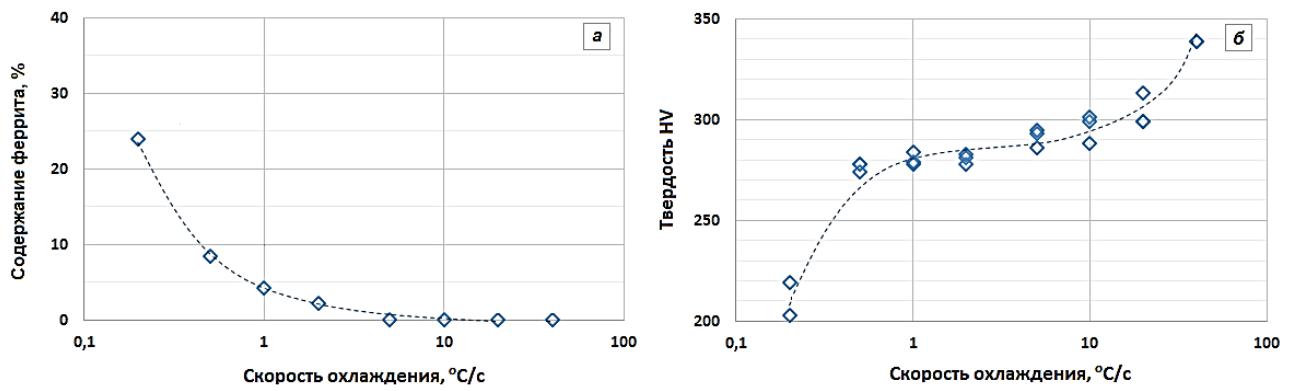


Рисунок 3.23 - Содержание феррита (а) и результаты замера твердости (б) при различной скорости охлаждения $\omega_{8/5}$

При медленной скорости 0,2 - 0,5 °C/c в структуре преобладает полигональный феррит с карбидами, доля которого постепенно снижается по мере роста скорости охлаждения до 2 °C/c, уступая место бейниту. При скорости охлаждения 2 °C/c структура полностью бейнитная.

При скорости охлаждения 0,2 °C/c твердость составляет 210 единиц и начинает расти по мере роста скорости охлаждения. Рост твердости имеет два участка: при повышении скорости охлаждения с 0,2 до 0,5 °C/c и с 20 до 40 °C/c (рисунок 3.19).

На первом участке (твердость от 210 до 280 единиц) происходит резкое снижение доли ферритной составляющей в бейнитной структуре. На втором участке (твердость от 300 до 340 единиц) происходит образованием закалочных структур в металле шва данного химического состава при скорости охлаждения 40 °C/c, что также было выявлено в работе [136] для металла шва стали 15Х2МФА-А мод. А и стали 2,25%Cr-1%Mo-0,25%V, имеющего близкий химический состав (за исключением более низкого содержания никеля). Визуально, при скорости охлаждения 40 °C/c, в структуре наблюдаются игольчатые составляющие (рисунок 3.21).

По результатам дилатометрических и металлографических исследований и измерения твердости для исследуемого материала построена диаграмма термокинетического превращения аустенита (С-кривая [137]), представленная на рисунке 3.24.

Анализ графика, представленного на рисунке 3.24 показывает, что металл шва при скорости охлаждения $\omega_{8/5}$ менее 2 °C/c имеет склонность к образованию вторичной ферритной фазы в бейнитной матрице, что может являться причиной снижения сопротивлению хрупкому разрушению из-за структурной неоднородности.

Также установлено, что материал имеет высокие (более 300 единиц) значения твердости вследствие образования закалочных структур при скорости охлаждения выше 10 °C/c.

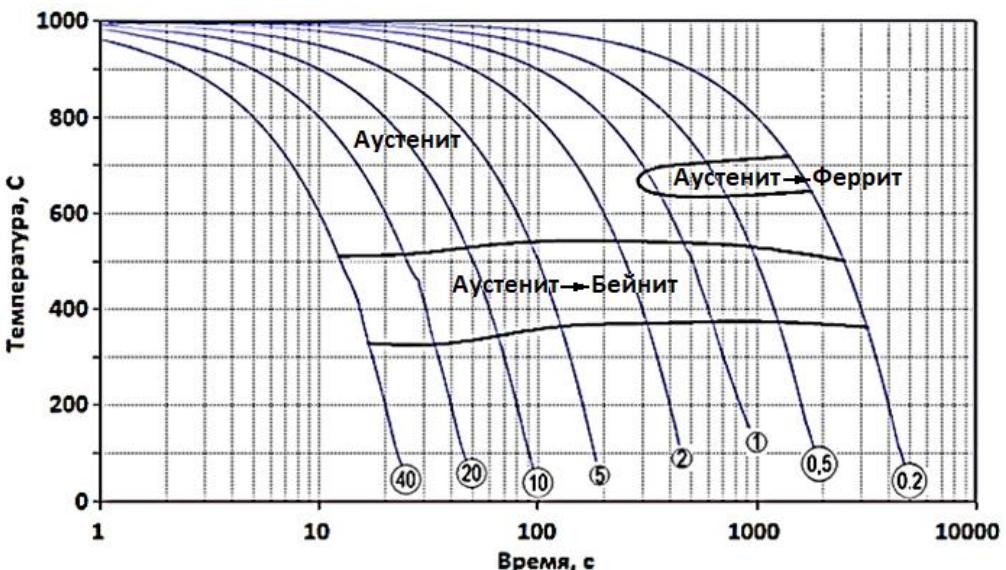


Рисунок 3.24 - Термокинетические диаграммы превращения аустенита

Следовательно, металл шва имеет чувствительность к образованию закалочных структур, например, в случае снижения температуры предварительного подогрева менее 200 °C. Следует отметить, что сварные соединения стали 15Х2НМФА подлежат послесварочной термической обработке – высокому отпуску, после проведения которого значения твердости металла шва снижаются.

Выполненные исследования позволили разработать практические мероприятия по снижению возможной структурной неоднородности металла шва. Как показали расчеты, приведенные на графике рисунка 3.18 б, увеличение сварочного тока не столь существенно влияет на скорость охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита 800 – 500 °C, поэтому снижение величины сварочного тока для предотвращения структурной неоднородности металла шва не является целесообразным. При этом, повышение температуры подогрева при сварке выше 300 °C приводит к существенному снижению скорости $\omega_{8/5}$, что может стать причиной структурной неоднородности металла шва. Следует отметить, что регламентированная нормативной документацией [42] температура подогрева при сварке стали данной марки 150-300 °C, поэтому производственно-технологической

документацией на сварку верхнюю границу температурного интервала следует ограничить.

3.4 Влияние термической обработки на свойства металла сварного шва

Как уже было обозначено в подразделе 1.1, сварные соединения КР и крышки реактора из стали 15Х2НМФА проходят термическую обработку – высокий отпуск при температуре 620 °С (промежуточный отпуск) и 650 °С (окончательный отпуск). Продолжительность промежуточного отпуска сварных соединений составляет 4,5 ч, окончательного – 8,0 ч. В процессе промежуточного отпуска происходит снятие основных остаточных напряжений, удаление диффузационно-подвижного водорода, тем самым предотвращается растрескивание сварных соединений по механизму холодных трещин. Механические свойства металла шва формирует окончательный отпуск при температуре 650 °С.

Количество промежуточных отпусков для разных сварных соединений КР может достигать 4-х, окончательный отпуск для КР – один. Для крышки реактора количество промежуточных отпусков – один, окончательных может достигать двух (включая ремонтный).

Стоит отметить, что при испытании как контрольных сварных швов, так и производственных контрольных сварных соединений КР, выдержки при температуре промежуточного отпуска суммируются, что допускается отраслевыми правилами контроля сварных соединений [66], таким образом, металл шва не испытывает промежуточных циклов нагрева и охлаждения.

Анализ статистических данных, приведенный в подразделе 3.1, не позволил выявить закономерности изменения механических свойств металла контрольных сварных швов при изменении продолжительности выдержки при температуре промежуточного 620 °С окончательного 650 °С отпуска, ввиду различий в химическом составе и технологических факторов сварки. Поэтому в данном разделе приведен анализ свойств металла шва, выполненного одним

конкретным сочетанием плавки сварочной проволоки и партии сварочного флюса при переменной продолжительности термической обработки.

На рисунке 3.25 a приведены результаты испытаний при температуре -25 °С образцов Шарпи на ударный изгиб (приведены средние значения по результатам испытаний трех образцов), вырезанных из металла шва ПКСС. На рисунке 3.25 b приведены результаты определения временного сопротивления (приведены средние значения по результатам испытаний двух образцов) сварного соединения при различной продолжительности промежуточного отпуска – от 4,5 до 18,0 ч. На рисунке 3.26 приведены те же данные, но для различной продолжительности окончательного отпуска – от 8,0 до 16,0 ч. Данные ПКСС выполнены одним сочетанием сварочных материалов – плавки проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ и партии флюса ФЦ-16А. Всего испытано 7 ПКСС с переменной продолжительностью промежуточного отпуска (рисунок 3.25) и 3 ПКСС с переменной продолжительностью окончательного отпуска (рисунок 3.26).

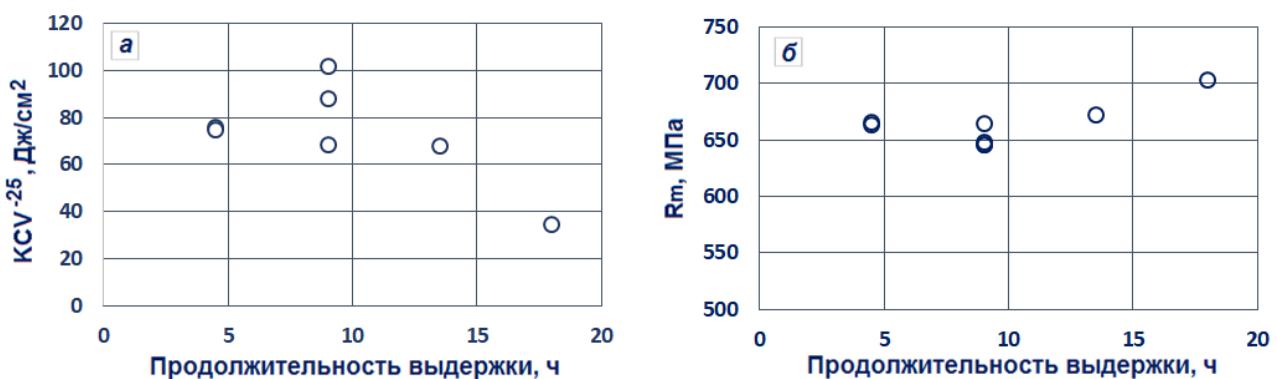


Рисунок 3.25 - Результаты испытания ударной вязкости при температуре -25 °С (а) и временного сопротивления сварного соединения (б) при различной продолжительности выдержки при температуре отпуска 620 °С

Стоит отметить, что во всех приведенных случаях испытаний на растяжение сварного соединения, разрушение образцов происходило по металлу шва, поэтому в данном случае сравнение значений временного сопротивления сварного соединения представляется корректным.

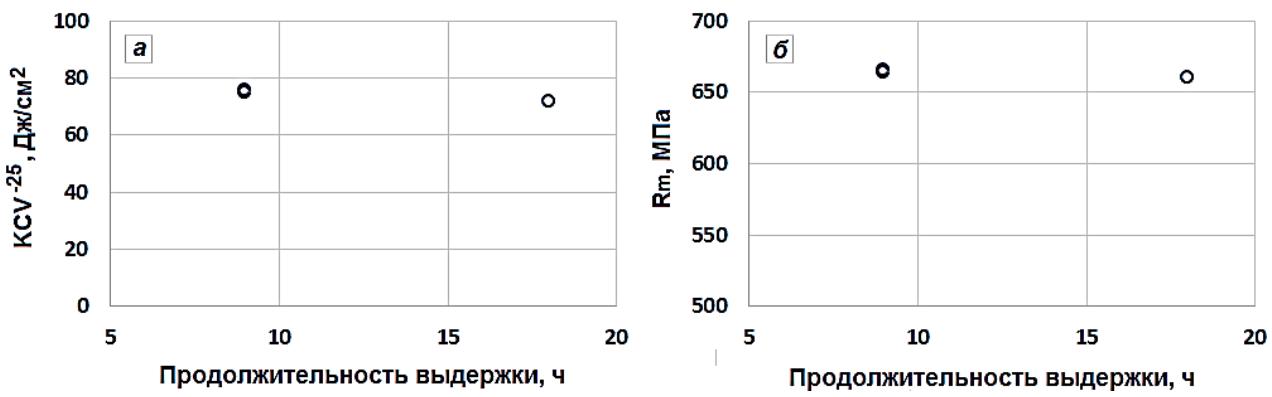


Рисунок 3.26 - Результаты испытания ударной вязкости при температуре -25°C (а) и временного сопротивления сварного соединения (б) при различной продолжительности выдержки при температуре отпуска 650°C

При анализе данных рисунка 3.25 выявлено некоторое снижение ударной вязкости и рост величины временного сопротивления при увеличении продолжительности выдержки при температуре промежуточного отпуска выше 10 ч. При увеличении продолжительности выдержки при температуре окончательного отпуска, значения исследуемых характеристик существенно не поменялись, однако, из-за ограниченности количества располагаемых данных в этом случае, данный вывод следует рассматривать лишь как гипотезу.

Представляет интерес исследование явления снижения значений ударной вязкости при увеличении продолжительности промежуточного отпуска при температуре 620°C .

Исследованиями работ специалистов НПО «ЦНИИТМАШ» [138-139] также было выявлено снижение ударной вязкости после отпуска металла шва стали 15Х2НМФА, выполненного сварочной проволокой Св-10ХГНМАА, Св-12Х2Н2МАА, а также Св-08ХГНМТА под флюсом ФЦ-16А. По итогам указанных исследований предположено, что снижение ударной вязкости обусловлено отпускной хрупкости при повышении содержания кремния и марганца в металле шва. В работе [138] говорится о том, что, снизив содержание кремния и марганца удается исключить отпускную хрупкость металла шва данной химической композиции.

Как известно, отпускную хрупкость классифицируют – I рода (необратимая), которая происходит в интервале относительно низких (по различным данным, до 450 °C) температур и II рода (обратимая), которая происходит при отпуске в интервале 500-550 °C.

Природу отпускной хрупкости II рода обычно связывают с обогащением границ зерен фосфором и другими элементами внедрения вследствие их диффузионного перераспределения в направлении участков зерна. В итоге металл охрупчивается из-за ослабления межзеренной прочности. В качестве мероприятий, снижающих отпускную хрупкость II рода, в первую очередь рекомендуют повышать чистоту металла по фосфору, а также по примесям внедрения (O, N, H) и цветным металлам (Sn, Sb и др.), дополнительно легировать такими элементами как Mo или W.

Традиционно в металлургии для оценки охрупчивания стали в процессе термического воздействия при металлургическом переделе и в процессе эксплуатации оборудования используют ограничение химических элементов, выраженное критерием Ватанабэ J [52], определяемым по формуле:

$$j = (Mn + Si) \cdot (P + Sn) \cdot 10^4 \leq 150 \quad (3.4)$$

Также для металла сварных швов теплоустойчивых сталей известно ограничение примесных элементов, приводящих к тепловому охрупчиванию, выраженное критерием Брускато X [52]:

$$X = \frac{10P + 4Sn + 5Sb + As}{100} \leq 80 \cdot 10^{-6} \quad (3.5)$$

Для металла шва, результаты определения механических свойств которого приведены на рисунках 3.21 и 3.22, значение коэффициентов J и X составляет 96 и $71 \cdot 10^{-6}$ соответственно, что свидетельствует о том, что ограничения (3.4) и (3.5) не в полной мере соответствуют условию отсутствия охрупчивания для металла шва данного состава.

В данном случае, предположительно, снижение ударной вязкости при увеличении прочности в процессе выдержке при промежуточном отпуске может быть объяснено перераспределением углерода в составе карбидной фазы – от низших карбидов к высшим по механизму: $\text{Me}_3\text{C} \rightarrow \text{Me}_3\text{C} + \text{Me}_2\text{C} + \text{Me}_3\text{C}_3 \rightarrow \text{Me}_{23}\text{C}_6 + \text{Me}_6\text{C}$.

Для исследования влияния продолжительности термической обработки при температуре промежуточного отпуска 620 °С на изменение механических свойств металла шва, а также влияния содержания в нем марганца и кремния, проведен эксперимент, заключающийся в следующем. Методом АСФ изготовлены два сварных соединения из стали 15Х2НМФА толщиной 60 мм, при сварке использованы технологические параметры, соответствующие принятым на заводе «Атоммаш» для выполнения сварных швов корпусов и крышек реактора. В качестве сварочных материалов в обоих случаях использовали сварочную проволоку Св-09ХГНМТАА-ВИ, а также сварочный плавленый флюс ФЦ-16А (образец А) и сварочный низкоактивный агломерированный флюс 48АФ-71 (образец Б).

Химический состав металла шва соответствовал таблице 3.6.

Таблица 3.6. Химический состав металла шва стали 15Х2НМФА, выполненных сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А (образец А) и 48АФ-71 (образец Б)

Образец	Марка флюса	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P	Cu	Co+As+Sn+Sb
		Содержание химических элементов, % по массе										
А	ФЦ-16А	0,05	0,40	0,88	1,61	1,16	0,62	0,01	0,003	0,007	0,04	0,021
Б	48АФ-71	0,04	0,17	1,02	1,79	1,16	0,66	0,01	0,004	0,006	0,03	0,018

Как свидетельствуют данные таблицы 3.6, химический состав образцов отличается, в основном, содержанием кремния. Коэффициенты, рассчитанные по формулам (3.4) и (3.5) имеют следующие значения:

Для варианта А:

$$J = 97,3; X = 70 \cdot 10^{-6}; Si + 0,5 \cdot Mn = 0,885 \%$$

Для варианта Б:

$J = 92$; $X = 72 \cdot 10^{-6}$; $Si + 0,5 \cdot Mn = 0,655 \%$.

Каждая проба после сварки была медленно охлаждена, разделена на пять частей, одна из которых оставили без термической обработки, четыре были подвергнуты термообработке при температуре промежуточного отпуска сварных соединений стали 15Х2НМФА: 620 °C, продолжительность выдержки составила 5, 10, 16 и 21 ч, что соответствовало одному, двум, трем и четырем промежуточным отпускам. Скорость нагрева и охлаждения (до температуры 300 °C) не превышала 60 °C/ч. Последующую термическую обработку по режиму окончательного отпуска не проводили.

Из каждой части изготовили по одному цилиндрическому образцу на статическое растяжение при 20 °C и по три образца Шарпи для испытания на ударный изгиб при температуре 0 °C. Определение твердости по методу Виккерса для металла шва, ЗТВ и основного металла проводили на половинках образцов Шарпи после испытаний, выбирали образцы, претерпевшие наименьшую пластическую деформацию.

Результаты определения временного сопротивления, предела текучести, относительного удлинения и относительного сужения при температуре 20 °C при испытании образцов на статическое растяжение при различной продолжительности выдержки приведены на рисунке 3.27.

Результаты определения ударной вязкости KCV⁰ при испытании образцов Шарпи на ударный изгиб после отпуска при 620 °C различной продолжительности приведены на рисунке 3.28.

Результаты определения твердости различных участков сварного соединения приведены на рисунке 3.29.

Результаты испытаний на статическое растяжение свидетельствуют о существенном снижении прочностных свойств при отпуске металла шва 5 ч: для образца А - временного сопротивления на 104 МПа, предела текучести на 129 МПа; для образца Б - временного сопротивления на 116 МПа, предела текучести на 113 МПа.

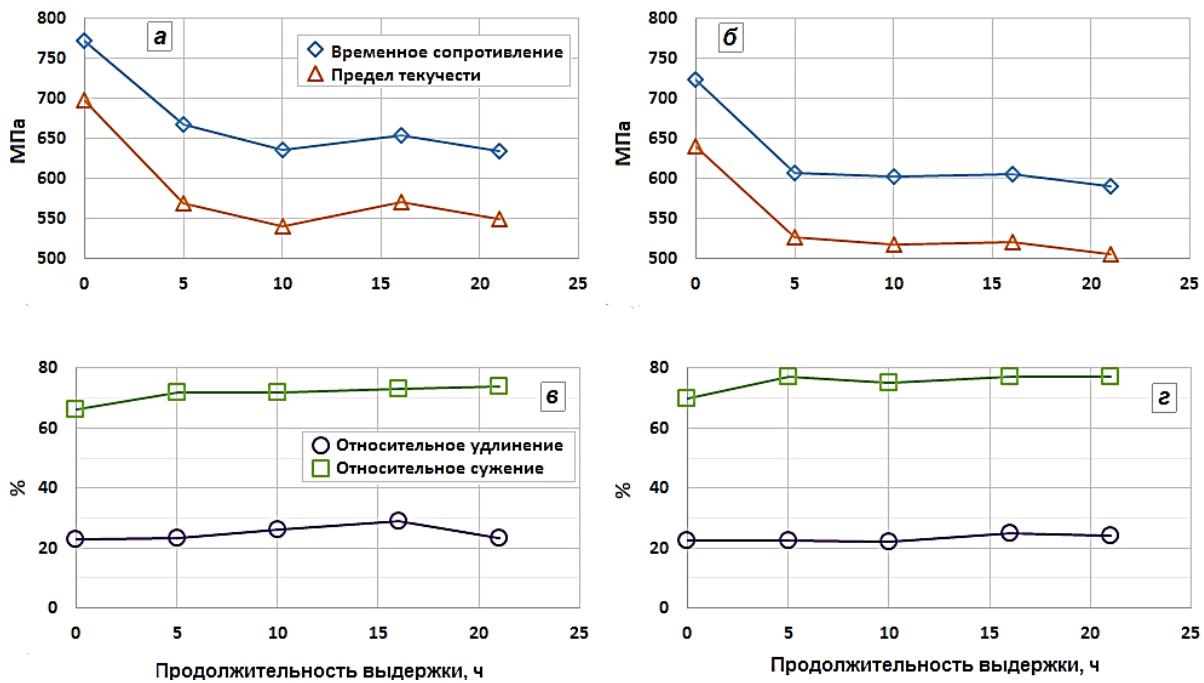


Рисунок 3.27 - Результаты испытания на статическое растяжение металла шва при различной продолжительности промежуточного отпуска: а, б - прочностные свойства, в, г - пластические свойства, а, в - образец А с 0,40 % Si, б, г - образец Б с 0,17 % Si

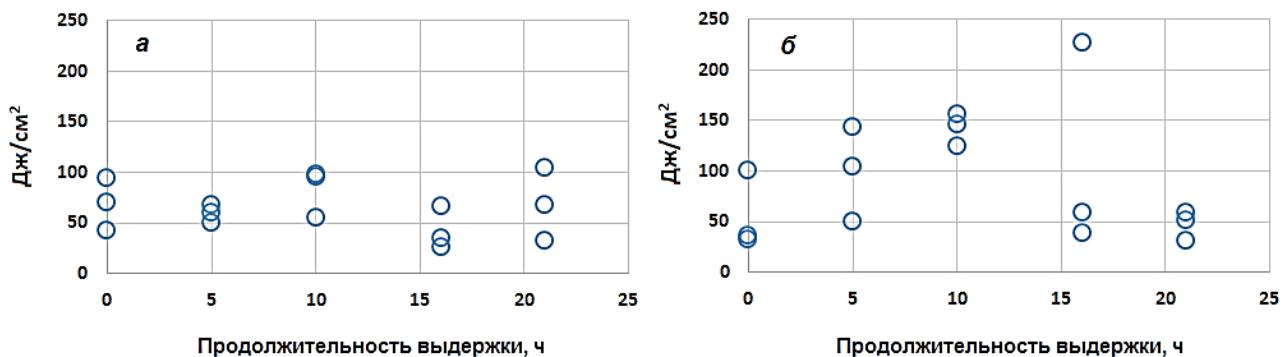


Рисунок 3.28 - Ударная вязкость металла шва при температуре 0 °С при различной продолжительности промежуточного отпуска: а - образец А с 0,40 % Si, б - образец Б с 0,17 % Si

Пластические же свойства изменились не столь существенно: относительное удлинение – не изменилось, относительное сужение увеличилось на 6 % и 7 % для образцов А и Б соответственно. Снижение прочностных свойств объясняется выделением карбидов из твердого раствора.

Последующая выдержка продолжительностью 10 ч, в сравнении с 5-часовой выдержкой, привела к постепенному снижению прочностных свойств:

временного сопротивления на 29 МПа и 5 МПа и предела текучести на 28 МПа и 5 МПа для образцов А и Б соответственно.

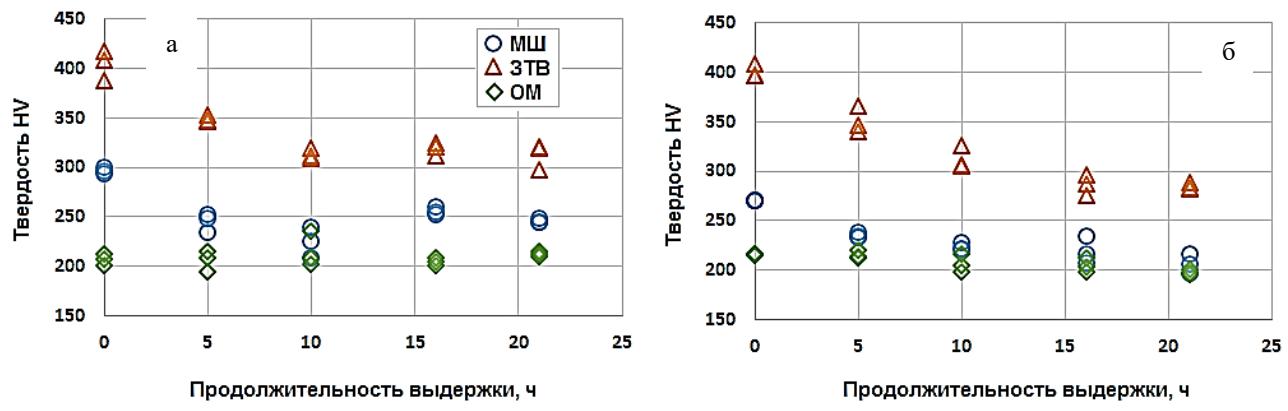


Рисунок 3.29 - Твердость металла шва (МШ), ЗТВ и основного металла (ОМ) при различной продолжительности промежуточного отпуска: а - образец А с 0,40 % Si, б - образец Б с 0,17 % Si

Увеличение продолжительности выдержки до 16 ч же, напротив, привела к повышению прочностных свойств: временного сопротивления на 18 МПа и 3 МПа, предела текучести на 30 МПа и 3 МПа для материала А и Б соответственно, в сравнении с 10-часовой выдержкой.

Продолжение увеличения выдержки до 21 ч снова снизило прочностные свойства металла шва в сравнении с 16-часовой выдержкой: временного сопротивления на 19 МПа и 14 МПа, предела текучести на 21 МПа и 16 МПа для материала А и Б соответственно.

Пластические же свойства - относительное удлинение и относительное сужение сильно не менялись при выдержке в процессе термической обработки в интервале от 5 до 21 ч.

Изменение прочностных свойств в процессе выдержки при температуре промежуточного отпуска закономерно отразилось на изменении твердости металла шва (рисунок 3.29). Имея в состоянии после сварки значения твердости 270 и 300 единиц для материалов А и Б, они постепенно снижаются до значений 240 единиц при увеличении продолжительности выдержки до 10 ч, приближаясь к значениям твердости основного металла. Затем твердость снова увеличивается

до значений 250 единиц при продолжительности выдержки 16 ч и затем немного снижаясь при продолжительности выдержки 21 ч.

Твердость ЗТВ монотонно снижается на всем исследуемом интервале продолжительности выдержки в обоих случаях со значений 400 единиц до 270 единиц. Твердость же основного металла оставалась практически на одном уровне - приблизительно 210 единиц.

Значения ударной вязкости при температуре испытаний 0 °С в исходном состоянии для обоих вариантов варьировались в диапазоне от 40 до 100 Дж/см² (рисунок 3.28). Отпуск при 620 °С продолжительностью 5 и 10 ч увеличивает значения ударной вязкости: для варианта А - до значений 55-98 Дж/см², для варианта Б - до значений 125-156 Дж/см². О причинах различий в значениях ударной вязкости металла шва при использовании флюса ФЦ-16А и 48АФ-71 будет подробно изложено в главе 5.

Повышение продолжительности выдержки при температуре промежуточного отпуска до 16 ч привело к существенному снижению ударной вязкости: для варианта А минимальное значение на трех испытанных образцах $KCV^0 = 26$ Дж/см², для варианта Б минимальное значение $KCV^0 = 39$ Дж/см². Последующее повышение продолжительности выдержки при температуре промежуточного отпуска до 21 часа привела к небольшому повышению ударной вязкости для варианта А, для варианта Б значения KCV^0 остались приблизительно на том же уровне.

Для установления причины снижения ударной вязкости проведены фрактографические исследования.

На рисунке 3.30 приведены изображения поверхности излома образца Шарпи, показавшего значение ударной вязкости 33 Дж/см² (материал А после 21 ч выдержки при температуре промежуточного отпуска).

Анализ поверхности излома показал, что разрушение – в виде скола, без каких-либо дефектов, обусловленных выделением водорода, сегрегаций примесей и пр.

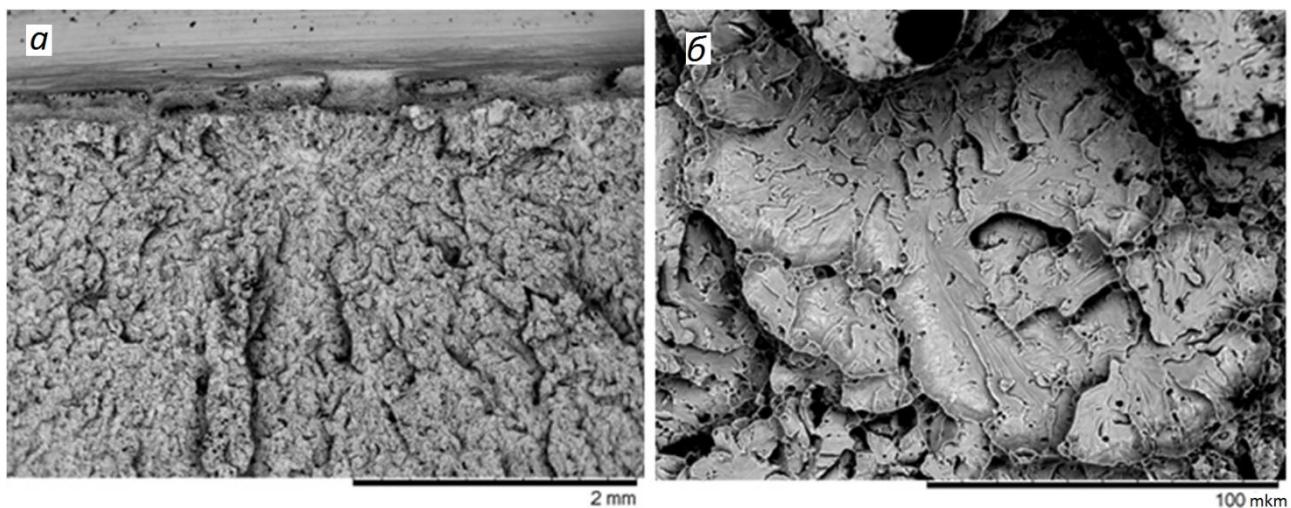


Рисунок 3.30 - Поверхность излома образца Шарпи, показавшего КСУ⁰ = 33 Дж/см²

Предположительно, снижение ударной вязкости при отсутствии изменения прочности в процессе выдержки при промежуточном отпуске может быть объяснено перераспределением углерода в составе карбидной фазы – от низших карбидов к высшим по механизму: $\text{Me}_3\text{C} \rightarrow \text{Me}_3\text{C} + \text{Me}_2\text{C} + \text{Me}_3\text{C}_3 \rightarrow \text{Me}_{23}\text{C}_6 + \text{Me}_6\text{C}$.

Для подтверждения данной гипотезы был проведен фазовый и элементный анализ карбидных осадков, отобранных от образцов материала А (таблица 3.6) в исходном после сварки состоянии, после 5 и 21 ч выдержки.

По результатам рентгенофазового анализа установлено, что в исходном состоянии карбидная фаза представлена цементитом - Fe_3C . Следует отметить, что на полученной дифрактограмме присутствуют также рефлексы акагенита – FeOOH , а также неметаллических включений, типичных для металла сварных швов (рисунок 3.31 а). Присутствие акагенита обусловлено взаимодействием со средой небольших фрагментов стали, как правило, попадающих в карбидные осадки при их электрохимическом выделении. На дифрактограмме, полученной от образца после 5 ч выдержки, выявлены только рефлексы акагенита, цементита и неметаллических включений. После 21 часа выдержки, обнаружены самостоятельные рефлексы специальных карбидов Cr_{23}C_6 (рисунок 3.31 б). Анализ дифрактограммы, полученной после 21 ч выдержки, показал, что, вероятно, также могут присутствовать карбиды Cr_7C_3 и MoC , однако их

рефлексы накладываются на более интенсивные рефлексы акагенита, цементита и карбида хрома Cr_{23}C_6 .

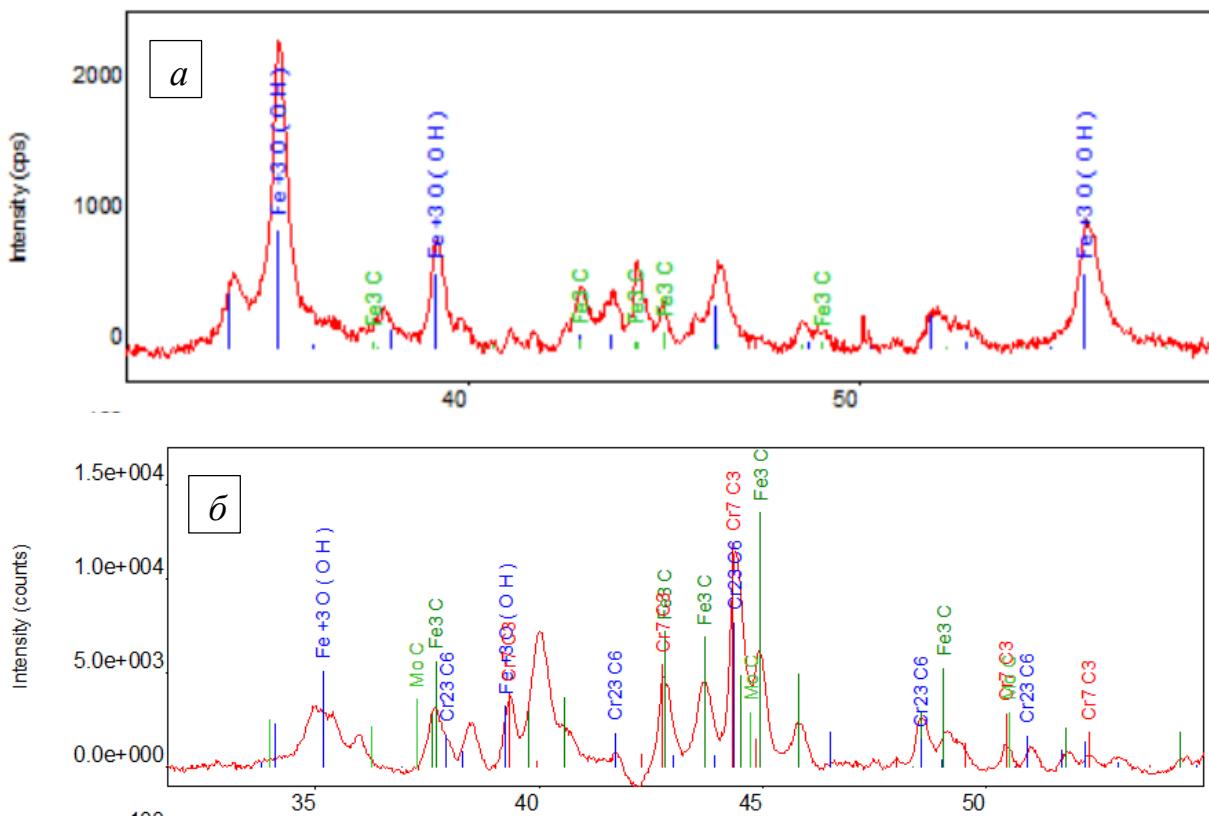


Рисунок 3.31 – Дифрактораммы карбидных осадков, полученных от образцов в исходном состоянии (а) и после отпуска продолжительностью 21 ч (б) при температуре 620 °С

Результаты рентгеноспектрального анализа карбидных осадков приведены в таблице 3.7. Следует отметить, что корректное определение содержания углерода в осадке невозможно из-за фонового сигнала от скотча, на который нанесен анализируемый порошок.

Таблица 3.7 – Результаты спектрального химического анализа карбидных осадков образца материала А в исходном состоянии, после отпуска продолжительностью 5 и 21 ч

Продолжительность отпуска, ч	O	Al	Si	Ti	Cr	Mn	Fe	Mo
	Содержание элементов, %							
0	30,4	0,6	2,1	0,5	2,9	3,0	60,5	-
5	17,7	3,9	5,3	0,9	18,4	9,0	35,1	9,7
21	17,6	2,2	3,9	0,7	20,3	8,2	36,3	10,8

Результаты спектрального анализа во многом подтвердили результаты рентгеновской дифракции. В исходном состоянии карбидные осадки состоят в

основном из железа (60 %), что с точки зрения фазового состава соответствует цементиту и акагениту. После термической обработки элементный состав карбидного осадка принципиально меняется, доля железа снизилась до ~ 30 %, присутствует большое количество (до 20 %) хрома, ~ 10 % молибдена, причем при увеличении продолжительности выдержки доля хрома и молибдена лишь незначительно увеличивается. Кажущееся несоответствие результатов фазового и элементного состава после 5 часов выдержки, а именно отсутствие самостоятельных рефлексов специальных карбидов, может быть обусловлено наложением наиболее интенсивных дифракционных рефлексов специальных карбидов на рефлексы акагенита и неметаллических включений, а также высокой степенью дисперсности специальных карбидов, снижающей интенсивность их дифракционных линий. С увеличением продолжительности выдержки происходит рост размеров и количества специальных карбидов, что приводит к появлению на дифрактограмме самостоятельных рефлексов карбида Cr_{23}C_6 . Таким образом, проведенное исследование позволило выявить преобразование карбидной фазы, а именно, цементита на специальные карбиды на основе хрома и молибдена.

Однако, каких-либо принципиальных изменений в результатах спектрального анализа карбидных осадков образцов металла А после отпуска продолжительностью 5 ч и 21 ч, объясняющих снижение ударной вязкости с увеличением продолжительности термической обработки, не установлено.

Для подтверждения выводов о росте размеров частиц и количества специальных карбидов, а также для выявления их локализации в микроструктуре металла шва проведены исследования шлифов образцов А после термической обработки продолжительностью 5 ч и 21 ч методом сканирующей электронной микроскопии высокого разрешения.

Изображение микроструктуры представлено на рисунке 3.32. После 5 часов выдержки (рисунок 3.32 а, б) выявлены лишь отдельные частицы специальных карбидов размером не более 50 нм, располагающиеся

преимущественно по границам бейнитных фрагментов. Некоторые границы фрагментов, также, как и частицы карбидов, имеют более светлый контраст на изображениях, полученных в режиме обратнорассеянных электронов, что соответствует более высокому по сравнению с металлом среднему атомному номеру. Такой контраст свидетельствует о легировании специальных карбидов молибденом, имеющим наиболее высокий атомный номер из компонентов металла. Более светлый контраст границ может быть связан с начальной стадией формирования на них специальных карбидов, размеры которых не позволяют визуализировать их при исследовании шлифа. После 21 часа выдержки размеры карбидов существенно увеличились (более 100 нм для наиболее крупных), так же, как и их количество, выявляемое на шлифе. Располагаются они преимущественно на границах бейнитных блоков.

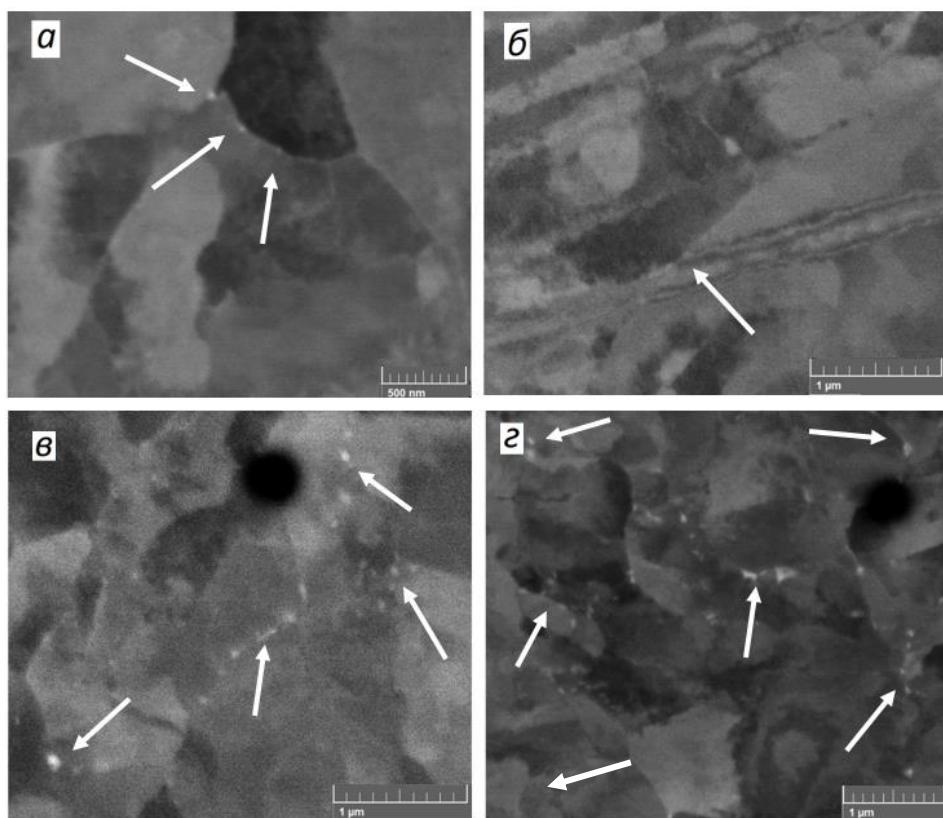


Рисунок 3.32 - Изображение микроструктуры образцов А после термической обработки при температуре 620 °С: *а, б* – 5 ч выдержки; *в, г* – 21 ч выдержки. Стрелками показана карбидная фаза

По результатам исследований выявлено существенное увеличение количества участков карбидной фазы на образце металла после 21 ч отпуска.

Образование карбидов на границе зерен ослабляет когезивную прочность границ, в результате чего при динамической нагрузке происходит разрушение по границам и снижение ударной вязкости, без существенного изменения прочностных свойств металла.

Таким образом, достоверно выявлен эффект снижения сопротивления разрушению металла сварных швов корпусов ВВЭР в процессе увеличения продолжительности промежуточного высокого отпуска при температуре 620 °С выше 10 ч за счет увеличения количества специальных легированных карбидов на границах зерен и ослабления когезивной прочности границ. Следует отметить, что сварные соединения после промежуточного, всегда проходят окончательный отпуск при более высокой температуре 650 °С, что существенно повышает ударную вязкость, однако, полностью выявленный эффект не снимается.

Уменьшить эффект снижения сопротивления разрушению металла сварных швов в процессе многократных термических обработок по режиму промежуточного отпуска представляется возможным путем ограничения их количества – не более двух, что усложнит процесс изготовления корпуса ВВЭР. Наиболее перспективным представляется другой способ, а именно уменьшение продолжительности каждого промежуточного отпуска, что потребует проведения дополнительных исследований.

Выводы по главе 3

1. Проведенные исследования влияния различных технологических факторов при изготовлении КР на свойства 1,5%Cr-1%Ni-0,5%Mo металла шва позволили установить следующее.
2. Повышение сварочного тока, температуры подогрева и скорости сварки отрицательно влияет на ударную вязкость и критическую температуру хрупкости металла шва: в первом случае – из-за активации кремний-восстановительного процесса, сопровождающегося загрязнением металла шва

неметаллическими включениями, во втором – из-за повышения структурной неоднородности, в третьем – из-за отклонения формы неметаллических включений от глобулярной.

3. Показан отрицательный эффект от замены менее активного плавленого флюса НФ-18М на более активный флюс ФЦ-16А, что привело к активизации кремний-восстановительного процесса, в итоге - снижению ударной вязкости.

4. По результатам дилатометрических исследований разработаны рекомендации к технологическим параметрам сварки с точки зрения снижения структурной неоднородности. Установлено, что скорость охлаждения в интервале наименьшей устойчивости аустенита должна быть не ниже 2 °С/с для обеспечения структурной однородности.

5. Установлен эффект снижения ударной вязкости 1,5%Cr-1%Ni-0,5%Mo металла шва при промежуточном отпуске 620 °С продолжительностью свыше 10 ч, независимо от содержания в нем кремния, что объясняется с процессами преобразования в карбидной фазе. Последующий окончательный отпуск устраняет данный эффект не полностью. Для компенсации данного эффекта рекомендуется ограничить количество промежуточных отпусков сварных соединений – не более двух.

ГЛАВА 4 ПРИМЕНЕНИЕ ИСТОЧНИКОВ ПИТАНИЯ ПЕРЕМЕННОГО ТОКА ПРИ АВТОМАТИЧЕСКОЙ СВАРКЕ ПОД ФЛЮСОМ ОБОРУДОВАНИЯ ВВЭР

4.1 Исследование влияния технологических параметров переменного тока на сварочно-технологические свойства

В зависимости от подключения катода и анода к электроду и изделию, сварку ведут на прямой полярности (катод – на электроде, анод – на изделии) и на обратной полярности (анод – на электроде, катод – на изделии). Дуга переменного тока не имеет выраженной катодной и анодной областей, так как в течение одной секунды происходит многократное изменение направления тока и смена катода на анод и обратно.

На сегодняшний день изготовление оборудования АЭС методом АСФ преимущественно выполняют с использованием сварочного тока обратной полярности, что объясняется меньшей устойчивостью дуги при сварке на прямой полярности, а также при использовании трансформаторных источников питания переменным током [140, 141]. Сварка на обратной полярности обеспечивала большую стабильность процесса.

В силу развития инверторных источников питания сварочной дуги, в настоящее время все большее распространение приобретает АСФ на переменном токе. Сварка на переменном токе применяется при изготовлении судовых конструкций, при выполнении продольных швов труб магистральных нефтегазопроводов из низколегированных сталей [142-144]. Ведущими мировыми разработчиками и изготовителями материалов для автоматической сварки корпусов реакторов гидрокрекинга нефти из низколегированных теплоустойчивых сталей, к механическим свойствам сварных швов которых предъявляются высокие требования, в основном рекомендуется использование переменного тока [145].

К преимуществам сварки на переменном токе, в сравнении с постоянным током обратной полярности, относят отсутствие магнитного дутья и более высокие значения ударной вязкости металла шва. В работах [146, 147] установлено, что снижение расхода флюса при АСФ низколегированной стали с использованием плавленого флюса может достигать 30 %, при этом металл шва содержит меньше кремния, марганца и кислорода, а его ударная вязкость при температуре испытаний -40 °С повысилась с 74 до 93 Дж/см².

В работе [148] установлено, что использование при АСФ Cr-Mo-V сталей сбалансированного переменного тока в сравнении с постоянным током обратной полярности позволило повысить уровень ударной вязкости, что, вероятно, связано со снижением количества кислорода и, следовательно, неметаллических включений в металле шва.

В работах [149, 150] выявлено повышение содержания диффузионно-подвижного водорода с 4 до 6,2 мл/100 г (методика испытания – AWS) при переходе от сварки хромомолибденованадиевой теплоустойчивой стали с постоянного тока обратной полярности на переменный ток, что можно отнести к недостатку последнего. Однако, в работе [149] установлено, что при многопроходной сварке, а также в случае проведения «термоотдыха» или немедленного последующего отпуска данный эффект нивелируется.

В связи с разработкой и внедрением новых материалов для автоматической сварки оборудования АЭУ, в частности, агломерированных сварочных флюсов взамен плавленых [85, 133], а также распространением на предприятиях-изготовителях оборудования АЭУ инверторных источников питания переменного тока, представляют интерес исследование характеристик металла шва, выполненного с использованием переменного тока.

На первом этапе исследований представляется целесообразным оценка сварочно-технологических свойств при АСФ стали 15Х2НМФА с использованием переменного тока для питания сварочной дуги. Так как современное оборудование позволяет регулировать различные параметры сварочного тока, представляет научный интерес исследование влияния таких параметров на сварочно-технологические свойства.

Исследования сварочно-технологических свойств при использовании переменного тока различных параметров проводили при наплавке валиков на поверхность пластины из углеродистой стали 20 толщиной 20 мм с использованием 1,5%Cr-0,6%Ni-0,5%Mo сварочной проволоки состава, близкого к составу сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ, в сочетании с плавлеными флюсами марок ФЦ-16А и АН-42М, а также агломерированным флюсом 48АФ-71.

При наплавке варьировали одну из следующих характеристик:

- величину сварочного тока в диапазоне от 500 до 600 А;

- напряжение дуги – от 29 до 35 В;

- частоту – от 10 до 100 Гц;

- баланс – от 25 до 75% (рисунок 4.1 *a*);

- смещение импульса напряжения от –10 до +10 В (рисунок 4.1 *б*).

- Скорость сварки оставалась постоянной и составляла 42 см/мин. Также, для сравнения, наплавлены валики с использованием постоянного тока прямой и обратной полярности.

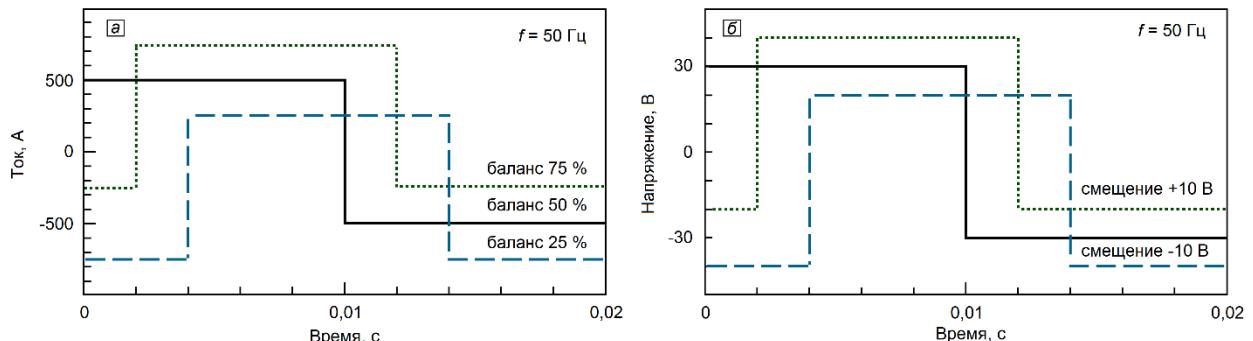


Рисунок 4.1 - Сварочные ток с измененным балансом (а) и смещенным импульсом напряжения (б)

Для исследования влияния технологических параметров переменного тока на сварочно-технологические свойства было наплавлено 18 валиков под флюсом 48АФ-71, 2 валика под флюсом ФЦ-16А и 2 валика под флюсом АН-42М. Характеристики сварочного тока приведены в таблице 4.1.

В процессе наплавки контролировали следующие сварочно-технологические свойства: гладкость поверхности валика, наличие дефектов в виде подрезов, пор и трещин, легкость отделения шлаковой корки.

Внешний вид наплавленных валиков приведен на рисунке 4.2.

Таблица 4.1 – Характеристики сварочного тока

№ Вар-та	Сила тока, А	Напря- жение, В	Скорость сварки, см/мин	Род тока	Поляр- ность	Частота, Гц	Баланс, %	Смеще- ние, В
Флюс 48АФ-71								
1	500	29	42	Постоянный	Обратная	-	-	-
2	500	29	42	Переменный	-	50	50	0,0
3	550	29	42	Переменный	-	50	50	0,0
4	600	29	42	Переменный	-	50	50	0,0
5	500	29	42	Постоянный	Обратная	-	-	-
6	500	31	42	Переменный	-	50	50	0,0
7	500	33	42	Переменный	-	50	50	0,0
8	500	35	42	Переменный	-	50	50	0,0
9	500	33	42	Постоянный	Прямая	-	-	-
10	500	35	42	Переменный	-	10	50	0,0
11	500	29	42	Переменный	-	20	50	0,0
12	500	29	42	Переменный	-	100	50	0,0
13	500	29	42	Переменный	-	50	25	0,0
14	500	29	42	Переменный	-	50	75	0,0
15	500	29	42	Переменный	-	50	50	-10
16	500	29	42	Переменный	-	50	50	+10
17	500	29	42	Переменный	-	100	75	+10
18	500	29	42	Переменный	-	10	25	-10
Флюс ФЦ-16А								
19	500	29	42	Переменный	-	50	50	0,0
20	500	29	42	Постоянный	Обратная	-	-	-
Флюс АН-42М								
21	500	29	42	Постоянный	Обратная	-	-	-
22	500	29	42	Переменный	-	50	50	0,5

Для определения глубины проплавления, ширины и высоты валика были изготовлены поперечные шлифы. Макрошлифы, включающие сечения наплавленных валиков, а также схема измерений представлены на рисунке 4.3.

Характеристики ширины (b), высоты валика (h), глубины проплавления (g), площади сечения переплавленного основного металла (S_{Π}), площади сечения валика ($S_{\Pi} + S_h$) приведены на рис. 4.4.

Установлено, что замена постоянного тока обратной полярности (варианты №1, 5) на переменный ток (вариант №2) при сохранении равных характеристик величины тока (сварочный флюс 48АФ-71),



Рисунок 4.2 - Внешний вид наплавленных валиков №1-22 (сверху-вниз)

напряжения дуги и скорости сварки привело к небольшому повышению площади сечения валика с 72 до 78 мм², при этом уменьшения глубины проплавления зафиксировано не было: в первом случае она составила 3,8-4,8 мм; во втором – 4,6-4,9 мм, что подтверждает исследования работ [150-151].

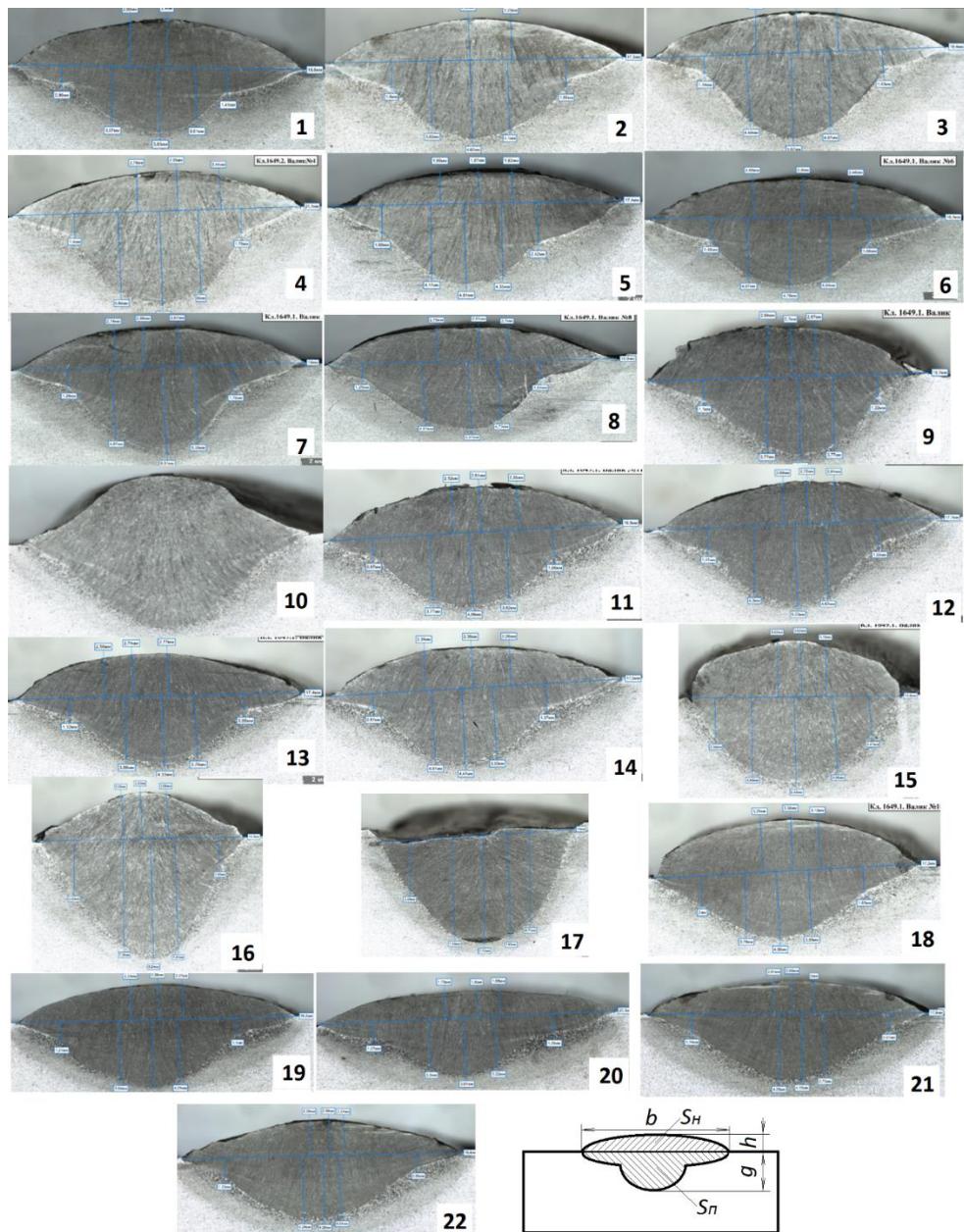


Рисунок 4.3 – Макрошлифы поперечного сечения наплавленных валиков

Ширина валика также существенно не поменялась, тогда как высота валика также изменилась незначительно: с 2,0-2,9 мм на 2,4-2,8 мм. Повышение площади сечения валика (коэффициента наплавки) было также выявлено и при использовании плавленых флюсов ФЦ-16А (варианты №19, 20) и АН-42М (варианты №21, 22): на 9,4 % и 14,0 % соответственно.

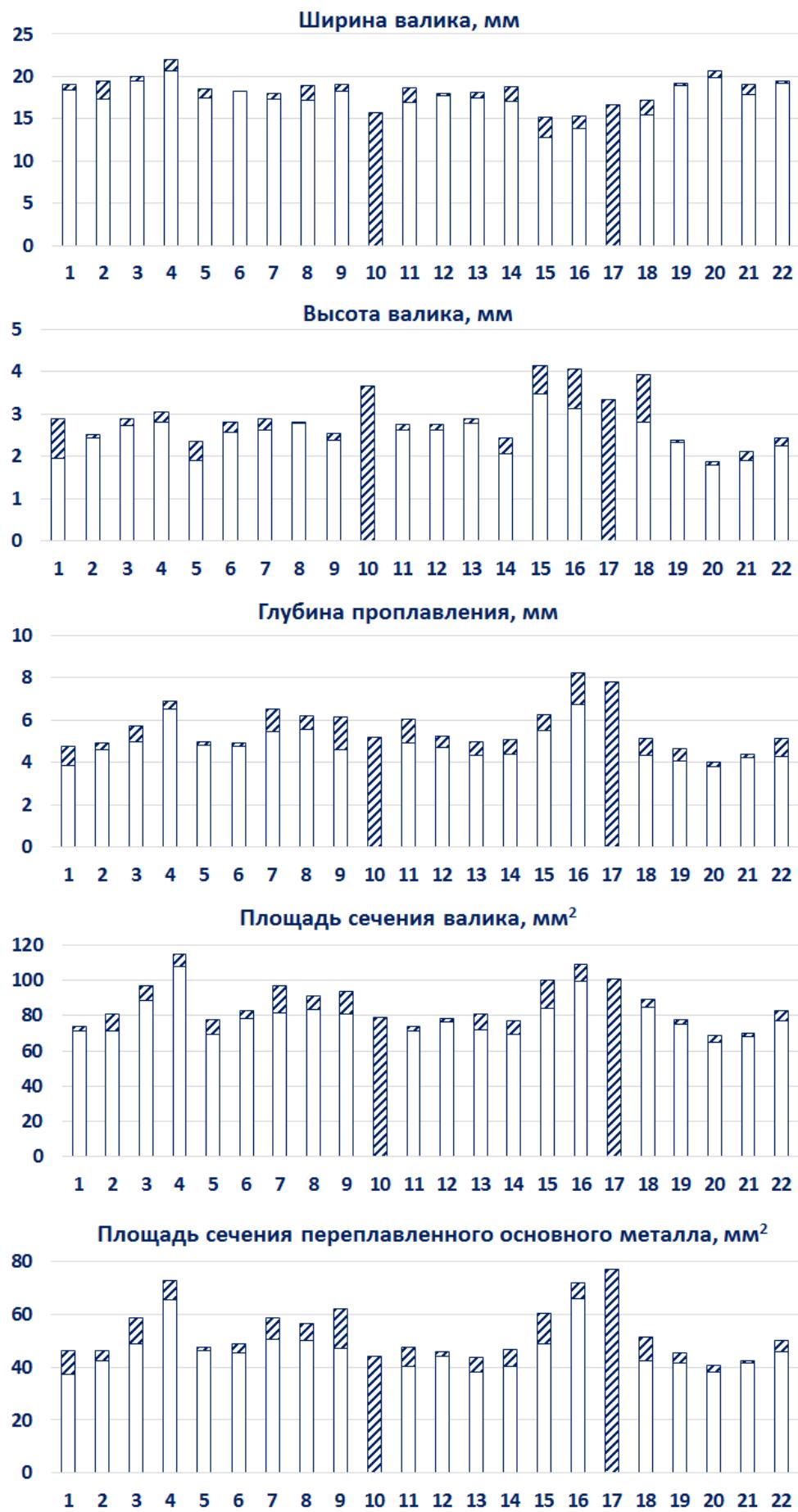


Рисунок 4.4 - Параметры наплавленных валиков (штрихованная область – разброс значений)

Повышение величины сварочного тока (переменного) с 500 А (вариант №2) до 550 А (вариант №3) и 600 А (вариант №4) закономерно привело к увеличению глубины проплавления с 4,5 до 5,5 мм и 6,5 мм соответственно.

Повышение напряжения с 29 до 35 В (варианты №6-8) отразилось на повышении площади валика с 78 до 90 мм^2 за счет увеличения как ширины валика, так и глубины проплавления.

Графическое отображение изменения таких характеристик, как глубина проплавления, ширина и высота валика (приведены средние значения по результатам трех измерений), в зависимости от значений напряжения и силы тока приведено на рисунке 4.5.

Установлено, что при частоте тока менее 50 Гц (вариант № 10), а также при смещении баланса тока (варианты № 13-18) стабильное формирование валика не обеспечивается. Также при использовании вариантов сварки № 15 и 17 были выявлены шлаковые включения размерами $1,27 \times 0,25$ и $2,85 \times 0,28$ соответственно.

Отклонение частоты переменного тока от 50 Гц как в меньшую, так и в большую сторону (варианты № 11, 12) привело к нарушению формирования наплавленного валика: граница становилась неровной (рисунок 4.2).

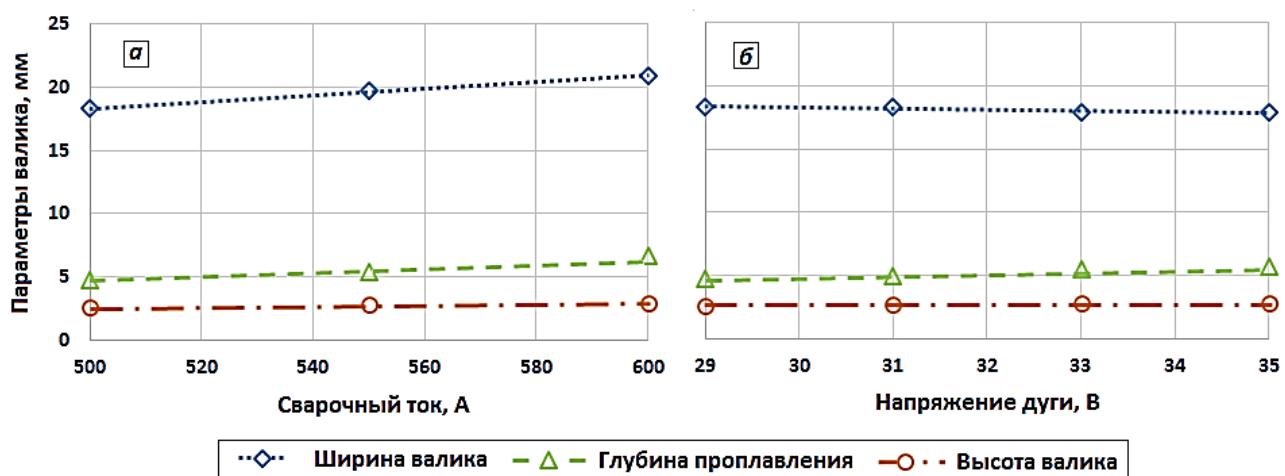


Рисунок 4.5 - Зависимость глубины проплавления, ширины и высоты валика от силы тока (а) и напряжения дуги (б) при сварке на переменном токе

При использовании постоянного тока прямой полярности (вариант №9) выявлена повышенная чешуйчатость валика (рисунок 4.3).

Что же касается прочих сварочно-технологических характеристик, установлено, что замена постоянного тока обратной полярности на переменный ток, за исключением вышеописанных случаев с нарушением формирования поверхности наплавленного валика, не привела к появлению подрезов, пор, трещин, какому-либо ухудшению отделимости шлаковой корки с поверхности валика.

Для продолжения исследования выбраны варианты переменного тока № 2, 12, различающиеся частотой 50 и 100 Гц соответственно (флюс 48АФ-71) и № 19 (флюс ФЦ-16А), обеспечивающие повышение коэффициента наплавки примерно на 10 % в сравнении с применением постоянного тока обратной полярности. Для сравнения использованы варианты постоянного тока № 1 и 20 (таблица 4.1). Значения величины сварочного тока, напряжения дуги и скорости сварки – неизменные.

4.2 Исследование влияния технологических параметров переменного тока на химический состав металла шва

При использовании отобранных по критерию обеспечения наиболее высоких сварочно-технологических свойств на предыдущем этапе исследования вариантов технологических параметров сварки, изготовлены сварные пробы для исследования химического состава металла шва (наплавленного металла).

Для отбора проб наплавленного металла методом АСФ заполняли канавки, вырезанные механическим способом в пластине из стали 15Х2НМФА толщиной 50 мм, в соответствии со схемой, приведенной на рисунке 4.6.

После наплавки провели термическую обработку пластины по минимальному режиму.

Результаты определения содержания основных легирующих элементов, примесных элементов серы и фосфора, а также кислорода приведены в таблице 4.2. Там же приведено содержание химических элементов в составе используемой сварочной проволоки по данным документа о качестве.

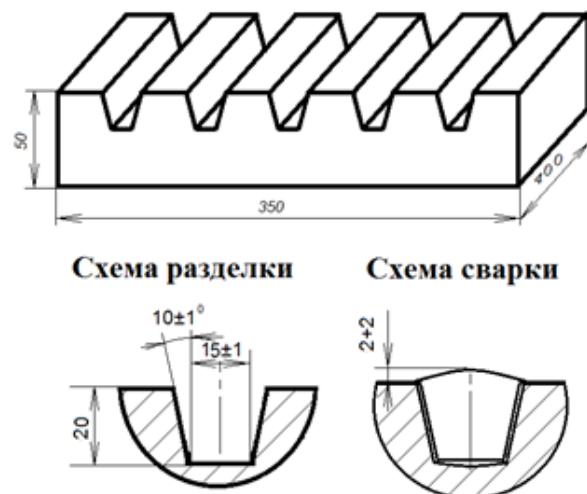


Рисунок 4.6 - Эскиз пробы наплавленного металла

Номеру варианта в таблице 4.2 соответствует вариант технологических параметров сварки, приведенный в таблице 4.1.

Таблица 4.2 – Химический состав сварочной проволоки и наплавленного металла

№ варианта	Содержание химических элементов, %								
	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	O
в сварочной проволоке									
-	0,15	0,17	0,83	0,002	0,006	1,68	0,62	0,53	-
в наплавленном металле									
1	0,067	0,11	1,00	0,008	0,006	1,63	0,78	0,54	0,032
2	0,072	0,14	0,87	0,008	0,005	1,63	0,72	0,52	0,023
12	0,100	0,11	0,86	0,006	0,005	1,62	0,74	0,52	0,024
19	0,087	0,24	0,88	0,006	0,004	1,66	0,68	0,52	0,026
20	0,072	0,31	0,88	0,007	0,005	1,64	0,80	0,54	0,041

Результаты исследования химического состава наплавленного металла показали, что замена постоянного тока обратной полярности на переменный ток существенным образом не отразилась на изменении содержания легирующих и примесных элементов в наплавленном металле в случае использования агломерированного флюса 48АФ-71. Основное различие заключается в содержании кислорода: в случае использования постоянного тока обратной полярности оно составляет 0,032 % (вариант №1), тогда как в случае переменного – 0,023-0,024 % (варианты №2, 12).

В случае применения плавленого флюса ФЦ-16А выявлено повышение содержания кремния в наплавленном металле. Это объясняется активизацией протекания кремний-восстановительного процесса по реакции (3.1) [107].

В случае использования плавленого флюса ФЦ-16А различие в содержании кислорода в наплавленном металле при замене постоянного тока обратной полярности на переменный еще более высоко: 0,041 % и 0,026 % для вариантов № 20 и 19 соответственно.

Указанное уменьшение содержание кислорода при использовании обоих вариантов сварочного флюса, по-видимому, объясняется снижением интенсивности окислительно-восстановительных реакций при взаимодействии расплавленного шлака и металла.

4.3 Исследование влияния технологических параметров переменного тока на структуру и твердость металла шва

Из наплавленного на предыдущем этапе исследований металла отобраны образцы для проведения металлографических исследований. Дефекты наплавленного металла оценивали согласно нормам оценки по [66, 95].

Результаты металлографических исследований показали отсутствие дефектов на всех пяти образцах наплавленного металла. Далее на образцах для металлографических исследований были проведены замеры твердости по Виккерсу. Определена твердость на участках наплавленного металла, зоны термического влияния, переходящей в основной металл, по двум линиям на расстоянии 5 и 15 мм от поверхности.

Результаты представлены в таблице 4.3. Графическое отображение распределения твердости по сечению наплавленного металла приведено на рисунке 4.7.

Таблица 4.3 – Результаты замера твердости HV10 по сечению наплавленного металла и ЗТВ

№ вар-та	Расстояние от поверхности, мм	Твердость HV10 ЗТВ						Твердость HV10 металла шва							
		расстояние от линии сплавления, мм						расстояние от линии сплавления, мм							
		5,5	4,5	3,5	2,5	1,5	0,5	1,0	3,0	5,0	7,0	9,0	11,0	13,0	
1	5	197	198	187	195	227	214	211	201	204	204	207	198	212	
	15	198	203	192	182	214	239	213	212	212	213	195	224	219	
2	5	189	193	181	190	220	235	212	215	213	203	210	203	214	
	15	194	197	194	188	186	229	221	226	223	229	217	223	221	
12	5	198	191	186	204	229	245	231	226	225	217	220	215	211	
	15	198	196	192	190	229	244	228	230	232	231	227	227	234	
19	5	198	189	199	206	234	241	242	246	251	243	237	235	241	
	15	198	198	185	188	223	237	247	258	263	252	246	243	248	
20	5	202	198	190	191	217	236	216	215	220	218	214	220	222	
	15	195	185	186	185	192	223	219	218	223	221	214	212	212	

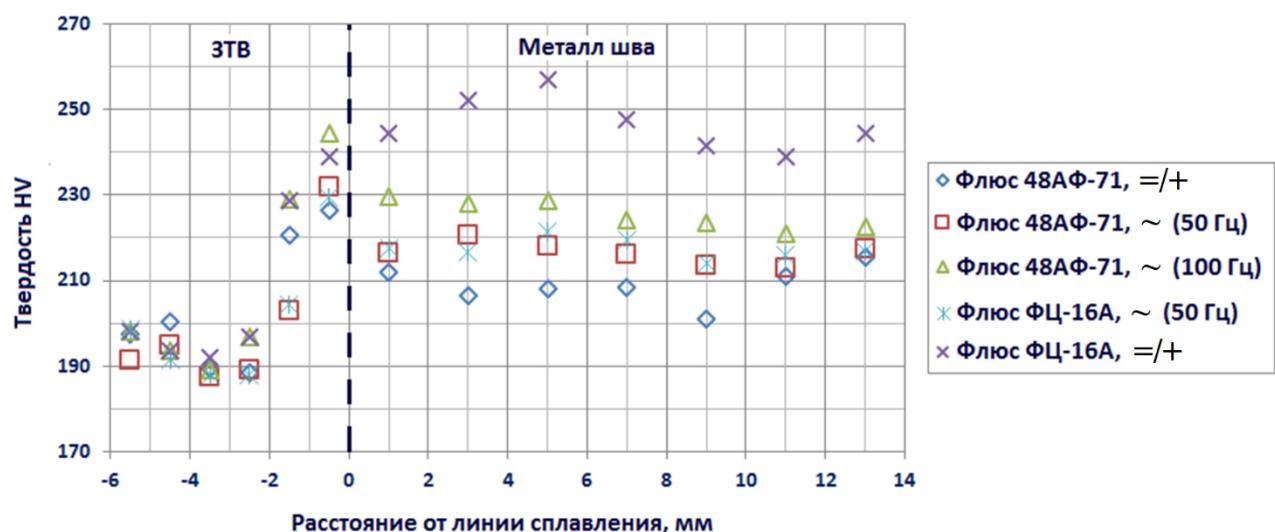


Рисунок 4.7 - Распределение твердости по сечению наплавленного металла и ЗТВ

(здесь и далее символами обозначены: =/+ - постоянный ток обратной полярности;

~ - переменный ток)

Данные таблицы 4.3 и рисунка 4.7 свидетельствуют о том, что замена сварочного тока с постоянного обратной полярности на переменный не оказывает влияния на твердость зоны термического влияния и твердость металла, наплавленного с использованием агломерированного сварочного флюса 48АФ-71.

В случае использования флюса ФЦ-16А в наплавленном металле наблюдается повышение твердости до значений 263 единицы. Большее, чем в других случаях значения твердости, объясняется твердорастворным упрочнением за счет более высокого содержания кремния, что согласуется с исследованиями автора работы [179].

Для всех исследованных случаев структура наплавленного металла представлена отпущенными бейнитом, каких-либо существенных различий не выявлено.

4.4 Исследование влияния технологических параметров переменного тока на ударную вязкость металла шва

Для определения ударной вязкости наплавленного металла отбирали образцы Шарпи на ударный изгиб из пробы, приведенной на рисунке 4.6.

Образцы испытывали при температуре минус 40 °С и минус 50 °С (по 5 образцов при каждой температуре).

Результаты испытаний представлены на рисунке 4.8.

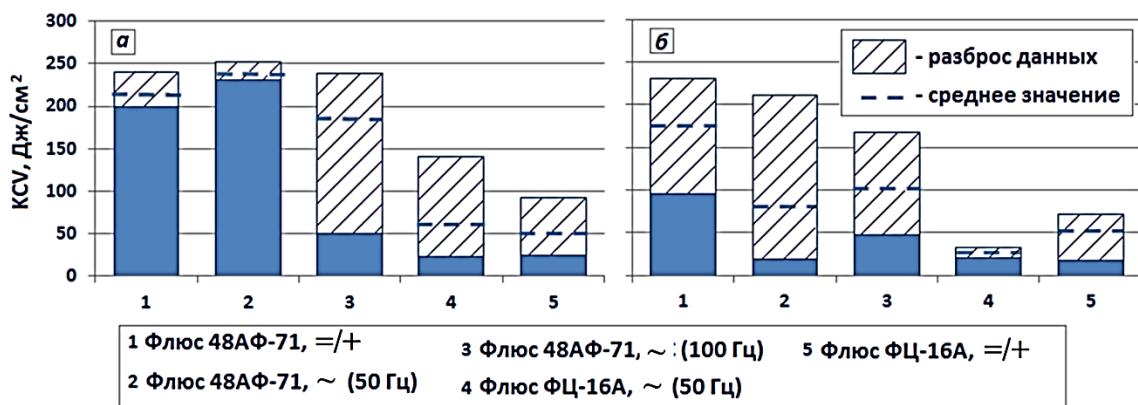


Рисунок 4.8 - Результаты испытаний на ударный изгиб при температуре минус 40 °С (а) и минус 50 °С (б)

Наибольшие значения ударной вязкости при температуре минус 40 °С были получены при использовании переменного тока как в случае использования агломерированного, так и плавленого сварочного флюса. Это, по-видимому, объясняется повышением чистоты металла по неметаллическим включениям,

что подтверждается низким содержанием кислорода (таблица 4.2). Неметаллические включения в наплавленном металле, являясь концентраторами напряжений при разрушении образца на ударный изгиб, способствуют снижению значения его ударной вязкости [122-127].

При температуре минус 50°C наибольшие значения ударной вязкости наплавленного под флюсом 48АФ-71 металла были получены при использовании постоянного тока обратной полярности, что не согласуется с данными результатов испытаний на ударный изгиб при температуре испытаний минус 40 °C.

Повышение частоты сварочного тока с 50 Гц до 100 Гц не привело к повышению значений ударной вязкости наплавленного металла: как при температуре испытаний минус 40 °C, так и при минус 50 °C значения ударной вязкости оказались ниже, чем при использовании как переменного тока частотой 50 Гц, как и постоянного тока обратной полярности.

Для анализа причин разрушения образцов по хрупкому механизму при различных технологических параметрах сварочного тока были проведены фрактографические исследования поверхности разрушения образцов Шарпи. Представлены результаты исследований трех образцов, показавших наименьшие значения ударной вязкости наплавленного металла: при варианте №19 (флюс ФЦ-16А на переменном токе, испытания при минус 40 °C), №20 (флюс ФЦ-16А на постоянном токе обратной полярности, испытания при минус 40 °C), №2 (флюс 48АФ-71 на переменном токе, испытания при минус 50 °C).

Общий вид поверхности разрушения приведен на рисунке 4.9.

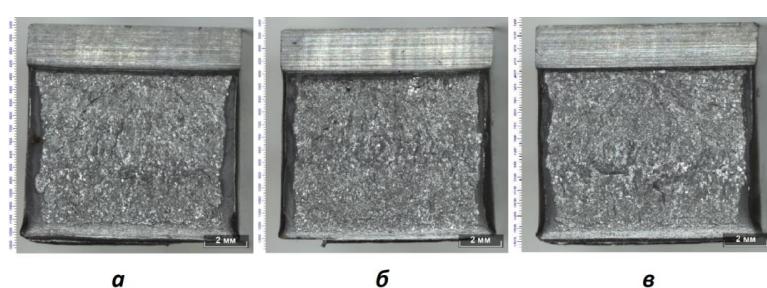


Рисунок 4.9 - Общий вид поверхности разрушения образцов:

а - вариант № 19, $KCV^{-40} = 23 \text{ Дж/см}^2$; б - вариант № 20, $KCV^{-40} = 25 \text{ Дж/см}^2$;
в - вариант № 2, $KCV^{-50} = 19 \text{ Дж/см}^2$

Изображение поверхности разрушения образца вариант № 19, $KCV^{40} = 23 \text{ Дж/см}^2$ приведено на рисунке 4.10.

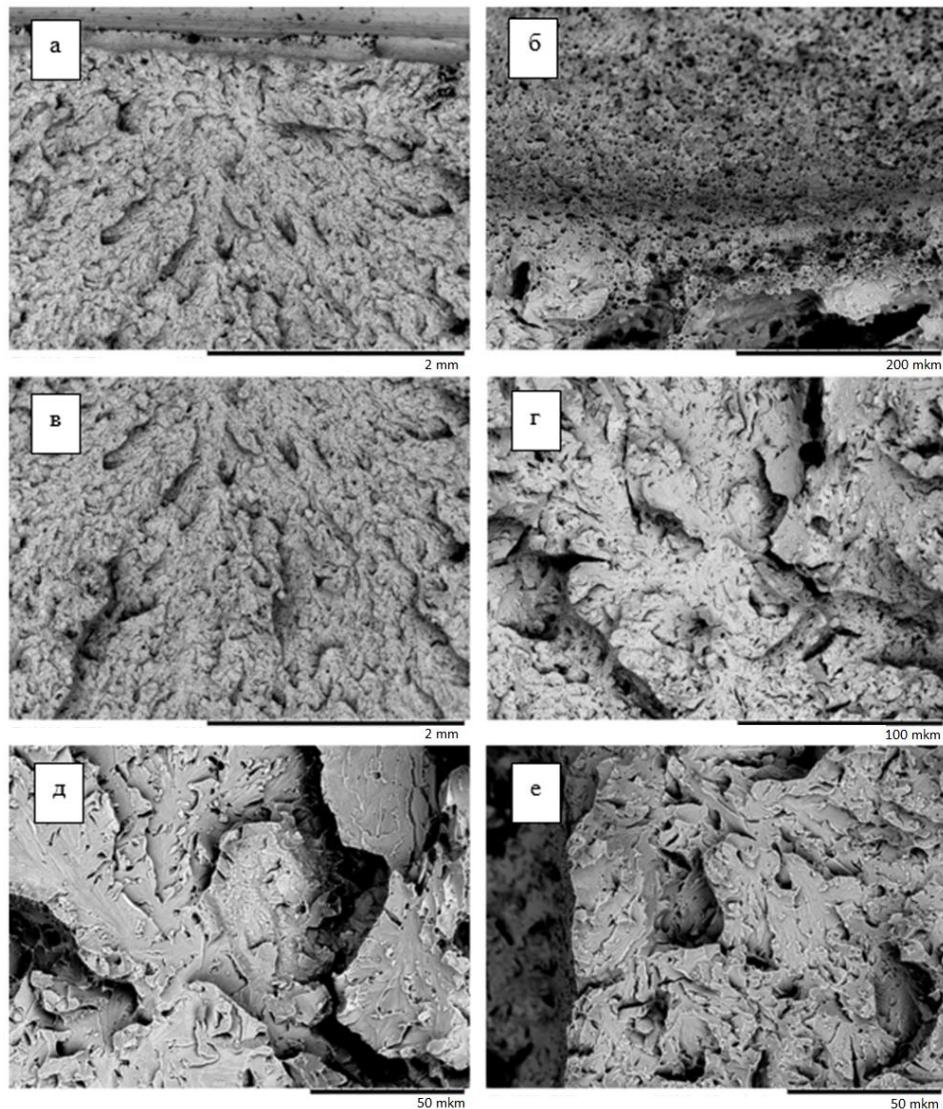


Рисунок 4.10 - Изображение поверхности разрушения образца вариант №19, $KCV^{40}=23 \text{ Дж/см}^2$: *а* – вязкая зона; *б* – переходная зона; *в, г, д, е* – хрупкая зона

На виде *а* изображена вязкая зона под надрезом и очаг хрупкого разрушения. Ширина вязкой зоны 0,15-0,20 мм. На виде *б* – переход от вязкой зоны под надрезом к хрупкой зоне. На виде *в* – хрупкая зона излома. Рубцы рельефа хрупкой составляющей сходятся в зоне, которая на фотографии выглядит более светлой (вид *г*). Это плоские фасетки скола, расположенные в горизонтальной плоскости излома, и фрагмент поверхности одного из зерен, разрушившихся по межзеренному механизму (вид *д*). В центральной зоне излома

и возле долома разрушение в основном внутризеренное (вид *e*), наблюдается ступенчатое строение: плоские участки скола и боковые поверхности ступеней – вязкие, мелкоямочные, похожие по строению на участки в вязкой зоне под надрезом. Явно выраженных участков межзеренного разрушения в этой части излома не наблюдается.

Изображение поверхности разрушения образца вариант №20, $KCV^{40} = 25 \text{ Дж/см}^2$, приведено на рисунке 4.11. На виде *a* и *b* показана вязкая зона под надрезом и очаг хрупкого разрушения. Ширина вязкой зоны 0,2-0,3 мм. На виде *c* показана хрупкая зона излома. К вязкой составляющей примыкает полоса с участками межзеренного разрушения шириной 0,8-1,0 мм. В ней присутствует большое количество вторичных трещин, перпендикулярных излому. Форма межзеренных плоскостей характерна для равноосных зерен (вид *г*), ориентировочные размеры (80-100 мкм) соответствуют зерну не мельче №4 [117].

Это указывает на то, что рассматриваемый участок излома расположен в зоне перегрева от верхнего валика. Очаг хрупкого разрушения изображен на виде *b*. Рубцы рельефа хрупкой составляющей сходятся в зоне, которая на фотографии выглядит более светлой (вид *д*). В хрупкой зоне разрушение в основном внутризеренное (вид *д*), наблюдается ступенчатое строение.

Изображение поверхности разрушения образца вариант № 2, $KCV^{50}=19 \text{ Дж/см}^2$, приведено на рисунке 4.12.

На виде *a* изображена узкая мелкоямочная вязкая составляющая под надрезом. Непосредственно под надрезом и в зоне перехода к сколу – участки с высокой пластической деформацией (вид *б*). Очаг разрушения изображен на виде *в*. На виде *г* изображена хрупкая составляющая излома. Разрушение – внутризеренное, наблюдается ступенчатое строение: плоские участки скола и боковые поверхности ступеней – вязкие, мелкоямочные, похожие по строению на участки в вязкой под надрезом.

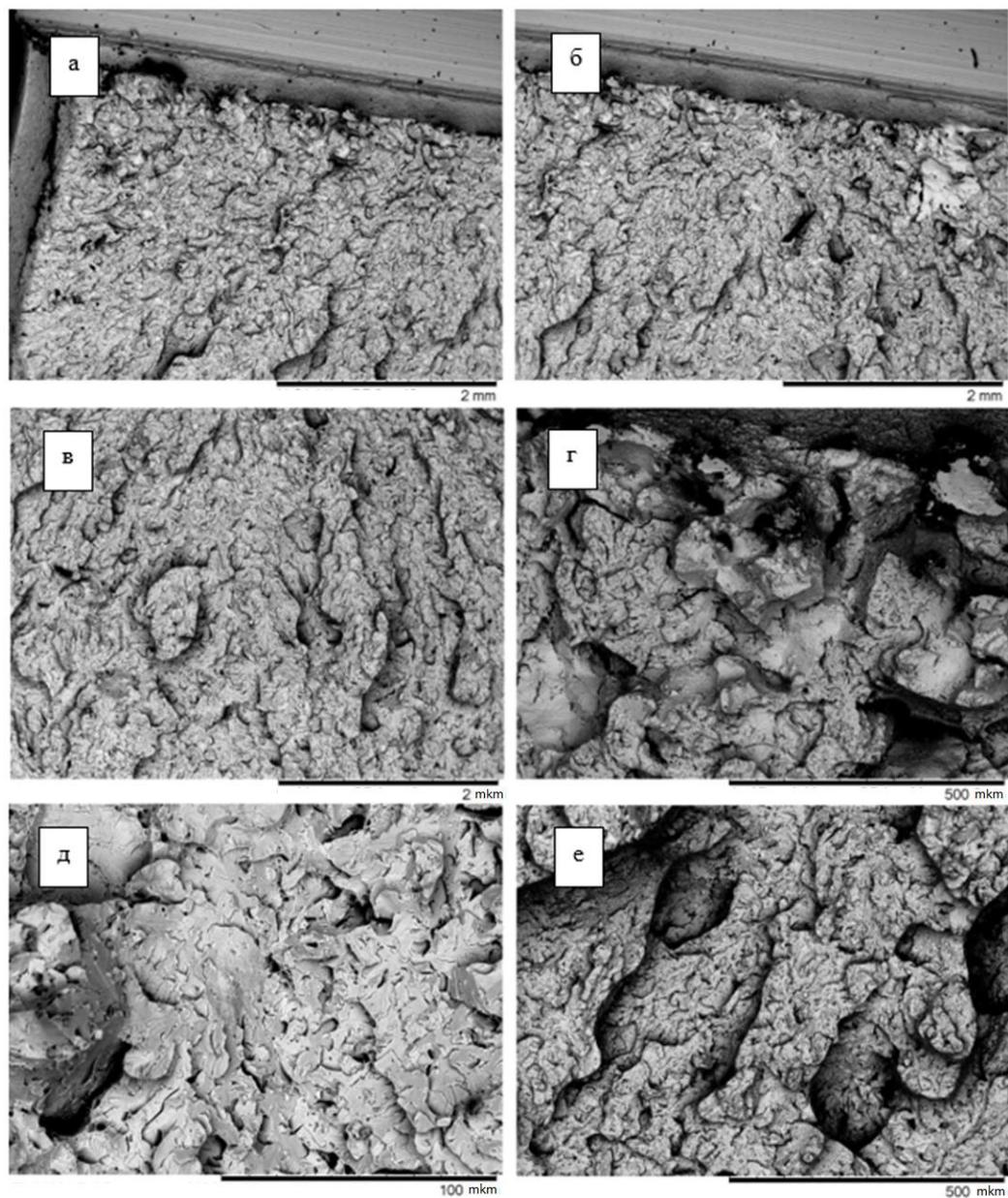


Рисунок 4.11 - Изображение поверхности разрушения образца вариант №20, $KCV^{-40}=25 \text{ Дж/см}^2$: a – e – различные участки поверхности разрушения

Фрактографический анализ показал отсутствие какой-либо принципиальной разницы в механизмах разрушения образцов Шарпи наплавленного металла, показавших низкие значения ударной вязкости, при использовании постоянного тока обратной полярности и переменного тока.

Во всех рассмотренных случаях, в хрупкой части разрушения внутрезеренные. Очагом разрушения, по-видимому, являются неметаллические включения.

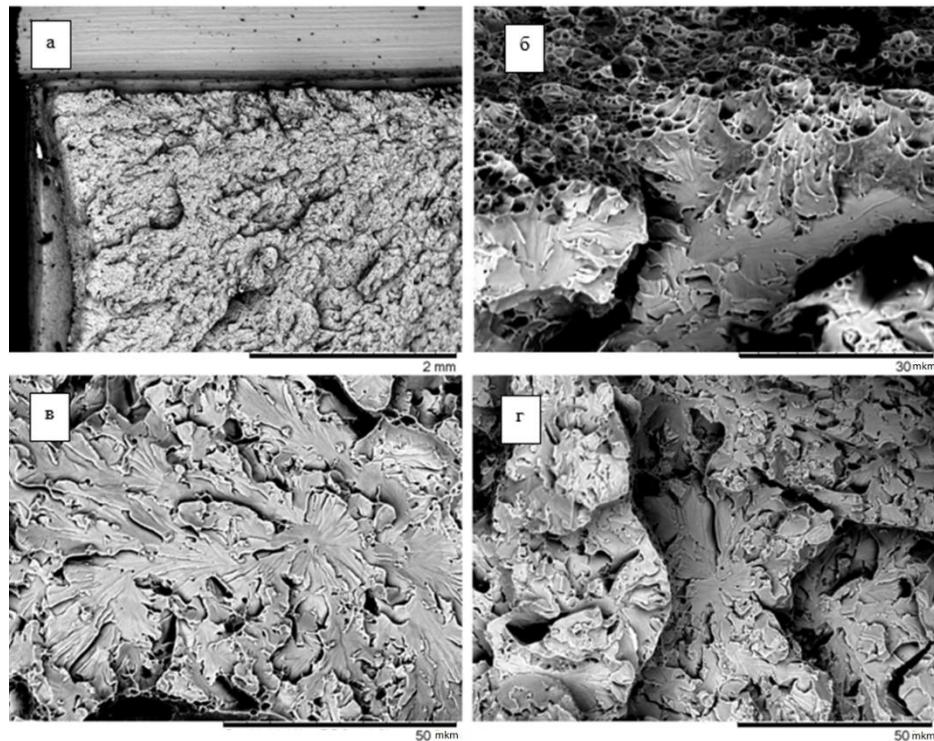


Рисунок 4.12 - Изображение поверхности разрушения образца вариант №2, $KCV^{-50}=19 \text{ Дж/см}^2$: а – г – различные участки поверхности разрушения

Таким образом установлено, что замена постоянного тока обратной полярности на переменный не приводит к появлению каких-либо сегрегаций на границах зерен, способствующих снижению сопротивлению хрупким разрушениям металла шва (наплавленного металла).

Для продолжения исследований – подтверждения характеристик металла шва требованиям нормативной документации на дальнейшем этапе исследований будут использованы технологические параметры переменного тока, обеспечивающие наибольшие показатели ударной вязкости наплавленного металла: сбалансированный ток частотой 50 Гц.

4.5 Исследование характеристик металла сварных швов, выполненных автоматической сваркой под флюсом с применением источника питания переменного тока

С применением переменного тока частотой 50 Гц, баланса 50 %, который, как установлено ранее, обеспечивают наибольшие показатели ударной вязкости

наплавленного металла, выполнены контрольные сварные соединения для подтверждения характеристик металла шва и сварного соединения требованиям нормативной документации. Конструктивные элементы подготовки кромок и сварного шва приведены на рисунке 2.1.

При изготовлении контрольных сварных соединений использовали пластины из стали 15Х2НМФА в качестве основного металла, сварочную проволоку марки Св-09ХГНМТАА-ВИ и сварочный флюс ФЦ-16А. Дополнительно изготовили сварные соединения с применением сварочной проволоки Св-08АА и флюса ФЦ-16А, используемых для выполнения корневых проходов сварных соединений КР из стали 15Х2НМФА.

После сварки контрольные сварные соединения подвергли термической обработки по минимальному циклу для КР и крышки реактора (1 промежуточный + 1 окончательный отпуск), максимальному циклу для КР (4 промежуточных отпуска + 1 окончательный отпуск) и максимальному циклу для крышки реактора (1 промежуточный + 2 окончательных отпуска).

Из контрольных сварных соединений изготовили образцы для определения химического состава металла шва, образцы для испытаний на статическое растяжение металла шва и сварного соединения, а также образцы для испытаний на ударный изгиб и определение критической температуры хрупкости металла шва.

Результаты определения химического состава металла шва, а также нормативные значения в соответствии с [66, 85] представлены в таблице 4.4.

Как свидетельствуют данные таблицы 4.4, полученные результаты определения химического состава для всех исследуемых вариантов сочетаний сварочных материалов удовлетворяют требованиям [66, 67, 85].

Результаты испытаний на растяжение металла шва при температуре 20 °С представлены на рисунке 4.13.

Результаты испытаний на растяжение металла шва при температуре 350 °С представлены на рисунке 4.14.

Таблица 4.4 – Результаты определения химического состава металла шва при использовании переменного тока

Цикл ТО	Содержание химических элементов, %							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	P	S	Mo
Св-09ХГНМТАА-ВИ+ФЦ-16А								
Нормативные значения	0,04-0,10	0,15-0,45	0,45-1,10	1,20-2,00	0,90-1,30	≤0,008	≤0,012	0,40-0,75
Мин. ТО	0,062	0,34	0,97	1,64	1,03	0,0068	0,0022	0,64
Макс. ТО (КР)	0,068	0,33	0,96	1,64	1,03	0,0065	0,0025	0,65
Макс. ТО (крышка)	0,060	0,29	1,05	1,67	1,01	0,0083	0,0026	0,62
Св-08АА+ФЦ-16А								
Нормативные значения	≤0,11	0,15-0,40	0,45-0,85	≤0,15	≤0,25	≤0,025	≤0,015	-
Мин. ТО	0,058	0,21	0,62	0,116	0,101	0,0069	0,0039	-
Макс. ТО	0,056	0,23	0,59	0,111	0,088	0,0075	0,0038	-

Продолжение таблицы 4.4

Цикл ТО	Содержание химических элементов, %						
	Cu	Co	Sn	Sb	As	Ti	O
Св-09ХГНМТАА-ВИ+ФЦ-16А							
Нормативные значения	≤0,06	≤0,02	≤0,001	≤0,008	≤0,010	0,01-0,06	-
Мин. ТО	0,029	0,017	0,001	<0,0010	0,0035	0,020	0,034
Макс. ТО (КР)	0,034	0,013	0,001	<0,0010	0,0035	0,022	0,037
Макс. ТО (крышка)	0,025	0,018	0,0005	<0,0010	0,0017	0,021	0,029
Св-08АА+ФЦ-16А							
Нормативные значения	≤0,25	≤0,02	-	-	-		-
Мин. ТО	0,017	0,0041	-	-	-		-
Макс. ТО	0,017	0,0028	-	-	-		-

Результаты испытаний на растяжение сварного соединения при температуре 20 °С и 350 °С представлены на рисунке 4.15.

Результаты определения критической температуры хрупкости металла шва представлены на рисунке 4.16.

Результаты определения ударной вязкости и доли вязкой составляющей в металле шва приведены на рисунках 4.17 и 4.18.

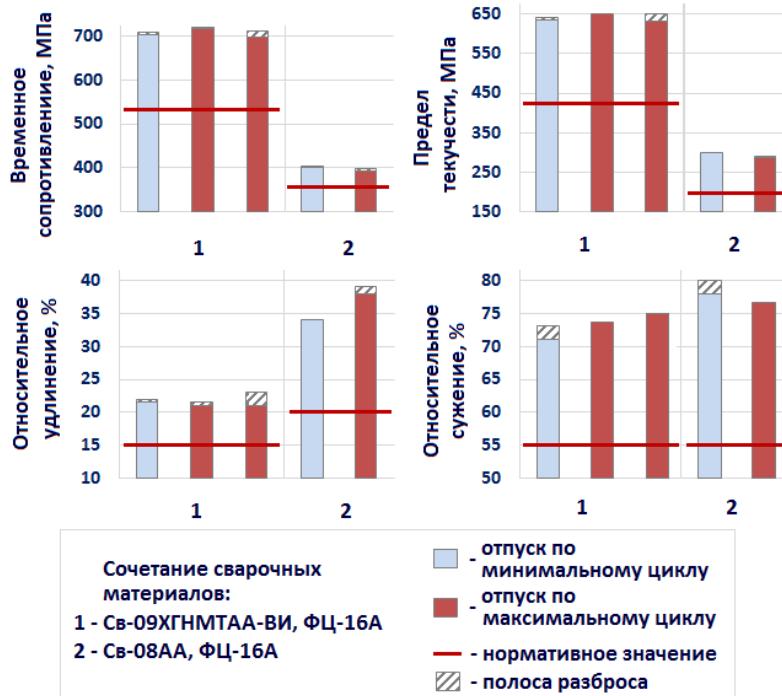


Рисунок 4.13 - Результаты испытаний на растяжение металла шва, выполненного на переменном токе, при температуре 20 °C

Результаты испытаний на растяжение металла шва и сварного соединения как при температуре испытаний 20 и 350 °C соответствуют нормативным требованиям [66, 67, 85].

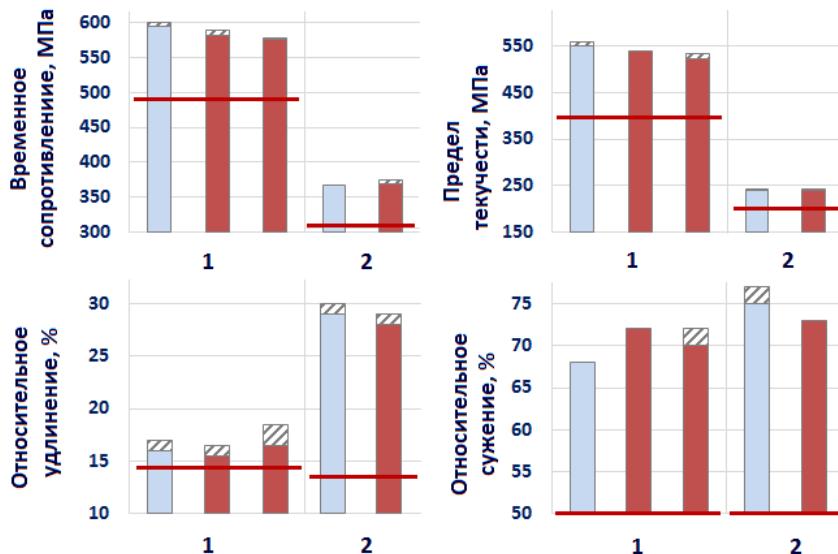


Рисунок 4.14 - Результаты испытаний на растяжение металла шва, выполненного на переменном токе, при температуре 350 °C

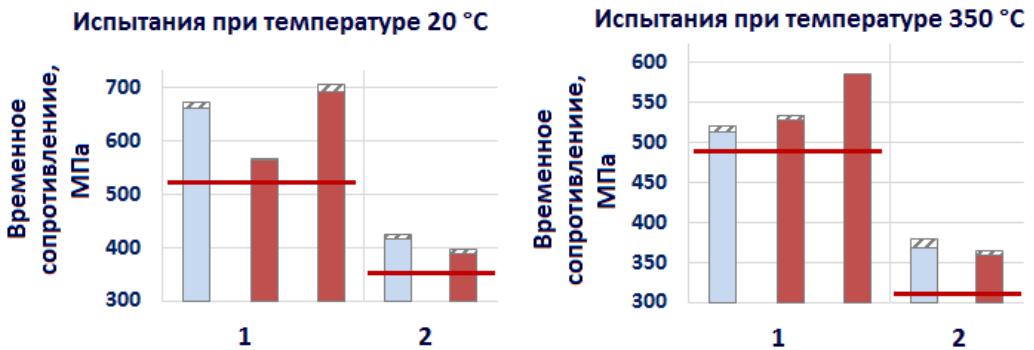


Рисунок 4.15 - Результаты испытаний на растяжение сварного соединения, выполненного на переменном токе, при температуре 20 и 350 °C

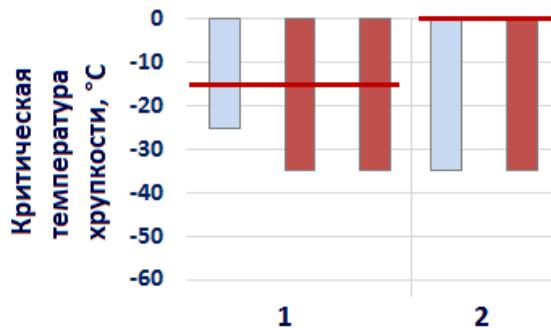


Рисунок 4.16 - Результаты определения критической температуры хрупкости металла шва, выполненного на переменном токе

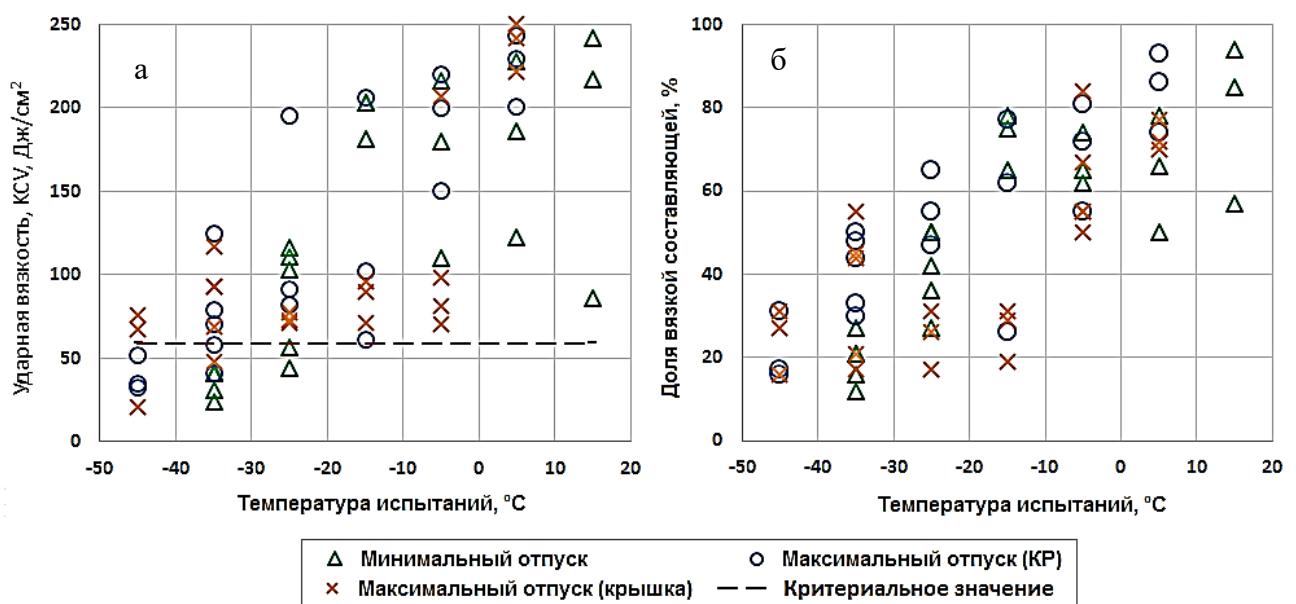


Рисунок 4.17 – Результаты определения ударной вязкости (а) и доли вязкой составляющей (б) в изломе образцов на ударную вязкость металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А на переменном токе

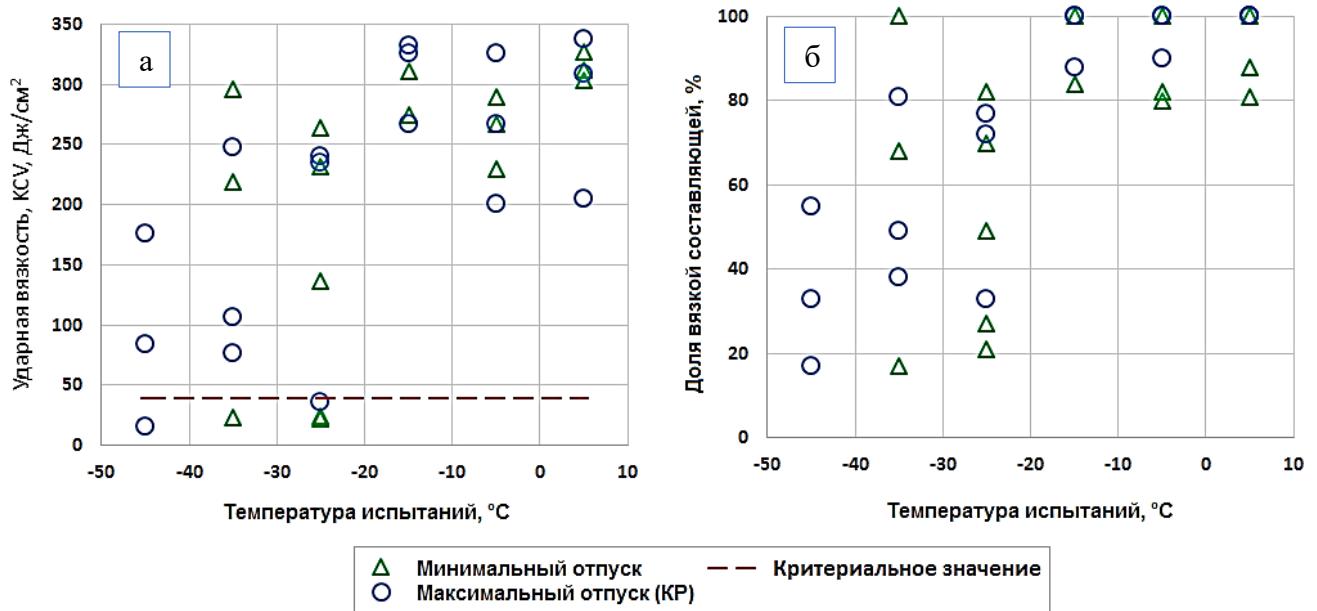


Рисунок 4.18 - Результаты определения ударной вязкости (а) и доли вязкой составляющей (б) в изломе образцов на ударную вязкость металла шва, выполненного проволокой Св-08АА под флюсом ФЦ-16А на переменном токе

Результаты определения критической температуры хрупкости металла шва, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с флюсом ФЦ-16А, для всех режимов термической обработки удовлетворяют нормативным требованиям [66, 67, 85] и существенно превосходят результаты, полученные при использовании постоянного тока обратной полярности: получены значения T_{K0} от -35 до -25 °C (рисунок 4.16).

Результаты испытаний образцов Шарпи на ударный изгиб металла шва, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с флюсом ФЦ-16А (рисунок 4.17), показал отсутствие снижения ударной вязкости при термической обработке по максимальному циклу, что может являться свидетельством отсутствия склонности металла к отпускной хрупкости.

При испытании образцов Шарпи на ударный изгиб металла шва, выполненного сварочной проволокой марки Св-08АА в сочетании с флюсом ФЦ-16А, выявлен существенный разброс результатов (рисунок 4.18), однако в целом результаты весьма высоки: значения T_{K0} составили -35 °C для обоих вариантов термической обработки.

Для всех исследуемых вариантов циклов термической обработки было проведено испытание металла шва на статический изгиб. При угле загиба более 60 градусов на всех образцах трещины отсутствуют.

Также для всех вариантов сочетаний сварочных материалов и циклов термической обработки были проведены металлографические исследования с нормами оценки в соответствии с [66, 67] по первой категории. По результатам исследования дефектов в виде трещин, непроваров, несплавлений, пор, шлаковых включений и свищей на всех образцах не обнаружено.

Результаты выполненных исследований позволяют рекомендовать применение технологии автоматической сварки под флюсом на переменном токе для сварки корпусов реакторов ВВЭР из стали 15Х2НМФА с применением сварочной проволоки марок Св-08АА и Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с плавленым флюсом ФЦ-16А. Предлагаемые технологические параметры сварки на переменном токе обеспечивают высокие сварочно-технологические свойства и соответствие механических свойств металла шва всем предъявляемым требованиям.

Выводы по главе 4

1. Проведенные исследования процесса автоматической сварки под флюсом с использованием переменного тока различной частоты и с различным смещением баланса с варьированием величины тока и напряжения дуги показали возможность обеспечения высоких сварочно-технологических свойств, не уступающих свойствам при сварке на постоянном токе обратной полярности.

2. Исследование характеристик наплавленного металла показало, что применение переменного тока, в сравнении с постоянным током обратной полярности, позволяет снизить содержание кислорода в наплавленном металле, что приводит к повышению ударной вязкости. В случае применения низкоактивного агломерированного флюса содержание кислорода снизилось с ~0,030 % до ~0,025 %, в случае применения плавленого флюса ФЦ-16А – с

~0,04 % до ~0,03 %. Снижение содержания кислорода объясняется снижением интенсивности кремний-восстановительного процесса, что подтверждается снижением содержания кремния в металле шва на ~0,1 % в случае использования переменного тока.

3. Экспериментально установлено, что наиболее предпочтительным с точки зрения обеспечения высоких значений ударной вязкости наплавленного металла является применение переменного тока с прямоугольной формой импульса частотой 50 Гц, балансом 50 % без смещения импульсов по напряжению и току.

4. Испытания сварных проб из стали 15Х2НМФА, выполненных автоматической сваркой под флюсом с применением сварочной проволоки марок Св-08АА и Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с плавленым флюсом ФЦ-16А, показали полное соответствие механических свойств требованиям нормативной документации, а также отсутствие каких-либо дефектов в металле шва. Значения критической температуры хрупкости металла шва были обеспечены с существенным запасом.

ГЛАВА 5 ПОВЫШЕНИЕ СОПРОТИВЛЕНИЯ ХРУПКОМУ РАЗРУШЕНИЮ МЕТАЛЛА ШВА ЗА СЧЕТ ПРИМЕНЕНИЯ НИЗКОАКТИВНОГО СВАРОЧНОГО ФЛЮСА

5.1 Влияние типа сварочного флюса на химический состав и структуру металла шва

Исследованиями предыдущих глав работы установлено, что одним из существенных факторов, приводящих к снижению СХР металла сварного шва стали типа 15Х2НМФА, служат неметаллические включения, являющиеся очагами хрупкого разрушения. Исследованиями работ [120, 153-154] установлено, что снизить размер и количество неметаллических включений и, следовательно, повысить энергию удара при испытании на ударный изгиб при отрицательных температурах металла сварных швов углеродистых, кремниймарганцовистых и низколегированных сталей различного назначения удается путем замены сварочного флюса на менее активный.

В атомном энергетическом машиностроении при изготовлении оборудования, в том числе первого класса безопасности, применяется агломерированный сварочный флюс марки 48АФ-71, имеющий в своем составе высокое содержание основных оксидов CaO , MgO суммарно $\sim 45\%$ [133], благодаря чему он имеет коэффициент основности, рассчитанный по формуле (3.3), $B_{\Phi} = 2,6$ и коэффициент химической активности, рассчитанный по формуле (3.2), $A_{\Phi} = 0,085$. Для сравнения, плавленый сварочный флюс ФЦ-16А, применяемый при изготовлении оборудования первого класса безопасности из стали типа 15Х2НМФА, по данным [118], в зависимости от отклонений своего химического состава имеет $B = 0,9\text{--}1,7$ и $A_{\Phi} = 0,21\text{--}0,47$.

Представляет научный и практический интерес исследование характеристик металла сварного шва стали типа 15Х2НМФА, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА с применением низкоактивного агломерированного сварочного флюса 48АФ-71.

Для оценки соответствия характеристик металла шва требованиям нормативной документации [66, 67, 85], предъявляемым к металлу шва, выполненному аттестованными сочетаниями сварочной проволоки марки Св-09ХГНМТАА-ВИ и флюсами марок ФЦ-16А и НФ-18М, проведены комплексные сравнительные исследования.

На первом этапе этих исследований проводили сравнительную оценку химического состава и структуры металла шва, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с плавленым флюсом ФЦ-16А и агломерированным флюсом 48АФ-71.

Для набора статистических данных исследование проводили при испытании трех вариантов сочетания плавки сварочной проволоки и партии сварочного флюса (для случая использования как агломерированного, так и плавленого флюса). В работе были использованы результаты испытаний металла шва, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с флюсом ФЦ-16А, полученные при проведении входного контроля материалов при изготовлении КР заводом «Атоммаш».

Использовали сварочную проволоку Св-09ХГНМТАА-ВИ различных предприятий-изготовителей. Сварочный флюс ФЦ-16А всех партий был поставки ООО «Ижорские заводы», флюс 48АФ-71 – поставки опытного производства НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей».

Химический состав металла шва, выполненный с применением проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с плавленым флюсом ФЦ-16А и агломерированным флюсом 48АФ-71, приведен в таблице 5.1. Там же приведены требования нормативного документа к химическому составу металла шва стали 15Х2НМФА, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А, либо НФ-18М.

Для удобства номера плавок сварочной проволоки, а также номера партий сварочных флюсов обеих марок обозначены как 1, 2 и 3.

Таблица 5.1 – Химический состав металла шва при использовании плавленого и агломерированного сварочного флюса

№ плавки прово-локи	Марка флюса, № партии	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	S	P	Cu	Co+ As+ Sn+ Sb	O
		Содержание химических элементов, % по массе											
	Нормативные требования	0,04-0,10	0,15-0,45	0,45-1,10	1,20-2,00	0,90-1,30	0,40-0,75	0,01-0,06	≤0,012	≤0,008	≤0,06	≤0,039	-
1	*	0,09	0,30	0,93	1,68	1,16	0,57	0,07	0,005	0,004	0,04	0,024	-
	ФЦ-16А, п.1	0,06	0,36	1,07	1,62	1,15	0,63	0,01	0,003	0,008	0,03	0,026	-
		0,05	0,40	0,88	1,61	1,16	0,62	0,01	0,003	0,007	0,04	0,031	0,041
		0,05	0,40	0,88	1,61	1,16	0,62	0,01	0,003	0,007	0,04	0,031	-
	48АФ-71, п.1	0,05	0,17	1,03	1,72	1,18	0,63	0,010	0,005	0,007	0,02	0,008	-
		0,08	0,16	0,99	1,75	1,18	0,64	0,01	0,004	0,007	0,02	0,008	0,038
		0,04	0,17	1,02	1,79	1,16	0,66	0,02	0,005	0,007	0,02	0,008	-
2	*	0,10	0,22	0,93	1,73	1,22	0,59	0,09	0,005	0,002	0,01	0,014	-
	ФЦ-16А, п.2	0,06	0,38	1,01	1,30	1,30	0,53	0,02	0,007	0,006	0,04	0,010	0,05
		0,08	0,36	0,9	1,62	1,17	0,52	0,02	0,006	0,005	0,02	0,005	-
		0,06	0,17	1,01	1,76	1,26	0,57	0,02	0,003	0,007	0,03	0,016	-
	48АФ-71, п.2	0,05	0,16	1,01	1,72	1,23	0,58	0,02	0,003	0,007	0,03	0,014	0,039
		0,06	0,16	1,06	1,69	1,24	0,57	0,02	0,005	0,007	0,03	0,015	-
		0,06	0,30	1,02	1,69	1,26	0,59	0,08	0,004	0,006	0,03	0,023	-
3	ФЦ-16А, п.3	0,05	0,36	1,02	1,64	1,03	0,56	0,01	0,004	0,006	0,03	0,021	-
		0,06	0,39	1,03	1,58	1,14	0,59	0,01	0,004	0,008	0,04	0,012	0,060
		0,06	0,34	1,00	1,60	1,01	0,59	0,01	0,001	0,007	0,03	0,013	-
		0,06	0,43	1,10	1,56	1,15	0,56	0,01	0,004	0,009	0,04	0,015	-
		0,06	0,17	1,05	1,73	1,22	0,59	0,01	0,005	0,006	0,03	0,016	-
	48АФ-71, п.3	0,05	0,17	1,05	1,66	1,21	0,58	0,02	0,001	0,008	0,03	0,014	0,030
		0,07	0,17	1,13	1,69	1,18	0,59	0,01	0,005	0,007	0,03	0,015	-

* – содержание химических элементов в составе сварочной проволоки

Химический состав сварочных флюсов ФЦ-16А трех партий по данным документа о качестве, а также расчетный химический состав флюса 48АФ-71 [134] приведен в таблице 5.2. Там же приведены рассчитанные по формулам (3.2) и (3.3) коэффициенты основности B_F и активности A_F .

Таблица 5.2 – Химический состав используемых плавленого и агломерированного сварочных флюсов

Марка флюса	SiO ₂	CaO	Al ₂ O ₃	MgO	CaF ₂	MnO	Fe ₂ O ₃	NaF	Mn	B	A _Ф
	Содержание соединений, % по мас.										
ФЦ-16А	26,2- 26,9	18,2- 19,2	20,6- 20,8	6,9- 7,4	14,3- 15,9	5,2- 5,7	0,1- 0,3	5,2- 5,7	-	1,1- 1,2	0,32- 0,33
48АФ-71	12	7	25	31	24	-	-	0,5	1,2	2,6	0,085

Так как исследования характеристик металла шва проводили для трех вариантов термической обработки (минимальный цикл, максимальный цикл для КР и максимальный цикл для крышки реактора), для каждого варианта сочетания плавка проволоки / партия флюса получены по три значения химического состава.

Представленные в таблице 5.1 данные свидетельствуют о том, что химический состав металла шва при замене плавленого сварочного флюса ФЦ-16А на агломерированный низкоактивный флюс не претерпел существенных изменений. Во всех случаях применения агломерированного флюса химический состав соответствует требованиям [66, 85], предъявляемым к химическому составу металла шва стали 15Х2НМФА.

Наиболее значимое различие было выявлено в содержании кремния: в случае применения плавленого флюса содержание кремния составляет от 0,36 до 0,43 %, в случае агломерированного – от 0,16 до 0,17 % при содержании данного элемента в составе сварочной проволоки во всех трех случаях от 0,22 до 0,30 %. Данное явление объясняется протеканием кремний-восстановительного процесса по реакции (3.1) в случае применения плавленого флюса.

Несколько большее содержание марганца в составе металла шва, выполненного с использованием агломерированного флюса, объясняется переходом данного элемента из флюса, в котором присутствует металлический марганец в качестве раскислителя [134].

Также в случае применения агломерированного флюса наблюдается более высокое содержание хрома и молибдена (до 0,2 % каждого), что также

объясняется меньшей степенью их окисления в процессе взаимодействия расплавленного металла и шлака.

По содержанию прочих легирующих и примесных элементов, регламентируемых требованиями нормативной документации, существенных различий не установлено.

На рисунке 5.1 приведены результаты определения кислорода в металле шва, а также зависимость, приведенная по данным [118].

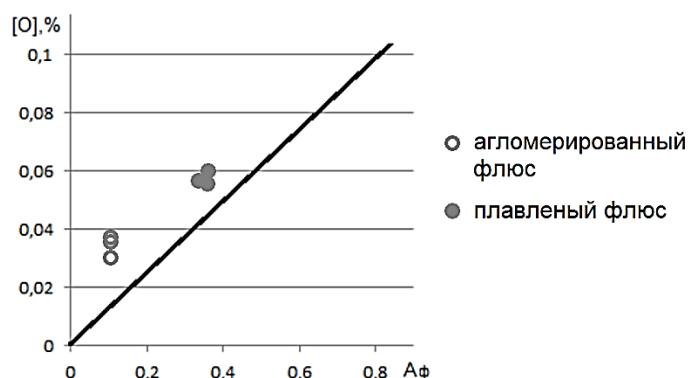


Рисунок 5.1 - Результаты определения содержания кислорода в металле шва, а также зависимость содержания кислорода в металле шва от коэффициента активности флюса [118]

Как свидетельствуют данные рисунка 5.1, прирост содержания кислорода в металле шва в зависимости от химической активности сварочного флюса описывается зависимостью, предложенной в работе [118].

Для исследования такого фактора, приводящего к снижению СХР металла шва, как структурная неоднородность, проведены металлографические исследования.

Образец для металлографических исследований металла шва, выполненного с применением проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с агломерированным флюсом 48АФ-71, был отобран из верхней и средней частей поперечного сечения шва, откуда происходит отбор образцов для испытания на ударный изгиб.

Изображение структуры металла шва из средней части приведено на рисунке 5.2.

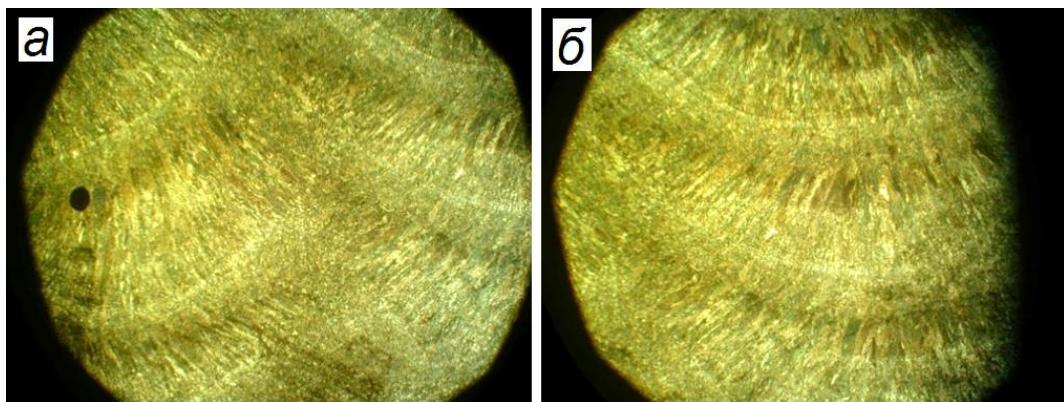


Рисунок 5.2 - Изображение структуры средней части поперечного сечения шва:
а - зона перекрытия валиков; б - зона чередования участков столбчатых дендритов
(увеличение х12)

В плоскость шлифа попали зона перекрытия валиков (рисунок 5.2 а) и расположенные друг над другом участки с вертикальными столбчатыми дендритами (рисунок 5.2 б). При малом увеличении х12 в структуре шва хорошо видны участки металла, получившие термическое воздействие от наплавленных выше валиков.

Такие участки в свою очередь состоят из двух областей: более светлой, непосредственно у линии сплавления и более темной. Как правило, эти полосы соответствуют зоне перегрева и зоне нормализации.

При больших увеличениях (х200, х500) четко прослеживается различная травимость границ в различных структурных зонах. В зонах столбчатых дендритов нижней части валика, примыкающей сверху к зоне перегрева, границы дендритов выявляются в виде тонких линий (рисунок 5.3).

В верхней части валиков – границы определяются по изменению ориентировки структуры или по светлым участкам феррита по границам дендритов (рисунок 5.4).

В зонах перегрева границы зерен выявляются в виде тонких линий (рисунок 5.5). Размер зерен в этих участках соответствует номерам 4 и 5 по [117].

Внутризеренная структура в дендритных и перекристаллизованных зонах полностью бейнитная, в нижней части дендритов наблюдаются светлые пластины без видимых выделений карбидной фазы, ориентированные вдоль кристаллографических плоскостей или вдоль границ дендритов (рисунок 5.6).

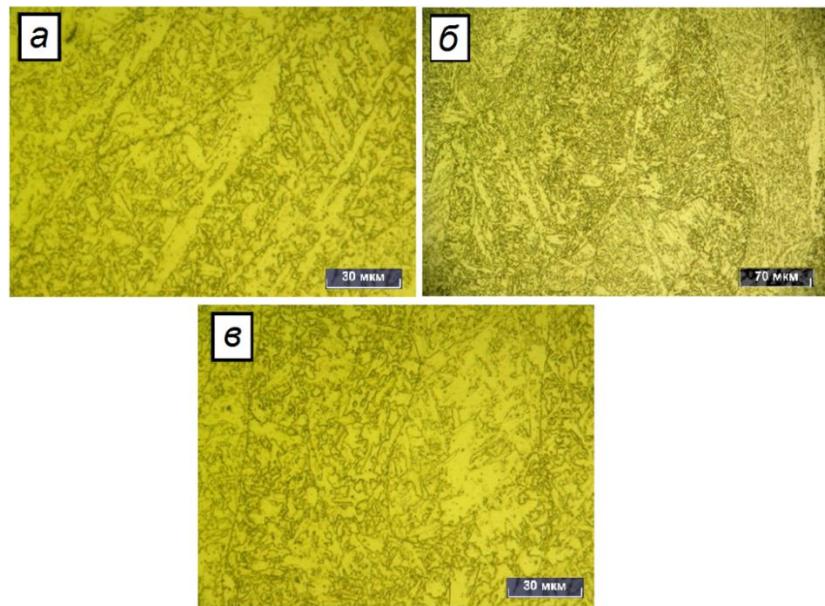


Рисунок 5.3 - Структура металла шва нижней части валика, примыкающей сверху к зоне перегрева: а - травимость границ в нижней части дендритов 1-го валика; б - граница сплавления 2-го сверху валика с 3-им; в - границы в нижней части дендритов 2-го валика

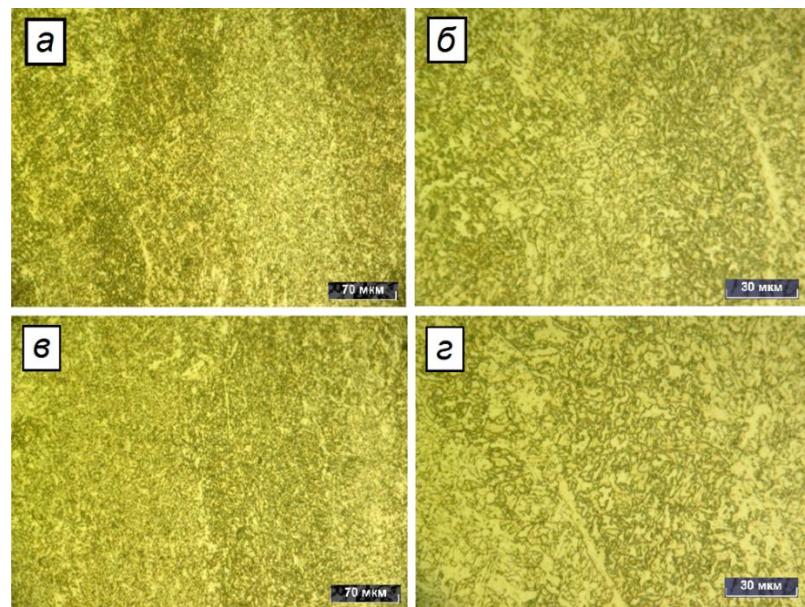


Рисунок 5.4 - Структура верхней части валиков: а - верхняя часть дендритов 1-го сверху валика; б - дисперсная структура в верхней части валика; в - верхняя часть дендритов 2-го сверху валика; г - верхняя часть дендритов 2-го сверху валика

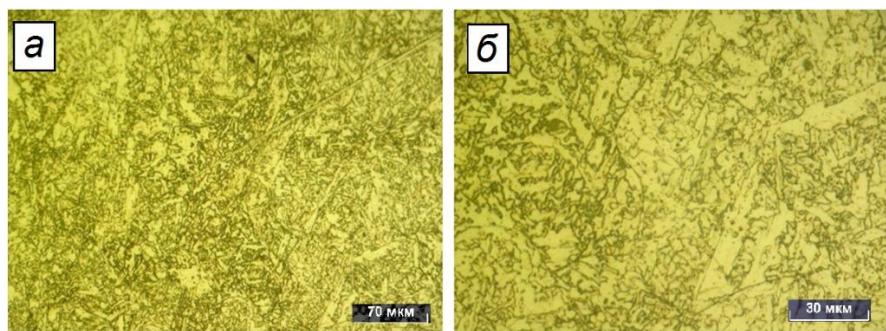


Рисунок 5.5 - Структура в зоне перегрева: а - зона перегрева 1-го верхнего валика; б - граница равноосного зерна в зоне перегрева

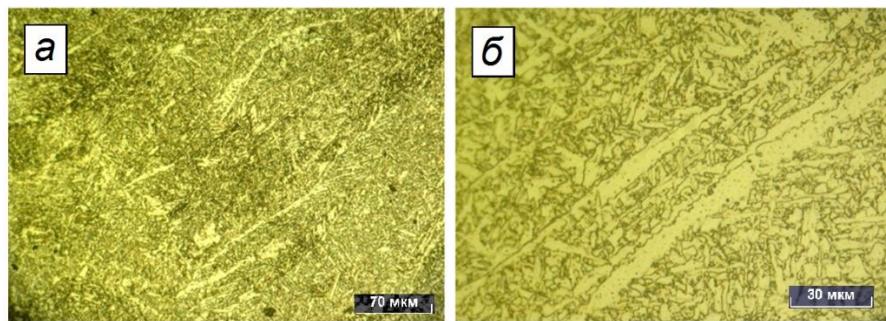


Рисунок 5.6 - Структура в дендритных и перекристаллизованных зонах: а - нижняя часть дендритов 2-го сверху валика; б - светлые участки на границах дендритов, середина валика

Размеры пластин относительно большие, соизмеримы с шириной дендритов (рисунок 5.6 б). Избыточного феррита в виде игл видманштетта или равноосных зерен с оформленными границами внутри или по границам дендритов не обнаружено.

В верхней части валиков дендритное строение шва сохраняется, но внутри дендритов структура мелкодисперсная, без определенной ориентировки (рисунок 5.7).

В приграничных зонах наблюдаются светлые участки различной формы (рисунок 5.7 б). На фотографиях с малым увеличением верхние части дендритов соответствует темной полосе (рисунок 5.2 а, б). Таким образом, в зоне нормализации перестраивается внутридендритная структура, но следы дендритной структуры, связанные с дендритной ликвацией, сохраняются (рисунок 5.8).

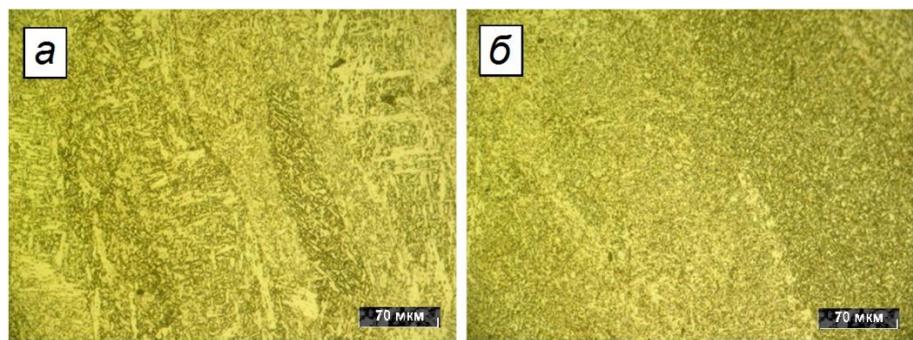


Рисунок 5.7 - Структура металла шва в верхней части валиков: а - структура дендритной зоны (нижняя часть дендритов); б - структура зоны нормализации (верхняя часть дендритов),

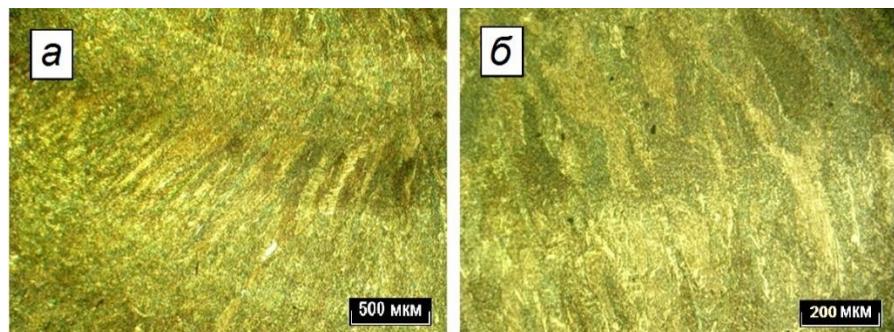


Рисунок 5.8 - Структура металла шва в зоне перегрева и верхней части дендритов:

- а - структурные зоны в сечении одного из валиков;
- б - граница между зоной перегрева и дендритной зоной

В зоне перекрытия валиков структура мелкодисперсная, разориентированная (рисунок 5.9 а, в). Границы первичного аустенитного зерна практически не выявляются (рисунок 5.9 б, в), оценить его размер при использованном методе травления не представляется возможным.

Избыточного феррита в виде игл видманштетта или равноосных зерен с оформившимися границами внутри или по границам дендритов не обнаружено.

Таким образом, установлено, что металл шва, выполненный сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ с применением низкоактивного агломерированного сварочного флюса 48АФ-71, после термической обработки имеет структуру отпущеного бейнита с небольшими участками феррита, что согласовывается с результатами дилатометрических исследований, приведенных в подразделе 3.3.

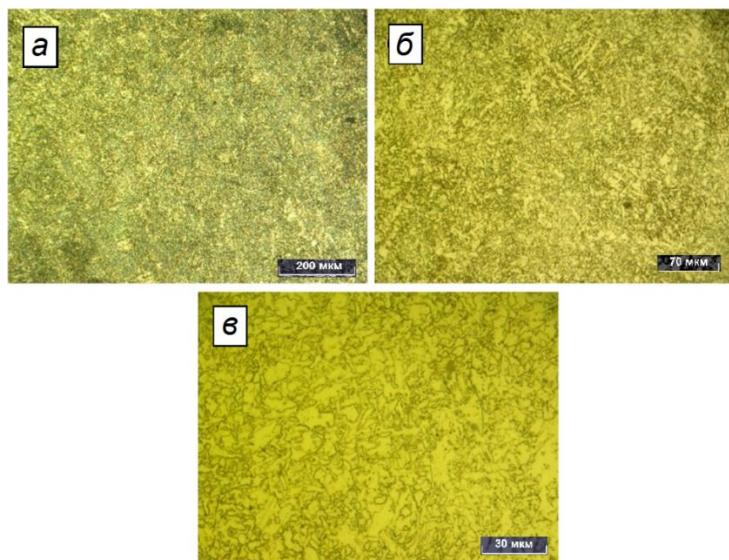


Рисунок 5.9 - Структура металла шва в зоне перекрытия валиков: а - мелкодисперсная структура зоны перекрытия валиков; б - отсутствие границ предшествующего зерна; в - разориентированная структура

5.2 Влияние типа сварочного флюса на количество и химический состав неметаллических включений

Исследование влияния сварочного флюса на металлургические процессы, происходящие при кристаллизации металла сварного шва корпуса ВВЭР, проводили при исследовании неметаллических включений.

Для исследований отбирали металл из обломков образцов на ударный изгиб металла шва, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под плавленым флюсом ФЦ-16А и под агломерированным флюсом 48АФ-71 при сварке на постоянном токе обратной полярности, а также металла шва, выполненного той же сварочной проволокой под флюсом ФЦ-16А – при сварке на переменном токе, исследования которых приведены в главе 4 данной работы.

Металлографический анализ неметаллических включений проводили на растровом микроскопе ТМ3030 при увеличении $\times 100$ (оценивали распределение включений по плоскости сварного шва) и при $\times 1500$ (оценивали форму и размер каждого включения).

Металлографические исследования показали, что на трех исследуемых образцах металла шва присутствуют неметаллические включения, характеризуемые как глобулярные, мелкодисперсные. Большая часть включений имеет диаметр 1 мкм и менее, отдельные включения, попадающие по несколько штук в поле зрения, имеют диаметр 2-3 мкм. Цвет этих включений – темно-серый. Мелкие включения распределены в виде сетки и расположены, в основном, по границам дендритов и внутридендритных ячеек. Включения покрупнее встречаются поодиночке или в виде строчек, располагаясь вдоль фронта кристаллизации. В небольшом количестве (примерно 1 шт. на площадь микрошлифа) обнаружены частицы шлаковых включений размером 5-15 мкм.

Форма, размеры и распределение неметаллических включений представлены:

- на рисунке 5.10 для металла шва, выполненного с применением проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с плавленым флюсом ФЦ-16А (штатная технология);
- на рисунке 5.11 для металла шва, выполненного по штатной технологии с применением проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с агломерированным флюсом 48АФ-71;
- на рисунке 5.12 для металла шва, выполненного на переменном токе с применением проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с плавленым флюсом ФЦ-16А.

Анализ рисунков 5.10-5.11 показывает, что по форме, размерам и распределению неметаллических включений существенных отличий не наблюдается при использовании плавленого и агломерированного сварочных флюсов при сварке на постоянном токе обратной полярности. Немного меньший размер и плотность распределения неметаллических включений обеспечивает использование переменного сварочного тока (рисунок 5.12).

Результаты химического анализа неметаллических и шлаковых включений, выполненного микрорентгеноспектральным методом для трех исследуемых вариантов, представлены в таблице 5.3.

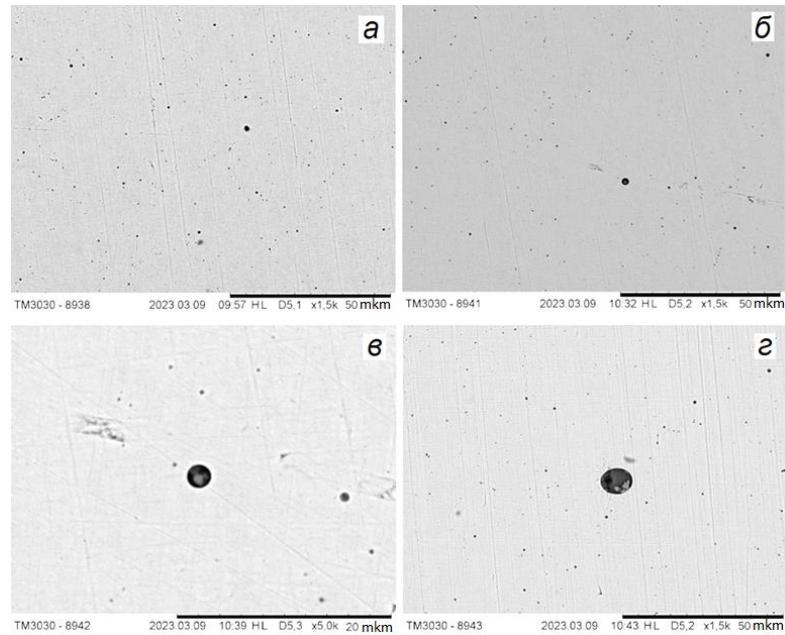


Рисунок 5.10 - Неметаллические включения в металле шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А, постоянный ток обратной полярности:
а, б – неметаллические включения; в, г – шлаковые включения

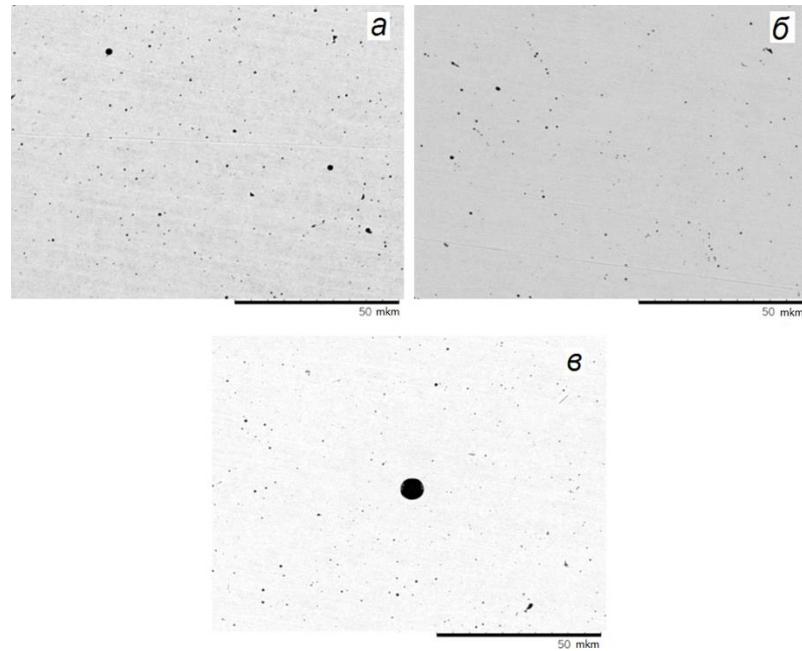


Рисунок 5.11 - Неметаллические включения в металле шва, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом 48АФ-71 постоянный ток обратной полярности: а, б – неметаллические включения: в – шлаковое включение

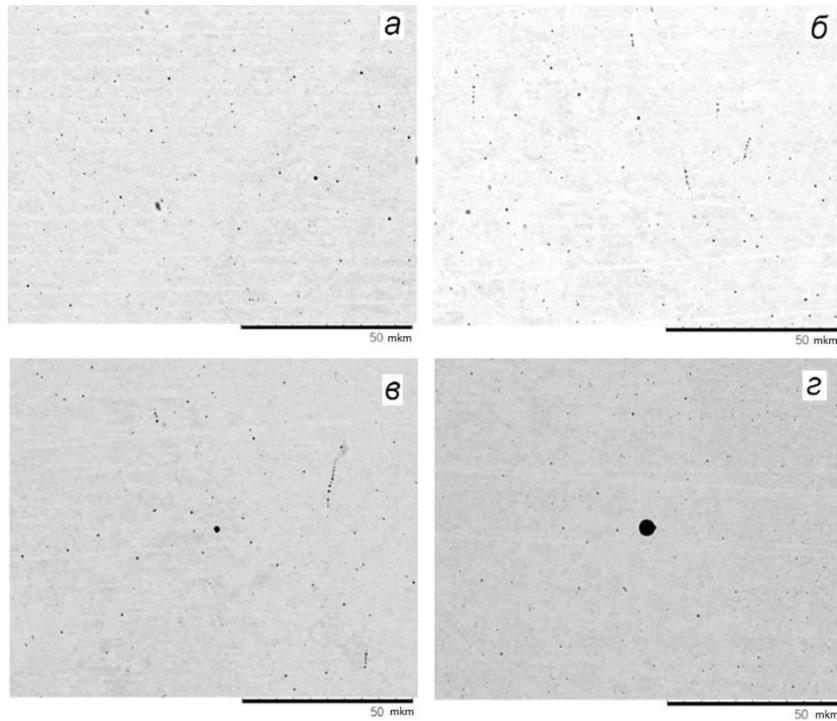


Рисунок 5.12 - Неметаллические включения в металле шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А, переменный ток
а, б – неметаллические включения; в, г – шлаковые включения

Следует отметить, что для химического анализа доступны включения лишь диаметром более 2 мкм.

Во всех рассмотренных случаях включения представляют собой сложные окислы, в состав которых входят марганец, алюминий, титан и кремний. Сульфидные включения как визуально, так и при микроанализе не обнаружены из-за малого количества серы в составе металла шва. Микроанализ этих включений достаточного размера обнаружил следы серы в количестве десятых долей процента. Неметаллические включения размером 3-5 мкм визуально могут выглядеть неоднородными, с более светлым ядром и темной оболочкой. Анализ по площади в лучах элементов (рисунки 5.13-5.18) показывает, что светлые участки обогащены титаном, а темные – алюминием и кремнием. Кислород и марганец распределены более равномерно. В небольшом количестве (1-2 весовых %) в этих включениях появляется кальций и магний. Шлаковые включения диаметром 5-15 мкм (рисунки 5.9 в, г, 5.10 в, 5.11 в) визуально могут быть как однородными (рисунок 5.16), так и неоднородными (рисунки 5.14, 5.18).

Таблица 5.3 – Химический состав неметаллических включений металла шва, выполненного с применением проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А (образец А), 48АФ-71 (образец В) на постоянном токе обратной полярности и под флюсом ФЦ-16А на переменном токе (образец С)

Образец	Содержание химических элементов, вес. %									Примеч.
	Fe	O	Mn	Si	Al	Ti	Ca	Mg	S	
A	55,08	6,81	6,89	3,60	2,17	5,78	0,0	0,0	0,42	Немет
	57,41	5,12	6,10	2,46	1,90	2,89	0,13	0,0	0,20	Немет
	40,58	9,46	7,58	4,14	4,14	4,87	0,0	0,0	0,29	Немет
	37,18	12,23	10,89	4,38	4,14	7,17	0,17	0,14	0,46	Немет
	53,86	8,94	8,47	3,51	2,76	6,39	0,08	0,21	0,23	Немет
	19,05	24,31	15,07	7,84	7,48	11,12	1,65	0,02	0,29	Немет
	51,87	9,80	7,61	4,19	2,61	7,16	1,8	0,15	0,37	Немет
	14,15	21,57	5,11	8,87	7,25	2,21	16,80	2,14	0,0	Шлак
	14,95	21,21	2,95	11,88	9,32	2,36	15,21	2,49	0,40	Шлак
	14,44	21,96	4,66	10,41	6,87	2,25	14,60	2,89	0,0	Шлак
B	13,59	19,11	4,54	11,34	9,14	2,86	2,86	0,04	0,07	Шлак
	11,41	14,98	5,71	10,56	7,16	4,29	0,86	0,0	0,16	Шлак
	40,32	15,16	16,75	7,21	4,54	3,21	0,15	0,54	0,30	Немет
	81,16	5,75	4,92	2,90	0,58	0,70	0,0	0,0	0,0	Немет
	18,36	24,07	12,56	13,33	5,27	2,63	7,31	4,73	0,20	Шлак
	52,19	9,06	8,40	3,38	2,94	3,12	0,0	0,32	0,36	Немет
	45,24	13,13	14,91	4,99	4,48	3,51	0,0	0,21	0,85	Немет
C	39,53	14,71	10,40	5,44	6,16	2,03	0,01	0,66	0,54	Немет
	54,39	8,93	9,34	3,85	1,57	2,30	0,06	0,23	0,68	Немет
	31,20	9,19	5,08	3,84	4,29	7,82	0,18	0,15	0,39	Немет
	32,78	7,51	5,75	1,57	2,65	7,18	0,0	0,0	0,24	Немет
	43,96	10,37	7,26	1,55	3,35	10,60	0,09	0,0	0,15	Немет

Неметаллические включения – продукт окислительно-восстановительных реакций при взаимодействии расплавленного шлака и металла. Во всех трех случаях в их составе преобладает железо ~50 % с легирующими элементами – марганцем ~5-10 %, титаном до 10 % в случае использования плавленого флюса и до 3 % в случае использования агломерированного флюса, кремния – от 3 до 7 % при сварке на постоянном токе в обоих вариантах сварочного флюса и от 1 до 3 % при сварке на переменном токе.

Различие в содержании титана при использовании плавленого и агломерированного флюса объясняется различием в активности расплавленного шлака. Во втором случае, из-за высокой доли содержания во флюсе тугоплавких оксидов MgO, CaO, степень окислительно-восстановительной реакции по замещению в кислых оксидах кремния и железа на титан, имеющий большее сродство к кислороду, снижается.

Меньшее содержание кремния в составе неметаллических включений в металле шва, выполненном при использовании переменного тока сварочной дуги, объясняется, по-видимому, большим объемом расплавленного металла сварочной проволоки по отношению к расплавленному сварочному флюсу, что снижает интенсивность кремний-восстановительного процесса, что подтверждается результатами исследований химического состава металла шва, приведенного в главе 4.

Крупные шлаковые включения по химическому составу отличаются от более мелких неметаллических: в их составе в меньшей степени содержаться продукты окислительно-восстановительных реакций, такие как железо, что свидетельствует о неполноте их протекания, а также элементы, не участвующие в окислительно-восстановительных реакциях, такие как магний и кальций, присутствующие в сварочном флюсе.

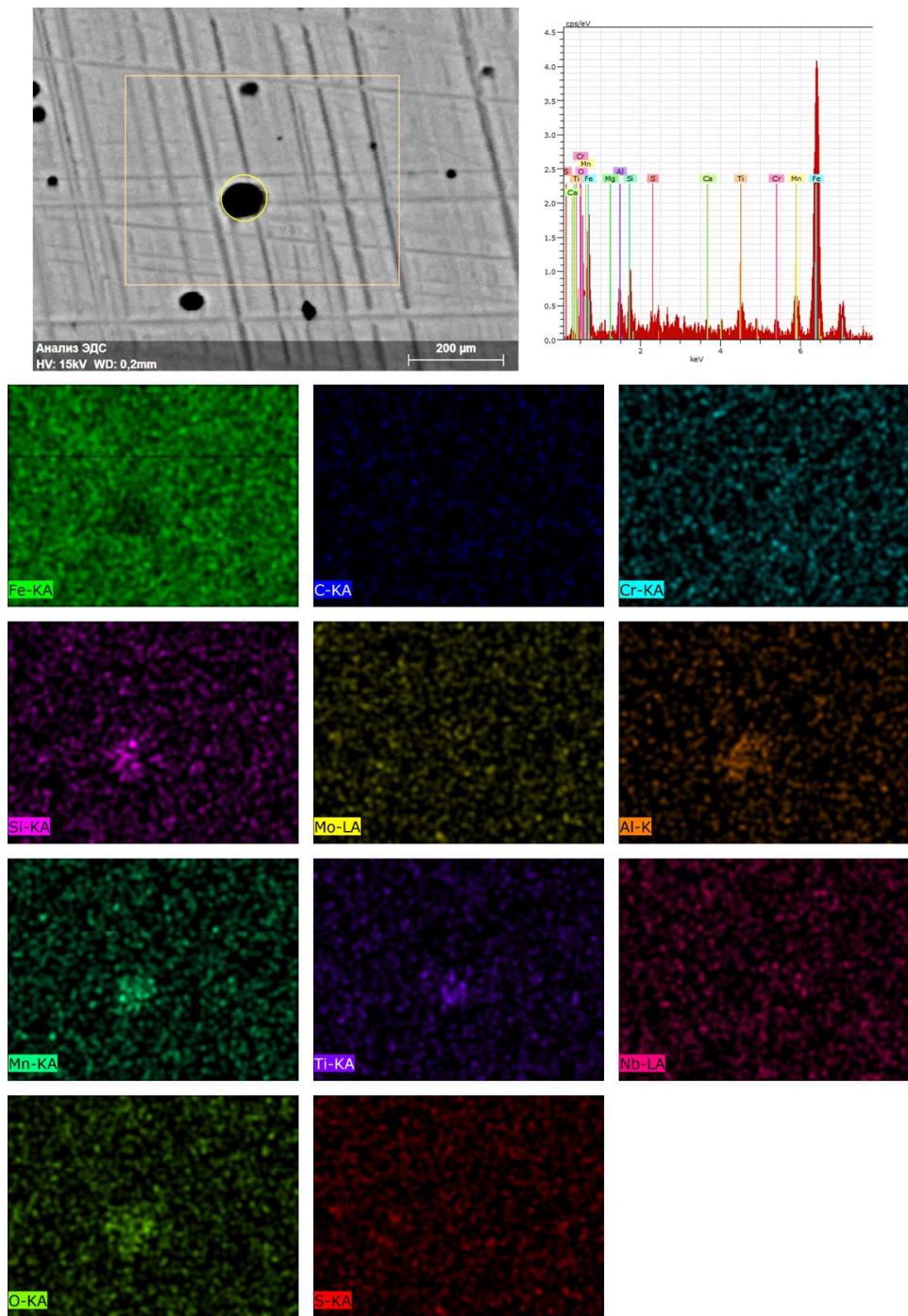


Рисунок 5.13 - Неметаллические включения металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А (постоянный ток обратной полярности) в лучах отраженных элементов

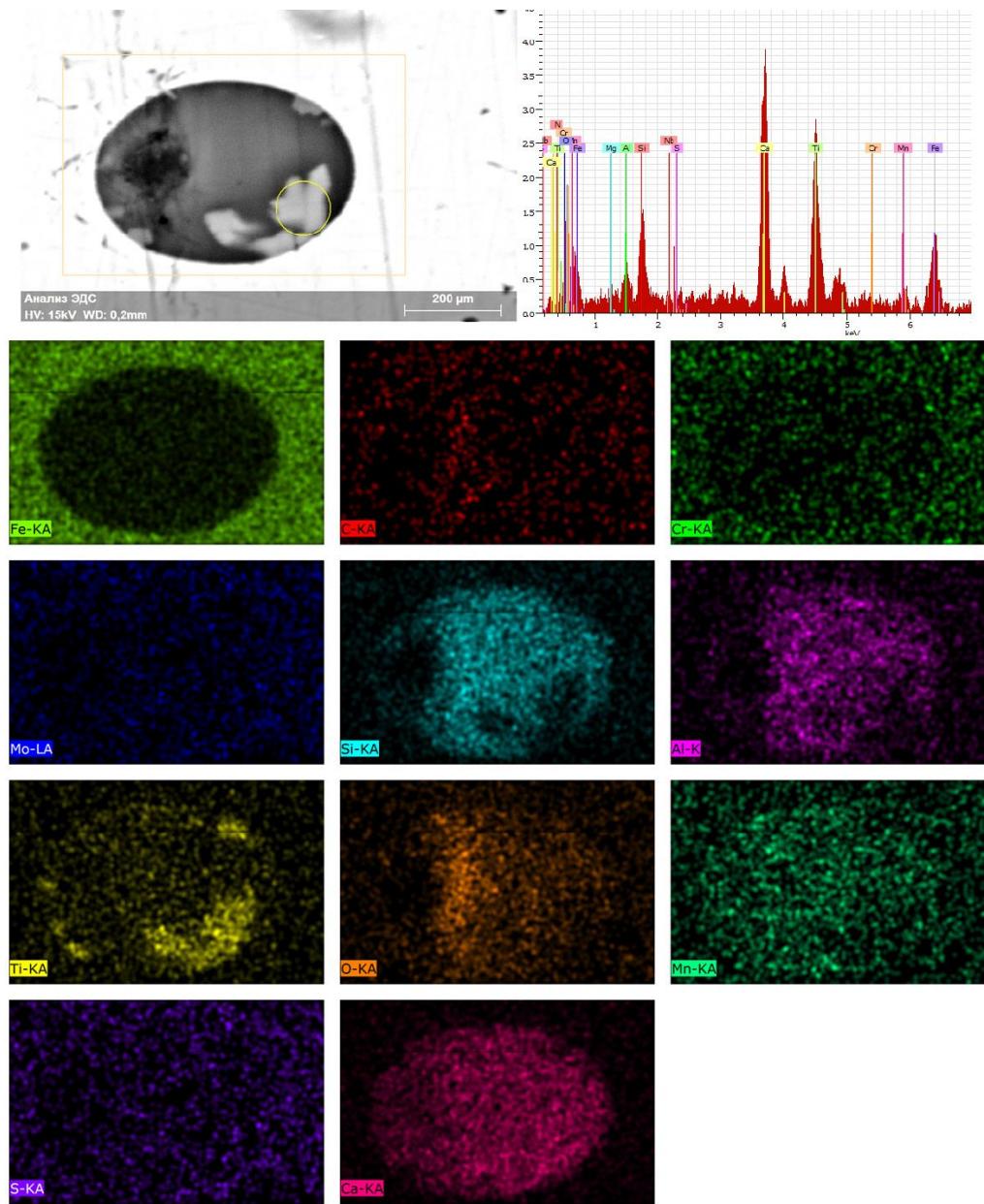


Рисунок 5.14 - Шлаковое включение металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А (постоянный ток обратной полярности) в лучах отраженных элементов

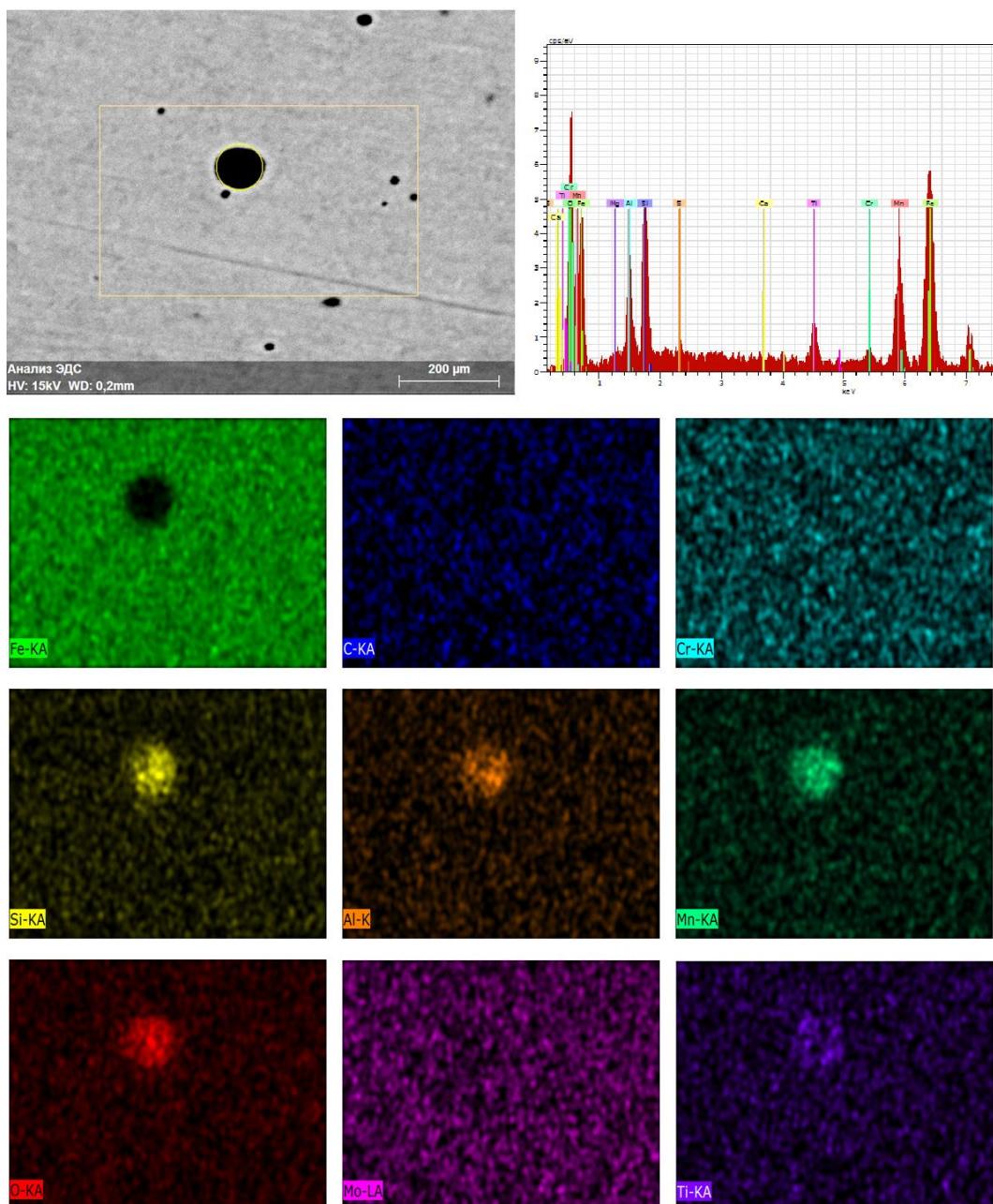


Рисунок 5.15 - Неметаллические включения металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом 48АФ-71 (постоянный ток обратной полярности) в лучах отраженных элементов

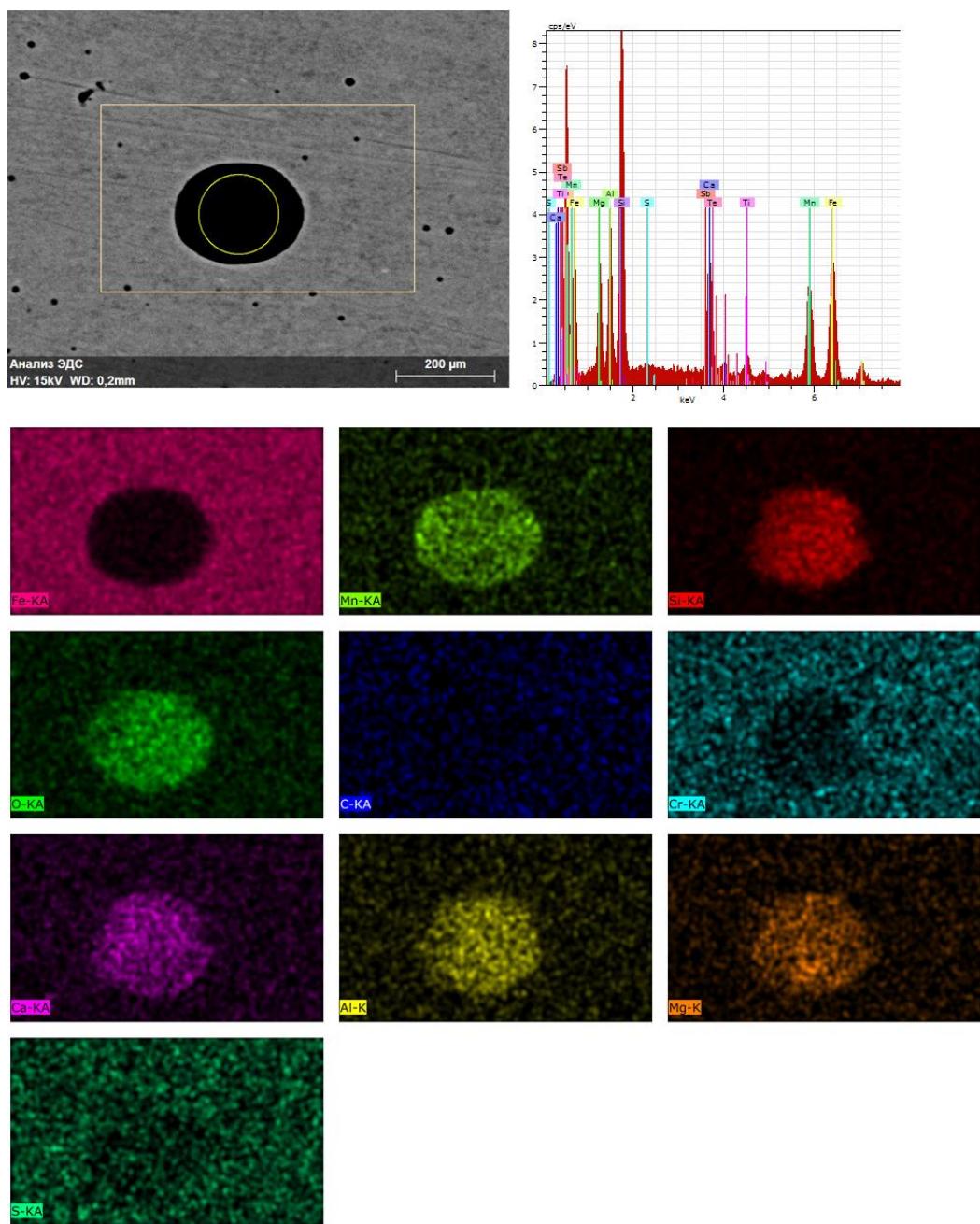


Рисунок 5.16 - Шлаковое включение металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом 48АФ-71 (постоянный ток обратной полярности) в лучах отраженных элементов

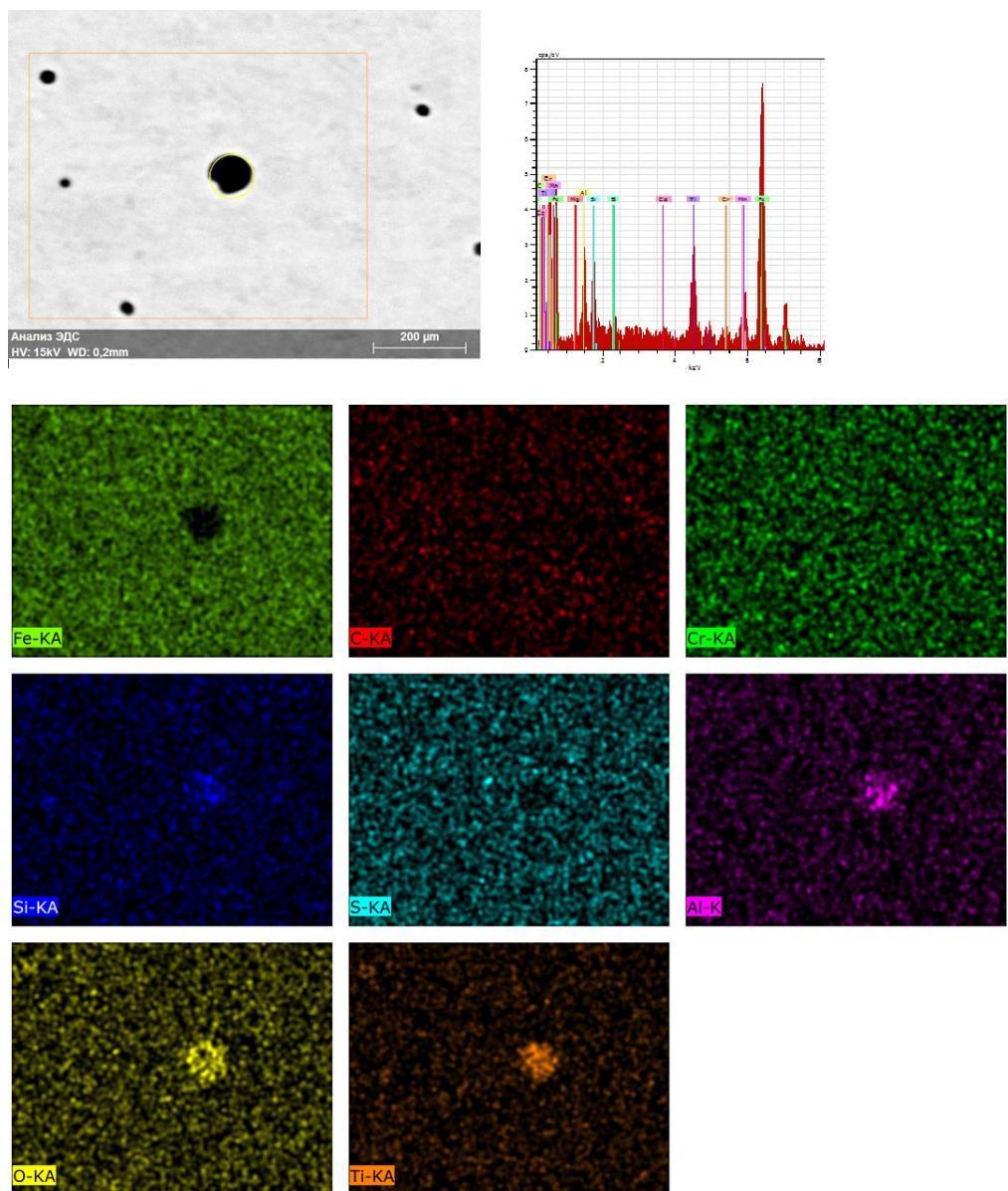


Рисунок 5.17 - Неметаллические включения металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А (переменный ток) в лучах отраженных элементов

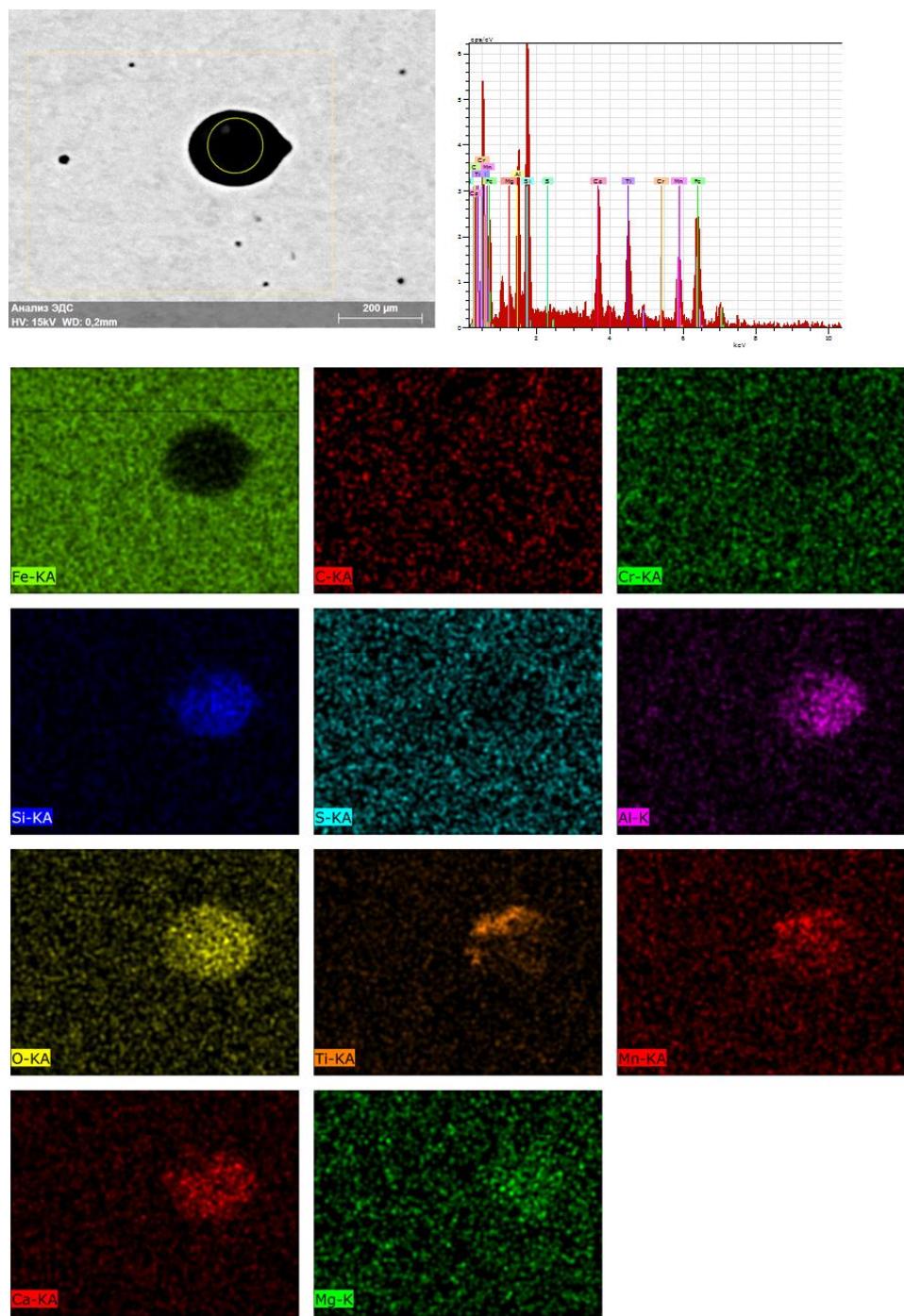


Рисунок 5.18 - Шлаковое включение металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом ФЦ-16А (переменный ток) в лучах отраженных элементов

5.3 Исследование влияния типа сварочного флюса на механические свойства металла шва

Для оценки влияния различий в морфологии неметаллических включений в металле сварных швов стали типа 15Х2НМФА, выполненных с применением плавленого и агломерированного сварочных флюсов, имеющих различие в химической активности, в условиях проведения послесварочной термической обработки на механические свойства металла шва проведены сравнительные исследования.

С применением сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ одних и тех же плавок, плавленого сварочного флюса ФЦ-16А и партий агломерированного сварочного флюса 48АФ-71 изготовлены сварные соединения из стали 15Х2НМФА. Для набора статистических данных были испытаны по три сочетания плавки сварочной проволоки – партии сварочного флюса.

Сварные соединения были подвергнуты термической обработке по следующим режимам:

- 1) 1 промежуточный отпуск + 1 окончательный отпуск (минимально возможный цикл для корпуса и крышки реактора);
- 2) 4 промежуточных отпуска + 1 окончательный отпуск (максимально возможный цикл для корпуса реактора);
- 3) 1 промежуточный отпуск + 2 окончательных отпуска (максимально возможный цикл для крышки реактора).

Температура выдержки промежуточного отпуска составляла 620 ± 10 °C, продолжительность 4,5-5,0 ч. Температура выдержки окончательного отпуска – 650 ± 10 °C, продолжительность 8,0-10,0 ч.

Результаты определения прочностных и пластических характеристик при температуре испытаний 20 и 350 °C металла шва, выполненного с применением проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с плавленым флюсом ФЦ-16А и агломерированным флюсом 48АФ-71, после термообработки по минимальному

и максимальному циклам, а также требования нормативного документа [66] приведены на рисунках 5.19.

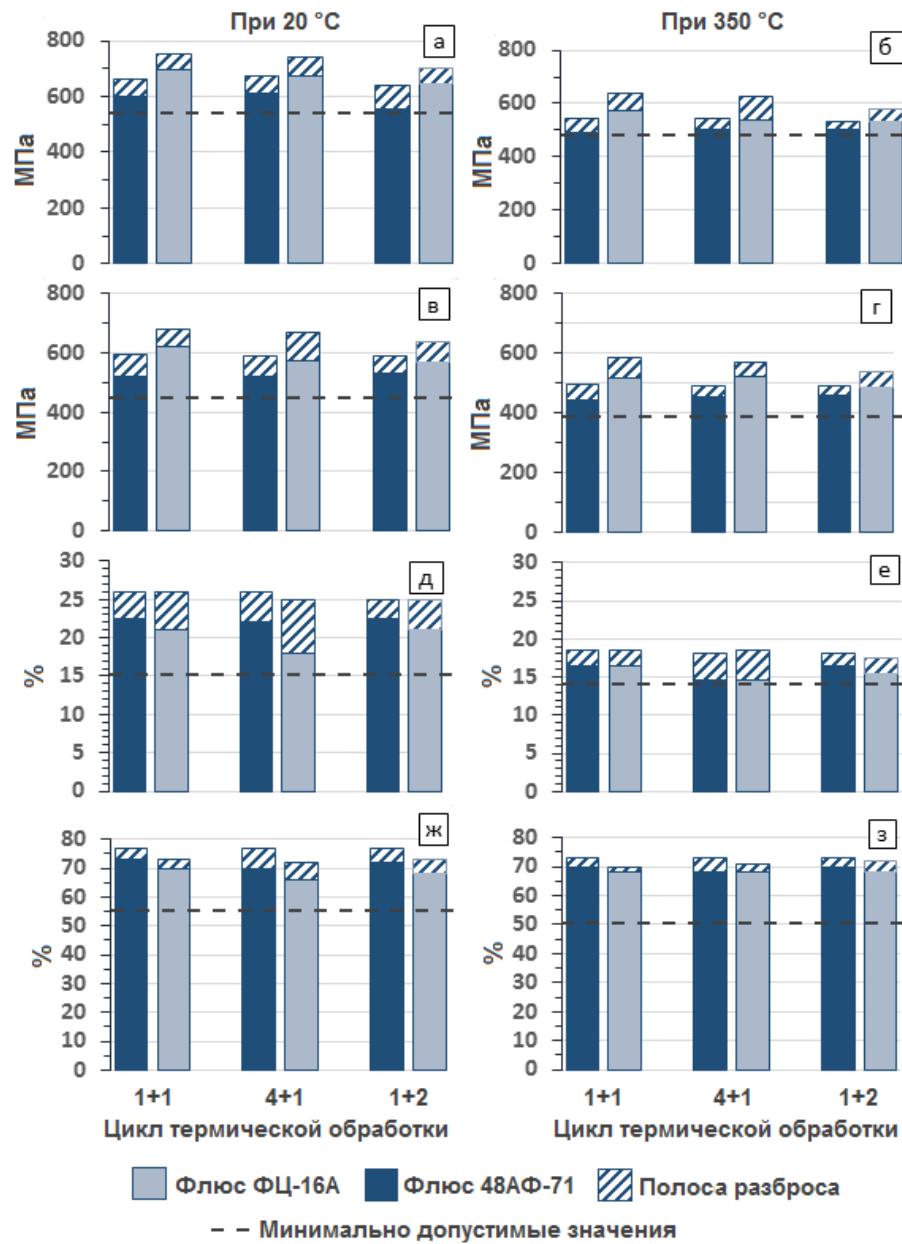


Рисунок 5.19 - Механические свойства металла шва:

а, б – временное сопротивление разрыву, МПа; в, г – условный предел текучести, МПа;
д, е – относительное удлинение, %; ж, з – относительное сужение, %.

Результаты определения временного сопротивления разрыву сварных соединений при температуре испытаний 20 и 350 °C, а также требования нормативного документа [66] приведены на рисунке 5.20.

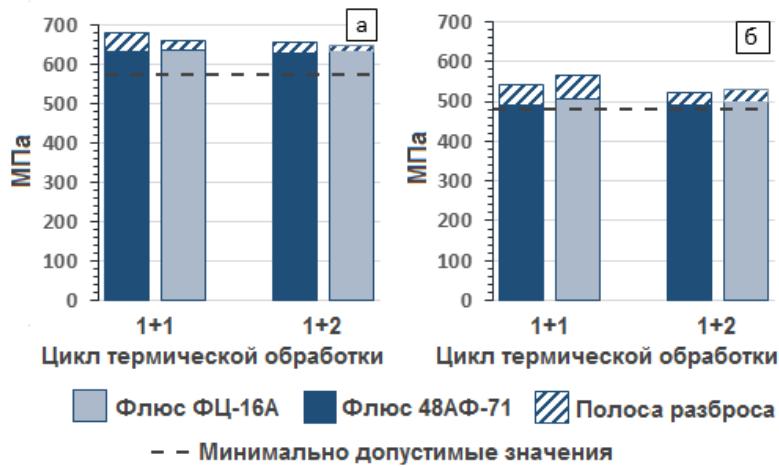


Рисунок 5.20 - Временное сопротивление разрыву сварного соединения:
а) при температуре 20 °C, б) при температуре 350 °C

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов Шарпи, вырезанных из металла шва, выполненного с применением агломерированного и плавленого флюсов, после термической обработки по различным циклам приведены на рисунке 5.21.

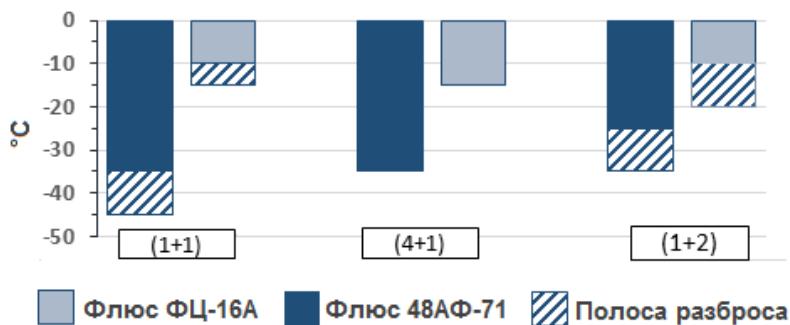


Рисунок 5.21 - Критическая температура хрупкости металла шва при использовании плавленого и агломерированного сварочных флюсов

Значения критической температуры хрупкости металла шва, выполненного с применением плавленого и агломерированного флюса, приведены на рисунке 5.22.

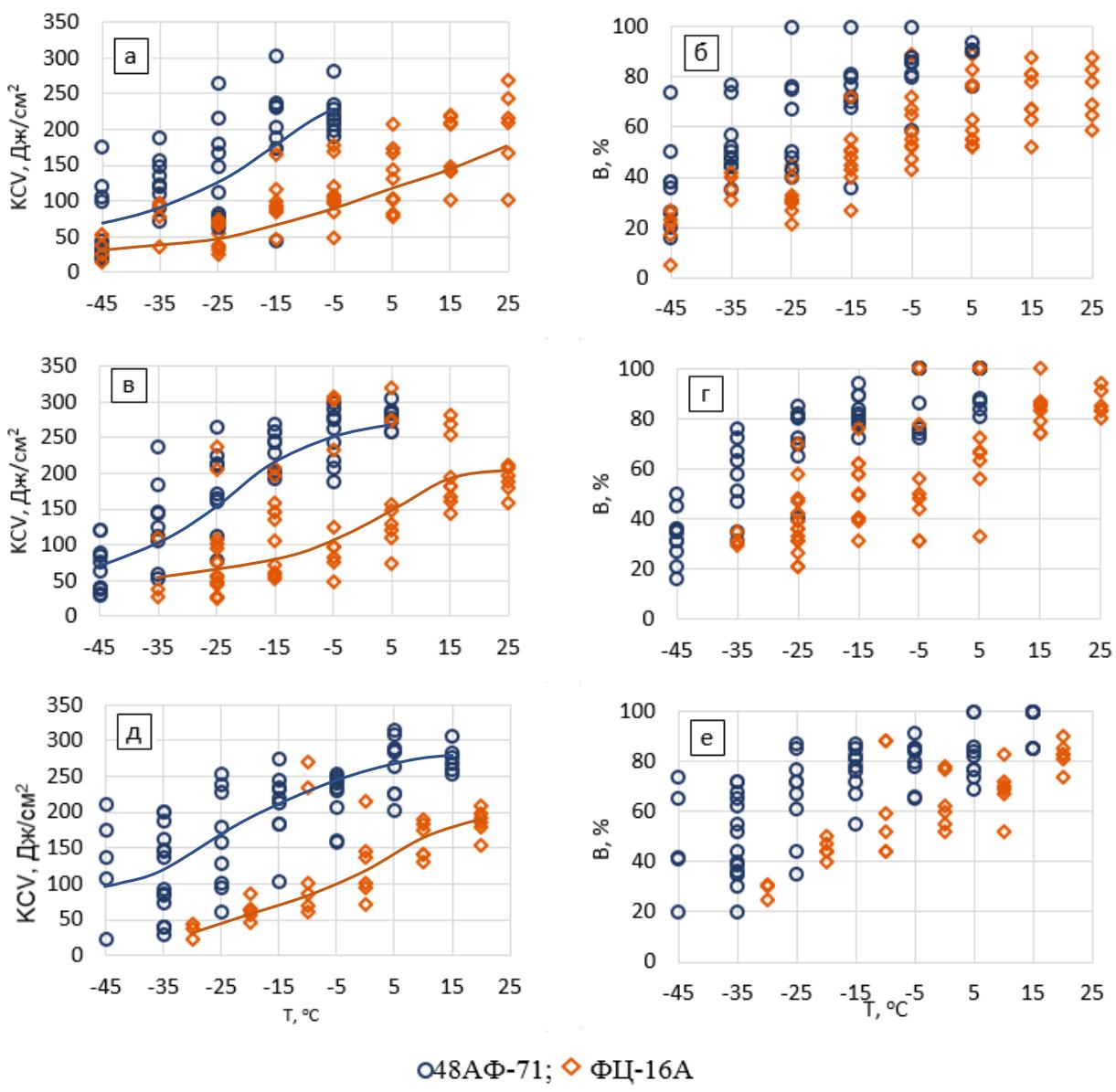


Рисунок 5.22 - Результаты определения ударной вязкости (а, в, д) и вязкой составляющей в изломе (б, г, е) при различной температуре металла шва после термообработки по циклу 1+1 (а, б), 4+1 (в, г), 1+2 (д, е)

Так как различия в полученных механических свойствах для каждого из трех сочетаний партий сварочной проволоки и сварочного флюса были невелики, что объясняется малым расхождением в химическом составе металла шва (см. таблицу 5.1), показатели по каждому из контролируемых механических свойств на рисунках 5.19 - 5.22 были объединены в один массив.

Данные рисунка 5.19 свидетельствуют о соответствии прочностных и пластических характеристик металла шва, выполненного с применением агломерированного флюса, требованиям нормативного документа [66].

В случае использования агломерированного флюса наблюдается некоторое снижение прочностных характеристик, в сравнении с вариантом применения плавленого флюса, в пределах требований нормативного документа [66]. Даные различия можно объяснить меньшим содержанием упрочняющего легирующего элемента кремния в металле шва в случае использования агломерированного флюса.

Из данных рисунков 5.21 и 5.22 видно, что применение низкоактивного агломерированного флюса взамен плавленого при использовании одних и тех же плавок сварочной проволоки позволило существенно повысить ударную вязкость – в среднем на 100 Дж/см^2 и, соответственно, снизить критическую температуру хрупкости – в среднем на 20°C , как показано в работе [157].

Указанные различия обусловлены снижением содержания кислорода в металле шва, присутствующего в виде неметаллических включений, являющихся инициаторами зарождения трещины при разрушении образца Шарпи.

При испытании образцов, вырезанных из сварных соединений, на статический изгиб до 60° (нормативное значение) трещин и надрывов металла выявлено не было. Также надрывов не было выявлено при дальнейшем загибе до 160° . В единичных случаях надрывы металла были выявлены лишь при загибе образцов до 180° (рисунок 5.23), что свидетельствует о высокой деформационной способности металла сварного соединения после термической обработки по исследуемым вариантам.



Рисунок 5.23 - Образцы на статический загиб сварного соединения после испытаний

Таким образом, установлено полное соответствие механических свойств металла шва и сварного соединения стали 15Х2НМФА, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ при использовании низкоактивного агломерированного сварочного флюса 48АФ-71, требованиям нормативной документации. При этом за счет повышения чистоты металла шва по неметаллическим включениям удалось повысить ударную вязкости металла шва – в среднем на 100 Дж/см² и снизить его Т_{К0} – в среднем на 20 °С.

5.4 Влияние термического старения на механические свойства металла шва

В процессе работы сварные швы корпуса реактора испытывают воздействие повышенных температур. Для проектов ВВЭР-1000, ВВЭР-1200 и ВВЭР-ТОИ расчетной температурой является температура 350 °С. Температура теплоносителя на выходе для ВВЭР-ТОИ составляет 328,6 °С. Наиважнейшей характеристикой материала корпуса реактора является его стойкость против деградации механических свойств, в особенности СХР, вследствие термического старения.

В соответствии с нормативной документацией [82] СХР определяется величиной критической температуры хрупкости Т_К, определяемой по формуле:

$$T_K = T_{K0} + \Delta T_T + \Delta T_F, {}^{\circ}\text{C}, \quad (5.1)$$

где T_{K0} - исходное значение критической температуры хрупкости материала,

ΔT_T и ΔT_F - сдвиги критической температуры хрупкости вследствие термического старения и нейтронного облучения соответственно, ${}^{\circ}\text{C}$.

Так как сварные соединения корпуса реактора современных проектов, таких как проекта ВВЭР-ТОИ – вынесены за пределы активной зоны, а также с учетом отсутствия циклического повреждения кольцевых сварных швов корпуса и крышки реактора, для металла сварного шва формула (5.1) принимает вид:

$$T_K = T_{K0} + \Delta T_T, {}^{\circ}\text{C}. \quad (5.2)$$

Имеющиеся опубликованные данные по эксплуатационным характеристикам металла сварных швов корпусов ВВЭР-440, выполненных проволокой Св-10ХМФТ под флюсом АН-42, свидетельствуют об их склонности к тепловому охрупчиванию. В работе [158] по данным аттестационных отчетов приведены результаты исследований изменения механических свойств металла шва под воздействием тепловых выдержек при температуре 350 ${}^{\circ}\text{C}$ продолжительностью до 20 тыс. ч. В работе [159] приведены данные испытаний тепловых комплектов образцов-свидетелей металла сварных швов корпусов реакторов АЭС Пакш (Венгрия) и АЭС Дукованы (Чехия) при их выдержке в течение до 43,5 тыс. ч. В обоих случаях выявлено монотонное повышение критической температуры хрупкости вследствие теплового охрупчивания: с 15 до 40 ${}^{\circ}\text{C}$ [158] и с 10 до 40 ${}^{\circ}\text{C}$ [159], при этом тепловое охрупчивание основного металла незначительно.

Следует отметить, что в рассматриваемых случаях [158, 159] содержание фосфора в металле шва было весьма высоко (до 0,03 %).

Опыт эксплуатации реакторов ВВЭР [32, 160] свидетельствует о том, что в процессе тепловой выдержки материала охрупчивание может происходить по

двум механизмам: выделение карбидов цементитного типа и сегрегацией примесей фосфора, сурьмы, олова и мышьяка на границах зерен. Оценка вклада указанных примесных элементов в тепловое охрупчивание для нефтехимического оборудования из сталей типа хролой авторами работы [161] выражено в факторе Брускато (3.5).

При значении фактора $X \leq 12$ ррт металл считается стойким к тепловому охрупчиванию.

Исследования теплового охрупчивания материалов корпусов ВВЭР-1000 по результатам испытаний образцов-свидетелей, проведенные НИЦ «Курчатовский институт» [9, 18, 19, 162] при участии НПО «ЦНИИТМАШ» [163, 164] и ЦНИИ КМ «Прометей» [32, 165-167], позволили разработать рекомендации по обоснованному снижению содержания примесных элементов в составе материалов корпуса. В результате проведенных мероприятий, направленных на повышение чистоты по примесным элементам материалов корпуса реактора из стали типа 15Х2НМФА, склонность к тепловому охрупчиванию в значительной степени была снижена. Это нашло отражение в нормативной документации: так, для материалов корпусов ВВР-1000, характеристика ΔT_T , закладываемая в расчет, составляет 30°C , в то время как для материалов корпуса более поздних проектов $\Delta T_T=20^{\circ}\text{C}$ [75].

Представляет научный интерес исследование стойкости металла шва стали типа 15Х2НМФА, выполненного АСФ с применением низкоактивного агломерированного флюса, к термическому старению.

Прогнозирование изменения критической температуры хрупкости вследствие термического старения проводили путем длительных выдержек сварных проб при температуре, которую задают согласно правилам и нормам [82]. Температура выдержки не должна быть ниже расчетной температуры в соответствии с нормативно-технической документацией на изделие или материал, также она не должна превышать ее более чем на 100°C .

Расчетная температура для корпуса реактора в соответствии с конструкторской документацией составляет 350°C .

Таким образом, согласно требованиям [82], продолжительность выдержки при температуре 350 °С должна составлять 500, 1000, 3000, 5000, 7500 и 10000 ч.

Известны исследования влияния термического старения [167] продолжительностью до 15000 часов при температуре 350 °С, проведенные НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» в рамках аттестационных испытаний металла шва корпусов реакторов из стали 15Х2МФА-А мод. А, выполненного проволокой Св-15ХГМТА под флюсом 48АФ-71. Результаты исследования показали отсутствие положительного сдвига ΔT_t при продолжительности выдержки свыше 7 000 часов (рисунок 5.24).

Химический состав металла шва, выполненного исследуемым в настоящей работе сочетанием сварочных материалов (сварочная проволока Св-09ХГНМТАА-ВИ и флюс 48АФ-71), близок к химическому составу металла шва, выполненного исследуемым ранее сочетанием сварочных материалов (проводка Св-15ХГМТА и флюс 48АФ-71) – см. табл. 5.4.

Таблица 5.4 – Химический состав металла шва

Сочетание материалов	C	Si	Mn	Cr	Mo	Ni	V	Ti	Cu	S	P
	% по мас.										
Св-15ХГМТА/ 48АФ-71	0,08	0,15	0,83	1,65	0,59	0,63	0,029	0,014	0,022	0,006	0,007
Св-09ХГНМТАА-ВИ / 48АФ-71	0,08	0,16	0,99	1,75	0,64	1,18	0,018	0,011	0,034	0,004	0,007

Технологические параметры процесса сварки для обоих вариантов идентичны, параметры послесварочной термической обработки близки.

С учетом изложенного, прогнозируемое изменение величины ΔT_t для варианта металла шва, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом 48АФ-71, будет иметь такой же характер, что позволяет сократить продолжительность тепловой выдержки с целью снижения временных и финансовых издержек.

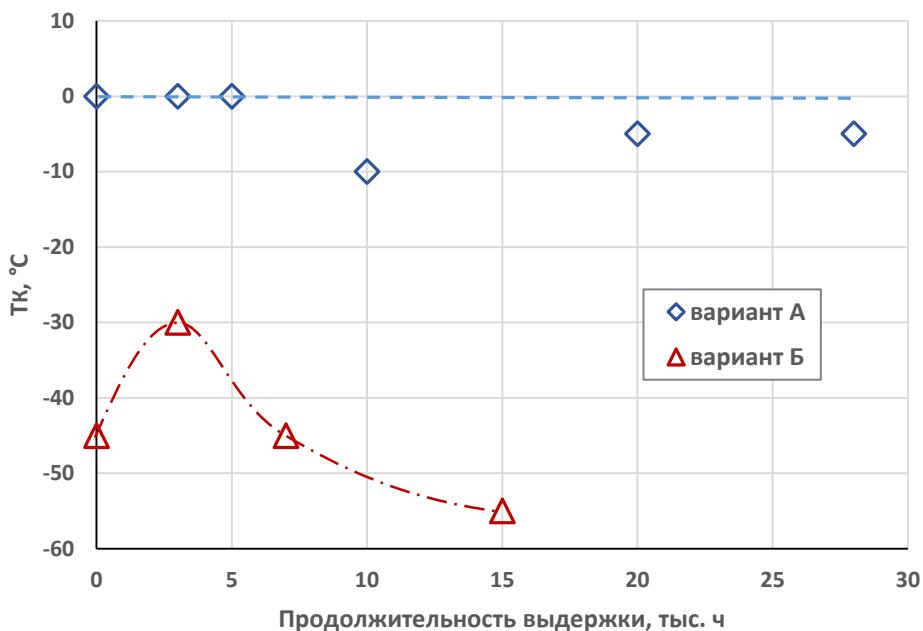


Рисунок 5.24 - Зависимость критической температуры хрупкости металла шва, выполненного сварочной проволокой Св-10ХМФТУ-А под флюсом АН-42М (вариант А) и Св-15ХГМТА под флюсом 48АФ-71 (вариант Б), от продолжительности выдержки при температуре 350 $^{\circ}\text{C}$

Нормативная документация [82] допускает устанавливать зависимость T_K от времени термического старения с использованием параметра Холомона по формуле (5.4):

$$H_p = (T + 273) \cdot (k + lgt) \cdot 10^3, \quad (5.4)$$

где t — длительность старения, ч;

T — температура старения, $^{\circ}\text{C}$;

k — эмпирическая постоянная, определяемая методом математической статистики.

В мировой практике изготовления сосудов давления из хромомолибденовых и хромомолибденонадиевых сталей, отраженной в документах [168, 169], для пересчета параметров термической обработки сварных соединений используется параметр Ларсена-Миллера [170], отличающийся от параметра Холомона лишь фиксированным значением эмпирической постоянной $k = 20$. Проведенные в

НИЦ «Курчатовский институт» - ЦНИИ КМ «Прометей» исследования [171] показали, что свойства металла сварных швов корпусов реакторов из стали 15Х2МФА-А мод. А и 15Х2НМФА хорошо коррелируются с температурно-временным параметром при использовании эмпирической постоянной $k = 20$.

С учетом изложенного, для выдержки сварных проб выбрана температура 400 °C, а пересчет продолжительности выдержки с температуры 350 °C на температуру 400 °C выполнен с использованием параметра Холомона при $k = 20$ и представлен в таблице 5.5.

Таблица 5.5 – Пересчет продолжительности выдержки при термическом старении

№п/п	Продолжительность выдержки, ч			Параметр Холомона
	при 350 °C	при 328,6 °C	при 400 °C	
1	500	-	10,2	14,1
2	1000	-	19,5	14,3
3	3000	-	54,1	14,6
4	5000	-	86,8	14,8
5	7500	-	126,3	14,9
6	10000	-	164,8	15,0
7	-	247150 (30 лет)	500	15,3
8	-	504000 (60 лет)	945	15,5

Также при температуре 400 °C выполнялись выдержки в течение 500 и 945 ч, полученные пересчетом с использованием параметра Холомона и соответствующие 247150 и 504000 ч работы реакторной установки при температуре теплоносителя на выходе из корпуса реактора 328,6 °C за 30 и 60 лет эксплуатации.

Таким образом, проведение термического старения при температуре 400 °C в течение 10,2; 19,5; 54,1; 86,8; 126,3; 164,8; 500 и 945 часов позволяет достоверно установить склонность металла шва к термическому старению на протяжении проектного срока эксплуатации корпуса реактора (60 лет).

Из сварных проб, прошедших термическую обработку по минимальному циклу и последующую выдержку при температуре 400 °C, изготавливали и испытывали на ударный изгиб образцы Шарпи [98] по методике [82].

По итогам испытаний определяли критическую температуру хрупкости материала, подвергавшегося термическому старению ($T_{\text{кт}}$). Сдвиг критической температуры хрупкости вследствие термического старения ($\Delta T_{\text{т}}$) относительно критической температуры хрупкости материала в исходном состоянии (T_{k0}) вычисляли по формуле (5.5) [82]:

$$\Delta T_{\text{т}} = T_{\text{кт}} - T_{\text{k0}} \quad (5.5)$$

Результаты испытаний на ударный изгиб образцов Шарпи приведены на рисунке 5.25. Результаты определения механических свойств при испытании образцов на растяжение при температуре 20 °C в зависимости от продолжительности выдержки приведены на рисунке 5.26.

Зависимости значений критической температуры хрупкости и ее сдвига для металла шва, выполненного сварочной проволокой марки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с флюсом 48АФ-71, вследствие термического старения при температуре 400 °C приведены на рисунке 5.27.

Анализ данных изменения значений критической температуры хрупкости показал следующее. Исходное значение критической температуры хрупкости составило минус 25 °C, выдержка при температуре 400 °C в течение 10 ч привела к снижению T_{k0} на 10 °C. Дальнейшая выдержка не повлияла на изменение критической температуры хрупкости: значения колебались в диапазоне ± 10 °C.

Известно [176-179], что в материалах корпуса реактора охрупчивание металла может происходить по двум механизмам: за счет сегрегации примесей, в основном фосфора, а также за счет процессов трансформации в карбидной фазе, что сопровождается увеличением прочности. Выявленный по результатам поставленного эксперимента эффект повышения критической температуры хрупкости объясняется, по-видимому, процессами трансформации карбидной фазы в процессе выдержки при температуре 400 °C.

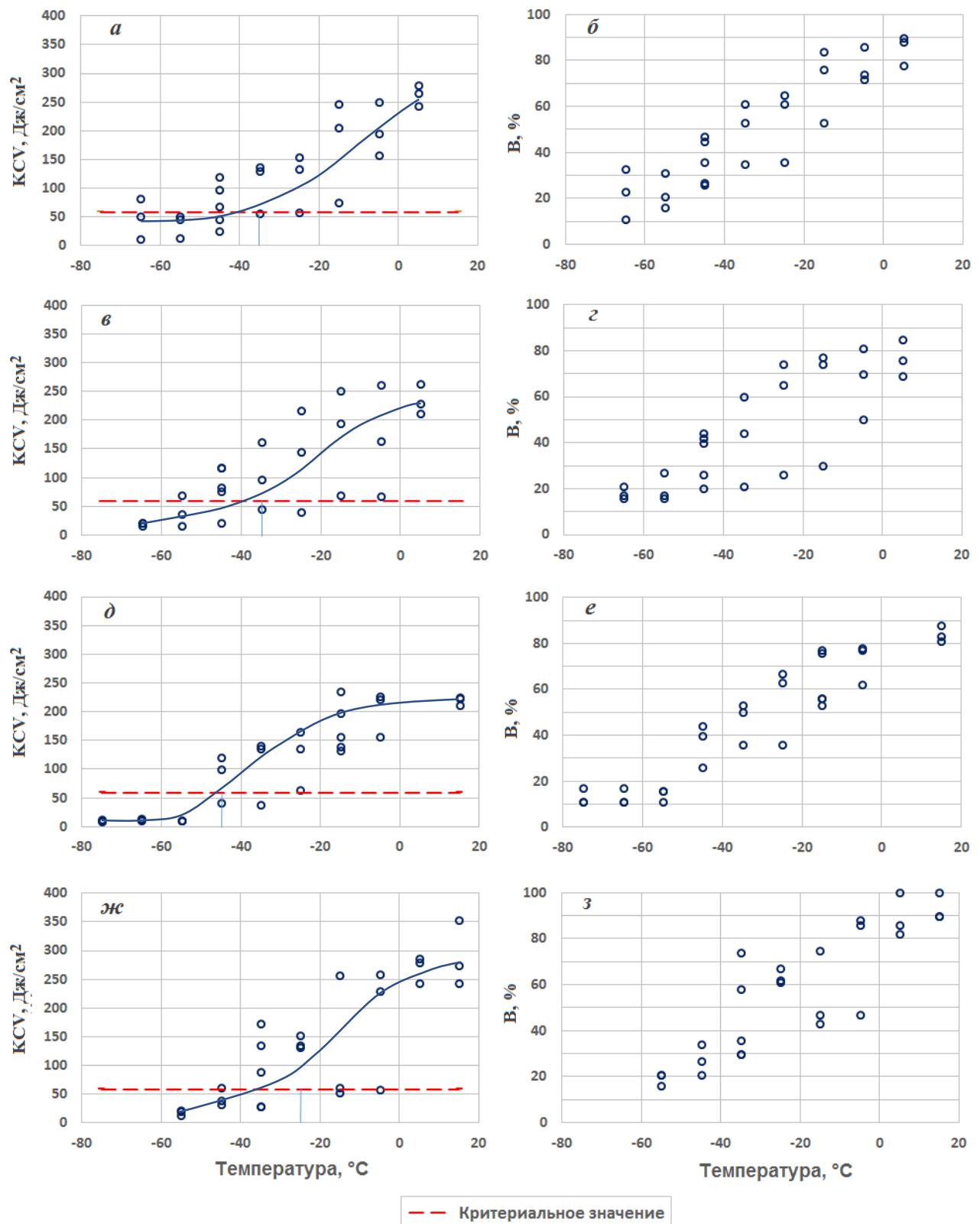


Рисунок 5.25 - Результаты определения ударной вязкости металла шва и доли вязкой составляющей в изломе после выдержки при температуре 400 в течение: а, б – 10,2 ч.; в, г – 19,5 ч; д, е – 54,1 ч; ж, з – 86,8 ч; и, к – 126,3 ч; л, м – 164,8 ч; н, о – 500 ч; п, р – 945 ч

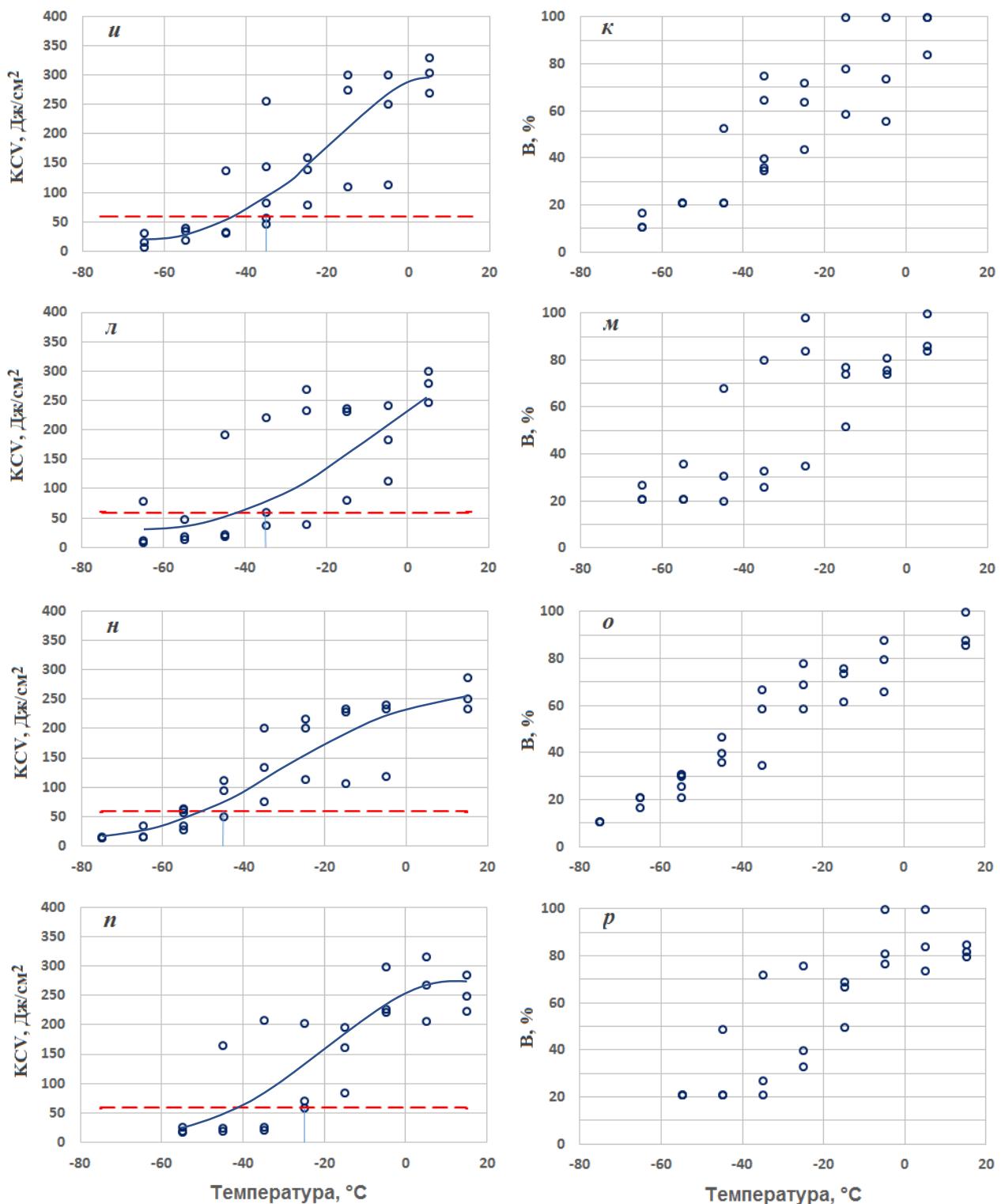


Рисунок 5.25 (продолжение)

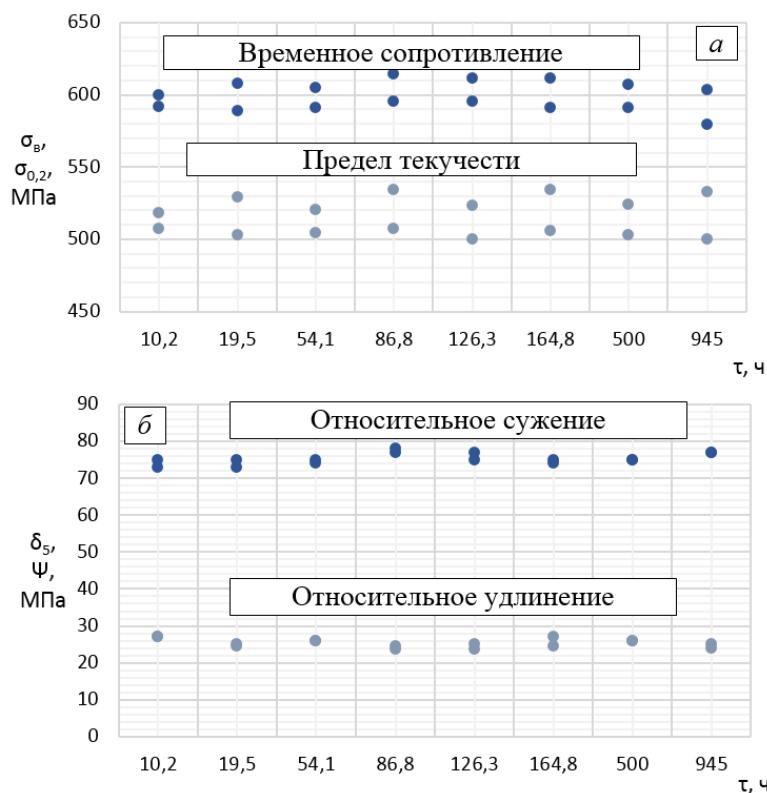


Рисунок 5.26 - Результаты определения прочностных (а) и пластических (б) свойств металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с флюсом 48АФ-71 при различной продолжительности термического старения

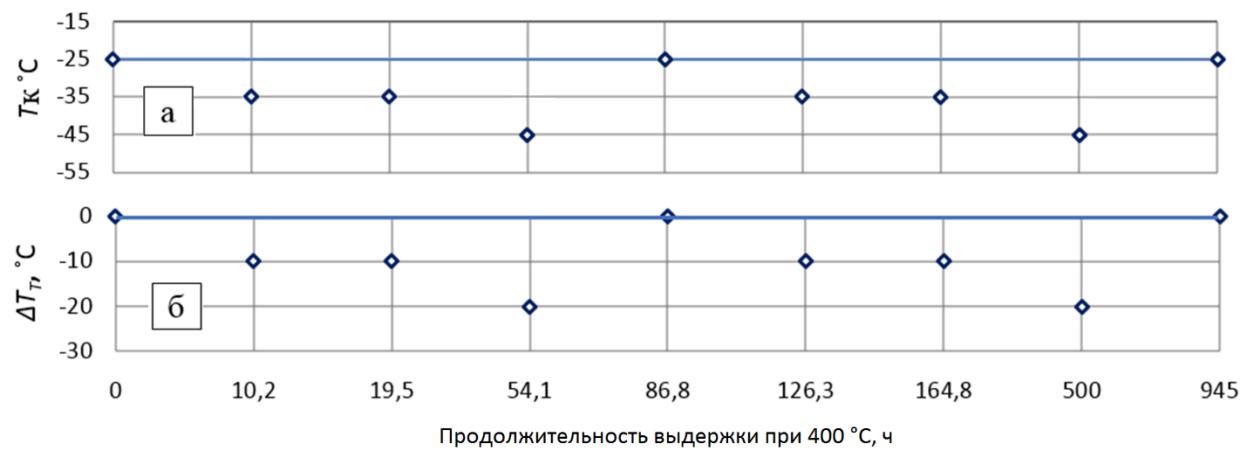


Рисунок 5.27 - Зависимость критической температуры хрупкости (а) и ее сдвига (б) от продолжительности термического старения для металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с флюсом 48АФ-71

Об этом косвенно свидетельствует повышение прочностных свойств металла, сопровождающееся снижением ударной вязкости, а также малое количество примесных элементов, в частности, фосфора, в составе металла исследуемых материалов.

В соответствии с [75], сдвиг критической температуры хрупкости вследствие термического старения для металла шва стали 15Х2НМФА, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ и проволокой Св-12Х2Н2МА под флюсом ФЦ-16А, $\Delta T_T = 20$ °C, таким образом, исследуемые материалы не уступают материалам, применяемым ранее, по данному показателю.

5.5 Анализ корреляции между характеристиками сопротивления хрупкому разрушению

Современный подход к обоснованию ресурса материалов корпуса реактора предполагает в качестве основной характеристики сопротивления хрупкому разрушению использование зависимости вязкости разрушения K_{JC} от температуры [75]. Для оценки СХР материалов необходимо знать трансформацию температурной зависимости вязкости разрушения $K_{JC}(T)$ в процессе эксплуатации. Прогнозирование температурной зависимости $K_{JC}(T)$ в отечественной нормативной документации используют с помощью метода Advanced Unified Curve (AUC) [75, 79].

При использовании этих методов для прогнозирования сопротивления хрупкому разрушению необходимо знать значение ΔT_{tr} . Для метода МС $T_{tr} = T_0$, для метода AUC $T_{tr} = T_{100}$, где T_0 и T_{100} – референсные температуры, соответствующие температуре испытания, для которой вязкость разрушения $K_{JC} = 100$ МПа \sqrt{m} для образцов толщиной $B = 25$ мм с вероятностью разрушения $P_f = 0,5$.

Исследованиями работы [84] установлено, что для металла шва корпуса ВВЭР из стали 15Х2МФА-А мод. А, близкого по химическому составу к исследуемому в настоящем подразделе материалу – металлу сварного шва стали типа 15Х2НМФА, выполненному АСФ сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под агломерированным флюсом 48АФ-71, были получены практически идентичные значения параметров T_0 и T_{100} .

Представляет интерес уточнение корреляции между значениями T_{100} и T_{K0} для металла шва, выполненного данными материалами.

Для определения референсной температуры T_{100} испытывали прямоугольные компактные образцы СТ-0.5 с поперечной ориентацией Т-Л [79, 172, 173] в количестве по 18 шт., вырезанных из сварных проб, изготовленных для исследований подраздела 5.3 настоящей работы после термической обработки по максимальному циклу: четыре промежуточных и один окончательный. Испытания проводили для трех сочетаний плавок сварочной проволоки и сварочного флюса (*a*, *b*, *c*).

Результаты испытаний образцов металла шва на трещиностойкость СТ-0.5, а также температурные зависимости трещиностойкости $K_{JC}(T)$ с вероятностью разрушения 5, 50 и 95 %, построенные с использованием инженерного метода AUC [75, 174], приведены на рисунке 5.28.

Результаты сравнения характеристик сопротивления хрупкому разрушению для металла шва стали типа 15Х2НМФА, выполненного АСФ сварочной проволокой марки Св-09ХГНМТАА-ВИ под агломерированным сварочным флюсом 48АФ-71, для трех вариантов сочетания сварочная проволока/сварочный флюс приведены в таблице 5.6. В этой же таблице приведены значения разности $\delta T_{cr-ch} = T_K - T_{100}$, используемой в [75] для расчета сопротивления хрупкому разрушению материалов корпуса реактора.

Таблица 5.6 – Результаты определения характеристик сопротивления хрупкому разрушению металла шва, выполненного сварочной проволокой марки Св-09ХГНМТАА-ВИ под агломерированным сварочным флюсом 48АФ-71

№ сочетания сварочных материалов	T_{K0} , °C	T_{100} , °C	δT_{cr-ch} , °C
1	-25	-53,5	28,5
2	-45	-75,7	30,7
3	-35	-63,0	28,0
Среднее значение	-35	-64,1	29,1

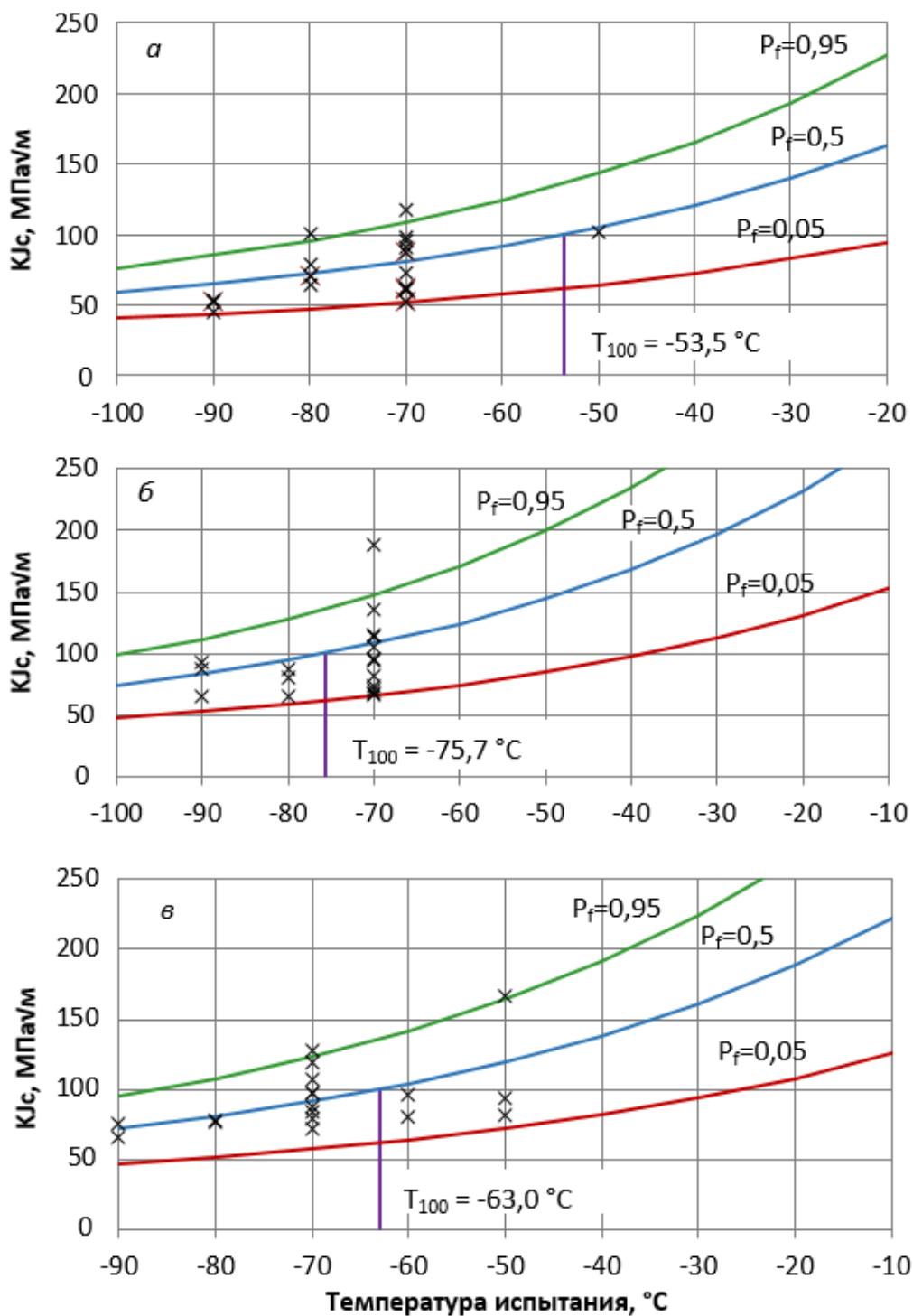


Рисунок 5.28 - Результаты испытаний образцов металла шва, выполненного тремя партиями сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ и флюса 48АФ-71, на трещиностойкость и их обработка по методу Advanced Unified Curve

Несмотря на имеющийся разброс полученных данных по оценке значения δT_{cr-ch} , полученное среднее значение $\delta T_{cr-ch} = 29,1 \text{ }^{\circ}\text{C}$ очень близко с экспериментальными результатами, полученными в работе [84], а также со

значением $\delta T_{cr-ch} = 23^{\circ}\text{C}$, принятым в [75] для металла сварных швов стали 15Х2МФА-А мод. А и мод. Б, а также для металла сварных швов стали марок 15Х2НМФА-А и 15Х2НМФА.

5.6 Исследование совместного воздействия агломерированного флюса и переменного тока на повышение сопротивления хрупкому разрушению металла шва

Исследованиями главы 4 было установлено преимущество применения переменного тока сварочной дуги с точки зрения повышения сопротивления хрупкому разрушению металла шва стали типа 15Х2НМФА, выполненного АСФ сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с плавленым сварочным флюсом ФЦ-16А [175].

Исследованиями подраздела 5.3 показано, что применение низкоактивного агломерированного сварочного флюса взамен более активного плавленого флюса при сварке проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ также позволяет существенно повысить СХР металла шва.

Представляет интерес оценка эффекта от совместного применения вышеуказанных технологических мероприятий путем исследования механических свойств металла шва, выполненного при использовании переменного сварочного тока и низкоактивного агломерированного сварочного флюса.

Для этого проведен эксперимент с изготовлением контрольных сварных швов из стали 15Х2НМФА методом АСФ с использованием сварочной проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ и агломерированного сварочного флюса 48АФ-71. При сварке использовали источник питания сварочной дуги переменным током, прочие параметры сварки соответствовали рекомендованным нормативной документацией [42]. Был проведен расширенный контроль сварных соединений в объеме испытаний при входном

контроле сварочных материалов и производственной аттестации технологии сварки.

Результаты определения химического состава металла шва приведены в таблице 5.7.

Таблица 5.7 - Химический состав металла шва, выполненного АСФ проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом 48АФ-71 на переменном токе

Объект исследования	Химический элемент и его содержание в %									
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Ti	Nb	S	P
Проволока	0,10	0,22	0,93	1,73	1,22	0,59	0,09	—	0,005	0,002
Металл шва	0,068	0,150	1,00	1,62	1,27	0,63	0,024	0,024	0,005	0,0048

Продолжение таблицы 5.7

Объект исследования	Химический элемент и его содержание в %						
	Cu	Co	As	Sn	N	Sb	O
Проволока	0,01	0,01	0,002	0,0005	—	0,001	—
Металл шва	0,024	0,0023	0,0015	0,0010	0,016	0,0005	0,021

Результаты определения прочностных и пластических характеристик металла шва после термообработки по минимальному и максимальному циклам приведены на рисунках 5.29 и 5.30.

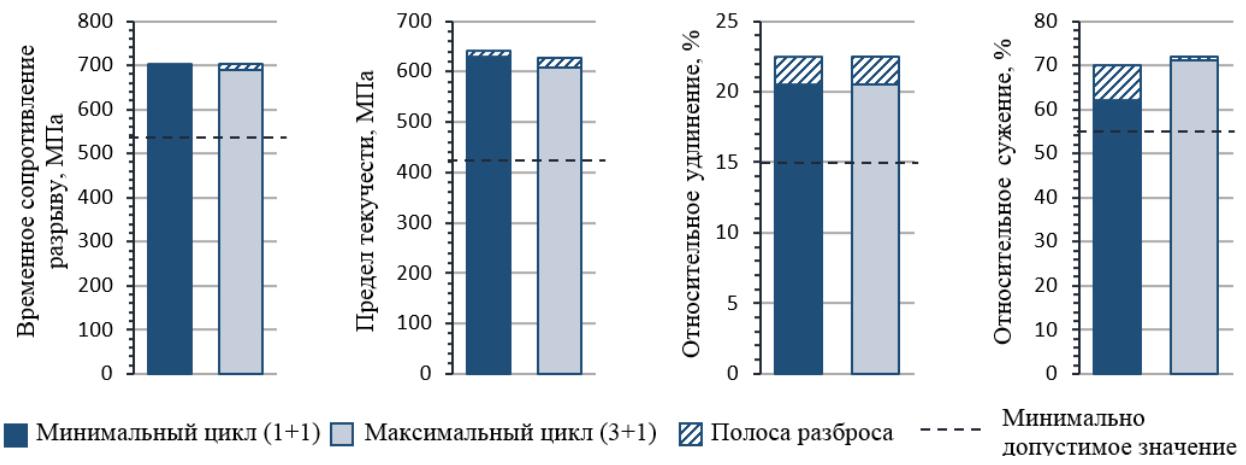


Рисунок 5.29. Механические свойства металла шва при температуре 20 °C

Результаты определения временного сопротивления разрыву сварных соединений после термообработки по минимальному и максимальному циклам представлены на рисунке 5.31.

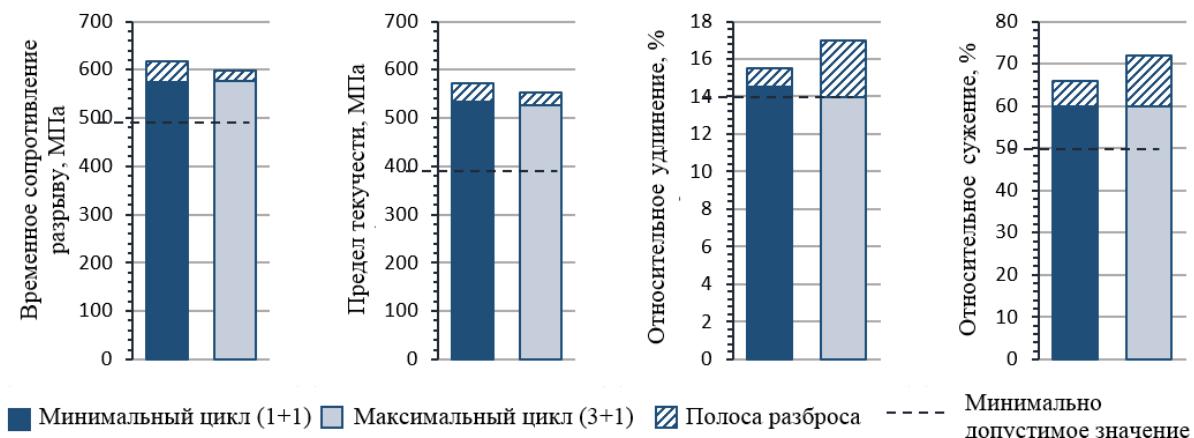


Рисунок 5.30 - Механические свойства металла шва при температуре 350 °C

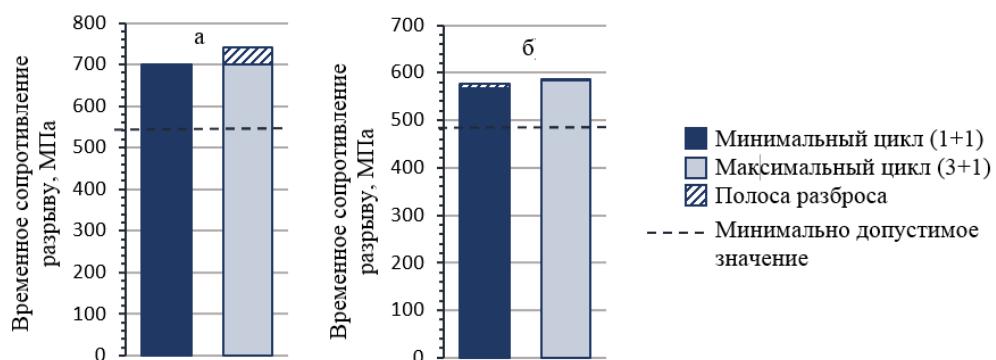


Рисунок 5.31 - Механические свойства сварного соединения

а) при температуре 20 °C, б) при температуре 350 °C

Результаты испытаний на статический изгиб до 180° после термообработки по минимальному и максимальному циклам показали отсутствие трещин и прочих дефектов.

Температурная зависимость ударной вязкости и доли вязкой составляющей в изломе образцов по центру шва и по ЗТВ приведены на рисунке 5.32.

Результаты проведенных испытаний показали следующее. Благодаря совместному эффекту от применения переменного сварочного тока, а также использованию низкоактивного сварочного флюса, удалось обеспечить наименьшее содержание кислорода в металле шва 0,02 %, тогда как применение

низкоактивного флюса при использовании постоянного тока обеспечивает содержание кислорода примерно 0,03 %. Для сравнения, при использовании плавленого флюса ФЦ-16А и постоянного тока содержание кислорода в металле шва достигает 0,06 % (см. табл. 5.1).

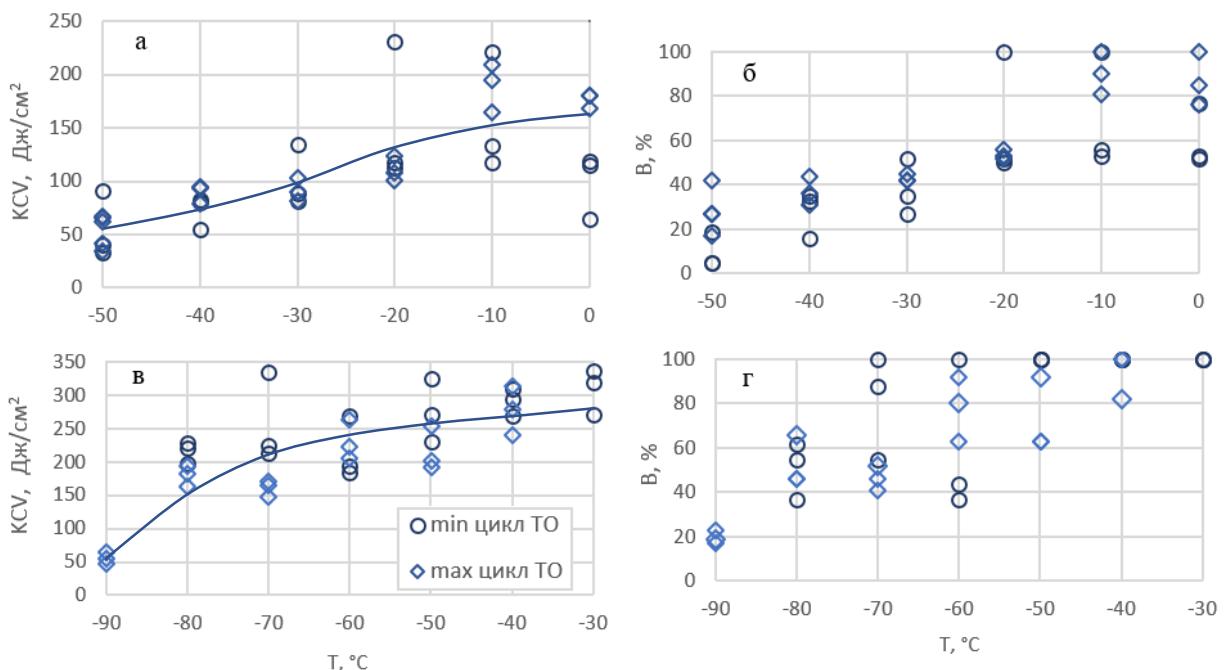


Рисунок 5.32 - Результаты определения ударной вязкости и доли вязкой составляющей в изломе для металла шва (а, б) и ЗТВ (в, г) после термообработки по минимальному и максимальному циклам

Низкое содержание кислорода позволяет получить высокие значения ударной вязкости металла шва – начиная с температуры выше -30°C , значения ударной вязкости выше 100 Дж/см^2 , а доля вязкой составляющей в изломе более 50 %.

На рис. 5.33 приведены результаты испытаний ударной вязкости металла шва при температуре испытаний -25°C по итогам исследований разделов 4 и 5. Металл шва выполнен сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ с использованием различных сварочных флюсов, что обеспечило различное количество кислорода в металле шва.

Предложено уравнение прямолинейной регрессии (5.6) для расчета значений KCV^{-25} металла шва в зависимости содержания в нем кислорода:

$$KCV^{-25} = -3566 \cdot [O] + 226, \text{Дж/см}^2$$

$$r = -0,83 \quad (5.6)$$

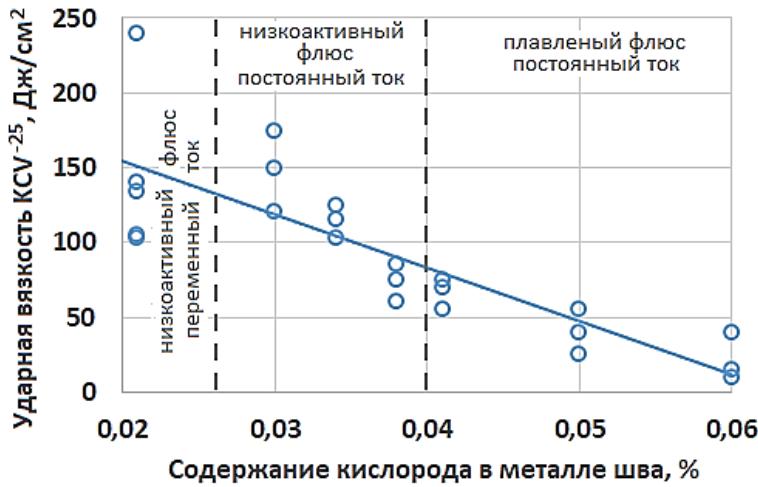


Рисунок 5.33 – Результаты определения ударной вязкости металла шва при -25°C при различном содержании кислорода

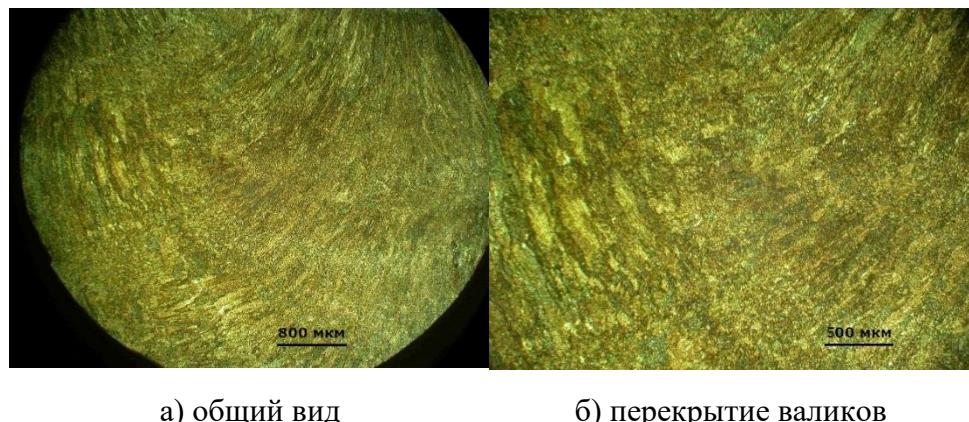
Минимизация протекания кремний-марганец-восстановительных процессов позволила обеспечить низкое содержание кислорода в металле шва, благодаря чему не произошло снижения ударной вязкости металла шва при длительной выдержке при температуре промежуточного отпуска 620°C (см. рисунок 5.32).

Из данных рисунка видно, что применение предлагаемых технологических мероприятий – использования переменного тока питания сварочной дуги, а также замена плавленого сварочного флюса на низкоактивный агломерированный – позволило обеспечить критическую температуру хрупкости металла шва при минимальном и максимальном цикле термической обработки на уровне -40°C , что с большим запасом обеспечивает требования, предъявляемые нормативной и конструкторской документацией к сварным швам корпусов ВВЭР из стали типа 15Х2НМФА современных проектов. По ЗТВ получены значения критической температуры хрупкости -80°C , что гарантирует отсутствие разрушения в этом участке по хрупкому механизму в процессе эксплуатации корпуса реактора.

Результаты проведенных исследований также подтвердили соответствие прочностных и пластических характеристик металла шва и металла сварного соединения требованиям, предъявляемым нормативной и конструкторской документацией к металлу сварных швов корпусов реакторов современных проектов из стали типа 15Х2НМФА как при температуре испытаний 20 °С, так и при 350 °С.

Для исследования структуры металла шва, выполненного на переменном токе с применением проволоки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с агломерированным флюсом 48АФ-71, проведены металлографические исследования.

Изображение структуры металла шва приведено на рисунке 5.34 – в плоскость шлифа попала зона перекрытия валиков.



а) общий вид

б) перекрытие валиков

Рисунок 5.34 - Структура металла шва при малом увеличении

При малом увеличении в структуре шва хорошо видны чередующиеся зоны столбчатых дендритов (рисунок 5.35) и перекристаллизованные ЗТВ валика на валик (рисунок 5.35 *a, б*). При увеличении х20, х50 и х100 структура столбчатых дендритов и зон перекристаллизации выглядит однородной. Структурно-свободный феррит, образующийся при замедленном охлаждении в межкритическом интервале в виде игл видманштетта или равноосных зерен с оформленными границами внутри или по границам дендритов, не наблюдается. Наоборот, в некоторых валиках границы дендритов выглядят более темными (рисунок 5.35 *б, г*).

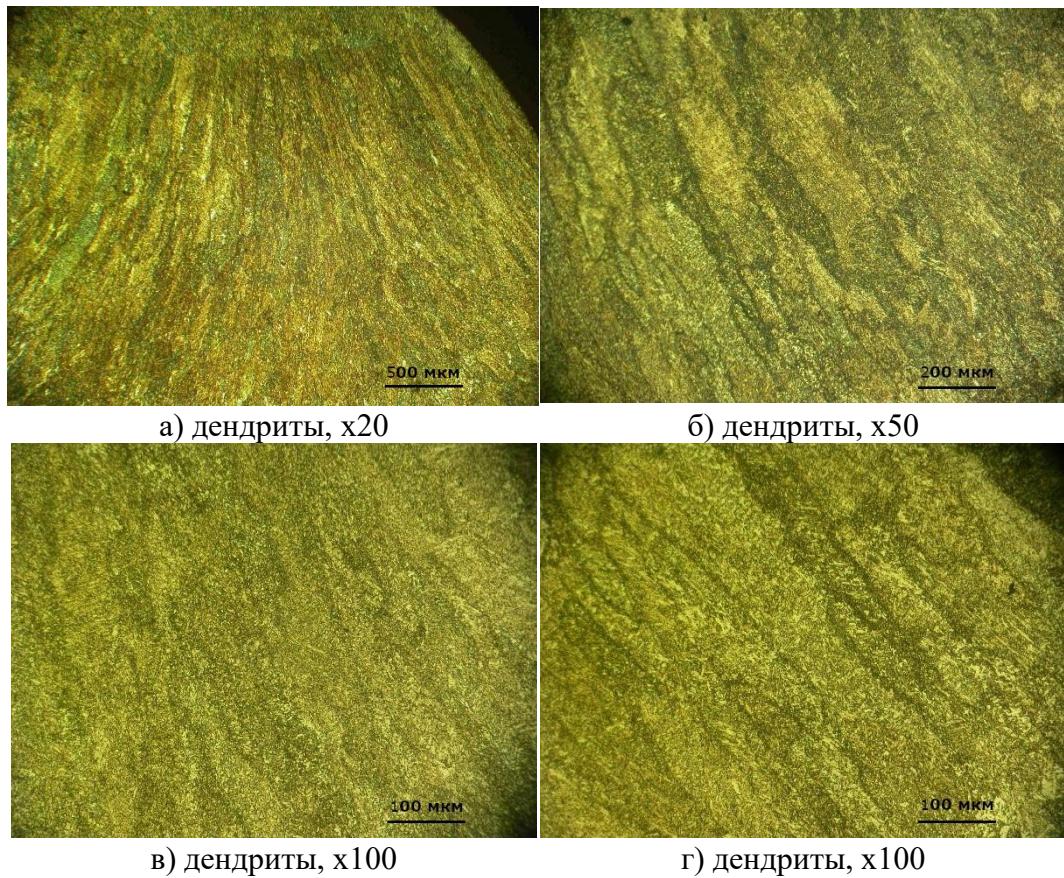
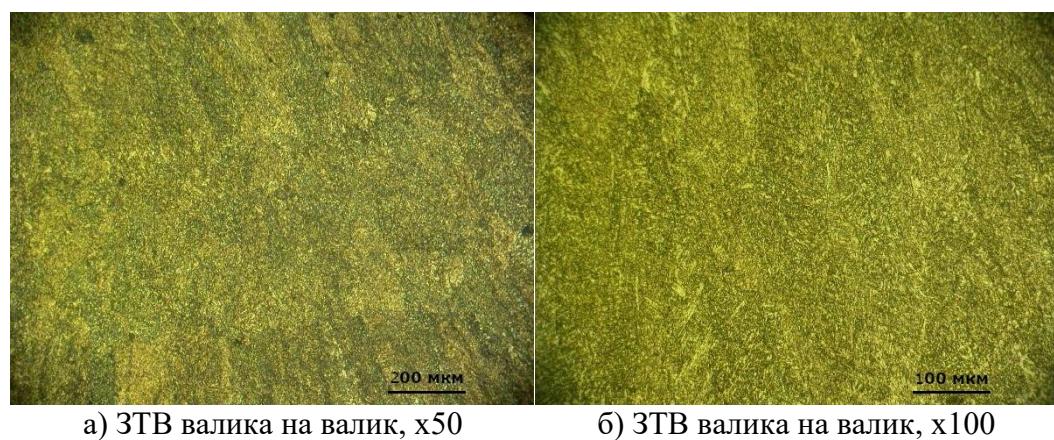
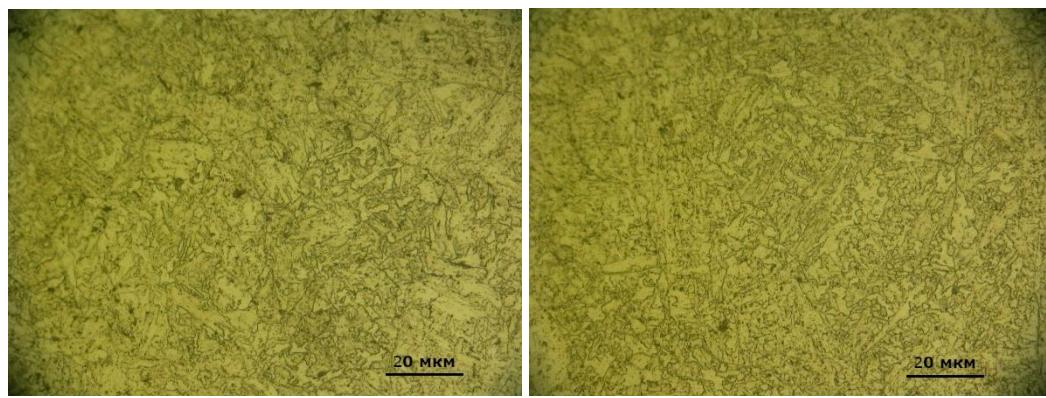


Рисунок 5.35 - Структура дендритов при малом увеличении

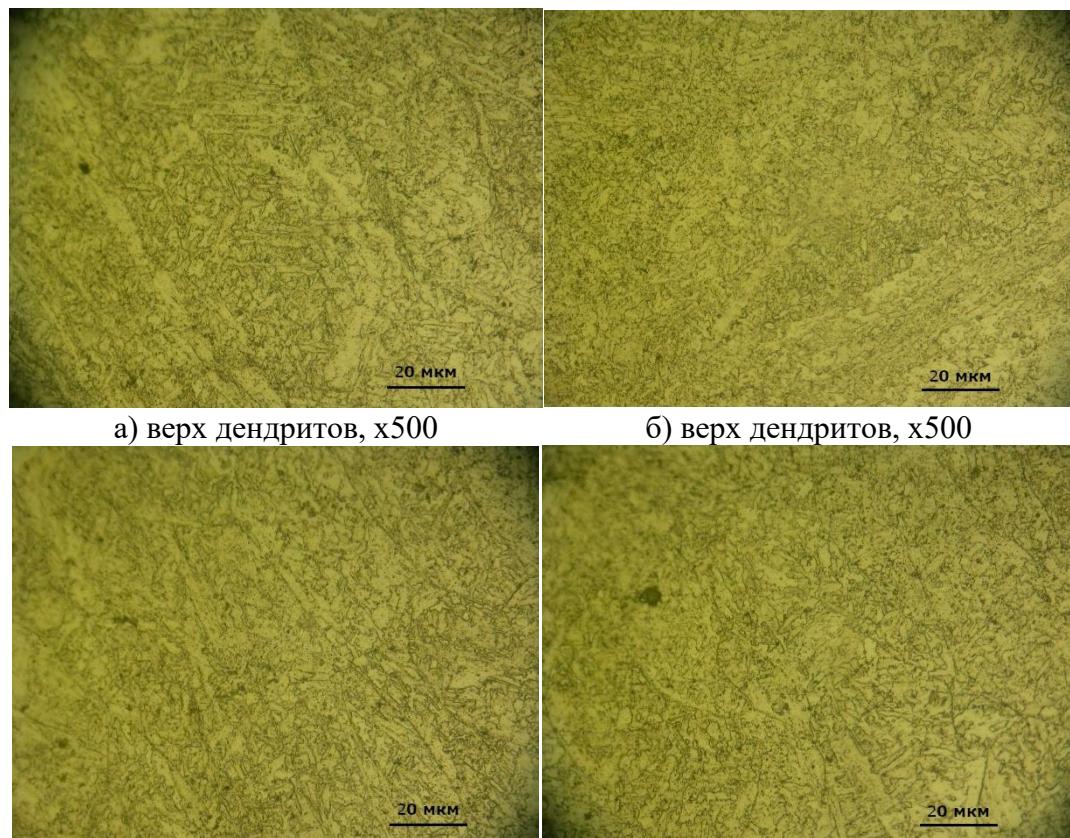
При увеличении x500 можно видеть, что внутри зерен и дендритов структура мелкодисперсная, состоящая из коротких пластин разной ширины, разориентированных относительно друг друга (рисунок 5.36 в, г, рисунок 5.37). В верхней части дендритов наблюдаются светлые участки без видимых выделений карбидной фазы, ориентированные вдоль кристаллографических плоскостей или вдоль границ дендритов (рисунок 5.37 а, б).





в) ЗТВ валика на валик, x500 г) ЗТВ валика на валик, x500

Рисунок 5.36 - Зона термического влияния перекрытия валиков



в) низ дендритов, x500 г) низ дендритов, x500

Рисунок 5.37 - Структура дендритов при большом увеличении

При больших увеличениях (х500) четко прослеживается различная травимость границ в различных структурных зонах. В зонах столбчатых дендритов нижней части валика, примыкающей сверху к зоне перегрева ЗТВ, границы дендритов выявляются в виде тонких линий (рисунок 5.37 *в, г*).

В верхней части валиков – границы определяются по изменению ориентировки структуры или по светлым участкам феррита по границам дендритов (рисунок 5.37 *a, б*). В зонах перегрева ЗТВ границы зерен выявляются

в виде тонких линий (рисунок 5.36 в, г). Размер зерен в этих участках соответствует №4, 5 по [117].

Исследование совместного влияния применения агломерированного флюса и переменного тока на metallургические процессы, происходящие при кристаллизации металла сварного шва, проводили при анализе неметаллических включений.

Металлографический анализ неметаллических включений проводили на растровом микроскопе ТМ3030 при увеличении $\times 1500$, так как при стандартном увеличении $\times 100$ видны только отдельные включения с наибольшим размером. Мелкие включения обнаруживаются только при увеличении $\times 500$ и выше. Неметаллические включения в металле шва глобулярные, мелкодисперсные, большая часть включений имеет диаметр 1 мкм и менее, отдельные включения, попадающие по несколько штук в поле зрения, имеют диаметр 2-3 мкм. Цвет этих включений – темно-серый. Включения могут быть одиночными (рисунок 5.38 а, б) или объединяться в цепочки (рисунок 5.38 в, г). Также в небольшом количестве обнаружены частицы шлаковых включений размером 5-7 мкм (рисунок 5.38 д, е).

Результаты анализа включений микрорентгеноспектральным методом представлены в таблице 5.8.

Из-за малого размера включений большое влияние на результат оказывает матрица. Микроанализ проводили на включениях диаметром 2-3 мкм, но все равно оценка состава больше качественная, чем количественная. Включения представляют собой сложные окислы, в состав которых входят марганец, алюминий, титан, кремний и кислород.

Сульфидные включения как визуально, так и при микроанализе, не обнаружены, возможно, из-за их малого размера или они входят в состав сложных включений. Микроанализ этих включений достаточного размера обнаружил следы серы в количестве десятых долей процента. Шлаковые включения, имеющие диаметр 5-7 мкм, отличаются от остальных включений наличием в их составе Ca и Mg.

Таблица 5.8 – Химический состав неметаллических включений в металле шва, выполненном проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом 48АФ-71 на переменном токе

№ точки	Содержание химических элементов, вес.%										Приме- чание
	Fe	Cr	O	Mn	Si	Al	Ti	Ca	Mg	S	
1	72,83	1,60	6,61	2,78	0,57	4,03	4,13	0,06	0,44	0,55	Немет
2	72,19	2,21	4,08	1,55	0,59	2,75	5,72	0,04	0,20	0,58	Немет
3	61,13	1,35	6,23	2,28	0,75	3,95	3,86	0,00	0,27	0,60	Немет
4	23,98	0,96	22,89	5,79	1,83	9,35	18,88	2,15	2,50	0,10	Немет
5	45,70	1,91	13,14	4,88	0,69	9,13	9,89	0,29	0,35	0,54	Немет
6.1	24,81	0,57	19,11	1,95	6,19	5,35	5,27	18,83	2,97	0,00	Шлак
6.2	24,65	0,00	17,85	1,55	4,89	6,20	4,39	11,58	3,36	0,16	Шлак
7	65,51	0,95	5,83	4,01	0,64	4,31	6,64	0,00	0,18	0,33	Немет
8	27,71	1,22	17,87	4,83	1,19	7,91	14,99	2,38	0,91	0,16	Немет
9	46,51	1,63	7,64	2,82	0,78	4,38	6,00	0,00	0,33	0,56	Немет
10	43,28	2,26	17,29	8,31	1,05	5,57	16,10	0,08	0,00	0,77	Немет
11	49,82	1,49	7,95	3,98	0,73	2,73	5,04	0,01	0,20	0,73	Немет
12	67,47	2,03	8,61	4,66	0,00	2,18	7,77	0,09	0,00	0,00	Немет
13	39,44	2,20	14,05	5,59	1,24	4,64	12,46	1,69	0,92	0,00	Немет

Сравнивая результаты с полученными выше в подразделе 5.2, можно сделать вывод, что замена плавленого флюса на агломерированный совместно с заменой постоянного тока на переменный позволили обеспечить наименьшее содержание кремния в неметаллических включениях –до 6 % (таблица 5.8), что достигается за счет суммарного эффекта снижения интенсивности протекания кремний-восстановительных процессов. Распределение химических элементов по площади неметаллических и шлаковых включений показаны на рисунках 5.39-5.41.

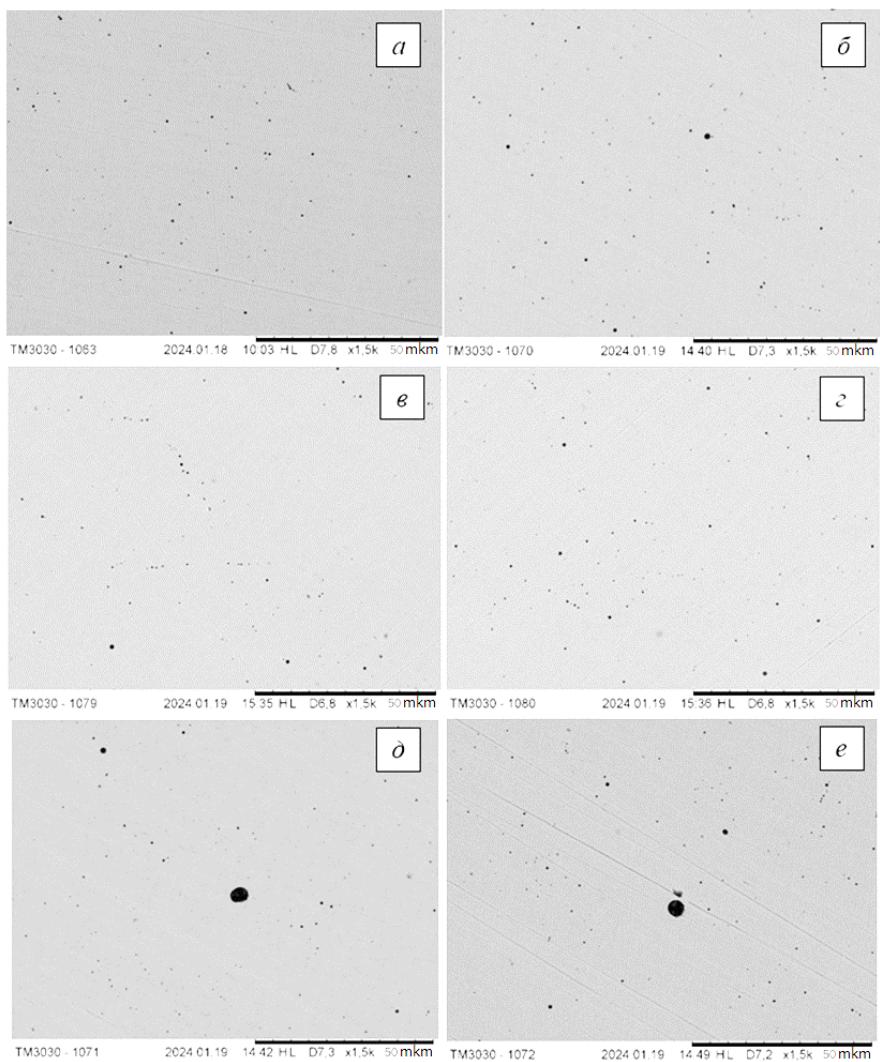


Рисунок 5.38 - Неметаллические включения в металле шва, выполненного сварочной проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом 48АФ-71 на переменном токе: а, б – одиночные неметаллические включения, в, г – строчки неметаллических включений, д, е – шлаковые включения

Как показали проведенные исследования, совместное использование разработанных технологических мероприятий – применение источника питания дуги переменным током и применение низкоактивного агломерированного флюса позволило существенно снизить значение T_{K0} – до обеспечения соответствия требованиям к заготовкам основного металла, включая обечайку активной зоны. При этом прочностные и пластические свойства металла шва, прочностные свойства сварного соединения также обеспечивают соответствие требованиям как к металлу сварного шва, так и к заготовкам основного металла – стали 15Х2НМФА категории прочности 440 МПа.

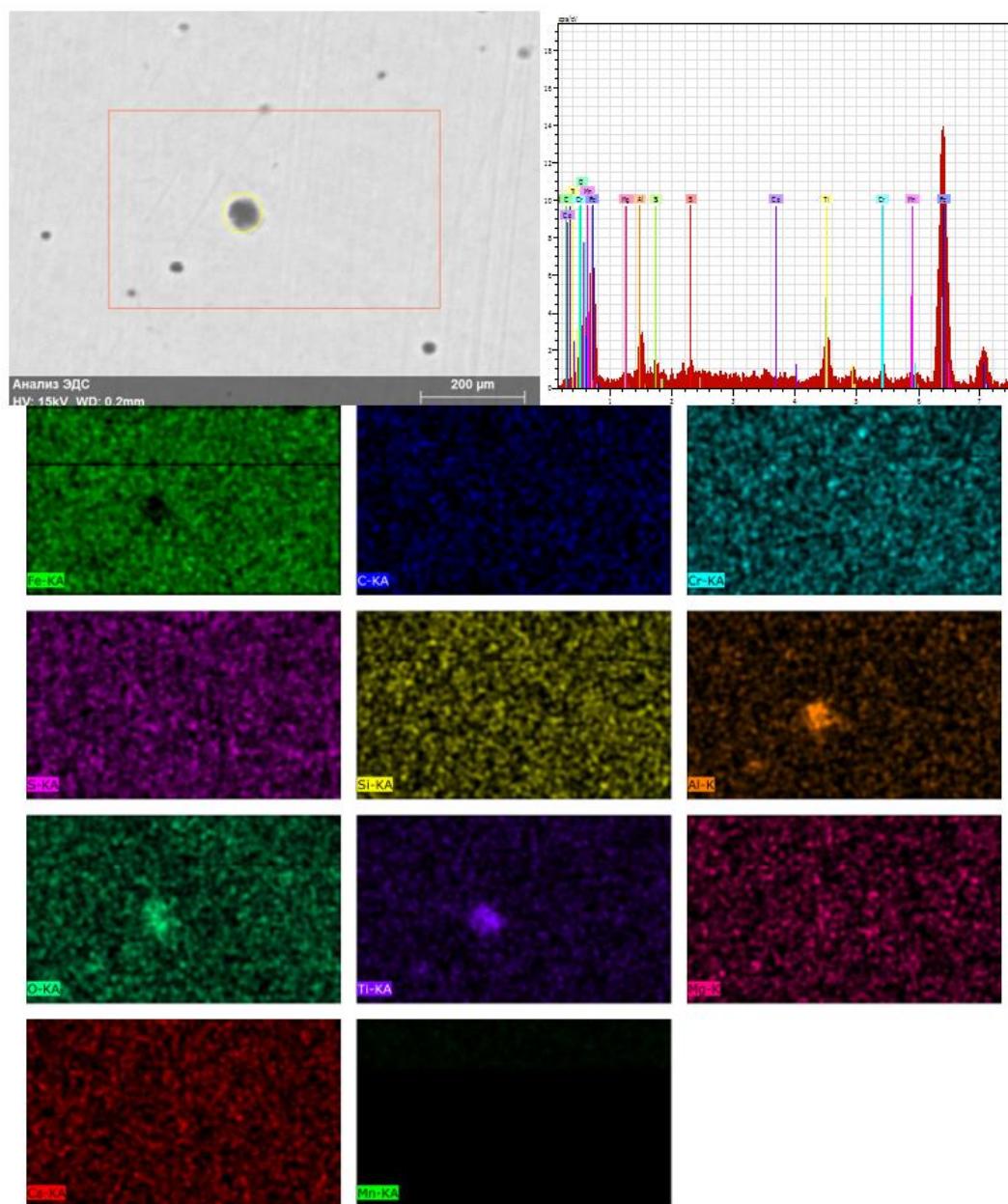


Рисунок 5.39 - Неметаллическое включение (точка 2) металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом 48АФ-71 (переменный ток) в лучах отраженных элементов

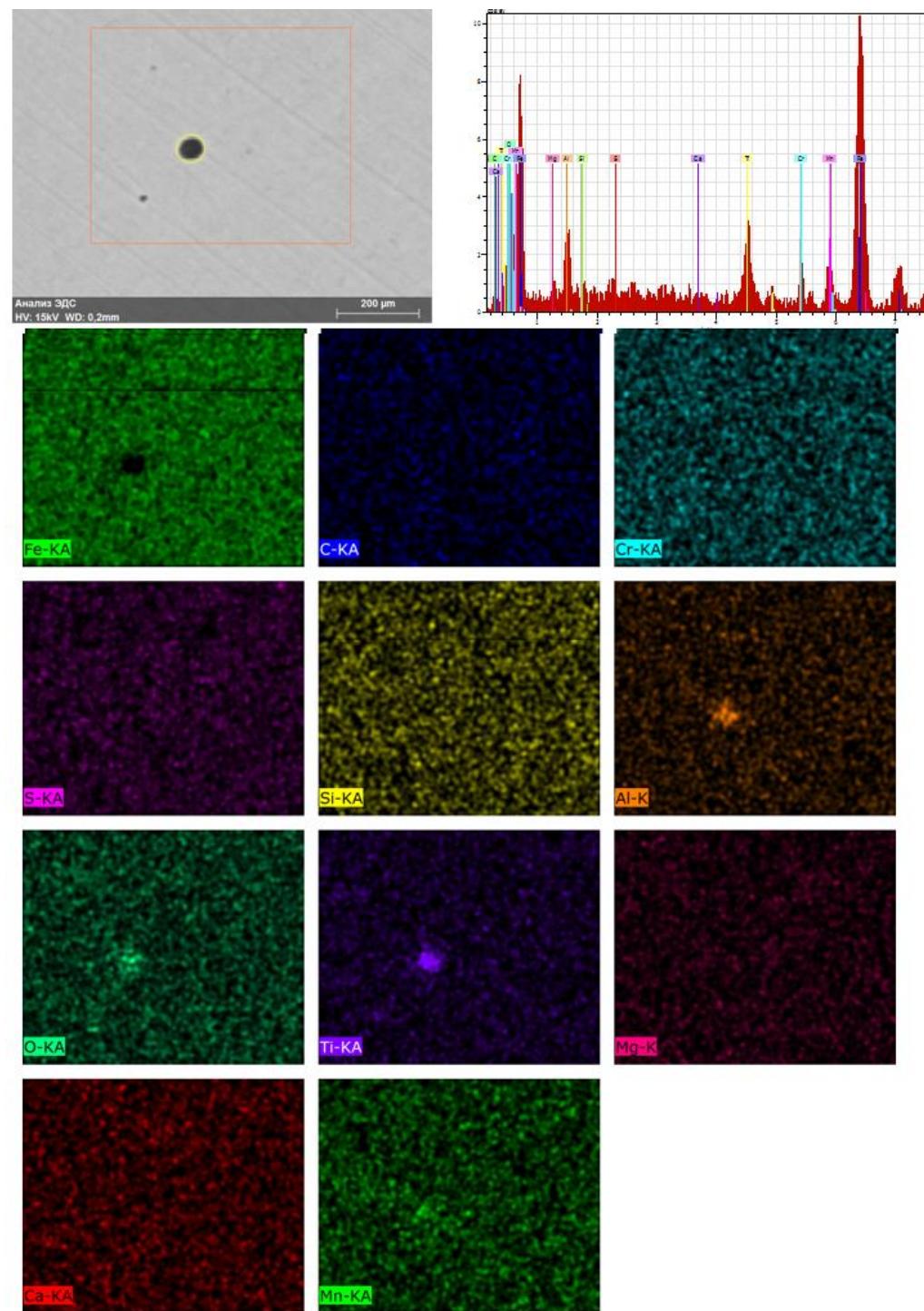


Рисунок 5.40 – Неметаллическое включение (точка 12) металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом 48АФ-71 (переменный ток) в лучах отраженных элементов

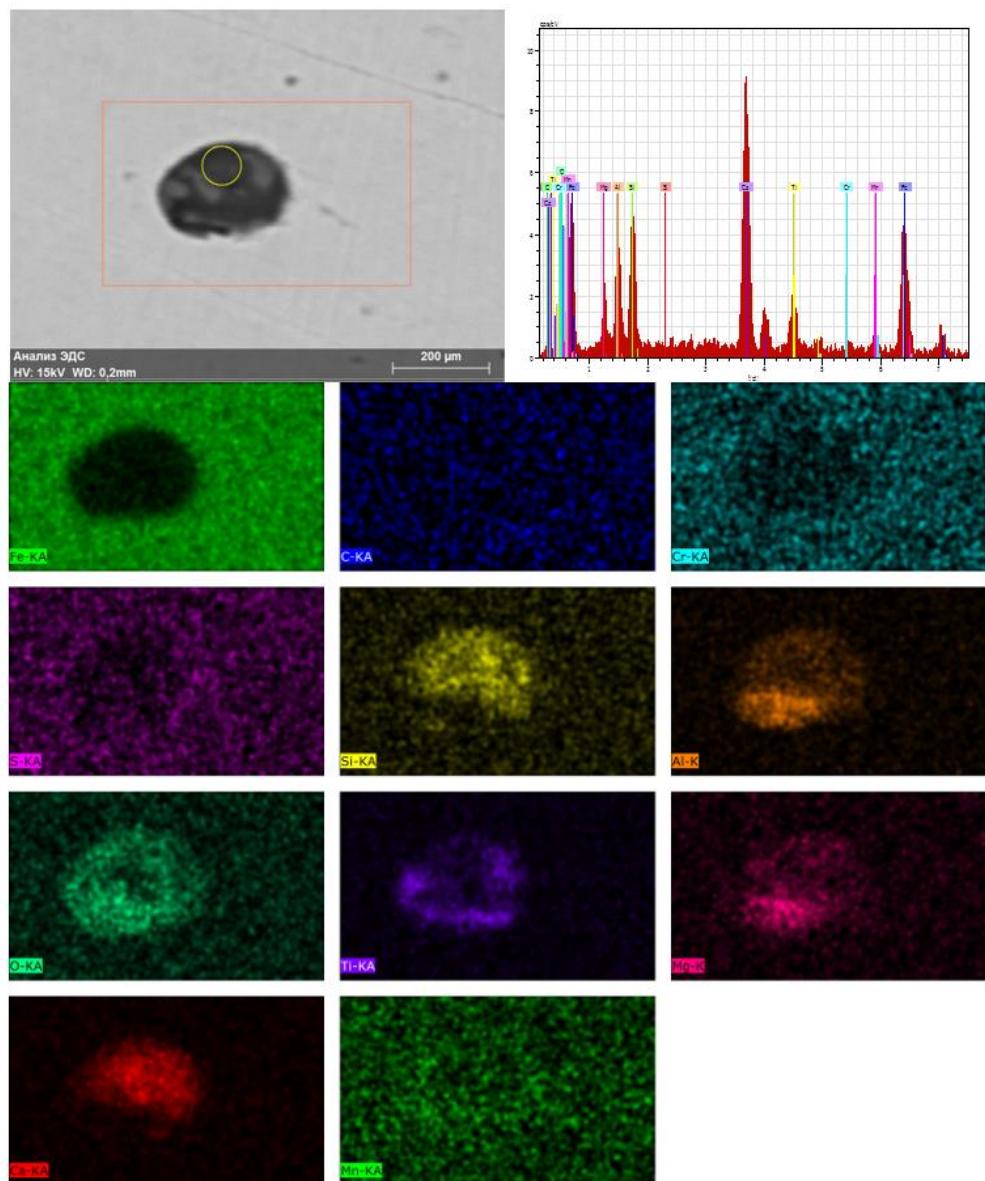


Рисунок 5.41 - Шлаковое включение (точка 6.1) металла шва, выполненного проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под флюсом 48АФ-71 (переменный ток) в лучах отраженных элементов

Выводы по главе 5

- Проведенные исследования сварных соединений, выполненных автоматической сваркой на постоянном токе обратной полярности с применением сварочной проволоки марки Св-09ХГНМТАА-ВИ показали, что применение низкоактивного агломерированного флюса взамен плавленого флюса позволяет повысить ударную вязкость и СХР металла шва за счет снижения содержания в нем кислорода, присутствующего в виде неметаллических включений. При этом применение предлагаемого сочетания сварочных материалов в полной мере

обеспечивает нормативные требования к механическим свойствам металла шва и сварного соединения корпуса ВВЭР из стали 15Х2НМФА.

2. Установлено, что металл шва, выполненный с применением проволоки марки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с агломерированным флюсом марки 48АФ-71, имеет низкую склонность к термическому старению ($\Delta T_T = 0 \text{ } ^\circ\text{C}$), что позволяет рекомендовать данное сочетание сварочных материалов для изготовления корпуса реактора с исключением разрушения его сварных соединений по хрупкому механизму в процессе эксплуатации вследствие влияния длительного воздействия рабочей температуры.

3. Установлена взаимосвязь между различными характеристиками СХР для металла шва, выполненного предлагаемыми материалами по разработанной технологии. Разница между исходной критической температурой хрупкости T_{K0} и референсной температурой T_{100} , определенной по методу Advanced Unified Curve, составила $\delta T_{cr-ch} = T_{K0} - T_{100} = 29,1 \text{ } ^\circ\text{C}$, что соответствует принятым на сегодняшний день расчетным методикам.

4. Совместное применение разработанных технологических рекомендаций – использование источника питания сварочной дуги сбалансированным переменным током, а также использование низкоактивного агломерированного сварочного флюса – обеспечивает критическую температуру хрупкости металла шва стали 15Х2НМФА не выше $-35 \text{ } ^\circ\text{C}$ при соответствии прочих механических свойств металла шва и сварного соединения требований нормативной документации.

ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

1. Экспериментально установлены основные технологические факторы, приводящие к снижению СХР металла шва корпусов ВВЭР в процессе изготовления: увеличение загрязненности неметаллическими включениями вследствие протекания кремний-восстановительного процесса при использовании активного сварочного флюса; структурная неоднородность вследствие повышения температуры сопутствующего подогрева; образование неметаллических включений неблагоприятной формы вследствие повышения скорости сварки; особенности преобразования карбидной фазы вследствие выдержки сварных соединений при температуре промежуточного отпуска 620 °С продолжительностью выше 10 ч.

2. Разработаны технологические мероприятия, позволяющие повысить характеристики СХР металла шва: использование источника питания дуги переменным сварочным током, что позволяет снизить содержание кислорода в металле шва, присущего в виде неметаллических включений, за счет снижения интенсивности кремний-восстановительного процесса.

3. Разработана технология сварки с применением низкоактивного сварочного флюса 48АФ-71 взамен плавленого флюса ФЦ-16А, позволяющая обеспечить снижение значения критической температуры хрупкости металла шва с минус 15 °С до значений до гарантированных значений не выше минус 25 °С.

4. Показано, что совместное использование разработанных технологических мероприятий – применение источника питания дуги модулируемым переменным током и применение низкоактивного агломерированного флюса – позволило существенно снизить значение критической температуры хрупкости – до обеспечения соответствия требованиям к заготовкам основного металла (не выше минус 35 °С). При этом прочностные и пластические свойства металла шва, прочностные свойства сварного соединения также обеспечивают соответствие требованиям как к

металлу сварного шва, так и к заготовкам основного металла – стали 15Х2НМФА категории прочности 440 МПа при температуре испытаний 350 °С.

5. Проведенные испытания продемонстрировали высокие значения характеристик СХР металла шва, выполненного по разработанной технологии, отсутствие склонности к деградации его механических свойств в процессе воздействия эксплуатационного фактора – высокой температуры, что позволяет рекомендовать разработанное сочетание материалов и технологию сварки к применению при изготовлении корпуса и крышки реактора из различных модификаций стали 15Х2НМФА современных проектов ВВЭР.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Годовой доклад МАГАТЭ за 2022 год. // Официальный сайт International Atomic Energy Agency (IAEA) – URL: https://www.iaea.org/sites/default/files/publications/reports/2022/gc67-2_rus.pdf.
2. Power Reactor Information System (PRIS) – Текст: электронный // Официальный сайт International Atomic Energy Agency (IAEA) – URL: <https://pris.iaea.org/PRIS/WorldStatistics/OperationalReactorsByType.aspx> (дата обращения: 16.03.2024).
3. Генерация электроэнергии – Текст: электронный // Официальный сайт Государственной корпорации по атомной энергии «Росатом» – URL: <https://www.rosatom.ru/production/generation/> (дата обращения: 16.03.2024).
4. Строящиеся АЭС – Текст: электронный // Официальный сайт Государственной корпорации по атомной энергии «Росатом» – URL: <https://www.rosatom.ru/production/design/stroyashchiesya-aes/> (дата обращения: 16.03.2024).
5. Climate change and nuclear power 2018. Официальный сайт International Atomic Energy Agency (IAEA) – URL: https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/CCNAP-2018_web.pdf (дата обращения: 16.03.2024).
6. Climate change and nuclear power 2020. Официальный сайт International Atomic Energy Agency (IAEA) – URL: https://www-pub.iaea.org/MTCD/Publications/PDF/PUB1911_web.pdf (дата обращения: 16.03.2024).
7. Climate change and nuclear power 2022. Официальный сайт International Atomic Energy Agency (IAEA) – URL: <https://www.iaea.org/sites/default/files/iaea-ccnp2022-body-web.pdf> (дата обращения: 16.03.2024).
8. Меры по борьбе с изменением климата. Парижское соглашение – Текст: электронный // Официальный сайт Организации объединенных наций – URL: <https://www.un.org/ru/climatechange/paris-agreement> (дата обращения: 16.03.2024)

9. Nikolaev, Y.A. Radiation embrittlement of low-alloy steels / Y.A. Nikolaev, A.V. Nikolaeva, Y.I. Shtrombakh // Intern. J. Pressure Vessel Piping. – 2002. – Vol. 79. – P. 619–636.
10. Microstructural behavior of VVER-440 reactor pressure vessel steels under irradiation to neutron fluences beyond the design operation period / E.A. Kuleshova, B.A. Gurovich, Ya. I. Shtrombakh [et al.] // Journal of Nuclear Materials. – 2005. – Vol. 342, № 1–3. – P. 77–89.
11. M. K. Miller, A. A. Chernobaeva, Y. I. Shtrombakh. Evolution of the nanostructure of VVER-1000 RPV materials under neutron irradiation and post irradiation annealing // Journal of Nuclear Materials. 2009. №385. P. 615—622.
12. Гурович Б.А., Кулешова Е.А., Забусов О.О., Федотова С.В., Приходько К.Е., Фролов А.С., Мальцев Д.А., Салтыков М.А Радиационно-индуцированные структурные эффекты, наблюдаемые в сталях корпусов реакторов ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации, восстановительного отжига и повторного ускоренного облучения // Известия вузов. Ядерная энергетика. –2011. Т.3.С. 3–13.
13. Гурович Б.А., Кулешова Е.А., Мальцев Д.А., Федотова С.В., Фролов А.С., Забусов О.О., Салтыков М.А Структурные исследования стали 15Х2НМФА-А и ее сварных соединений после длительных термических выдержек и облучения при рабочей температуре корпуса реактора // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2012. Т.4. С. 110–121.
14. Радиационно-стимулированная межзеренная сегрегация в материалах корпусов реакторов ВВЭР-1000 / О.О. Забусов, М.А. Салтыков, Б.А. Гурович [и др.] // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2013. – Том 84, №2. – С. 82–89.
15. Гурович Б.А., Кулешова Е.А., Мальцев Д.А., Федотова С.В. Связь служебных характеристик сталей корпусов ядерных реакторов с эволюцией их наноструктуры под действием рабочих температур и облучения // ВАНТ. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение». – 2013. Т.2, Вып.84. С. 3–10.

16. Effect of Ni content on thermal and radiation resistance of VVER RPV steel / Ya.I. Shtrombakh, B.A. Gurovich, E.A. Kuleshova [et al.] // Journal of Nuclear Materials. – 2015. – Vol. 461. – P. 292–300.
17. Mechanisms of radiation embrittlement of VVER-1000 RPV steel at irradiation temperatures of (50–400)°C / E.A. Kuleshova, B.A. Gurovich, Z.V. Bukina [et al.] // Journal of Nuclear Materials. – 2017. – Vol. 490. – P. 247–259.
18. Kuleshova, E.A. Grain boundary embrittlement of steels of VVER-1000 reactor vessels under long-term operation / E.A. Kuleshova, D.A. Mal'tsev, S.V. Fedotova // Metal Science and Heat Treatment. – 2019. – Vol. 61, № 7-8. – P. 463–471.
19. Degradation of RPV steel structure after 45 years of operation in the VVER-440 reactor / E.A. Kuleshova, S.V. Fedotova, G.M. Zhuchkov [et al.] // Journal of Nuclear Materials. – 2020. – Vol. 540, 152362. – P. 1–13.
20. E. A. Kuleshova, G. M. Zhuchkov, S. V. Fedotova et al. Precipitation kinetics of radiation-induced Ni-Mn-Si phases in VVER-1000 reactor pressure vessel steels under low and high flux irradiation // Journal of Nuclear Materials. – 2021. – Vol. 553. – P. 22–26.
21. Астафьев А.А., Марков С.И., Карк Г.С. Влияние химического состава перлитных сталей на их радиационное охрупчивание // В книге «Радиационная физика металлов и сплавов». Материалы научного семинара. Тбилиси, Институт физики АН ГССР. 1976. С. 213-224.
22. Астафьев А. А., Марков С. И., Карк Г. С. Статистический анализ совместного влияния никеля, меди и фосфора на радиационное охрупчивание перлитных сталей // Атомная энергия. 1977. Т. 42. С.187-190.
23. Астафьев А.А., Марков С.И., Карк Г.С. Снижение склонности перлитной корпусной стали к зернограничному примесному охрупчиванию // В книге: Тезисы докладов Всесоюзной научной конференции «Современные проблемы повышения качества металла». Донецк, 1978. С. 91-92.
24. Карк Г. С., Астафьев А. А., Марков С. И. Влияние совместной равновесной зернограничной сегрегации фосфора и никеля на охрупчивание

низколегированной стали при длительных изотермических выдержках // В книге: Тезисы докладов IX Всесоюзной конференции по физике прочности и пластичности металлов. Куйбышев, 1979. С. 215-216.

25. Юханов В. А. Исследование деформационного и термического старения корпусных сталей для атомных энергетических установок. Диссертация на соискание ученого звания к. т. н. 1979. ОАО НПО ЦНИИТМАШ.

26. Медведев В.В., Константинова С.А., Марков С.И., Карк Г.С. Совместное влияние фосфора и кремния на зернограничную хрупкость стали 15Х2НМФА // Интеркристаллитная хрупкость сталей и сплавов. ИжеМесто для формулы.вск, 1984. С. 39-41.

27. Баданин В. И. Влияние легирующих элементов на радиационное охрупчивание стали 15Х2МФА // Металловедение. 1975. № 20.

28. Бандин В. И., Николаев В. А. Влияние легирующих элементов на радиационное охрупчивание улучшаемой ферритно-перлитной стали // Металловедение и термическая обработка металлов. 1979. №9. С. 21—22.

29. Алексеенко Н. Н., Амаев А. Д., Горынин И. В., Николаев В. А., под общ. ред. И. В. Горынина. Радиационное повреждение стали корпусов водо-водяных реакторов – Москва: Энергоиздат, 1981. 192 с.

30. Николаев В.А., Морозов А.М., Бандин В.И. и др. Влияние химического состава и режима отпуска на радиационное охрупчивание металла низколегированных сварных швов // Атомная энергия. 1984. Т. 57, вып. 3.

31. Карзов Г. П., Тимофеев Б. Т., Чернаенко Т. А. Оценка деградации механических свойств материалов реакторов и трубопроводов АЭС в процессе эксплуатации. // Проблемы прочности, 2004, № 1. С. 100-105.

32. Марголин Б. З., Николаев В. А., Юрченко Е. В. и др. Анализ охрупчивания материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000 в процессе эксплуатации. // Вопросы материаловедения, 2009, № 4(60). С. 108-123.

33. Карзов Г.П., Марголин Б.З., Теплухина И.В., Пиминов В.А. Материаловедческие аспекты повышения безопасности эксплуатации

перспективных ВВЭР на основе совершенствования корпусной стали. // Атомная энергия, 2016. Т. 121. №1. С. 29-42.

34. История атомной энергетики Советского Союза и России. Под редакцией Сидоренко В.А. Выпуск 1. М., ИздАт, 2001 – 256 с.

35. История атомной энергетики Советского Союза и России. Под редакцией Сидоренко В.А. Выпуск 2. М., ИздАт, 2002 – 432 с.

36. Денисов, В.П. Реакторные установки ВВЭР для атомных электростанций / В.П. Денисов, Ю.Г. Драгунов. – М.: ИздАТ, 2002. – 480 с.

37. Головной блок нового поколения - Особенности проекта ВВЭР-1200 / В.Г. Асмолов, И.Н. Гусев, В.Р. Казанский [и др.] // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2017. – № 3. – С. 5–21.

38. Корпус реактора проекта ВВЭР-ТОИ. Конструкция и конструкционные материалы / В.А. Мохов, А.С. Зубченко, И.Ф. Акбашев, В.П. Семишkin // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Обеспечение безопасности АЭС. – 2014. – № 34. – С. 5–11.

39. Федеральные нормы и правила в области использования атомной энергии «Общие положения обеспечения безопасности атомных станций» (НП-001-15) [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 17.03.2024).

40. Федеральные нормы и правила в области использования атомной энергии «Нормы проектирования сейсмостойких атомных станций» (НП-031-01) [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 17.03.2024).

41. Федеральные нормы и правила в области использования атомной энергии «Правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок» (НП-089-15) [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 17.03.2024).

42. Федеральные нормы и правила в области использования атомной энергии «Сварка и наплавка оборудования и трубопроводов атомных

энергетических установок» (НП-104-18) [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 17.03.2024).

43. Асмолов В.Г., Зродников А.В., Солонин М.И. Инновационное развитие атомной энергетики России. Матер. заседания Научно-технич. Совета Росатома. М.: ЦНИИАТОМИНФОРМ, 2006. С. 6–14.

44. Эволюционное и инновационное развитие реакторных установок водоводяного типа. Доклад директора – генерального конструктора ОКБ «Гидропресс» С.Б. Рыжова. Международный форум «АТОМЭКСПО 2010» г.Москва, ЦВЗ «Манеж», июнь 2010 г.
http://2010.atomexpo.ru/mediafiles/u/files/Present/7.5_ruzhov.pdf.

45. «Чем проще конструкция, тем она надежнее»: «Гидропресс» разрабатывает малый реактор ВВЭР-И. Текст: электронный // Официальный сайт газеты «Страна Росатом» – URL: <https://strana-rosatom.ru/2023/03/20/chem-proshhe-konstrukciya-tem-on-a-nadezhn/> (дата обращения: 20.03.2024).

46. Д. А. Коренев, В. С. Толстых. Концепция безопасности проекта РУ ВВЭР-И. // Сборник докладов XXIII Международной конференции молодых специалистов по ядерным энергетическим установкам, 2023, С. 370-395.

47. 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.

48. Осипов А. М. Разработка активной зоны РУ ВВЭР-С средней мощности для энергоблоков 1 и 2 Кольской АЭС-2. Круглый стол заседания Ядерного общества, 14.09.2023. – URL:
<http://nsrus.ru/files/ppt/20230915/Osipov.pdf>.

49. Начало строительства Кольской АЭС-2 намечено на 2028 год. – Текст: электронный // Официальный сайт АО «Концерн Росэнергоатом» – URL: <https://www.rosenergoatom.ru/zhurnalistam/news/38622/> (дата обращения: 20.03.2024).

50. Баранаев Ю.Д., Глебов А.П., Кириллов П.Л., Клушин А.В. Реактор, охлаждаемый водой сверхкритического давления, ВВЭР-СКД – основной

претендент в «Супер-ВВЭР». Препринт ФЭИ-3188. – Обнинск: ГНЦ РФ-ФЭИ, 2010. – 19 с.

51. Кириллов П. Л., Богословская Г. П. Водоохлаждаемые АЭС четвертого поколения ВВЭР-СКД. Реальные перспективы и программа исследований. // Известия высших учебных заведений. Ядерная энергетика, 2018, №4, С. 5-19.

52. Горынин И. В., Карзов Г. П., Тимофеев Б. Т., Галяткин С. Н. Совершенствование сварочных материалов и технологии сварки для повышения безопасности и ресурса АЭС с реакторами ВВЭР// Автомат. сварка. 2006. №8. С. 1-6.

53. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Теплухина И. В., Пиминов В. А. Материаловедческие аспекты повышения безопасности эксплуатации перспективных ВВЭР на основе совершенствования корпусной стали. // Атомная энергия, 2016. Т. 121. №1. С. 29-42.

54. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук Баликоева А.Г. «Влияние материаловедческих и технологических факторов на структуру и комплекс свойств корпусных Cr-Ni-Mo-V сталей и разработка референтной стали для перспективных ВВЭР». АО «НПО «ЦНИИТМАШ», Москва, 2023, электронная версия размещена на сайте <https://cniitmash.com/>.

55. Чернобаева А. А., Кулешова Е. А., Мальцев Д. А. и др. Сравнительный анализ металла обечаек из стали 15Х2НМФА-А современного производства и производства 70-80х гг. // История науки и техники. – 2013. Вып. 8. С. 106–118.

56. Марков С. И., Дурынин В. А., Мохов В. А. Сталь марок 15Х2НМФА, 15Х2НМФА-А и 15Х2НМФА класс 1 для корпуса реактора проекта ВВЭР-ТОИ. Тяжелое машиностроение, № 3. 2013 г. С 2-7.

57. Референтная сталь 15Х2НМФА-А для ВВЭР перспективных проектов/ С. И. Марков, А. Г. Баликоев, В. С. Дуб, А. Г. Лебедев, Б. А. Гурович, Е. А. Кулешова // Сборник трудов 10-й международной научно-технической конференции «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР», ОКБ «ГИДРОПРЕСС», Подольск, 16-19 мая 2017 г.

58. ТУ 0893-013-00212179-2003. Заготовки из стали 15Х2НМФА, 15Х2НМФА-А и 15Х2НМФА класс 1 для корпусов, крышек и других узлов реакторных установок. Технические условия. [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 22.03.2024).
59. Timofeev B. T., Karzov G. P. Assessment of the WWER-1000 reactor condition //Pressure Vessels and Piping.
60. Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов / Под ред. А. М. Паршина, П. А. Платонова. – СПб.: Политехника, 1997. – 312 с.
61. Влияние никеля на радиационное охрупчивание стали 15Х2НМФА-А / В. А. Цыканов, В. К. Шамардин, А. М. Печерин, Т. Н. Колесова // Проблемы материаловедения при изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС: Сб. аннотаций 5-й Междунар. конф., С.-Петербург—Пушкин, 7—14 июня 1998 г. – СПб.: ЦНИИ КМ «Прометей», 1988. – С. 50—51.
62. Влияние никеля на радиационное охрупчивание основного металла и металла швов стали 15Х2НМФА-А / А. М. Морозов, В. А. Николаев, Е. В. Юрченко, В. Г. Васильев // Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС: Тр. 6-й Междунар. конф., г. С.-Петербург, 19—23 июня 2000 г. – СПб.: ЦНИИ КМ «Прометей», 2000. – Т. 2. – С. 372—396.
63. ТУ 14-1-2502-2016. Проволока сварочная из стали марок Св-12Х2Н2МА и Св-12Х2Н2МАА. Технические условия. [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 22.03.2024).
64. Ардентов В. В., Баландин Ю. Ф. и др. Сварочные материалы для механизированной сварки корпусов реакторов АЭС повышенной мощности // Автоматическая сварка. – 1981. №6. С.51-56
65. Influence of the thermodynamic parameters on the temper embrittlement of SA508 Gr.4N Ni–Cr–Mo low alloy steel with variation of Ni, Cr and Mn contents / S.-G. Park, K.-H. Lee, K.-D. Min [et al.] // Journal of Nuclear Materials. – 2012. – Vol. 426, №1-8. – P. 1–38.

66. Федеральные нормы и правила в области использования атомной энергии «Правила контроля металла оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок при изготовлении и монтаже» (НП-105-18) [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 22.03.2024).

67. РТД 2730.300.02-91. Оборудование и трубопроводы атомной энергетической установки. Сварка, наплавка и термическая обработка сварных соединений деталей из стали марок 10ГН2МФА, 10ГН2МФАЛ, 15Х2НМФА, 15ХНМФА-А, 15Х2НМФА класс 1 [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 22.03.2024).

68. ТУ 14-1-3675-2001. Проволока сварочная из стали марок Св-09ХГНМТА и Св-09ХГНМТАА-ВИ. Технические условия. [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 22.03.2024).

69. ОСТ 24.948.02-99. Флюсы сварочные плавленые для энергомашиностроения. [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 22.03.2024).

70. Федотов И.В. Особенности радиационной и термической стойкости сталей с повышенным содержанием никеля применительно к условиям эксплуатации корпусов перспективных реакторов ВВЭР. Диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук. НИЦ «Курчатовский институт», Москва, 2023 г.

71. В.Д. Мурашко. Проблемы радиационной стойкости материалов ядерной энергетики. Актуальные проблемы энергетики. 2014 г. С. 174-177.

72. Yao, B. TEM characterization of dislocation loops in irradiated bcc Fe-based steels / B. Yao, D.J. Edwards, R.J. Kurtz // Journal of Nuclear Materials. – 2013. – Vol. 434, № 1–3. – P. 402–410.

73. В.В. Матковский, И.Ф. Акбашев, Л.А. Лякишев. Современные подходы к обоснованию сопротивления хрупкому разрушению корпусов реакторов ВВЭР при продлении срока службы. // Болгарский атомный форум, Varna, 3-5 июня 2015 г.

74. Г.П. Карзов, И.В. Теплухина. Материаловедческие аспекты новых принципов повышения эксплуатационных характеристик теплоустойчивых сталей для корпусов АЭУ и их практическая реализация. // Вопросы атомной науки и техники, 2011, №2. С. 46-53.

75. Национальный стандарт Российской Федерации. Обоснование прочности оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Расчет на сопротивление хрупкому разрушению корпуса водо-водяного энергетического реактора. ГОСТ Р 59115.14-2021. Москва, 2021.

76. ASTM E 1921-10^{ε1}. «Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T₀, for Ferritic Steels in the Transition Range», in: Annual Book of ASTM Standards, 2010, vol. 03.01.

77. B.Z. Margolin, A.G. Gulenko, V.A. Nikolaev, L.N. Ryadkov. 2003. “A new engineering method for prediction of the fracture toughness temperature dependence for RPV steels”. Int. J. Pres. Ves. & Piping 80: 817-829.

78. B.Z. Margolin, A.G. Gulenko, V.N. Fomenko, V.I. Kostylev Further Improvement of the Prometey Model and Unified Curve Method. Part 2. Improvement of the Unified Curve Method. Eng.Fract.Mech. 191 (2018), 383–402.

79. Национальный стандарт Российской Федерации Обоснование прочности оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Методы определения характеристик трещиностойкости конструкционных материалов. ГОСТ Р 59115.6-2021.

80. Comparison of Irradiation-Induced Shifts of KJC and Charpy Impact Toughness for Reactor Pressure Vessel Steels. NUREG/CR-6609 U.S. Nuclear Regulatory Commission FIEN Office of Nuclear Regulatory Research Washington, DC 20555-0001. Oak Ridge National Laboratory.

81. Диссертация на соискание степени к.т.н. Юрченко Е.В. «Исследование и прогнозирование радиационного и теплового охрупчивания материалов эксплуатируемых и перспективных корпусов реакторов ВВЭР». Санкт-Петербург, 2015.

82. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭГ-7-002-86) / Госатомнадзор СССР. – М. Энергоатомиздат, 1989. 525 с.

83. Национальный стандарт Российской Федерации. Материалы оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Методы определения ударной вязкости и критической температуры хрупкости по результатам испытаний на ударный изгиб. ГОСТ Р 70431-2022. Москва, 2022.

84. Юрченко Е. В., Тимофеев М. Н., Марголин Б. З., Галяткин С. Н. Исследование сопротивления деформированию и разрушению металла сварных швов корпуса ВВЭР // Вопросы материаловедения. – 2023. № 1 (113). С. 174-188.]

85. Федеральные нормы и правила в области использования атомной энергии Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. "Сварка и наплавка. Основные положения" (ПНАЭ Г-7-009-89) [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 22.03.2024).

86. ГОСТ Р 50.05.08-2018. Унифицированные методики. Визуальный и измерительный контроль [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 23.03.2024).

87. ПНАЭ Г-7-016-89. Унифицированные методики контроля основных материалов (полуфабрикатов), сварных соединений и наплавки оборудования и трубопроводов АЭУ. Визуальный и измерительный контроль [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 23.03.2024).

88. ГОСТ Р 50.05.09-2018. Унифицированные методики. Капиллярный контроль [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 23.03.2024).

89. ПНАЭ Г-7-018-89. Унифицированные методики контроля основных материалов (полуфабрикатов), сварных соединений и наплавки оборудования и трубопроводов АЭУ. Капиллярный контроль [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 23.03.2024).

90. РБ-090-14. Руководство по безопасности при использовании атомной энергии "Унифицированные методики контроля основных материалов

(полуфабрикатов), сварных соединений и наплавки оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Капиллярный контроль" [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 23.03.2024).

91. ГОСТ Р 50.05.02-2018. Унифицированные методики. Ультразвуковой контроль сварных соединений и наплавленных покрытий [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 23.03.2024).

92. ПНАЭ Г-7-030-91. Унифицированные методики контроля основных материалов (полуфабрикатов), сварных соединений и наплавки оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Ультразвуковой контроль. Часть II. Контроль сварных соединений и наплавки [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 23.03.2024).

93. ГОСТ Р 50.05.07-2018. Унифицированные методики. Радиографический контроль [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 23.03.2024).

94. ПНАЭ Г-7-017-89. Унифицированные методики контроля основных материалов (полуфабрикатов), сварных соединений и наплавки оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. Радиографический контроль [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 23.03.2024).

95. Федеральные нормы и правила в области использования атомной энергии «Оборудование и трубопроводы атомных энергетических установок. Сварные соединения и наплавки. Правила контроля» (ПНАЭ Г-7-010-89) [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 23.03.2024).

96. ГОСТ Р 54153-2010. Сталь. Метод атомно-эмиссионного спектрального анализа [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

97. ГОСТ 17745-90. Стали и сплавы. Методы определения газов. [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

98. ГОСТ 6996-66. Сварные соединения. Методы определения механических свойств [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

99. ISO 6892-1:2009. Материалы металлические. Испытание на разрыв. Часть 1. Метод испытания при комнатной температуре. [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

100. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытания на растяжение. [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

101. ГОСТ 166-89. Штангенциркули. Технические условия. <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

102. ГОСТ 6507-90. Микрометры. Технические условия. [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

103. ГОСТ 577-68. Индикаторы часового типа с ценой деления 0,01 мм. Технические условия. [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

104. ГОСТ 25.506-85. Расчеты и испытания на прочность. Методы механических испытаний металлов. Определение характеристик трещиностойкости (вязкости разрушения) при статическом нагружении. [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

105. ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Виккерсу [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

106. ГОСТ 9450-76. Измерение микротвердости вдавливанием алмазных наконечников [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

107. Теория сварочных процессов: Учеб. для вузов по спец. «Оборуд. И технология сварочн. Пр-ва»/В.Н. Волченко, В.М. Ямпольский, В.А. Винокуров и до.; Под ред. В.В. Фролова. – Москва: Высш. шк. 1988. 559 с.: ил.
108. Касаткин О. Г., Миходуй Л. И. Выбор системы легирования швов при сварке низколегированных высокопрочных сталей // Автоматическая сварка. 1992. №5. С. 19-25.
109. Evans G. M. Effects of silicon on the microstructure and properties of C-Mn all-weld-metal deposits // Metal Construction. 1986. July. P. 438 - 444.
110. L. E. Svensson, B. Gretoft Microstructure and Impact Toughness of C-Mn Weld Metals // Welding Research Supplement. 1990. December. P. 454 – 461.
111. Тимофеев М. Н., Галяткин С. Н., Михалева Э. И., Шубин О. В. Повышение служебных характеристик металла монтажных сварных соединений транспортных атомных энергетических установок из теплоустойчивых сталей. Часть 2. Исследование механических свойств металла «силовых» малоуглеродистых наплавок в зависимости от технологических параметров сварки // Вопросы материаловедения. – 2017. № 4 (92). С. 140-148.
112. Тимофеев М. Н., Шубин О. В., Галяткин С. Н., Жидков М. Е., Полякова Е.С. Повышение сопротивления хрупкому разрушению металла сварных швов корпусов ВВЭР из стали 15Х2НМФА кл. 1. Часть 1. Анализ причин снижения сопротивления хрупкому разрушению металла сварных швов корпусов ВВЭР из стали 15Х2НМФА кл. 1 // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. 2024. Вып. 3 (124). С. 15-28.
113. Рамусь А. А. Роль морфологии структуры высокопрочных трубных сталей при обосновании выбора технологии сарки / Автореферат диссертации на соискание степени кандидата технических наук, Москва 2013, 19с.
114. Abson D. J. A study of influence of C and Si on the microstructure and toughness of submerged arc welds // Welding Institute Members Report 68. – 1978, July.
115. Sakaki H. Effect of alloying elements on notch toughness of basic weld metal, report 1: effect of silicon // J. Jap. Weld. Soc. – 1959, 28, p.858-863.

116. Boniszewsky T. Manual metal arc welding – old process, new developments, part III. // The Metallurgist and Materials Technologist. – 1979, p.697-705.

117. ГОСТ 5639-82. Стали и сплавы. Методы выявления и определения величины зерна. [Электронный ресурс] – URL: <http://www.consultant.ru/> (дата обращения: 24.03.2024).

118. Сварочные материалы для дуговой сварки: Справочное пособие: В 2-х т. Т. 1. Защитные газы и сварочные флюсы / Б. П. Конищев, С. А. Курланов, Н. Н. Потапов и др.; Под общ. ред. Н. Н. Потапова. – Москва: Машиностроение, 1989. 544 с.

119. ТУ 5.965-11175-81. Флюс марки 48НФ-18М (НФ-18М). Технические условия.

120. Тимофеев М. Н. Создание сварочных материалов, обеспечивающих повышение служебных характеристик металла сварных швов корпусов атомных и нефтехимических реакторов из хромомолибденованадиевых сталей. Диссертация на соискание ученой степени. Санкт-Петербург, 2016.

121. Волобуев Ю. С., Старченко Е. Г. Оптимизация состава и технологии изготовления флюса для сварки оборудования ответственного назначения как фактор, оказывающий решающее влияние на механические характеристики металла сварного шва // Тяжелое машиностроение. 2012. №7. С. 17—21.

122. Polar A., Indacochea J. E., Blander M. Electrochemically generated oxygen contamination in submerged arc welding // Welding research supplement. 1990. Feb. P. 68-s – 74-s.

123. Li H. G., Wu C. F., Zhao D., Zheng S. B., Zhai Q. J. Thermodynamic analysis of ultra-line Ti oxide inclusion precipitation during steels solidification // Shanghai Metal. – 2011. Vol. 33 (№ 2). – P. 36–39.

124. Xia W. Y., Wang Y. C., Wang M. L., Qiu S. T. Behavior of oxide precipitation in solidification process for aluminum-titanium deoxidized steels // Journal of Iron and Steel Research. – 2011. Vol. 23 (№ 8). – P. 11–15.

125. Zhuo X. J., Wang X. H., Wang W. J., Lee H. G. Thermodynamic calculations and MnS solubility of Mn-Ti oxide formation in Si-Mn-Ti deoxidized steel // Journal of Iron and Steel Research. – 2010. Vol. 17 (№ 2). – P. 10–17.
126. Носов С. И., Старченко Е. Г., Пронин В. П. Неметаллические включения в сварных соединениях корпусных C-Mn-Ni-Mo-V-сталей для сосудов высокого давления // Тяжелое машиностроение. 2010. № 9. С. 23-26.
127. Wei, H. L., J. J. Blecher, T. A. Palmer, and T. Debroy Fusion zone microstructure and geometry in complete joint-penetration laser-arc hybrid welding of low-alloy steel. // Welding Journal - 94.4 (2015): 135–144.
128. Князева А.Г. Термофизические основы современных высокотемпературных технологий: учеб. пособие. – Томск: Изд-во Том. политехн. ун-та, 2009. – 357 с.
129. Ольшанская Т. В., Федосеева Е. М. Выбор основных критериев термического цикла для методов прогнозирования структуры сварных швов при электронно-лучевой сварке // Вестник Пермского национального исследовательского политехнического университета. Машиностроение, материаловедение. — 2019. — Т. 21. — № 2. — С. 73–81.
130. Куркин А.С., Макаров Э.Л., Куркин А.Б. Численное моделирование фазовых превращений при решении задач термопластичности // Сварка и диагностика. 2012. № 6. С. 18-23.
131. Атрощенко В.В., Никифоров Р.В., Муругова О.В. Моделирование тепловых процессов при дуговой сварке высокопрочной трубной стали с учетом структурно-фазовых превращений // Сварка и диагностика. 2018. № 2. С. 48-51.
132. Кректулева Р.А., Мишин М.А., Черепанов О.И., Черепанов Р.О. Оценка зон структурнофазовых превращений при электродуговом воздействии на примере стали Ст3: результаты численного прогнозирования и эксперимент // Сварка и диагностика. 2014. № 6. С. 26-30.
133. Тимофеев М. Н., Галяткин С. Н., Шекин С. И., Михалева Э. И. Новый агломерированный флюс для автоматической сварки низколегированных теплоустойчивых сталей // Сварка и диагностика. 2017. № 2. С. 52-55.

134. Кархин В.А. Тепловые процессы при сварке. – СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2013. – 646 с.
135. Карзов Г. П., Галяткин С. Н., Михалева Э. И., Тимофеев М. Н. Исследование влияния термического цикла сварки на структурнофазовые превращения металла сварных швов хромомолибденованадиевых теплоустойчивых сталей // Вопросы материаловедения. – № 1 (85), 2016, С. 108-115.
136. Тимофеев М. Н., Галяткин С. Н., Шубин О. В., Жидков М. Е., Королев С. А. Повышение сопротивления хрупкому разрушению металла сварных швов корпусов ВВЭР из стали 15Х2НМФА кл. 1. Часть 3. Исследование структурно-фазовых превращений в металле шва корпуса ВВЭР при многопроходной сварке // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. 2024. Вып. 3 (124). С. 47-60.
137. Лахтин Ю. М. Влияние термической обработки на структуру и свойства металла сварного шва стали типа 15Х2НМФА // Металловедение и термическая обработка металлов – М.: Металлургия. 1983. 320 с.3.4
138. Носов С. И. Обеспечение стабильности температуры перехода в хрупкое состояние и механических свойств металла сварных швов низколегированной Cr-Ni-Mo стали на стадии выдержки в интервале температур отпускного и теплового охрупчивания // Тяжелое машиностроение. 2011. № 5. С. 11 - 16.
139. Волобуев Ю. С., Старченко Е. Г. Оптимизация состава и технологии изготовления флюса для сварки оборудования ответственного назначения как фактор, оказывающий решающее влияние на механические характеристики металла сварного шва // Тяжелое машиностроение. 2012. №7. С. 17—21.
140. Основы теории процессов сварки и пайки / А. А. Алов. – М: Машиностроение, 1964 г. 272 с.
141. Сварка в машиностроении: Справочник в 4-х т. / Г. А. Николаев и др. – М.: Машиностроение, 1979 – Т. 4 / Под ред. Ю. Н. Зорина. 1979. 512 с.
142. Алешин Н. П., Якушин Б. Ф., Коберник Н. В., Килев В. С. Совершенствование процесса сварки хладостойких сталей путем оптимизации

баланса тепловой энергии дугового источника // Сварочное производство. – 2018. №10. С. 3-13/

143. Орыщенко А. С., Бишоков Р. В., Гежа В. В., Шаталов А. В. Перспективы развития автоматической сварки под флюсом в судостроении // Судостроение. – 2013. №6 (811). С. 73-77.

144. Кархин В. А., Жарков С. В., Степанов П. П. Влияние формы переменного сварочного тока на эффективность плавления электродной проволоки при многодуговой сварке под флюсом // Сварка и диагностика. – 2020. № 3. С. 21-24.

145. Z. Baba, N. Nagashima, M. Nakanishi et al. Four-wire submerged arc welding process with DCEP-AC power combination for production of high toughness line pipe // Transactions ISIJ. – 1986. – Vol. 26. – P. 373-378.

146. API - RP 934-A. Materials and Fabrication of 2 1/4Cr-1Mo, 2 1/4Cr-1Mo-1/4V, 3Cr-1Mo, and 3Cr-1Mo-1/4V Steel Heavy Wall Pressure Vessels for High-temperature, High-pressure Hydrogen Service, Second Edition. – American Petroleum Institute. – 2010.

147. Kobelco Welding Today / April 2002. Vol. 5 (№2). – P. 8.

148. Kobelco Welding Today / April 2005. Vol. 8 (№2). – P. 3-6.

149. Bertolini S., Festa F., Barbieri L., Gattini P., Riccardi G. Heavy wall reactor: research and industrial results of Nuovo Pignone / 9th International Conference on Pressure Vessel Technology, Sydney Australia 9-14 April 2000.

150. Коберник Н. В., Чернышов Г. Г., Гвоздев П. П. и др. Влияние рода и полярности тока на плавление электродного и основного металла при сварке под флюсом // Сварка и диагностика, 2011. № 5. С. 24-27.

151. Сидоров В.П. Влияние рода и полярности тока на плавление электродного и основного металла при сварке под флюсом // Сварка и диагностика, 2013. № 3. С. 20-23.

152. Hart M. Weld hydrogen levels. The influence of the welding parameters // The Welding Institute Research Bulletin. – April 1979, P. 106-108.

153. Тимофеев М. Н., Галяткин С. Н., Михалева Э. И. Исследование свойств металла шва, выполненного с использованием агломерированного флюса, применительно к сварке корпусов водо-водяных атомных реакторов // Вопросы материаловедения. – 2014. № 4 (80). С. 148-155.
154. Головко В. В., Потапов Н. Н. Особенности агломерированных (керамических) флюсов при сварке // Сварочное производство. 2010. № 6. С. 29—34.
155. Шекин С. И., Ямской М. В. Флюсы для сварки хладостойких низколегированных сталей // Вопросы материаловедения. 1996. №3. С.65—75.
156. Разработка базового шлакового состава флюса для сварки низколегированных хладостойких сталей / С. И. Шекин // Петраньевские чтения, сварочные материалы: доклады Санкт-Петербургской международной научно-технической конференции 18-22 мая 2009 – СПб: Изд-во Политехн. Ун-та, 2009. – 228 с.
157. Попова А. В., Шубин О. В., Тимофеев М. Н. и др. Повышение сопротивления хрупкому разрушению металла сварных швов корпусов ВВЭР из стали 15Х2НМФА кл. 1. Часть 2. Исследование сварных соединений стали 15Х2НМФА кл. 1, выполненных методом автоматической сварки проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ под низкоактивным агломерированным флюсом 48АФ-71 // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. 2024. Вып. 3 (124). С. 29-46.
158. Горынин И. В., Тимофеев Б. Т. Деградация свойств конструкционных материалов при длительном воздействии эксплуатационных температур // Вопросы материаловедения. 2011. – № 1 (65). С. 41-59.
159. Карзов Г. П., Тимофеев Б. Т., Чернаенко Т. А. Старение материалов оборудования АЭС при эксплуатации в течение проектного срока службы // Вопросы материаловедения. 2005. – № 2 (42). С. 92-110.
160. Марголин Б. З., Юрченко Е. В., Морозов А. М., Чистяков Д. А. Новый метод прогнозирования теплового старения сталей корпусов реакторов типа ВВЭР // Вопросы материаловедения. 2013. – № 3 (75). С. 120-134.

161. Bruscato R. Temper Embrittlement and Creep Embrittlement of 21/4 Cr-1Mo Shielded Metal Arc Weld Deposits. //Welding Journal 49(4), 1970 – 148s-156s.
162. Е.А. Кулешова, С.В. Федотова, Д.А. Мальцев, А.А. Потехин. Тенденции деградации структуры сталей КР ВВЭР-1000, определяющей их работоспособность при сроке службы свыше 60 лет. ВАНТ. Сер. Физика ядерных реакторов. – 2023. №1. С. 33-47.
163. Зубченко А. С., Старченко Е. Г., Носов С. И., Рунов А. Е. Материалы и технология сварки и наплавки оборудования АЭС // Тяжелое машиностроение. 2006. – № 4. С. 20-23.
164. Дуб А. В., Юханов В. А. Оценка срока службы действующих реакторных установок ВВЭР-1000 // Тяжелое машиностроение. – 2009. №12. С. 9-12.
165. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Теплухина И. В., Пиминов В. А. Повышение безопасности эксплуатации энергетических установок типа ВВЭР на основе совершенствования стали для корпусов реакторов // Вопросы материаловедения. 2014. – № 2 (78). С. 184-198.
166. Орыщенко А. С., Карзов Г. П., Галяткин С. Н. и др. Совершенствование сварочных материалов и технологии сварки кольцевых швов корпусов атомных реакторов типа ВВЭР из стали 15Х2МФА-А // Вопросы материаловедения. – 2014. №4 (80). С. 135-147.
167. Тимофеев М. Н., Галяткин С. Н. Исследование стойкости против теплового охрупчивания металла сварных швов корпусов атомных реакторов из сталей типа 15Х2МФА // Вопросы атомной науки и техники. Сер. Материаловедение и новые материалы. 2020. Вып. 3 (104). С. 4-13.
168. API-RP 934-A. Materials and Fabrication of 2 1/4Cr-1Mo, 2 1/4Cr-1Mo-1/4V, 3Cr-1Mo, and 3Cr-1Mo-1/4V Steel Heavy Wall Pressure Vessels for High-temperature, High-pressure Hydrogen Service, Second Edition. – American Petroleum Institute, 2019.
169. API-RP 934-B. Fabrication Considerations for Vanadium-Modified Cr-Mo Steel Heavy Wall Pressure Vessels – American Petroleum Institute, 2011.

170. Larson F. R., Miller J. A time-temperature relationship for rupture and creep stresses // Trans. ASME, 1952. №5. Р. 765-775.
171. Тимофеев М. Н. Галяткин С. Н. Исследование механических свойств сварного соединения приварки главного циркуляционного трубопровода из стали 10ГН2МФА к корпусу реактора из стали 15Х2МФА-А мод. А для проекта ВВЭР-ТОИ // Тяжелое машиностроение. – 2023. №7-8. С. 27-33.
172. Национальный стандарт Российской Федерации. Система оценки соответствия в области использования атомной энергии. Оценка соответствия в форме контроля. Контроль радиационного охрупчивания корпуса реактора атомной станции. ГОСТ Р 50.05.12–2018.
173. ASTM E399-90(1997), Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, ASTM International, West Conshohocken, PA, 1997.
174. ASTM E 1921-10-1. «Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range», in: Annual Book of ASTM Standards, 2010, vol. 03.01.
175. О. В. Шубин, А. О. Филинков, М. Е. Жидков, М. Н. Тимофеев. Исследование свойств металла сварных швов оборудования АЭУ из сталей перлитного класса, выполненных автоматической сваркой под флюсом на переменном токе // Тяжелое машиностроение, № 11-12. 2023 г. С 9-16.
176. Теплухина И. В., Грекова И. И., Дюков В. В., Савельева И. Г. Влияние тепловых выдержек на критическую температуру хрупкости сталей Се-Мо-V и Cr-Ni-Mo-V для корпусов реакторов с водой под давлением // Вопросы материаловедения. 2007. №2 (50). С. 19-27.
177. McMahon Z. Q., McMahon C. J. The effect of tempering reactions on temper embrittlement of alloy steels // Metallurgical Transactions. - 1983. - V. 14A, N 6. P. 110 1-11 08.
178. Горицкий В. М., Шнейдеров Г. Р., Шур А. Д., Юханов В. А. Структурный механизм развития тепловой хрупкости в сталях со структурой бейнита отпуска // МиТом. - 1992. №1. С. 2-6.

179. Астафьев А. А., Юханов В. А., Шур А. Д. Исследование кинетики термического старения и его влияние на склонность к хрупкому разрушению корпусных сталей // МиTOM. - 1988. №2. С. 13-15.

180. Evans G. M. The Effect of Silicon on the Microstructure and Properties of C-Mn All-weld Metal Deposits // Metal Construction. July 1986. N 18(7):438r-444r.

ПРИЛОЖЕНИЕ – АКТЫ ВНЕДРЕНИЯ

**Акционерное общество
«Ордена Трудового Красного Знамени и ордена труда ЧССР
опытное конструкторское бюро «ГИДРОПРЕСС»
(АО ОКБ «ГИДРОПРЕСС»)**

УТВЕРЖДАЮ

Заместитель генерального директора по
науке и инновационной деятельности
АО ОКБ «ГИДРОПРЕСС»

П.А. Ведерников



АКТ

внедрения результатов диссертационной работы

Шубина Олега Владимировича на тему:

«Разработка технологии сварки корпусов ВВЭР из стали 15Х2НМФА кл. 1, обеспечивающей повышение сопротивления хрупкому разрушению металла сварных швов», представленной на соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности

2.5.8 - Сварка, родственные процессы и технологии

Результатом диссертационной работы, выполненной Шубиным О.В., является создание нового сочетания сварочных материалов и технологии их применения при автоматической сварке под флюсом корпуса реактора и блока верхнего водо-водяных энергетических ядерных реакторов из стали 15Х2НМФА кл. 1.

В рамках выполнения работы разработана технология сварки новым сочетанием сварочных материалов для автоматической сварки – сварочная проволока марки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с низкоактивным агломерированным флюсом марки 48АФ-71, обеспечивающая повышение сопротивления хрупкому разрушению металла сварных соединений стали 15Х2НМФА и ее модификаций.

Установлены технологические параметры сварки на переменном токе, позволяющие снизить содержания кислорода в металле шва и тем самым повысить его ударную вязкость и, соответственно понизить критическую температуру хрупкости с минус 15 °C до минут 25 °C.

Результаты испытаний сварных проб показали возможность повышения сопротивления хрупкому разрушению металла шва, выполненного с применением предлагаемой технологии, при обеспечении прочностных и пластических свойств нормативным значениям.

Оценка влияния термических выдержек на сдвиг критической температуры хрупкости также показала отсутствие существенного изменения критической температуры хрупкости $\Delta T_T = 0$ °C.

Сварочная проволока марки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с низкоактивным агломерированным флюсом марки 48АФ-71 может быть принята в качестве основного сварочного материала для сварки кольцевых сварных соединений корпуса и крышки реактора из стали марки 15Х2НМФА и ее модификаций после включения данного сочетания сварочных материалов в Сводный перечень документов по стандартизации Госкорпорации «Росатом» и последующей корректировки проектной документации перспективных атомных электростанций с водо-водяным энергетическим реактором.

Начальник отдела



И.О. Трегубов

УТВЕРЖДАЮ



М.Е. Жидков

» апреля 2024 г.

АКТ

внедрения диссертационной работы

Шубина Олега Владимировича

*Разработка технологии сварки корпусов ВВЭР из стали 15Х2НМФА кл. 1, обеспечивающей
повышение сопротивления хрупкому разрушению металла сварных швов*

В результате комплексных исследований, выполненных Шубиным Олегом Владимировичем в рамках диссертационной работы на соискание ученой степени кандидата технических наук, разработаны:

1. Технология автоматической сварки под флюсом на переменном токе проволокой Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с плавленым флюсом марки ФЦ-16А, обеспечивающая повышение сопротивления хрупкому разрушению металла сварных соединений стали 15Х2НМФА и ее модификаций.

2. Технология сварки новым сочетанием сварочных материалов для автоматической сварки – сварочная проволока марки Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с низкоактивным агломерированным флюсом марки 48АФ-71 – обеспечивающее повышение сопротивления хрупкому разрушению металла сварных соединений стали 15Х2НМФА и ее модификаций.

По результатам разработки п. 1 утверждено и согласовано с ГМО техническое решение №080200-145-ТР-2022 о применении автоматической сварки под флюсом на переменном токе при изготовлении оборудования атомных энергетических установок. В ПТД завода «Атоммаш» внесены соответствующие изменения в производственно-технологическую документацию.

Результаты испытаний контрольных сварных соединений и производственных контрольных сварных соединений, выполненных в рамках подготовки к изготовлению оборудования, позволяют сделать вывод об эффективности разработанных технологических мероприятий.

По результатам разработки п. 2 сформирована отчетная документация для подачи заявки на аттестацию нового сочетания сварочных материалов (Св-09ХГНМТАА-ВИ в сочетании с низкоактивным агломерированным флюсом марки 48АФ-71) в соответствии с ГОСТ Р 50.04.06-

2018 с последующим включением разработчика технического проекта АО ОКБ «ГИДРОПРЕСС» в конструкторскую документацию реакторных установок типа ВВЭР для российских АЭС.

Главный сварщик



Михеев А.Н.

Главный специалист по сварке



Меженский П.А.