

На правах рукописи

Подрезов Николай Николаевич

**РАЗРАБОТКА ТЕХНОЛОГИЧЕСКИХ ОСНОВ
ЭЛЕКТРОШЛАКОВОЙ СВАРКИ
ЧИСТЫХ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ АЭС**

Специальность 05.02.10 – Сварка, родственные процессы и технологии

АВТОРЕФЕРАТ

диссертации на соискание ученой степени

кандидата технических наук



Москва – 2017

Работа выполнена в Волгодонском инженерно-техническом институте - филиале Федерального государственного автономного образовательного учреждения высшего профессионального образования «Национальный исследовательский ядерный университет «МИФИ»

Научный руководитель: доктор технических наук
ДОРОНИН Юрий Викторович

Официальные оппоненты: Доктор технических наук
ДРАГУНОВ Виктор Карпович
НИУ «МЭИ»,
Проректор по научной работе

Кандидат технических наук
КОБЕРНИК Николай Владимирович
МГТУ имени. Н.Э. Баумана,
кафедра технологий сварки и диагностики,
доцент

Ведущая организация: **РГУ нефти и газа имени И.М.Губкина,
(Москва)**

Защита состоится «01» июня 2017 г. в 14:30 часов на заседании диссертационного совета Д 212.141.01 при Московском государственном техническом университете им. Н.Э. Баумана по адресу: 105005, Москва, ул. 2-я Бауманская, д. 5, стр. 1.

Телефон для справок: +7 (499) 267-09-63.

Ваш отзыв на автореферат в двух экземплярах, заверенный печатью организации, просим направлять на имя ученого секретаря диссертационного совета по указанному адресу.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке МГТУ имени. Н.Э. Баумана и на сайте <http://www.bmstu.ru>.

Автореферат разослан «___» _____ 2017 г.

УЧЁНЫЙ СЕКРЕТАРЬ
диссертационного совета
д.т.н., доцент



Коновалов А.В.

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность. К сварным соединениям ёмкостного оборудования из теплоустойчивых сталей 15Х2НМФА и 10ГН2МФА, применяемых в атомном реакторостроении, предъявляются высокие эксплуатационные требования по комплексу механических свойств и полному отсутствию в них трещин и трещиноподобных дефектов.

По мере постепенного перехода отечественной металлургии на выплавку дополнительно рафинированной и вакуумированной стали, взамен не удовлетворяющего современным эксплуатационным требованиям мартеновского и электродугового металла, возникли определённые проблемы с ЭШС толстолистовых изделий. Под воздействием термдеформационного цикла электрошлаковой сварки в околошовной зоне сварных соединений, выполненных на основе дополнительно раскисленных сталей, возникали трещиноподобные дефекты. Анализ и систематизация выявленной дефектности, определение характера и причины образования, а так же разработка мероприятий по предотвращению их образования и устранению является актуальной задачей.

Сейчас практически вся сталь для атомной энергетики выплавляется с дополнительной обработкой, т.е. является чистой. Возникает общая проблема повышения технологической свариваемости таких сталей, используемых в производстве ёмкостного оборудования АЭУ. В том числе является актуальной разработка мер по повышению технологической свариваемости электрошлаковых сварных соединений из чистых сталей 15Х2НМФА и 10ГН2МФА.

В исследованиях Потапова Н.Н., Зубченко А.С., Рымкевича А.И., Рощина М.Б., Трофимова Н.М., Винокурова В.А., Астафьева А.А и др. неоднократно отмечалось большое влияние участка термдеформационного цикла ЭШС выше температуры A_{c3} на свариваемость корпусных сталей. Зарубежные исследования в основной массе посвящены изучению влияния перегрева на механические свойства чистых безхромистых сталей типа А-533 и А-508 и других низколегированных композиций. Таким образом, влияние перегрева в аустенитную область на свойства и технологическую свариваемость чистых легированных сталей 15Х2НМФА и 10ГН2МФА изучено недостаточно.

Цель диссертационной работы – повышение качества изделий АЭС с применением ЭШС из чистых сталей 10ГН2МФА и 15Х2НМФА.

Для достижения цели поставлены и решены следующие задачи:

- 1) изучение и анализ качества изделий АЭС в технологических процессах с применением ЭШС в условиях ПО «Атоммаш»;
- 2) экспериментальная оценка металлургической и тепловой свариваемости корпусных сталей 10ГН2МФА и 15Х2НМФА в аустенитной области;

3) разработка комплексной методики анализа неметаллических включений для детального изучения очагов повреждаемости в зоне сплавления сварных соединений;

4) формализация и анализ влияния производственных факторов ЭШС на технологическую свариваемость изделий;

5) разработка оценочного критерия трещинообразования в электрошлаковых сварных соединениях на основе чистых корпусных сталей;

6) исследование и анализ термдеформационных циклов ЭШС при сварке опытно-штатного изделия из толстолистовой стали 15X2НМФА;

7) разработка мер повышения технологической свариваемости изделий АЭС из чистых корпусных сталей электрошлаковым способом.

Научная новизна. Установлено, что технологическая свариваемость электрошлаковым способом сталей 10ГН2МФА и 15X2НМФА зависит от способа выплавки.

1) При перегреве на $T \geq 1150^{\circ}\text{C}$ и последующего охлаждения в чистых (УВРВ, ЭШП, ВДП) сталях 10ГН2МФА и 15X2НМФА экспериментально обнаружен интервал охрупчивания аустенита, равный $800 \dots 900^{\circ}\text{C}$.

2) При анализе топологических и морфологических признаков установлено, что квазихрупкие трещины в ЭШС соединениях чистой реакторной стали 15X2НМФА, возникают вследствие перегрева и охрупчивания аустенита на ветви охлаждения. По температурному диапазону образования трещины являются «тёплыми».

3) Предложен количественный оценочный критерий стойкости сварных соединений против образования «тёплых» трещин $\xi_{\Delta T} = \xi'_{\tau} \cdot \Delta\tau < \xi_{кр}$, из анализа которого следуют практические меры их предупреждения:

- уменьшение $\Delta\tau$ в АИХ ужесточением термического цикла сварки;
- увеличение скорости деформации ξ'_{τ} в АИХ для увеличения $\xi_{кр}$;
- увеличение деформационной способности $\xi_{кр}$ в АИХ за счёт подготовки основного металла.

4) Дилатометрическим и радиационным методами определены критические температурные точки и температурные интервалы для корпусных сталей 15X2НМФА и 10ГН2МФА.

Практическая ценность. Показана принципиальная возможность повышения технологической свариваемости электрошлаковым способом и, соответственно, существование технологии для сварки современных чистых сталей 10ГН2МФА и 15X2НМФА.

Разработан оценочный количественный критерий стойкости сварных соединений против образования «тёплых» трещин, позволяющий резко снизить

вероятность их возникновения при разработке и корректировке технологических процессов сварки изделий АЭС. Разработана комплексная методика анализа дефектных участков с применением рентгеноспектрального анализа и электронной микроскопии, повышающая точность дефектации изделий при разрушающем контроле.

Разработана и внедрена на ПО «Атоммаш» технология бездефектного изготовления днищ парогенератора и ГЕ САОЗ из стали 10ГН2МФА с применением ЭШС.

По результатам работы разработана и внедрена на ПО «Атоммаш» микропроцессорная установка регулируемого ввода мощности в зону ЭШС.

Разработана и внедрена технологическая инструкция ЭШС сталей 09Г2С и 10ГН2МФА в условиях предприятия ОАО «ОКТБ «Энергомаш», г. Волгодонск.

Методы исследований. Для реализации поставленных задач применялись имитационные методы исследования и натурные испытания. Для подтверждения достоверности полученных результатов использовались стандартные методы неразрушающего и разрушающего контроля.

Высокотемпературная пластичность корпусных сталей изучалась на установках ДСТ-2 и ИМАШ – 20 – 78 «Ала-Тоо» имитационными испытаниями.

Критические точки исследованных сталей определены методами проникающего гамма - излучения, дифференциального термического и спектрального анализов.

Структурный и фазовый составы, фрактография исследовались с помощью электронной и растровой микроскопии, микрорентгеноспектрального анализа.

Термические и термдеформационные циклы ЭШС установили осциллографированием термопар и тензометрированием термостойких датчиков при сварке опытно-штатной заготовки днища корпуса реактора.

Достоверность результатов. Обеспечивается проверкой новых решений и идей экспериментальными метрологически поддержанными имитационными исследованиями. Теоретические выводы по критериальным оценкам трещинообразования сварных соединений подтверждены натурными испытаниями.

Результаты работы положительно оценены на конференциях и симпозиумах, а также в публикациях по теме диссертационной работы.

Личный вклад автора. В диссертации представлены результаты исследований, выполненных либо самим автором, либо при его непосредственном участии в экспериментах. Личный вклад автора состоит в разработке экспериментальных и теоретических методов решения вопросов технологической свариваемости корпусных сталей, в обработке, обобщении полученных результатов и формулировке выводов.

Апробация работы. Основные положения и результаты диссертационной работы докладывались на семи Всероссийских и Международных конференциях, изложены в десяти научных статьях, опубликованных в рецензируемых научных журналах и изданиях.

Публикации. Материалы диссертации опубликованы в 10 печатных работах, в том числе шесть статей в журналах, рекомендованных в ВАК РФ, одна статья в материалах тезисов VII Международной научно-практической конференции «Безопасность ядерной энергетики», г. Волгодонск.

Структура и объем работы. Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, заключения и списка литературы и приложений, изложена на 159 страницах основного текста и на 4 страницах приложений, содержит 92 рисунка, 15 таблиц и список литературы из 140 наименований.

СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении раскрыта актуальность работы, сформулирована её цель, выделена научная новизна и основные положения, выносимые на защиту. Приводятся данные о практическом использовании результатов диссертационной работы.

Глава 1. Состояние вопроса и постановка задач исследования

Начиная с 1973 г. и по настоящее время в производстве сосудов давления АЭУ основными конструкционными материалами являются теплоустойчивые легированные стали бейнитного класса 15X2НМФА и 10ГН2МФА. На начальном этапе промышленного внедрения данные стали в основном выплавлялись по традиционным технологиям основным мартеновским и электродуговым способами. При изготовлении корпусного оборудования АЭС из такого металла приходилось часто применять дорогостоящую дополнительную термообработку для обеспечения сдаточного комплекса механических свойств изделий на разных стадиях изготовления, что касалось и сварных соединений.

По этой причине, а также для обеспечения конструкционной хрупкой прочности в ОАО НПО «ЦНИИТМАШ» были выполнены успешные работы по переводу 15X2НМФА и 10ГН2МФА на передовые технологии выплавки чистых сталей. Чистой, как известно, называется сталь, рафинированная путём вторичного переплава или вакуумированная в ковше. В 80-х годах на Ижорских заводах для корпусных сталей начали применять выплавку в основных мартеновских и электродуговых печах с последующей обработкой металла на установке внепечного рафинирования и вакуумирования (УВРВ) производства шведской фирмы ASEA. Из-за достигнутого заметного улучшения механических характеристик, практически вся корпусная сталь в атомной энергетике к 1995 г.

поставлялась только после дополнительной обработки на УВРВ или с применением переплавных технологий.

Одновременно было замечено, что при переходе на чистые стали (внепечной обработки, ЭШП, ВДП) повысилась дефектность изделий с применением электродуговых способов сварки и, особенно, ЭШС.

В первой части главы проведён анализ практического опыта производства изделий АЭУ с применением ЭШС в ПО «Атоммаш» в условиях перехода на производство изделий из чистых сталей. На конкретных производственных примерах показана сравнительная технологическая свариваемость изделий из листовых заготовок разной толщины сталей 10ГН2МФА и 15Х2НМФА в зависимости от способов выплавки основного металла, Таблица1.

Во второй части главы приведён литературный обзор по вопросу образования горячих микронадрывов (ГМН) и зернограницных подплавлений (ЗГП) в зоне сплавления сварных соединений, высокотемпературной химической микронеоднородности (ВТХМН). Даны краткие теоретические основы дополнительного раскисления сталей в установках внепечного рафинирования и вакуумирования (УВРВ) по процессу ASEA - SKF.

Практически всеми исследователями констатируется, что у чистых сталей значительно улучшен комплекс механических свойств. Факты изменения, а в ряде случаев уменьшения технологической свариваемости у этих же сталей, отмечены

Таблица 1.

Влияние способа выплавки на свариваемость корпусных сталей.

Способ выплавки основного металла	10ГН2МФА		15Х2НМФА	
	дефекты	где	дефекты	где
основная мартеновская плавка (ОМП)	микронадрывы по сульфидным строчкам в зоне сплавления	основной металл	микронадрывы по сульфидным строчкам в зоне сплавления	основной металл
	низкая горячая прочность, $\sigma_B + 350^\circ\text{C}$; высокая температура хладноломкости, t_{K0}		высокая температура хладноломкости, t_{K0}	
			кристаллизационные трещины	металл шва
основная мартеновская плавка + внепечная обработка (ОМП + УВРВ)	полосы повышенной травимости	металл шва	квазихрупкие трещины	линия сплавления
	поднаплавочные трещины термической обработки		подплавленные полости в зоне сплавления	основной металл
	термические трещины после штамповки		хрупкие трещины от концентраторов напряжений	

значительно реже и встречаются в работах Потапова Н.Н., Рымкевича А.И., Рощина М.Б., Трофимова Н.М., Зубченко А.С., Винокурова В.А, Крянина И.Р., Астафьева С.С., Маркова С.И. и некоторых других авторов. Неоднократно отмечалось большое влияние участка перегрева и охлаждения по ТЦС ЭШС на свариваемость корпусных материалов. Однако, технологическая свариваемость чистых сталей в аустенитной области изучена недостаточно, что и является главной предпосылкой для определения цели и постановки задач.

Глава 2. Методическое обеспечение исследований

В качестве материалов для исследований использованы, корпусные стали опытных и, в основном, промышленных выплавов. В Приложениях имеются сведения о химическом составе, механических свойствах основного металла и применяемых сварочных материалах, режимах сварки.

Методики исследования по технологической свариваемости формализованы в две группы - имитационные и натурные испытания.

Имитационные испытания по изучению влияния ТЦС на свойства исследованных материалов выше температуры A_{c3} выполнялись на установках ДСТ-2 ЦНИИТМАШ и ИМАШ-20-75 «Ала - Тоо». Критические точки сталей определяли радионуклидным методом на установке «Параболоид - 3», дифференциальный термический анализ (ДТА) на установке «Vacuterm».

Только одни имитационные испытания не позволили сделать полное заключение о технологической свариваемости чистых корпусных сталей, поэтому была выполнена ЭШС опытно-штатной толстолистовой заготовки днища корпуса реактора натуральных размеров 5750 x 4500 x 247 мм из стали 15Х2НМФА. ТЦС в разных сечениях по толщине заготовки измеряли вольфрам-рениевыми термопарами ВР 5/20 диаметром 0,3 мм с регистрацией на светолучевом шлейфовом осциллографе Н117. Сварочные напряжения определяли тензометрированием, запись сигналов с термостойких датчиков осуществлялась автоматической тензостанцией ЦТМ – 5. Для определения степени влияния предварительного и сопутствующего подогревов (панельными нагревателями Hitachi Kokusai Electric), разных режимов ЭШС выполнялись замеры сварочного зазора по всей высоте стыка.

Для изучения структурного и фазового составов применялись методы прямого рентгеноспектрального анализа и электронной микроскопии. В главе даётся подробное описание разработанной авторами комплексной методики репликации изломов с совместным применением растрового САМЕСА MS-46 и электронного УЭМВ – 100Л микроскопов. Методика предназначена для фрактографии очагов разрушения, микрорентгеноспектрального анализа химического состава «неберущихся» традиционными методами неметаллических включений.

Глава 3. Изучение высокотемпературной пластичности корпусных сталей

Высокотемпературная прочность и пластичность корпусных и ряда других сталей при температурах выше A_{c3} изучалась с помощью имитационных методик. Для обоснования температурно-временных параметров механических испытаний определялись критические точки корпусных сталей разных способов выплавки. Результаты измерений на большом количестве промышленных плавок методами проникающего гамма-излучения и ДТА представлены в Таблице 2.

Таблица 2.

Критические точки корпусных сталей.

Температура, °C	Символ	10ГН2МФА	15Х2НМФА
Ликвидус	Тл	1485...1500	1495...1500
Солидус	T_s	1405...1445	1445...1460
Перитектическое превращение (нагрев / охлаждение)	A_{c4}/Ar_4	-	1475...1480/ /1470...1460
Конец $\alpha \rightarrow \gamma$ (нагрев) / начало $\gamma \rightarrow \alpha$ (охлаждение)	A_{c3}/Ar_3	800 / 650*	830 / 710**
Начало $\alpha \rightarrow \gamma$ (нагрев) / конец $\gamma \rightarrow \alpha$ (охлаждение)	A_{c1}/Ar_1	680 / 630*	710 / 690**
Начало бейнитного превращения (охлаждение)	B_n	510	480
Конец бейнитного превращения (охлаждение)	B_k	310	300
Начало мартенситного превращения (охлаждение)	M_n	400	370
Конец мартенситного превращения (охлаждение)	M_k	200	190

*, ** - температуры наименьшей устойчивости аустенита при охлаждении

Из результатов испытаний следует, что критические температурные точки и интервалы для корпусных сталей разной выплавки практически идентичны. Температурный интервал хрупкости (ТИХ) определялся по методике ДСТ-2 для определения склонности корпусных сталей к горячему трещинообразованию.

Деформационную способность в ТИХ оценивали по критерию $\Delta V_{\text{деф}}$ (критический интервал скоростей растяжения) в зависимости безразмерного температурного параметра θ , Рисунок 1.

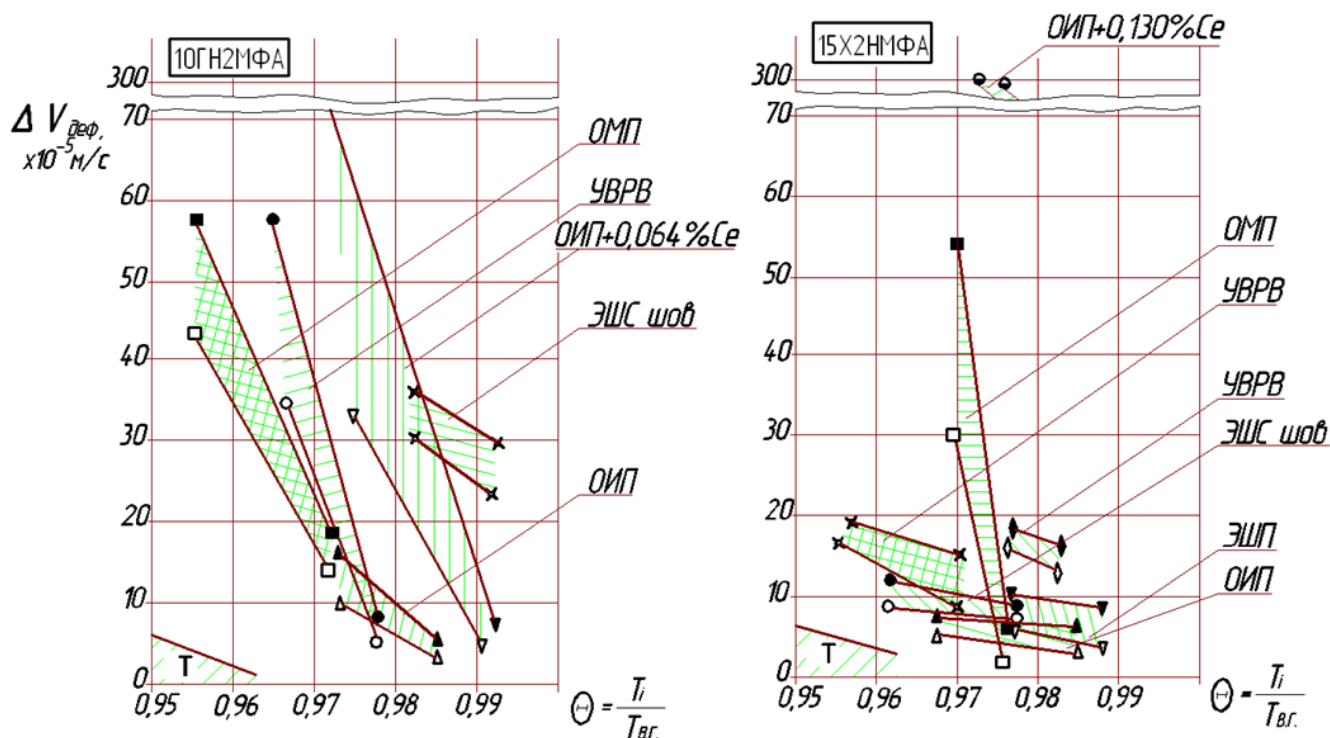


Рисунок 1. Деформационная способность корпусных сталей в ТИХ на ветви охлаждения. *ОМП* – мартеновская сталь, *УВРВ* – вакуумированная, *ЭШП* – переплавная сталь, *ОИП* – открытая индукционная плавка.

T_i – температура начала испытаний, $T_{в.г.}$ – температура верхней границы ТИХ, T – область образования горячих трещин

Ниже динамической характеристики $\Delta V_{\text{ДЕФ}}$ гарантированно отсутствует разрушение образцов. Одновременно, чем выше параметр Θ , тем устойчивее материал к горячим трещинам в ОШЗ на ветви охлаждения.

В целом по совокупности всех результатов установлено, что стали 15Х2НМФА, 10ГН2МФА независимо от способа выплавки не являются склонными к горячим трещинам по сравнению с высоколегированными аустенитными материалами. Добавки церия снимают всякие вопросы по горячему трещинообразованию как за счёт уменьшения ТИХ практически до размеров ТИК (температурного интервала кристаллизации), так и увеличения в нём деформационной способности по критерию $\Delta V_{\text{ДЕФ}}$.

На следующем этапе исследовались свойства чистых сталей в области существования аустенита. Нами впервые было обнаружено охрупчивание перегретого по ТЦС аустенита в интервале температур 800...900 °С на ветви охлаждения, Рисунок 2, для чистых корпусных сталей.

Многочисленными испытаниями установлены факторы, влияющие на степень охрупчивания аустенита по критерию относительного сужения:

- способ выплавки основного металла;
- температура перегрева в аустенитную область;
- скорость деформации (ξ').

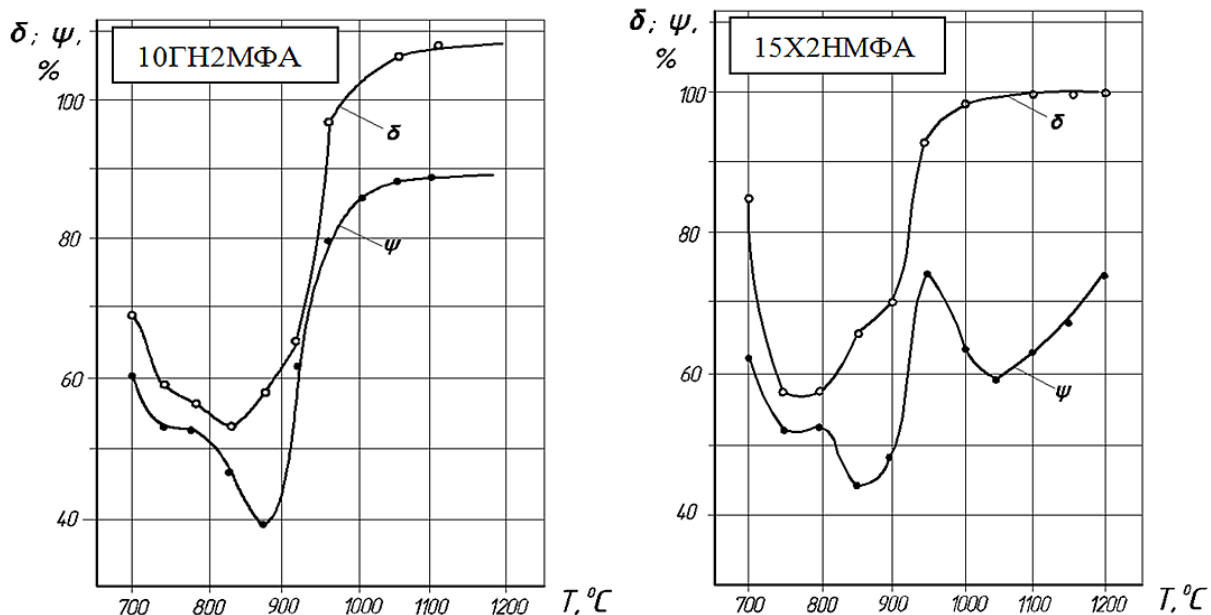


Рисунок 2. Пластичность корпусных сталей после подстуживания от 1150 °C до температуры испытания; $\xi'_{\tau} \approx 3 \cdot 10^{-3} \text{ c}^{-1}$, δ – относительное удлинение, ψ – относительное сужение

Способ выплавки является самым сильным фактором, влияющим на образование среднетемпературного интервала хрупкости аустенита. Обычный мартеновский (ОМП) металл 15Х2НМФА пластичен во всем аустенитном интервале, Таблица 3, а вакуумированный (УВРВ) охрупчивается, начиная с температуры перегрева 1150 °C и выше.

Таблица 3.

Влияние способа выплавки стали 15Х2НМФА на охрупчивание аустенита, $T_{\text{исп.}} = 850 \text{ }^{\circ}\text{C}$, $\xi'_{\tau} \approx 3 \cdot 10^{-4} \text{ c}^{-1}$

Способ выплавки стали 15Х2НМФА	Температура перегрева $T_{\text{п}}$, °C				
	1150	1200	1250	1300	1350
	Ψ , % при $T_{\text{исп.}} = 850 \text{ }^{\circ}\text{C}$				
УВРВ	67	53	46	42	15
ОМП	97	71	56	55	45

Снижение пластичности по критерию ψ в этом интервале тем выше, чем выше температура перегрева стали, Таблица 3, и ниже скорость деформации, Рисунок 3.

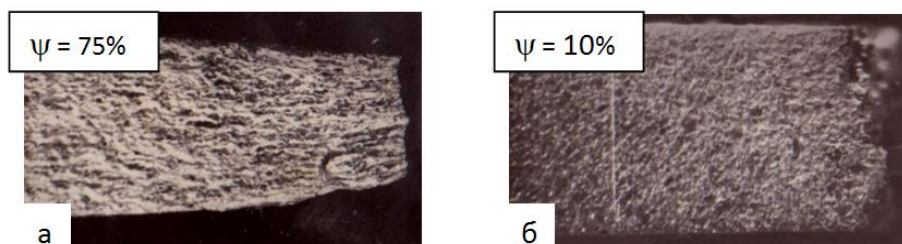


Рисунок 3. Влияние скорости деформации, 10ГН2МФА, ЭШП, $\times 16$; $T_{\text{перегрева}} / T_{\text{исп.}} = 1150 / 850 \text{ }^{\circ}\text{C}$; а – $\xi'_{\tau} \sim 3 \cdot 10^{-2} \text{ c}^{-1}$; б – $\xi'_{\tau} \sim 2 \cdot 10^{-5} \text{ c}^{-1}$

Как показано на Рисунке 4 аустенитному охрупчиванию подвергаются весь ассортимент чистых корпусных сталей – ЭШП, УВРВ, ВДП.

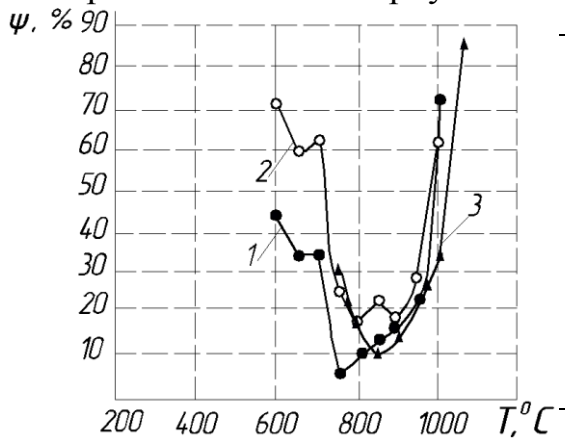


Рисунок 4. Пластичность стали 10Г2НМФА различной выплавки в аустенитной области после перегрева на 1350 °С, $\xi'_{\tau} \sim 2 \cdot 10^{-5} \text{ с}^{-1}$; – ЭШП; 2 - ВДП; 3 – УВРВ.

Глава 4. Структурный и фазовый анализ сварных соединений

С точки зрения технологической свариваемости наличие интервала хрупкости предполагает возникновение трещин в сварных соединениях при определённых условиях термдеформационного цикла сварки (ТДЦС). Для количественной оценки стойкости сварного соединения к образованию среднетемпературных («тёплых») трещин нами предложен следующий критерий:

$$\xi_{\Delta T} = \xi'_{\tau} \cdot \Delta \tau < \xi_{кр} \quad (1)$$

где $\xi_{\Delta T}$ - суммарная деформация металла за время нахождения в ΔT , %

ΔT - температурный диапазон хрупкости аустенита, °С;

ξ'_{τ} - скорость деформации в ΔT при охлаждении, с^{-1} ;

$\Delta \tau$ - время пребывания металла в интервале хрупкости, с;

$\xi_{кр}$ - критическая пластичность металла в ΔT , %.

Из анализа зависимости (1) и результатов имитационных испытаний вытекают условия трещинообразования в АИХ:

1. Применение в качестве основного металла под сварку чистых сталей (ЭШП, ВДП, УВРВ), в которых образуется 800...900 °С интервал охрупчивания.
2. Перегрев аустенита на $T \geq 1150$ °С перед охлаждением.
3. Скорость деформации в ТДЦС в пределах $\xi'_{\tau} \sim 10^{-3} \dots 10^{-5} \text{ с}^{-1}$
4. Время пребывания аустенита $\Delta \tau$ в интервале 800...900 °С, достаточное для накопления критической деформации образования «тёплых» трещин.

Соответственно, условие возникновения трещин в аустенитном интервале хрупкости – это снижение деформационной способности ($\xi_{\Delta T}$) металла ниже критического уровня ($\xi_{кр}$) деформации. По смыслу это условие совпадает с хорошо известным определением технологической прочности металлов в ТИХ. Принципиальное отличие заключается в том, в случае образования «тёплых»

трещин в АИХ определяющим силовым фактором является скорость деформации ξ'_τ , а при возникновении горячих трещин в ТИХ – темп деформации e'_T . То что критерии ξ'_τ и e'_T разные видно из соотношения

$$e'_T = \xi'_\tau / T'_\tau \quad (2)$$

где ξ'_τ – скорость деформации в ТИХ, c^{-1} ;
 T'_τ – скорость охлаждения в ТИХ, $^{\circ}C/c$,

Доминирующим фактором для технологической прочности является величина ТИХ, а скорость деформации e'_τ не оказывает влияния на критическое значение пластичности в ТИХ в отличие от АИХ.

Как следует из анализа (1) вероятность возникновения «тёплых» трещин резко возрастает для процессов с «мягким» ТЦС, к которым относится ЭШС. В частности, все условия для их возникновения совпали при ЭШС толстолистовых заготовок днищ корпуса реактора (шов №1) из чистой стали 15Х2НМФА толщиной 245..250 мм на двухэлектродном варианте сварки. При этом процент брака от общего количества сваренных заготовок составил почти 80%.

В результате проведённых исследований нами определены характерные признаки «тёплых» трещин, Рисунки 5,6. Подплавления, Рисунок 6 в), в зоне сплавления выполняют роль концентраторов, уменьшающих значение $\xi_{кр.}$ в формуле (1).

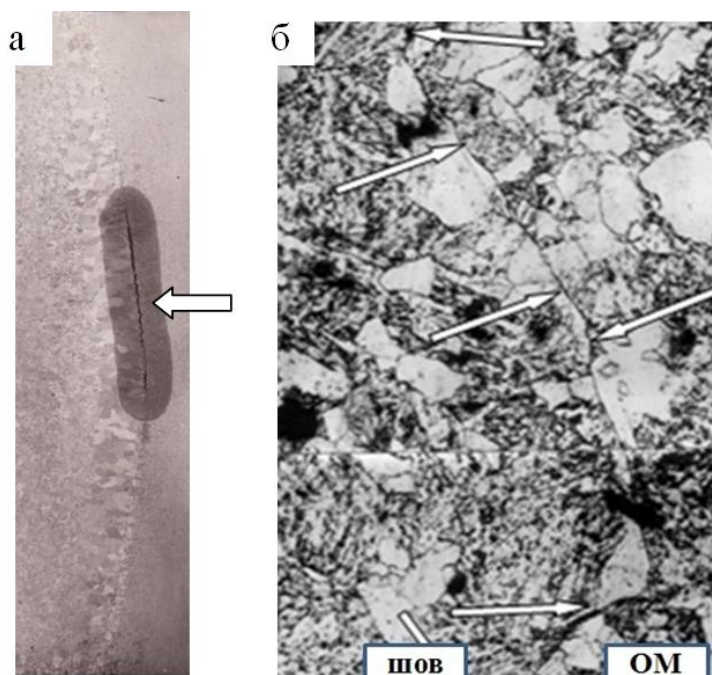


Рисунок 5. Топографические признаки «тёплых» трещин; а) – вдоль линии сплавления (указано стрелкой), макротравление, $\times 1$; б) – тоже (указано стрелками), травление на микроструктуру, $\times 500$

Основным признаком разрушения в диапазоне $800...900^{\circ}C$ исследованных корпусных сталей является первичный камневидный излом, Рисунок 6, а-в), что связано с охрупчиванием зернограницных объёмов аустенитных зёрен.

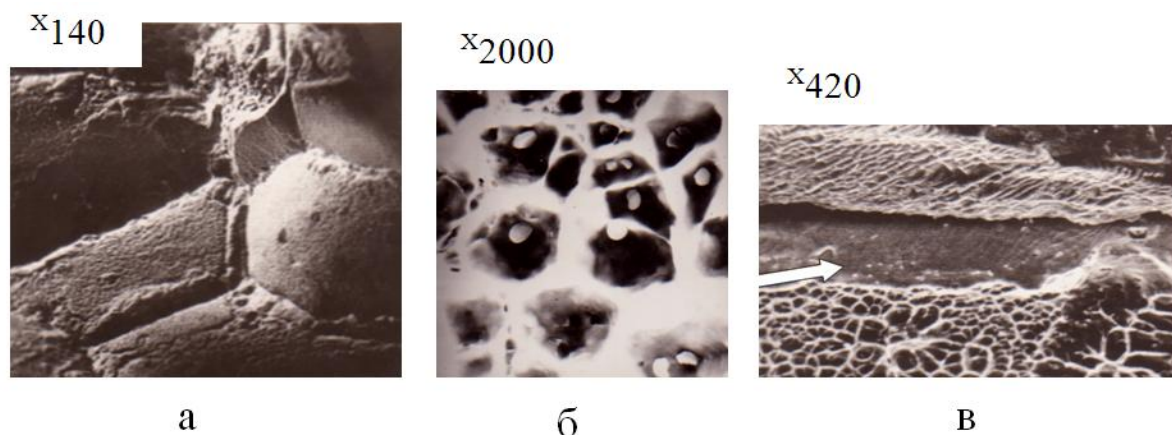


Рисунок 6. Морфологические признаки «тёплых» трещин;
а), б) – первичный камневидный квазихрупкий излом, РЭМ;
в) – зернограничное подплавление (показано стрелкой)

Во второй части главы исследовались микроструктуры сварного шва, зоны сплавления и основного металла, прилегающего к линии сплавления на расстоянии до 8 мм из реальных днищ корпуса реактора. Преимущественный тип микроструктуры сварных соединений – бейнитная и феррито – бейнитная.

Экспериментально определены структурные признаки, сопровождающие «тёплые» трещины:

- декорированные вторичными неметаллическими включениями аустенитные границы на глубину 1,5-2 зерна от линии сплавления в основной металл;
- зёрненный структурно-свободный феррит деформационного происхождения на большеугловых границах перегретого аустенитного зерна.

В третьей части главы исследованиями с помощью комбинированного метода репликации очагов развития трещин установлено, что наряду со вторичными сульфидами марганца стехиометрического состава, в изломах присутствуют хрупкие хромомарганцевые и плёнообразные железохромистые сульфиды, Таблица 3, которые являются причиной появления подплавлений размером от 0,2...1,0 мм, реже до 2,0...3,0 мм, резко снижающих $\xi_{кр}$ в формуле (1).

Таблица 3.

Химический состав неметаллических включений
в очаге разрушения на рисунке 6, в)

Место расположения включений	Форма включений	Содержание элементов, % вес.				
		Fe	Mn	Cr	S	Mo
Подплавление	Округлые	1-3	49-62	1-6	32-38	1-3
	Бесформенные	1-2	6-10	40-47	31-39	1-2
	Плёночные	30-39	2-4	32-49	1-3	5-20
Квазихрупкий межзёрненный излом	Округлые	0-2	50-64	1-7	33-37	0-1
	Бесформенные	0-1	6-11	39-47	32-38	1-2
	Плёночные	29-36	0-2	32-44	0-2	7-23
Вязкий излом	Округлые	0-2	58-63	0-2	35-37	0

Глава 5. Определение ТДЦС при ЭШС опытно - штатной карты

ЭШС опытно - штатной карты выполнялась на стенде, оснащённом автоматизированной установкой местного предварительного и сопутствующего подогрева на базе нагревательных элементов фирмы Hitachi Kokusai Electric. На первом этапе эксперимента определялось влияние предварительного подогрева карты на формоизменение сварочного зазора. Панельные нагреватели в совокупности развивают мощность в 480 кВт /с, тогда как мощность сварочного источника тепла не превышает 48 кВт/с, то есть в 10 раз меньше. Несмотря на высокую интегральную мощность установки местного нагрева, сварочный зазор карты после полного охлаждения до комнатной температуры всегда принимал первоначальную конфигурацию. Это означает, что термические деформации предварительного нагрева являются упругими.

Первая половина карты сваривалась двумя, вторая - тремя электродами. Экспериментально измерены реальные термические циклы в срединных сечениях карты для двух- и трёхэлектродных вариантов ЭШС, Рисунок 7.

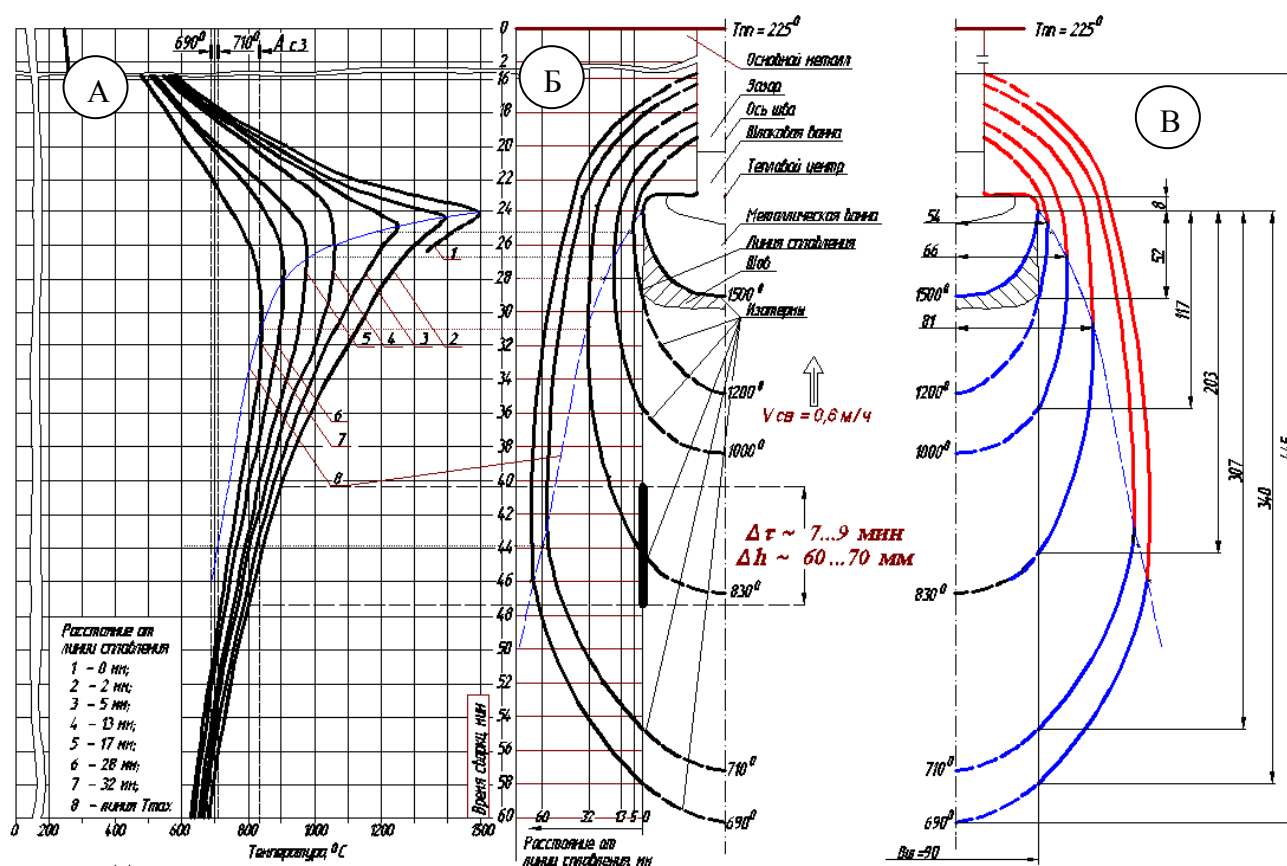


Рисунок 7. Температурное поле в срединном сечении $\delta = 120$ мм листа:

А – поперечном направлении; Б - продольном; В – геометрические размеры зоны ЭШС двумя электродами.

По термическим циклам были определены следующие характеристики:

- максимальная температура цикла ($T_{\max}$) в точках ОШЗ на разном удалении от линии сплавления (кривая поз.8, Рисунок 7);
- время нахождения основного металла ОШЗ выше температуры окончания полиморфного превращения (A_{c3});
- мгновенная скорость охлаждения в интервале температур наименьшей устойчивости аустенита $710 - 690^{\circ}\text{C}$ по тангенсу угла наклона касательных;
- время Δt пребывания аустенита на линии сплавления в интервале хрупкости $800 \dots 900^{\circ}\text{C}$ составляет $\approx 7 \dots 9$ мин.

По результатам экспериментальных измерений ТЦС при ЭШС в средних сечениях карты можно прогнозировать, что в момент охлаждения зоны сплавления до температур $800 \dots 900^{\circ}\text{C}$, в ней развиваются значительные сварочные растягивающие напряжения. Как следует из формулы (1) при вероятной скорости деформации $\xi'_{\tau} \approx 5 \cdot 10^{-5} \text{c}^{-1}$, характерной для ЭШС толстолистовых заготовок, на участке линии сплавления может накопиться за время $\Delta t = 7 \dots 9$ мин деформация растяжения от 2 до 3 %. Для зоны сплавления, ослабленной зернограницными подплавлениями (Рисунок 6, в), этого оказалось достаточно для превышения $\xi_{\text{кр}}$ и, как следствие, разрушения с образованием «тёплых» трещин протяжённостью от 0,2 до 2,5 м вдоль линии сплавления.

Общие выводы

1. Чистые стали 10ГН2МФА и 15Х2НМФА (с внепечной обработкой, электрошлакового и вакуумно-дугового переплава), применяемые для изготовления оборудования АЭС, имеют пониженную технологическую свариваемость способом ЭШС в аустенитной области по сравнению с металлом мартеновской и электродуговой выплавки.

2. Доказано, что пластичность в АИХ уменьшается по мере роста температуры перегрева аустенита и снижении в нём скорости деформации при охлаждении. Выявлено существенное снижение пластичности в АИХ корпусных сталей в диапазоне скоростей деформации $\xi'_{\tau} \sim 10^{-3} \dots 10^{-5} \text{c}^{-1}$, характерном для электрошлаковой сварки.

3. Для практической идентификации квазихрупких трещин, возникающих в АИХ, предложено называть их «тёплыми». Экспериментально выявлены их морфологические, топологические и структурные изменения на границах перегретого аустенитного зерна в зоне сплавления:

- выделения вторичных сульфидов в виде цепочек на глубину $1,5 \dots 2$ зерна от линии сплавления в основной металл;

- наличие зёрненного структурно - свободного феррита деформационного происхождения;

- первичный камневидный излом.

4. Интерпретация обнаруженного интервала образования «тёплых» трещин подтверждается данными измерений ТДЦС ЭШС опытно-штатной заготовки натуральных размеров днища корпуса реактора.

5. Механизм образования «тёплых» трещин обоснован применением комплексной методики с одновременным использованием рентгеноспектрального анализа и просвечивающей электронной микроскопии.

6. Показано, что предварительной термической обработкой листовых заготовок днищ корпуса реактора перед сваркой (нормализация 920°C + отпуск 650°C + технологический отпуск ($620^{\circ}\text{C}+650^{\circ}\text{C}$) + дополнительный отпуск 690°C) устраняются «тёплые» трещины в ЭШС соединениях чистой стали за счёт повышения $\xi_{\text{кр}}$ основного металла.

7. Радиационным и ДТА методами определены критические температурные точки для сталей 15X2НМФА и 10ГН2МФА. Колебания химического состава оказывают незначительное влияние на положение равновесных критических точек корпусных сталей независимо от способа выплавки.

8. Дополнительно в ходе экспериментов исследована зависимость деформационной способности металла ОШЗ в ТИХ. Введением церия (0,064% в 10ГН2МФА и 0,130% в 15X2НМФА) достигнуто существенное снижение ТИХ и увеличение деформационной способности в нём по параметру критического интервала скоростей растяжения.

9. Разработана и внедрена в ПО «Атоммаш» технология бездефектного изготовления днищ парогенератора и ГЕ САОЗ из чистой стали 10ГН2МФА с применением ЭШС.

Основные публикации по теме диссертации

1. Влияние кислородно-разделительной резки и последующей термообработки на структуру и свойства малоуглеродистой стали / Астафьев А.А., Подрезов Н. [и др.] // Металловедение и термическая обработка металлов. 1981. № 5. С.17-19.

2. Влияние режимов обработки на структуру и свойства парогенераторной стали / Астафьев А.А. Подрезов Н.Н. [и др.] // Изв. АН СССР. Metallургия. 1982. № 6. С.85-89.

3. Анализ мелких сульфидных включений на поверхности разрушения Cr-Ni-Mo сталей / Подрезов Н.Н., Лепёхина Л.И., Колоколов Е.И. [и др.] // Заводская лаборатория. 1987. № 10. С.28-30.

4. Мелкие сульфидные включения на поверхностях излома конструкционных сталей /Лепёхина Л.И., Подрезов Н.Н., Колоколов Е.И. [и др.] // Термическая обработка конструкционных сталей. Тр. ЦНИИТМАШ. 1988. №. 206. С.70-78.

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

6. Подрезов Н.Н., Решанов В.А., Зубченко А.С. Влияние параметров деформирования, нагрева и охлаждения на свойства сталей в высокотемпературном интервале хрупкости // Сварочное производство.1991. № 9. С.8 -10.

7. Подрезов Н.Н., Решанов В.А., Зубченко А.С. Пластичность стали 15Х2НМФА при электрошлаковой сварке толстолистовых заготовок в диапазоне 900-800 °С // Сварочное производство.1993. № 8. С.26-28.

8. Подрезов Н.Н. Доронин Ю.В. Влияние динамического ферритного превращения на эксплуатационную надёжность изделий из корпусных сталей АЭС // Материалы VII Международной научно-практической конференции «Безопасность ядерной энергетики». – Волгодонск: ВИТИ НИЯУ МИФИ, 2011. с.7.

9. Подрезов Н.Н., Доронин Ю.В. О свариваемости теплоустойчивых сталей разной выплавки, применяемых в атомной энергетике // Глобальная ядерная безопасность. 2014. № 3(12). С.49-53.

10. Доронин Ю.В., Подрезов Н.Н. Необходимость формализации понятия свариваемости в производстве изделий АЭС // Глобальная ядерная безопасность. 2014. № 3(12). С.26-30.