

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение высшего образования
«Национальный исследовательский технологический университет «МИСИС»

Шплис Николай Валерьевич

ВЛИЯНИЕ ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНЫХ ВОЗДЕЙСТВИЙ
НА СТРУКТУРУ И МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА МАТЕРИАЛОВ КОРПУСА УЛР
РЕАКТОРОВ ВВЭР ПОКОЛЕНИЯ 3+

2.6.1 – «Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель: д.т.н., профессор, С.А. Никулин

Москва, 2025

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы:

Устройства локализации расплава (УЛР) современных российских атомных реакторов ВВЭР поколения 3+ предназначены для обеспечения безопасности АЭС в случае возникновения и развития запроектных тяжелых аварий (ЗПА), сопровождающихся разрушением корпуса реактора и выходом продуктов активной зоны (кориума) за её пределы. Основным назначением УЛР является локализация и удержание кориума в случае ЗПА. Наличие УЛР в конструкции реакторов является важным конкурентным преимуществом российских атомных реакторов.

В настоящее время в качестве материалов корпуса и элементов конструкции УЛР используются низкоуглеродистые и низколегированные стали 22К и 09Г2С, обычно применяемые в качестве конструкционных материалов для работы при температурах не выше 400–450 °С и средних механических нагрузках.

Температура кориума при ЗПА может достигать нескольких тысяч градусов, а внутренняя стенка корпуса может нагреваться до 1000-1200 °С, время охлаждения корпуса может достигать до одного года. В случае такого воздействия возможна существенная деградация механических свойств корпуса УЛР за счет изменений в структуре стали, понижения статической и циклической прочности, ударной вязкости и охрупчивания. Механические свойства материала корпуса УЛР должны обеспечивать надежную и безопасную работу в условиях ЗПА, в том числе при эксплуатации АЭС в разных климатических регионах, а также в районах с повышенной сейсмической активностью. Обоснование безопасности в таких условиях невозможно без получения прямых экспериментальных данных о механических свойствах материалов во всем диапазоне условий воздействий на корпус УЛР после ЗПА. Это требует проведения систематических исследований структуры и механических свойств ряда низкоуглеродистых сталей при длительном воздействии высоких температур и после их воздействия.

На момент начала работы в России и за рубежом отсутствовали данные о механических свойствах сталей типа 22К и 09Г2С и их сварных соединений при температурах до 1200 °С и тем более после высокотемпературных воздействий в условиях ЗПА. Поэтому получение новых знаний о структуре и механических свойствах при длительных высокотемпературных воздействиях чрезвычайно актуально и необходимо, в частности, для обоснования эксплуатационных свойств и безопасности УЛР для АЭС с реакторами ВВЭР поколения 3+. Необходимо определить степень и выявить причины возможной деградации структуры и механических свойств сталей в условиях ЗПА.

В работе проведены сравнительные исследования структуры и механических свойств основного металла и металла шва сварных соединений сталей 22К и 09Г2С в диапазоне температур 23 – 1200 °С в исходном состоянии и после высокотемпературных воздействий, имитирующих условия ЗПА.

Актуальность диссертационной работы подтверждается её выполнением в рамках программ строительства АЭС с реакторами ВВЭР поколения 3+ ГК Росатом в России и за рубежом.

Цель работы:

Исследование структуры и механических свойств материалов корпуса и направляющей плиты УЛР из сталей 22К и 09Г2С и их сварных соединений в широком интервале температур и определение степени их деградации после высокотемпературных воздействий в условиях запроектных аварий.

Для достижения цели в работе были поставлены и решены следующие основные задачи:

Определить механические свойства основного металла и металла сварного шва материалов корпуса и направляющей плиты из сталей 22К и 09Г2С в интервале температур от комнатной до 1200 °С.

Изучить изменение структуры и механических свойств сталей и их сварных соединений после высокотемпературных воздействий, имитирующих условия ЗПА.

Изучить влияние длительных высокотемпературных воздействий, имитирующих условия ЗПА, на ударную вязкость, определить степень и механизмы охрупчивания сталей.

Научная новизна работы:

1. Впервые определены механические свойства материалов основного металла и металла шва корпуса и направляющей плиты УЛР из сталей 09Г2С и 22К в интервале температур 23 – 1200 °С в состояниях до и после термических воздействий, имитирующих условия ЗПА.

2. Впервые установлено влияние термических воздействий, имитирующих условия ЗПА, на охрупчивание материалов корпуса и направляющей плиты УЛР. Показано, что основными факторами повышения температур вязко-хрупкого перехода сталей при таких воздействиях является интенсивный рост аустенитного зерна и зернограничное охрупчивание.

3. Для сталей 22К и 09Г2С впервые выявлено зернограничное хрупкое разрушение после длительного температурного воздействия при 1000-1200 °С и при последующем медленном охлаждении в интервале температур возможной обратимой отпускной хрупкости.

4. Определены характеристики усталостной прочности сталей 22К и 09Г2С после термических воздействий, имитирующих условия ЗПА.

Практическая ценность работы:

Полученные в работе данные о механических свойствах сталей 22К и 09Г2С при статических, ударных и циклических нагрузках до и после термических воздействий, имитирующих ЗПА в интервале температур 23-1200 °С, использованы НИЦ «Курчатовский институт» и АО «Атомэнергопроект» для обоснования эксплуатационных характеристик и безопасности УЛР АЭС с реакторами ВВЭР поколения 3+.

Основные положения и результаты, выносимые на защиту

Механические свойства основного металла и металла сварного шва сталей 09Г2С и 22К до и после термических воздействий, имитирующих условия ЗПА, при статическом, ударном и циклическом нагружении.

Результаты исследования изменения структуры в основном металле и металле сварного шва сталей 09Г2С и 22К в результате длительных высокотемпературных воздействий.

Результаты анализа склонности к хрупкому разрушению основного металла и металла сварного шва сталей 22К и 09Г2С при термических воздействиях, имитирующих ЗПА.

Достоверность результатов работы обеспечивается соответствием условий испытаний материалов и образцов нормативным документам, использованием современных методов исследования, научно-исследовательского и испытательного оборудования, а также представительной статистикой измерений при исследовании и испытаниях большой выборки образцов сталей.

Личный вклад автора состоит в участии в постановке задач исследования, определении и апробации методов испытаний и исследований, проведении экспериментов, в обработке и анализе, в обсуждении полученных результатов и формулировании выводов, в подготовке публикаций по результатам работы.

Апробация работы

Основные результаты работы представлены и обсуждены на X-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ 2020/2021. 20-22 апреля 2021 года, г. Москва, НИТУ «МИСиС»; X-ой Международной школе, посвященная 10-летию лаборатории «Физика прочности и интеллектуальные диагностические системы» (Тольятти, 13–17 сентября 2021 г.); Актуальные проблемы прочности : LXIII Международная конференция, посвященная 70-летию Тольяттинского государственного университета (Тольятти, 13–17 сентября 2021 года); IX-ой Международной конференции «Кристаллофизика и деформационное поведение перспективных материалов», к 100-летию со дня рождения академика Б.К. Вайнштейна, (Москва, 22-26 ноября 2021 г.); Международной научной конференции «Актуальные проблемы прочности» (Витебск, 23-27 мая 2022 г.); XVI-ой Международной конференции «Механика, ресурс и диагностика материалов и конструкций» (Екатеринбург, 16–20 мая 2022 г.); Научно-техническом семинаре «Бернштейновские чтения по термомеханической обработке металлических материалов» (Москва. 25-27 октября 2022 г.); XI-й Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур» - ПРОСТ 2023. (18-20 апреля 2023 г., Москва).

Публикации

По результатам работы опубликованы 10 статей: 5 – в журналах WoS, Scopus и 5 – в рекомендованных ВАК РФ.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, 4-х глав, выводов, приложения, списка литературы из 86 источников и 1 приложения. Работа изложена на 111 страницах, содержит 61 рисунок и 22 таблицы.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы диссертационной работы, определены цель и задачи исследования, сформулирована научная новизна и практическая значимость полученных результатов, представлены основные положения, выносимые на защиту, степень достоверности и апробация результатов.

В первой главе представлен аналитический обзор литературы по теме диссертационной работы. Описаны условия работы корпуса УЛР при возникновении ЗПА, представлены требования к конструкционным материалам УЛР. Представлены имеющиеся данные о структуре и механических свойствах применяемых сталей, рассмотрены механизмы охрупчивания сталей при высокотемпературных воздействиях. Показано, что на момент начала работы в России и за рубежом практически отсутствовали данные о высокотемпературных механических свойствах (при температурах до 1200 °С) сталей типа 22К и 09Г2С, и об изменении структуры и механических свойств низкоуглеродистых низколегированных сталей в условиях ЗПА.

Во второй главе описаны материалы, методы исследования и испытаний. Материалами исследования являлись стали промышленного производства, из которых изготавливается корпус и направляющая плита УЛР: сталь 22К (горячекатанный лист после нормализации, толщиной 60 мм); сталь 09Г2С (горячекатанный лист после закалки и отпуска, толщиной 60 мм); сварные соединения стали 22К и 09Г2С. Сварку листов между собой из сталей 22К и 09Г2С получали методом автоматической аргонодуговой сварки плавящимся электродом (сварочная проволока СВ-08Г2С) в соответствии с ПНАЭ Г-7-009–89. Химический состав основного металла (ОМ) и их сварных соединений (МШ) сталей представлен в таблице №1.

Таблица 1 – Химический состав исследуемых сталей.

Марка стали	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Ti	Co	Al
22К ОМ*	0,26	0,25	0,74	0,013	0,001	0,03	0,40	0,02	0,05	0,01	-
22К МШ**	0,11	0,61	1,39	0,013	0,006	0,08	0,06	0,12	0,05	0,02	-
09Г2С ОМ	0,10	0,67	1,54	0,012	0,005	0,12	0,07	0,3	-	0,01	0,04
09Г2С МШ	0,09	0,61	1,49	0,012	0,005	0,07	0,04	0,10	-	0,01	0,04

*ОМ – основной металл; **МШ – металл шва.

Образцы сталей подвергали термическому воздействию, имитирующему условия работы корпуса и направляющей плиты УЛР при ЗПА, по режимам, определенным в НИЦ «Курчатовский институт» [1]. Все исследуемые состояния сталей представлены в таблице №2.

Таблица №2 – Исследуемые состояния сталей

Обозначение	Режим термического воздействия
ТО-0	Исходное состояние
ТО-1	Нагрев до 1000 °С со скоростью 225 °С/ч; охлаждение до 900 °С со скоростью 6 °С/ч; охлаждение до 840 °С со скоростью 1 °С/ч; выдержка при 840 °С в течении 39,2 ч; охлаждение до 700 °С со скоростью 2 °С/ч; охлаждение с печью до 400 °С; Далее на воздухе.
ТО-2	Нагрев до 650 °С со скоростью не выше 200 °С/ч; охлаждение до 480 °С со скоростью не выше 1 °С/ч; далее охлаждение с печью до 400 °С; Далее на воздухе.
ТО-3	ТО-1 + ТО-2
ТО-4	Выдержка 3,7 часа при температуре 1200 °С; далее охлаждение с печью до 400 °С; Далее на воздухе.

ТО-0 – исходное состояние;

ТО-1 – термическое воздействие, имитирующее условия воздействия на корпус при ЗПА;

ТО-2 – термическое воздействие, имитирующее условия охлаждения корпуса после ЗПА, для исследования склонности к охрупчиванию стали 22К;

ТО-3 – комбинированное термическое воздействие для исследования изменения ударной вязкости ОМ и МШ стали 22К при охлаждении корпуса после фазовой перекристаллизации и исследования склонности к охрупчиванию при длительном охлаждении;

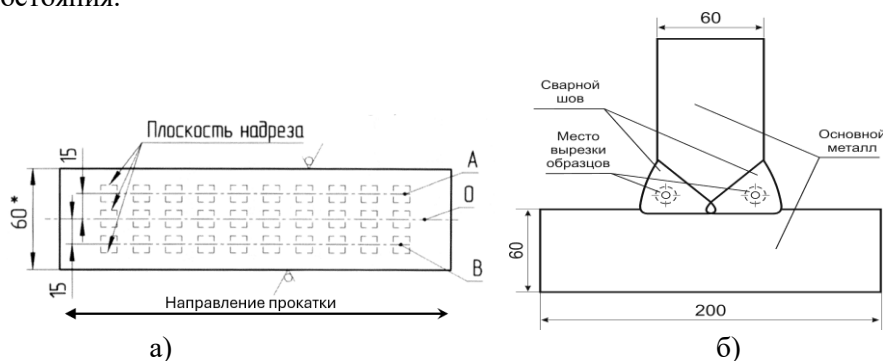
ТО-4 – термическое воздействие для исследования механических свойств сталей 09Г2С и 22К при длительном воздействии при максимальной температуре 1200 °С.

Для исследования влияния термического воздействия на механические свойства при растяжении стали 09Г2С были также проведены предварительные выдержки образцов при температуре испытания в течение 3,7 часа в диапазоне температур от 750 до 1200 °С.

Термическое воздействие осуществляли в электропечи типа СНВЭ 1.3.1/16И4 в вакууме $\sim 6.5 \times 10^{-3}$ Па.

Образцы для механических испытаний на растяжение и ударную вязкость вырезали из полос сталей 22К и 09Г2С толщиной 60 мм поперек направления прокатки (рисунок 1, а) и их сварных соединений непосредственно из зон сварки листов (рисунок 1, б), из которых изготавливаются обечайки корпуса и направляющие плиты УЛР.

Для испытаний на растяжение изготавливали цилиндрические пятикратные образцы с длиной рабочей части 20 мм и рабочим сечением 4 мм в соответствии с ГОСТ 1497-84, испытывали по 3 образца на точку для каждого состояния.



а – из основного металла; б – из металла сварного соединения
Рисунок 1 – Схема вырезки образцов для испытаний на растяжение.

Испытания проводили на машине Zwick/Roell в диапазоне температур от комнатной до 1050 °С, а в диапазоне температур от 1100 до 1200 °С - на машине Gleeble 3800 в вакууме, при скорости движения захватов 5 мм/мин.

Для испытаний на ударную вязкость изготавливали образцы из ОМ и МШ сталей 22К и 09Г2С с размерами 55×10×10 мм с V-образным надрезом в соответствии с ГОСТ 9454-78. Образцы МШ изготавливали таким образом, чтобы надрез располагался непосредственно в сварном шве (рисунок 2).

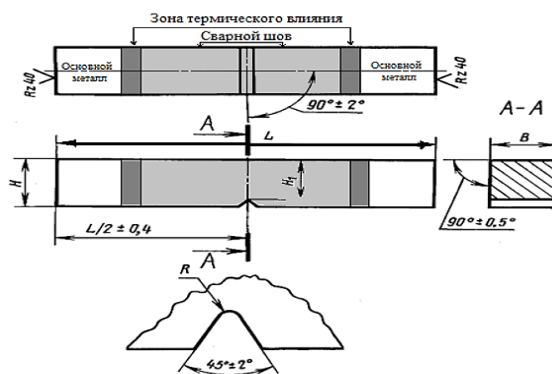


Рисунок 2 - Образец из металла сварного шва для испытаний на ударный изгиб.

Для испытаний на ударную вязкость использовали маятниковый копёр марки INSTRON SI-1M, скорость движения маятника в момент удара была $5 \pm 0,5$ м/с. Для нагрева и охлаждения образцов использовали климатическую камеру LAUDA Proline RP890. Для построения сериальных кривых испытывали по 18 образцов каждого состояния. Интервал температур начала и конца вязко-хрупкого перехода определяли по измерению доли хрупкой составляющей в изломе: $T_{ХН}$ – при X не менее 10%, $T_{ХК}$ – при X = 100 %.

Для испытания на малоцикловую усталость использовали пластинчатые образцы с полированной поверхностью размером 3×0,5×30 мм в количестве 12 штук для каждого состояния. Испытания проводили по схеме поперечного изгиба в одной плоскости на базе $N = 3,5 \cdot 10^4$ циклов при температуре 30 °С, частоте 0,5 Гц, постоянной амплитуде цикла σ_a и коэффициенте асимметрии $R = -1$ с использованием динамического механического анализатора DMA Q800.

Испытания на *многоцикловую усталость* проводили в условиях повторного растяжения с коэффициентом асимметрии цикла $R = 0,1$ при $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ на испытательной машине Instron Electropuls E3000 при частоте 30 Гц по ГОСТ 25.502-79.

Исследование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Vert.A1 при увеличениях $\times 50$ – $\times 200$. Изображения структуры снимали на цифровую камеру микроскопа Carl Zeiss Axio Vert.A1. Размеры зерен определяли по 1000 измерений зерен (по 20 полям зрения и по 50 измерений на поле для каждого состояния сталей) методом измерения длин хорд по ГОСТ 5639-82. Измерения проводили на изображениях структур с увеличением $\times 200$ в ПО Image Expert Pro 3.

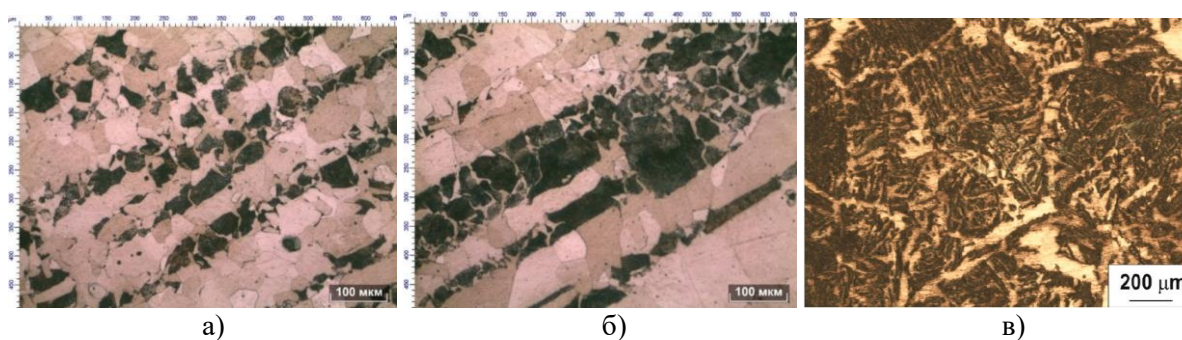
Электронно-микроскопические исследования тонкой структуры проводили на тонких фольгах с использованием просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100 (JEOL) при ускоряющем напряжении 160 кВт при увеличениях $\times 8\,000$ – $\times 100\,000$. Для химического анализа элементов структуры использовали приставку EDS в режиме картирования.

Фрактографический анализ проводили на сканирующем электронном микроскопе HITACHI TM-1000 при увеличениях от $\times 100$ до $\times 10000$.

В третьей главе представлены результаты исследований влияния термического воздействия на структуру и механические свойства стали 22К.

Исследования влияния термического воздействия на структуру ОМ и МШ стали 22К проводили на образцах в исходном состоянии, после термического воздействия ТО-1 и ТО-4. Характеристики структуры представлены в таблице 3.

ОМ стали 22К в исходном состоянии и после ТО-1 характеризуются полосчатой феррито-перлитной структурой (рисунок 4).



а – исходное состояние; б – после ТО-1; в – после ТО-4
Рисунок 4 – Микроструктура ОМ стали 22К в различных состояниях

Таблица 3 – Характеристики структуры стали 22К

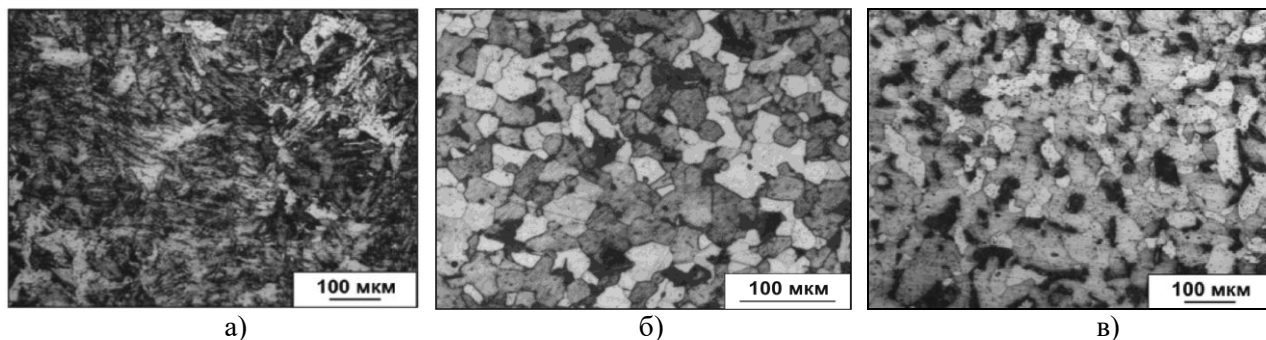
22К	Состояние	Структурная составляющая	Средний размер зерна, мкм / балл зерна
ОМ	Исходное состояние	Феррит	$20,1 \pm 2,4$
		Перлит	$31,2 \pm 10,7$
	ТО-1	Феррит	$66,2 \pm 15,7$
		Перлит	$48,2 \pm 21,9$
	ТО-4	Видманштетт	Балл 5
МШ	Исходное состояние	Видманштетт	Балл 3-5
	ТО-1	Феррит	$46,2 \pm 3,1$
		Перлит	$25,7 \pm 11,5$
	ТО-4	Феррит	$43,3 \pm 13,5$
		Перлит	$27,1 \pm 9,8$

После термического воздействия ТО-1 полосчатость феррито-перлитной структуры ОМ сохраняется, а размер зерен феррита и перлита увеличился.

Термическое воздействие ТО-4 с нагревом до $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ на ОМ стали 22К приводит к образованию игольчатой крупнозернистой структуры перегрева – видманштетта (балл 5 по ГОСТ 5640—2020).

Структура МШ стали 22К в исходном состоянии, после ТО-1 и ТО-4 представлена на рисунке 5. В исходном состоянии в МШ наблюдается крупнозернистая видманшеттовая структура с тонкими иглами феррита внутри зерен и с неоднородной по толщине ферритной сеткой по границам зерен (рисунок 5, а).

После термического воздействия ТО-1 и ТО-4 структура МШ характеризуется равноосной феррито-перлитной структурой (рисунок 5, б, в).

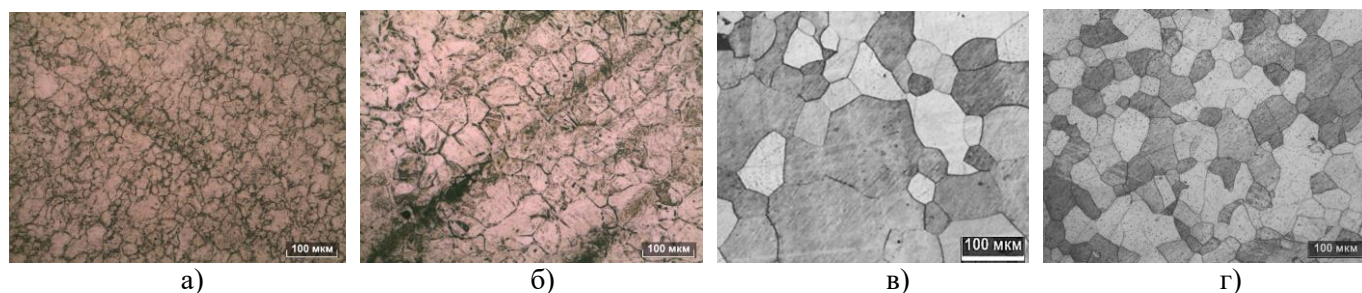


а – состояние поставки; б – после ТО-1; в – после ТО-4

Рисунок 5 – Микроструктура МШ стали 22К в различных состояниях

После ТО-1 в МШ по сравнению с ОМ наблюдается более мелкозернистая феррито-перлитная структура. Средний размер зерен феррита в МШ после ТО-1 в 1,5 раза, а перлита в 2 раза меньше, чем в ОМ.

Термическое воздействие ТО-1 с нагревом до 1000 °С приводит к увеличению в 1,3 раза среднего размера зерна аустенита в ОМ (рисунок 6, а, б, таблица 4).



а, б – ОМ; в, г – МШ

а, в – исходное состояние; б, г – после ТО-1

Рисунок 6 – Структура бывшего аустенита ОМ и МШ стали 22К

Таблица 4 – Средний размер зерна аустенита в стали 22К (средние значения)

22К	Исследуемое состояние	Размер зерна аустенита, мкм
ОМ	Исходное состояние	$36,6 \pm 14,6$
	ТО-1	$47,2 \pm 13,3$
МШ	Исходное состояние	$102,5 \pm 28,9$
	ТО-1	$52,9 \pm 16,2$

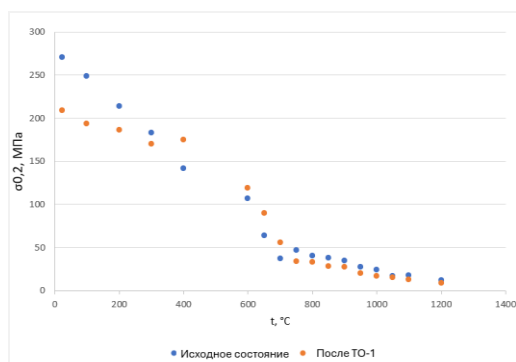
В МШ ТО-1 приводит к уменьшению среднего размера зерна аустенита в 2 раза, по сравнению с исходным состоянием (рисунок 6, в, г, таблица 4). В исходном состоянии средний размер зерна аустенита в ОМ в 3 раза меньше, чем в МШ, а после ТО-1 размер зерен аустенита значимо не различается.

Влияние термического воздействия на механические свойства ОМ и МШ стали 22К при растяжении исследовали на образцах в исходном состоянии и после ТО-1.

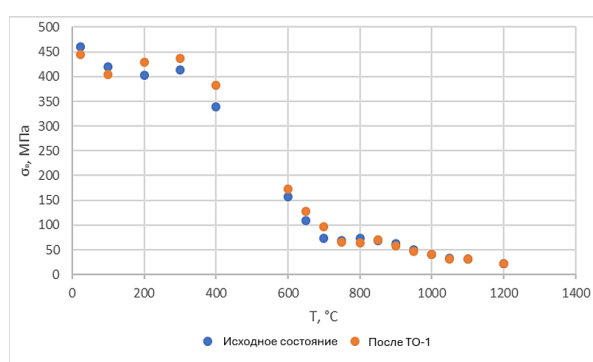
Результаты испытаний образцов ОМ в исходном состоянии и после ТО-1 представлены в таблице 5. Зависимости характеристик прочности от температуры испытания в интервале от 23 до 1200 °С показаны на рисунке 7.

Таблица 5 – Механические свойства при растяжении ОМ стали 22К в исходном состоянии и после термического воздействия ТО-1.

Температура испытания, °С	ОМ					
	Исходное состояние			ТО-1		
	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0.2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
23	271±8	461±5	35,2±4,0	209±19	445±13	33,3±1,4
100	249±1	420±14	37,4±0,1	194±4	405±4	31,3±1,2
200	214±7	403±8	31,6±0,6	186±19	429±1	27,0±0,2
300	183±7	413±9	33,6±1,4	170±32	437±3	27,9±0,8
400	142±8	339±2	52,4±9,5	175±2	383±11	45,8±1,6
600	107±20	158±22	70,0±13,0	119±5	172±3	71,6±5,1
650	64±23	109±40	78,1±10,8	90±5	127±3	85,7±2,4
700	37±3	73±5	70,6±29,3	56±5	96±1	100,1±11,9
750	47±1	68±1	101,6±15,0	34±2	65±1	105,7±10,4
800	40±2	73±8	94,5±28,8	33±2	64±1	78,6±6,3
850	38±2	69±11	86,4±7,1	28±2	70±1	105,2±23,8
900	35±3	63±1	79,7±18,6	27±5	57±1	115,1±20,2
950	27±2	50±1	110,7±5,2	20±5	47±1	109,2±16,9
1000	24±2	41±3	88,5±16,1	17±2	40±3	98,9±14,4
1050	17±1	33±1	86,5±13,3	15±1	32±1	90,7±10,1
1100	18±2	32±1	37,9±3,2	13±2	32±1	25,7±1,5
1200	12±3	22±2	33±4	9±1	22±1	25,5±1,7



а)



б)

а – предел текучести; б – предел прочности

Рисунок 7 – Зависимость предела текучести и предела прочности ОМ стали 22К в исходном состоянии и после ТО-1 от температуры испытания

Установлено, что при комнатной температуре условный предел текучести и предел прочности ОМ стали 22К в исходном состоянии равны 271 МПа и 461 МПа, соответственно. Повышение температуры испытания до 100-600 °С приводит к монотонному понижению предела текучести до 107 МПа. При температурах 600 - 650 °С предел текучести резко снижается до 47 МПа, и далее при повышении температуры испытания до 700–1200 °С темп снижения предела текучести замедляется. При 1000 и 1200 °С предел текучести стали 22К составляет 24 МПа и 12 МПа, соответственно.

Предел прочности ОМ стали 22К в исходном состоянии при повышении температуры испытания до 100 °С снижается до 420 МПа и далее при повышении температуры до 200-300 °С заметно не изменяется (рисунок 7). Повышение температуры испытания до 400-650 °С приводит к резкому снижению предела прочности до 109 МПа. Далее при повышении температуры испытания до 700-1200 °С темп снижения предела прочности замедляется, и при 1100 и 1200 °С предел прочности ОМ стали 22К в исходном состоянии равен 32 и 22 МПа, соответственно.

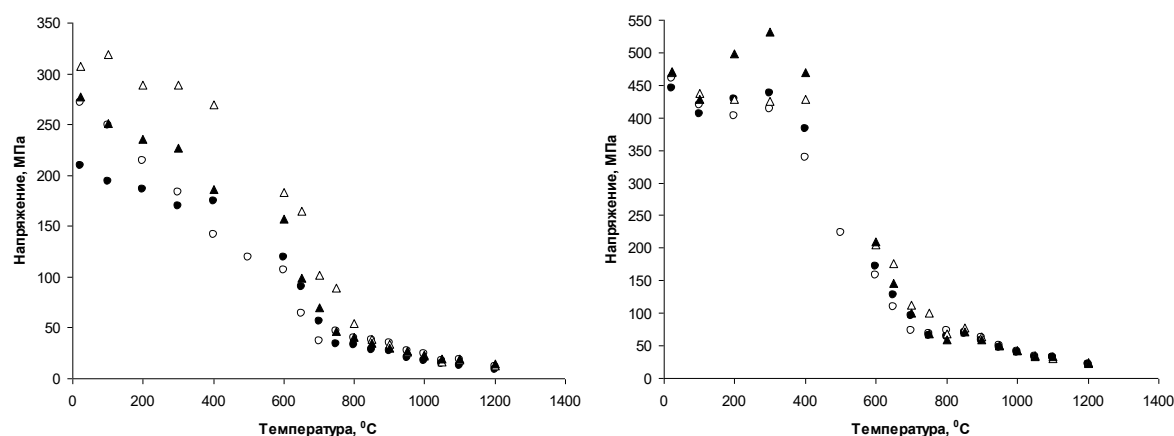
В сравнении с исходным состоянием, термическое воздействие ТО-1 на привело к понижению предела текучести ОМ стали 22К во всем диапазоне температур испытания от комнатной до 1200 °С, в то время как влияние ТО-1 на значения предела прочности не значительное.

Значения относительного удлинения для образцов ОМ в исходном состоянии и после ТО-1 близки во всем интервале температур испытаний и составляют не менее 25% (таблица 5).

Результаты испытаний МШ стали 22К представлены в таблице 6 и на рисунке 8. Для сравнения там же представлены значения характеристик прочности для ОМ при тех же температурах испытаний.

Таблица 6 – Механические свойства при растяжении МШ стали 22К в исходном состоянии и после термического воздействия ТО-1

Температура испытания, °C	МШ					
	Исходное состояние			ТО-1		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
23	307±1	470±6	38,9±1,2	277±19	471±13	38,3±3,5
100	319±32	438±11	31,9±0,1	251±16	428±6	36,7±2,2
200	289±3	428±1	26,6±1,5	236±3	499±31	20,0±0,6
300	289±10	426±5	22,1±1,6	227±18	532±31	23,6±3,0
400	270±16	429±11	36,4±4,7	186±11	470±8	35,3±0,4
600	183±8	205±8	37,8±2,6	157±23	210±6	42,0±3,0
650	165±28	177±25	44,8±13,6	99±4	146±3	70,6±16,8
700	102±11	112±6	65,1±6,0	70±4	101±1	80,3±12,0
750	89±2	100±4	62,5±21,3	47±4	68±3	97,4±30,2
800	54±1	68±3	52,8±5,2	41±1	60±1	62,3±2,7
850	39±8	77±4	72,3±29,1	35±1	72±1	35,6±2,3
900	34±1	64±2	39,7±0,4	30±1	59±2	38,9±14,3
950	26±5	50±1	32,8±3,0	27±1	50±1	31,0±3,0
1000	23±1	42±1	26,2±0,6	22±1	42±1	50,8±2,4
1050	16±3	35±1	39,7±8,7	19±1	34±1	65,1±2,1
1100	18±1	31±1	35,7±1,3	19±1	34±1	41,1±1,1
1200	13±3	24±1	45,0±4,8	15±1	23±1	51,2±3,7



а) — предел текучести; б) — предел прочности
○ — ОМ в исходном состоянии; ● — ОМ после ТО-1;
△ — МШ в исходном состоянии; ▲ — МШ после ТО-1

Рисунок 8 – Зависимость прочностных характеристик от температуры испытания ОМ и МШ стали 22К

При комнатной температуре испытания пределы прочности и текучести МШ стали 22К в исходном состоянии составили 470 и 307 МПа, соответственно, а относительное удлинение равно 38,9 %. При этом значение предела текучести МШ в 1,3 раза выше, чем для ОМ. После ТО-1 предел текучести МШ стали 22К в интервале температур испытания от комнатной до 800 °C ниже, чем в исходном состоянии, а в интервале от 850 до 1200 °C пределы текучести этих состояний практически совпадают.

Относительное удлинение МШ как в исходном состоянии, так и после ТО-1 сохраняется на уровне не ниже 22 % во всем интервале температур испытаний.

Таким образом, МШ стали 22К при температурах от 23 °C до 750–800 °C в исходном состоянии и после ТО-1 имеет более высокую прочность, по сравнению с ОМ. При температурах от 850 °C до 1200 °C разница в значениях прочности между этими состояниями минимальная.

Исследование Влияние термического воздействия на ударную вязкость стали 22К, температуры вязко-хрупкого перехода и характер разрушения ОМ и МШ стали 22К проводили при испытаниях на ударную вязкость образцов в исходном состоянии и после воздействий ТО-1, ТО-2 и ТО-3 (см. таблицу 2). Значения ударной вязкости и доли хрупкой составляющей представлены в таблицах 7 и 8, а сериальные кривые – на рисунках 9 и 10.

При температурах испытания от 200 до 50 °С ударная вязкость ОМ в исходном состоянии составляет более 190 Дж/см² при полностью вязких изломах. Ударная вязкость ОМ в исходном состоянии при комнатной температуре составила 177 Дж/см² при 10-30 % хрупкой составляющей в изломе. Полностью хрупкий излом (X=100%) наблюдается при температуре испытания –20 °С при значении KCV 54 Дж/см².

Термическое воздействие ТО-1 не изменяет ударную вязкость ОМ по сравнению с исходным состоянием стали 22К при 200 – 100 °С, значения которой сохраняются на уровне 180-204 Дж/см². При понижении температуры испытания ниже 75 °С ударная вязкость понижается, а в изломах образцов появляется хрупкая составляющая в количестве 10-15% при значении KCV 125 Дж/см². Полностью хрупкий излом после ТО-1 наблюдается уже при комнатной температуре испытания, а значения ударной вязкости понижаются до KCV = 78 Дж/см², что в 2 раза ниже, чем для стали в исходном состоянии.

Таблица 7 – Ударная вязкость и доля хрупкой составляющей в изломе ОМ стали 22К.

T, °C	KCV, Дж/см ²				X, %			
	Исходное состояние	ТО-1	ТО-2	ТО-3	Исходное состояние	ТО-1	ТО-2	ТО-3
200	192 ± 12	183 ± 5	222 ± 3	189 ± 6	0	0	0	0
150	190 ± 6	–	221 ± 3	187 ± 7	0	–	–	0
125	201 ± 6	189 ± 8	224 ± 3	197 ± 10	0	0	0	5-10
100	204 ± 2	196 ± 12	–	176 ± 20	0	0	–	30
75	–	170 ± 16	–	152 ± 1	–	10-15	–	40-60
50	207 ± 1	125 ± 8	193 ± 1	112 ± 6	0	95	10-30	100
23	177 ± 3	78 ± 16	115 ± 23	36 ± 2	10-30	95-100	90-95	100
0	141 ± 10	34 ± 3	46 ± 12	31 ± 2	80	100	100	100
–20	54 ± 5	19 ± 2	15 ± 3	13 ± 1	100	100	100	100
–30	17 ± 2	12 ± 1	12 ± 1	11 ± 1	100	100	100	100
–50	14 ± 1	–	–	–	100	–	–	–

X – доля хрупкой составляющей в изломе

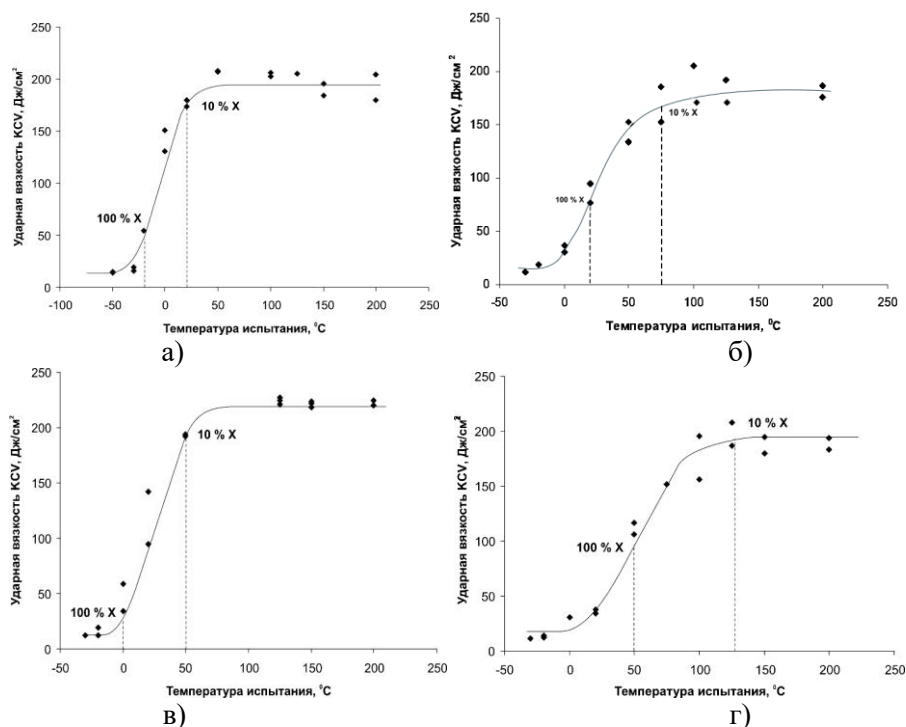


Рисунок 9 – Сериальные кривые ударной вязкости ОМ стали 22К в различных состояниях

Таким образом, для ОМ стали 22К длительное термическое воздействие ТО-1 с нагревом до 1000 °С и медленным охлаждением приводит к повышению температур начала и конца интервала вязко-хрупкого перехода на 50 °С и 40 °С.

Термическое воздействие ТО-2 приводит к некоторому повышению ударной вязкости ОМ стали 22К в интервале температур испытаний от 200 до 125 °С в среднем на 20 Дж/см², относительно исходного состояния. При понижении температуры испытания до 50 °С ударная вязкость понижается до 193 Дж/м², а в изломах наблюдается хрупкая составляющая в количестве 10-30 %. Ударная вязкость при комнатной температуре испытания составила 115 Дж/см² при 90-95 % хрупкой составляющей в изломе. Полностью хрупкий излом наблюдается при температуре испытания 0 °С при значениях KCV= 46 Дж/см². В интервале температур от 23 °С до – 20°С ударная вязкость после ТО-2 в 1,5-3,5 раз ниже, чем в исходном состоянии. Таким образом, термическое воздействие ТО-2 с медленным охлаждением в интервале температур возможного развития отпускной хрупкости для ОМ стали 22К приводит к повышению температур начала и конца вязко-хрупкого на 20-25 °С и к значительному понижению ударной вязкости в интервале температур от 23 °С до – 20°С по сравнению с исходным состоянием.

Комбинированное термическое воздействие ТО-3 не изменяет ударную вязкость ОМ стали 22К в интервале температур испытаний от 200 до 100 °С по сравнению с исходным состоянием. Однако, при температурах от 50 °С до – 20 °С ударная вязкость понижается в 4-5 раз, по сравнению с исходным состоянием. Хрупкая составляющая в изломах в количестве 5-10 % наблюдается при температуре испытания 125 °С, полностью хрупкий излом при температуре испытания 50 °С. При комнатной температуре испытания ударная вязкость ОМ после ТО-3 составила 36 Дж/см² при полностью хрупком изломе, что в 5 раз меньше, чем в исходном состоянии. Таким образом, комбинированное воздействие ТО-3 для ОМ стали 22К приводит к еще большему повышению температур начала и конца хрупко-вязкого перехода на 100 и 70 °С, соответственно, и к расширению и смещению интервала температур вязко-хрупкого перехода на 25 °С по сравнению с исходным состоянием. Значения ударной вязкости после такого воздействия в 4 -5 раз ниже, чем в исходном состоянии.

Ударная вязкость МШ стали 22К в исходном состоянии в интервале температур от 125 до 50 °С немного ниже ударной вязкости ОМ и составляет в среднем 168 – 188 Дж/см² при полностью вязких изломах (таблица 8, рисунок 10). При понижении температуры испытания до 23 °С в изломах появляется хрупкая составляющая в количестве до 15 % при значении KCV 166 Дж/см². Полностью хрупкий излом в МШ стали 22К в исходном состоянии наблюдается при температуре минус 30 °С при значении ударной вязкости 118 Дж/см². При этом в интервале температур испытания от -20 °С до – 50 °С ударная вязкость МШ в 2-3 раза выше, чем у ОМ в исходном состоянии.

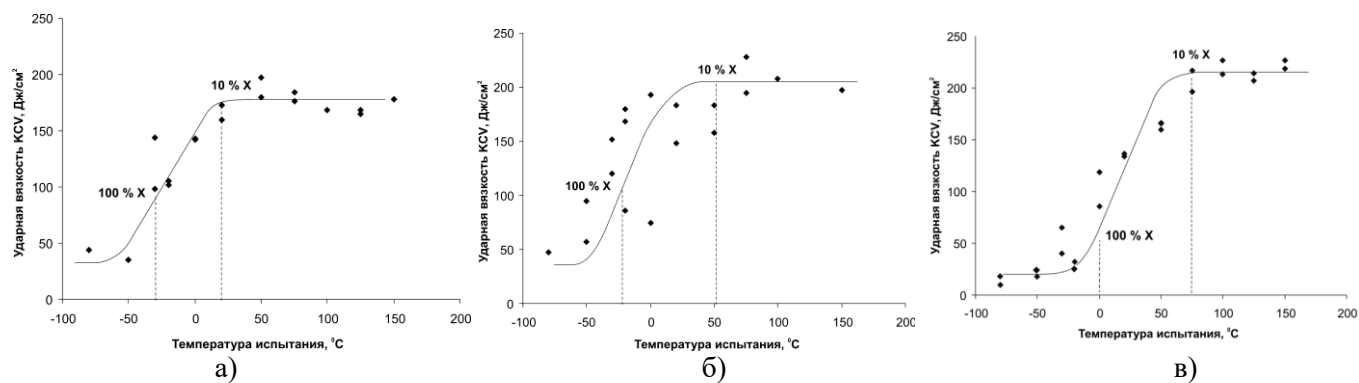
После термического воздействия ТО-2 для МШ при температуре испытания 50 °С в изломах образцов появляется хрупкая составляющая в количестве не более 15 % при значении KCV 160 Дж/см², а при комнатной температуре испытания 164 Дж/см². Полностью хрупкий излом в МШ после ТО-2 наблюдается при температуре испытания -20 °С.

Термическое воздействие ТО-2 для МШ стали 22К приводит к повышению температур начала и конца на 25 и 10 °С, соответственно, и к расширению интервала вязко-хрупкого перехода на 25 °С. При этом ударная вязкость понижается незначительно.

Таблица 8 - Ударная вязкость и доля хрупкой составляющей в изломе МШ стали 22К.

Температура испытания, °С	KCV, Дж/см ²			X, %		
	Исходное состояние	ТО-2	ТО-3	Исходное состояние	ТО-2	ТО-3
150	178 ± 4	195 ± 8	223 ± 4	0	0	0
125	166 ± 6	–	210 ± 4	0	–	0
100	168 ± 4	208 ± 3	220 ± 7	0	0	0
75	180 ± 4	211 ± 16	206 ± 10	0	0	10-15
50	188 ± 9	160 ± 12	160 ± 3	0	0-15	85
23	166 ± 7	164 ± 18	135 ± 2	0-15	30-55	90
0	142 ± 1	142 ± 17	102 ± 16	65-80	50-85	100
–20	103 ± 2	113 ± 20	35 ± 6	95	95-100	100
–30	118 ± 22	136 ± 16	52 ± 12	100	100	100
–50	36 ± 14	76 ± 18	18 ± 4	100	100	100
–80	41 ± 7	47 ± 5	10 ± 2	100	100	100

X – доля хрупкой составляющей в изломе



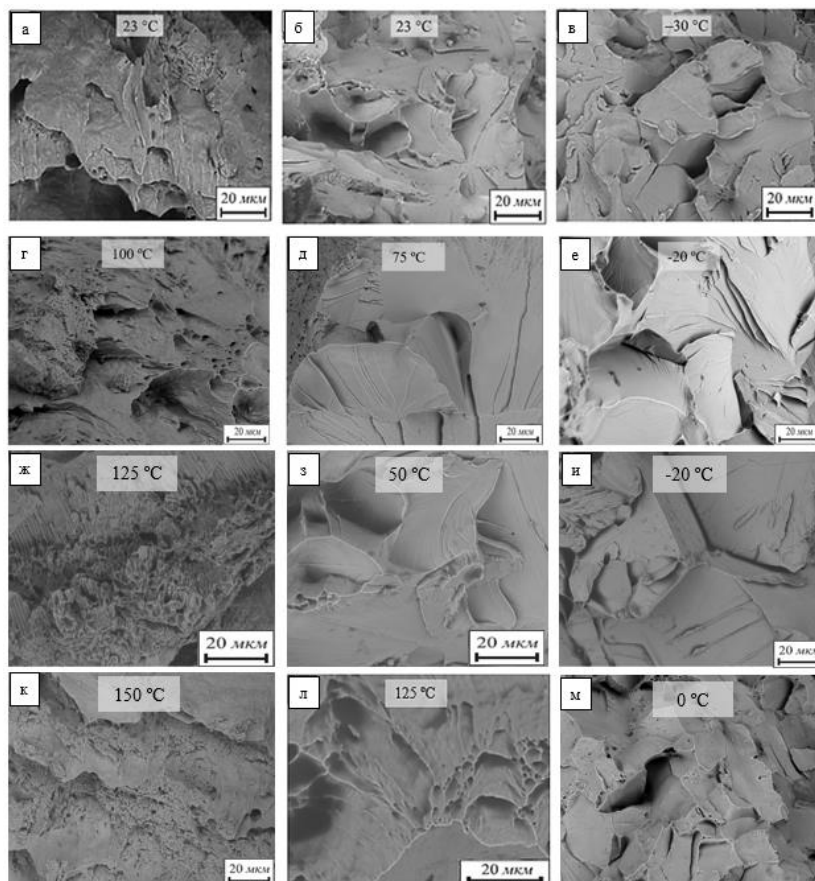
а – исходное состояние; б – ТО-2; в – ТО-3

Рисунок 10 – Сериальные кривые ударной вязкости МШ стали 22К в различных состояниях

После комбинированного термического воздействия ТО-3 хрупкая составляющая в количестве 10-15 % появляется в изломе при температуре 75 °С, в отличие от исходного состояния МШ, где появление хрупкой составляющей наблюдается при 23 °С. В интервале температур от 23 °С до – 80 °С ударная вязкость МШ после воздействия ТО-3 в 1,5 – 2,5 раза ниже, чем в исходном состоянии.

Таким образом, термическое воздействие ТО-3 для МШ стали 22К приводит к повышению температур начала и конца вязко-хрупкого перехода на 50 и 30 °С, соответственно.

Анализ микростроения изломов ударных образцов ОМ и МШ стали 22К в исходном состоянии, после ТО-1, ТО-2 и после ТО-3 при различных температурах испытания (рисунки 11 и 12) показал, что в исходном состоянии для ОМ и МШ при понижении температуры испытания наблюдается переход от вязкого ямочного к транскристаллитному хрупкому разрушению сколом.

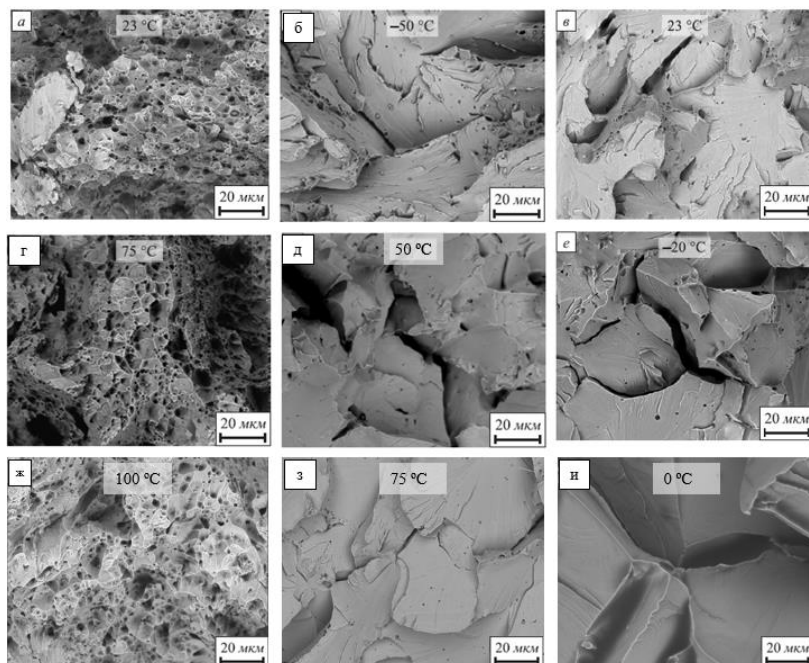


После ТО-1, ТО-2 и ТО-3 в изломах образцов ОМ и МШ, испытанных в интервале температур вязко-хрупкого перехода, наблюдается смешанное вязко-хрупкое разрушение с областями как транскристаллитного скола, так и зернограницного хрупкого разрушения. То есть «обычная» хладноломкость, связанная с повышением предела текучести с понижением температуры для ОМ и МШ в этих состояниях усиливается зернограницным охрупчиванием.

а, б, в – исходное состояние; г, д, е – после ТО-1;

ж, з, и – после ТО-2; к, л, м – после ТО-3

Рисунок 11 – Микростроение изломов ОМ стали 22К в различных состояниях (температуры испытания указаны на фото)



Температуры испытаний, при которых в изломах наблюдается смешанное хрупкое транскристаллитное и зернограничное разрушение, в образцах ОМ и МШ повышаются в ряду воздействий: ТО-1 при котором значительно укрупняется зерно аустенита; ТО-2 – когда материал длительное время находится при температурах возможного охрупчивания по механизму ООХ; и ТО-3 – когда эти негативные факторы действуют одновременно. Поэтому повышение температур начала и конца вязко-хрупкого перехода для ОМ и МШ после воздействия ТО-3 наибольшее (см. таблицу 9).

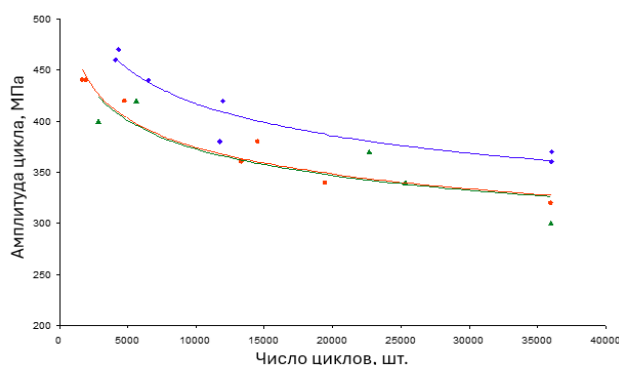
а, б, в – исходное состояние; г, д, е – после ТО-2; ж, з, и – после ТО-3
Рисунок 12 – Микростроение изломов МШ стали 22К в различных состояниях (температуры испытания указаны на фото)

Таблица 9 – Повышение температур начала ($T_{\text{ХН}}$) и конца ($T_{\text{ХК}}$) вязко-хрупкого перехода ОМ и МШ стали 22К после термических воздействий, по сравнению с исходным состоянием

Состояние	Повышение температур, на °C			
	ОМ		МШ	
	$T_{\text{ХН}}$	$T_{\text{ХК}}$	$T_{\text{ХН}}$	$T_{\text{ХК}}$
ТО-1	50	40	-	-
ТО-2	25	25	25	10
ТО-3	70	100	50	30

В данном случае для стали 22К, которая считается не склонной к обратимой отпускной хрупкости, появление ЗГР в изломах образцов ОМ и МШ после длительных (сотни часов) термических воздействий с нагревом до температур 1000-1200 °C и медленным охлаждением в интервале температур 450-650 °C, по-видимому, связано со значительным укрупнением зерна аустенита и возможным охрупчиванием границ зерен по механизму ООХ. Однако, Оже-спектроскопия участков ЗГР в изломах образцов, не выявила сегрегаций вредных примесей P, Sb, Sn и др. на зернограничных фасетках хрупкого скола.

Влияние термического воздействия на малоцикловую усталость стали 22К изучали при испытаниях образцов ОМ и МШ в исходном состоянии и после ТО-2 и ТО-4 (рисунки 13 и 14, таблицы 10 и 11).



◆—Исходное состояние; ●—ТО-2; ▲—ТО-4.
Рисунок 13 – Кривые усталости ОМ стали 22К

Ограниченный предел выносливости (σ_{RN}) образцов ОМ стали 22К в исходном состоянии при долговечности $N = 3,5 \times 10^4$ циклов составил $\sigma_{RN} = 360$ МПа, что в 1,4 раза меньше, чем σ_{max} (таблица 10).

ТО-2 и ТО-4 для ОМ стали 22К приводит к понижению предела выносливости (σ_{RN}), который после ТО-2 и ТО-4 равен $\sigma_{RN} = 330$ МПа, при отношении σ_{RN} к σ_{max} 0,7.

Таблица 10 – Характеристики усталости ОМ стали 22К

Состояние	σ_{max} , МПа	σ_{RN} , МПа	σ_{RN}/σ_{max}
Исходное состояние	500	360	0,7
ТО-2	450	330	0,7
ТО-4	470	330	0,7

σ_{max} – минимальное напряжение разрушения образца за один цикл, σ_{RN} – относительный предел выносливости на базе $3,5 \times 10^4$ циклов.

Ограниченный предел выносливости МШ (таблица 11) в исходном состоянии составляет $\sigma_{RN} = 340$ МПа (0,7 σ_{max}). После ТО-4 он возрастает до $\sigma_{RN} = 420$ МПа (0,7 σ_{max}).

Таблица 11 – Характеристики усталости МШ стали 22К

Состояние	σ_{max} , МПа	σ_{RN} , МПа	σ_{RN}/σ_{max}
Исходное состояние	510	340	0,7
ТО-4	500	420	0,7

σ_{max} – минимальное напряжение разрушения образца за один цикл, σ_{RN} – относительный

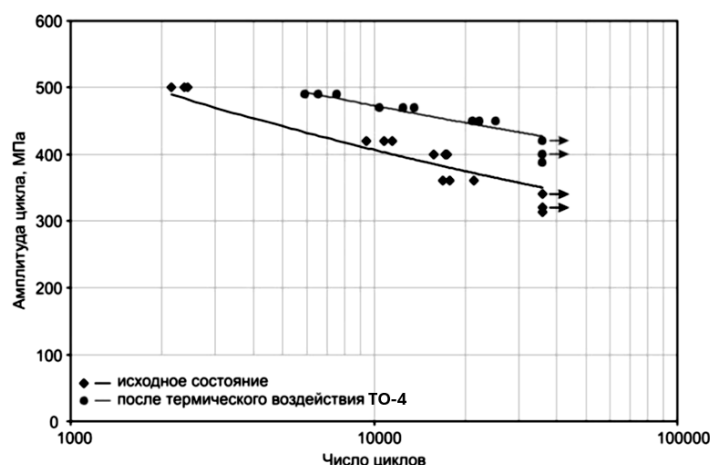


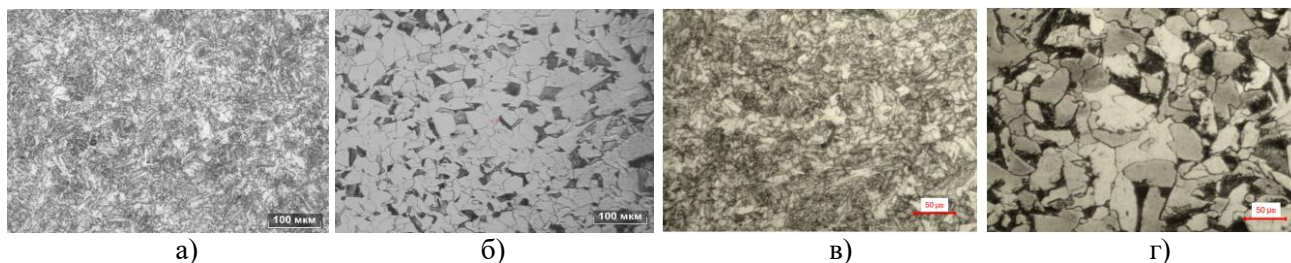
Рисунок 14 – Кривые усталости МШ стали 22К

Таким образом, после высокотемпературного воздействия ТО-4 усталостная прочность металла сварного шва повысилась более чем на 20% по сравнению с исходным состоянием. При одинаковых уровнях напряжений цикла долговечность образцов после ТО-4 в 2—8 раз выше, чем у образцов в исходном состоянии.

В четвертой главе представлены результаты исследований влияния термического воздействия на структуру и механические свойства стали 09Г2С.

Микроструктура ОМ и МШ стали 09Г2С в исходном состоянии представляет собой квазипolygonальный феррит со средним размером зерна 14 и 11 мкм и мелкозернистые продукты распада нижнего бейнита с участками дисперсного цементита (рисунок 15, таблица 12).

После термического воздействия ТО-4 в МШ, как и в ОМ, наблюдается феррито-перлитная структура, со средним размером зерен феррита 37 мкм, и перлита 19 мкм.



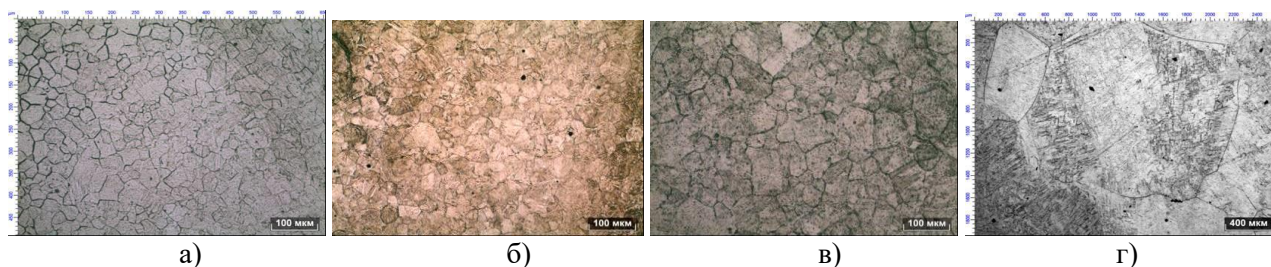
а, в – исходное состояние; б, г – после ТО-4
Рисунок 15 – Микроструктура ОМ и МШ стали 09Г2С

Таблица 12 – Характеристики структуры ОМ и МШ стали 09Г2С

09Г2С	Состояние	Структурная составляющая	Средний размер, мкм /балл зерна
ОМ	Исходное состояние	Феррит	14±6
		Продукты распада нижнего бейнита	-
	ТО-4	Феррит	38±10
		Перлит	26±13
МШ	Исходное состояние	Феррит	11 ± 5
		Продукты распада нижнего бейнита	-
	ТО-4	Феррит	37 ± 11
		Перлит	19 ± 8

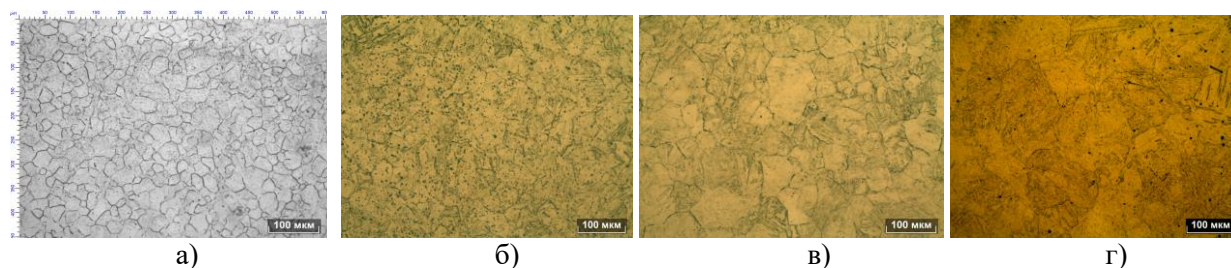
Для исследования склонности ОМ и МШ стали 09Г2С к росту аустенитного зерна были проведены дополнительные выдержки образцов при температурах от 900 до 1200 °С в течении 3,7 ч с последующим охлаждением в воде. Фотографии структуры бывшего аустенита представлены на рисунках 16 и 17.

Повышение температуры выдержки сильно влияет на размер зерен аустенита в ОМ стали 09Г2С. Наибольший рост зерна аустенита в ОМ наблюдается при температуре 1200 °С (таблица 13). При температуре выдержки 900 °С и 1000 °С средний размер зерна аустенита составляет 27 и 32 мкм, соответственно. Выдержка при 1100 °С приводит к увеличению среднего размера зерна до 56 мкм, а при температуре 1200 °С до 999 мкм.



а) 900 °С; б) 1000 °С; в) 1100 °С; г) 1200 °С

Рисунок 16 – Структура аустенита в ОМ стали 09Г2С после выдержки при различных температурах, 3,7 ч.



а – 900 °С; б – 1000 °С; в – 1100 °С; г – 1200 °С

Рисунок 17 – Структура аустенита в МШ стали 09Г2С после выдержки при различных температурах, 3,7ч.

Таблица 13 – Размер зерен аустенита в стали 09Г2С

09Г2С	Температура выдержки, °С	Средний размер зерна, мкм
ОМ	900	27 ± 5
	1000	32 ± 4
	1100	56 ± 2
	1200	999 ± 118
МШ	900	32 ± 11
	1000	43 ± 14
	1100	45 ± 28
	1200	66 ± 23

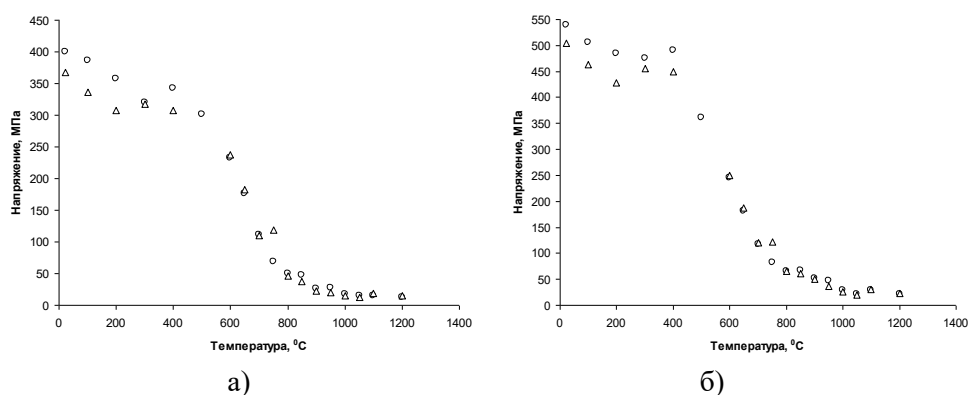
Повышение температуры выдержки с 900 °С до 1200 °С приводит для МШ к увеличению среднего размера зерна аустенита с 32 мкм до 66 мкм, соответственно.

Таким образом, ОМ стали 09Г2С более склонен к росту зерна аустенита, чем МШ. Средний размер зерна аустенита ОМ при температуре выдержки 1200 °С в 15 раз больше, чем в МШ.

Влияние термического воздействия на механические свойства ОМ и МШ стали 09Г2С при растяжении исследовали при испытаниях образцов в исходном состоянии и после предварительной выдержки в течение 3,7 ч при температурах испытания от 750 до 1200 °С. Значения механических свойств представлены в таблицах 14 и 15 и на рисунках 18 и 19.

Таблица 14 – Механические свойства при растяжении ОМ стали 09Г2С

Температура испытания, °С	ОМ					
	Исходное состояние			После предварительной выдержки, 3,7 ч		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
20	400±26	540±14	28,4±2,3	-	-	-
100	386±29	506±20	24,4±4,0	-	-	-
200	358±22	485±15	25,0±1,2	-	-	-
300	320±21	476±20	24,5±3,5	-	-	-
400	343±27	490±5	34,2±5,5	-	-	-
500	301±16	361±9	37,4±5,9	-	-	-
600	232±8	246±4	39,5±10,2	-	-	-
650	176±4	182±2	51,2±23,2	-	-	-
700	111±8	118±11	64,4±9,2	-	-	-
750	69±10	83±6	85,2±9,4	79±5	88±1	75,6±23,9
800	50±10	65±4	76,8±18,5	58±8	76±2	79,8±9,6
850	48±8	67±1	95,2±19,4	51±4	72±2	105,0±6,3
900	26±5	52±4	98,7±15,1	32±3	60±1	94,8±12,5
950	28±7	47±7	80,5±4,4	24±2	45±2	91,9±6,8
1000	17±3	29±1	77,5±3,0	20±3	39±1	73,7±5,1
1050	15±1	22±1	74,5±4,0	18±2	31±1	82,3±30,9
1100	15±2	29±6	30,2±4,5	22±2	32±4	32,0±3,5
1200	12±1	21±3	19,6±2,8	17±1	25±1	29,8±1,4



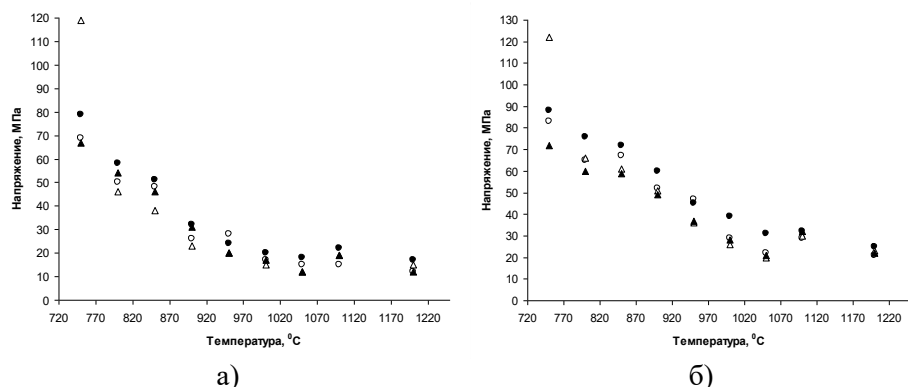
○ – ОМ в исходном состоянии; Δ – МШ в исходном состоянии;

а – предел текучести; б – предел прочности

Рисунок 18 – Зависимости изменений прочностных свойств ОМ и МШ стали 09Г2С в исходном состоянии в интервале температур испытания от комнатной до 1200 °С

Таблица 15 – Механические свойства при растяжении МШ стали 09Г2С

Температура испытания, °С	МШ					
	Исходное состояние			После предварительной выдержки		
	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_B , МПа	δ , %
20	368±29	505±22	31,6±4,2	-	-	-
100	336±33	463±22	25,0±4,6	-	-	-
200	307±30	428±38	21,1±3,4	-	-	-
300	317±34	455±25	18,1±1,6	-	-	-
400	308±18	449±15	27,0±4,1	-	-	-
600	238±21	250±20	28,5±3,0	-	-	-
650	182±23	187±24	36,9±12,1	-	-	-
700	110±11	121±1	67,3±1,3	-	-	-
750	119±4	122±1	70,8±8,1	67±1	72±1	49,4±6,1
800	46±1	66±3	62,9±16,4	54±1	60±4	33,1±6,3
850	38±5	61±2	59,0±4,3	46±1	59±3	32,4±3,8
900	23±1	51±1	32,1±1,9	31±2	49±1	15,9±3,2
950	20±1	36±0	18,5±1,4	20±1	37±1	16,6±3,7
1000	15±1	26±1	17,0±2,1	17±2	28±3	15,8±1,5
1050	12±1	20±1	21,3±4,6	12±1	21±1	22,4±0,4
1100	19±2	30±3	33,3±3,7	19±2	32±2	39,6±5,4
1200	15±1	23±2	46,5±3,1	12±2	22±1	38,3±2,8



а – предел текучести; б – предел прочности

○ – ОМ в исходном состоянии; ● – ОМ после предварительной выдержки;

△ – МШ в исходном состоянии; ▲ – МШ после предварительной выдержки

Рисунок 19 – Зависимость прочностных свойств ОМ и МШ стали 09Г2С в интервале температур испытания от 750 до 1200 °С

При комнатной температуре условные пределы текучести и прочности ОМ стали 09Г2С составили 400 и 540 МПа, соответственно (таблица 14). Повышение температуры испытания до 400 °С приводит к монотонному снижению предела текучести до 343 МПа при 400 °С (рисунок 18, а). При дальнейшем повышении температуры испытания до 750 °С наблюдается резкое снижение предела текучести до 69 МПа. Далее при повышении температуры испытания темп снижения предела текучести непрерывно замедляется и значения составляют 17, 15 и 12 МПа при 1000, 1100 и 1200 °С, соответственно.

Предел прочности ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии при повышении температуры испытания от комнатной до 200°С понижается с 540 до 485 МПа и далее при повышении температуры до 300—400 °С заметно не изменяется (рисунок 49, б). Повышение температуры испытания до 750 °С приводит к резкому снижению предела прочности до 83 МПа. Далее при повышении температуры испытания темп понижения предела прочности непрерывно замедляется: при 1000; 1100 и 1200 °С составляет от 21 до 29 МПа.

Для МШ пределы текучести и прочности в исходном состоянии в интервале температур от комнатной до 400 °С существенно ниже, чем у ОМ, а при более высоких температурах их значения близки. Наиболее резкое понижение прочностных свойств в исходном состоянии как в ОМ, так и в МШ наблюдается в интервале температур 600–750 °С (рисунок 19, а).

Выдержка 3,7 ч при температуре испытания образцов ОМ и МШ стали 09Г2С не приводит к существенному изменению прочности в интервале температур 800-1200 °С по сравнению с исходным

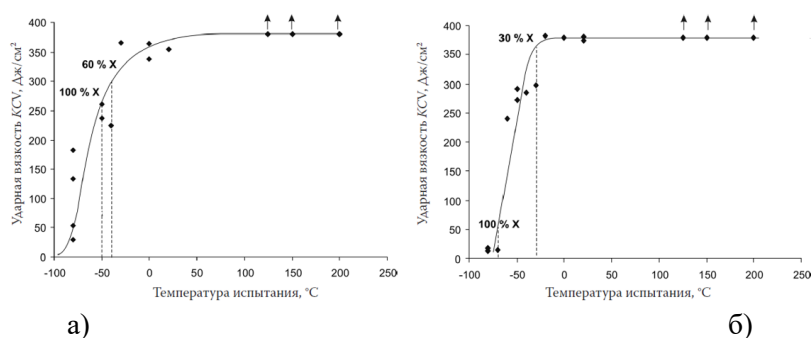
состоянием. После выдержки при температуре испытания прочность образцов МШ ниже, чем у ОМ, во всем интервале температур испытания от 750 до 1200 °С.

Влияние термического воздействия на ударную вязкость стали ОМ и МШ 09Г2С, температуры вязкохрупкого перехода и характер разрушения проводили при испытаниях на ударную образцов в исходном состоянии и после ТО-4 (выдержка при температуре 1200 °С в течение 3,7 ч). Результаты испытаний ОМ и МШ представлены в таблицах 16 и 17, а сериальные кривые ударной вязкости на рисунках 20 и 21.

Таблица 16 – Ударная вязкость и доля хрупкой составляющей в изломе стали ОМ 09Г2С

Температура испытания, °С	KCV, Дж/см ²	Доля хрупкой составляющей в изломе, %	KCV, Дж/см ²	Доля хрупкой составляющей в изломе, %
	Исходное состояние		После ТО-4	
200	>375	0	>375	0
150	>375	0	>375	0
125	>375	0	>375	-
23	355 ± 11	0	374 ± 8	0
0	351 ± 8	0	379 ± 12	0
-20	-	-	383 ± 3	0
-30	366 ± 16	5-10	298 ± 8	30
-40	224 ± 7	60	285 ± 12	60
-50	168 ± 9	100	281 ± 11	60
-60	-	100	240 ± 9	70
-70	-	100	15 ± 3	100
-80	72 ± 2	100	15 ± 3	100

Для ОМ в исходном состоянии ударная вязкость в интервале от 23 °С до -30 °С составляет 351–366 Дж/см² при полностью вязких изломах.



а – Исходное состояние; б – после ТО-4

Рисунок 20 – Сериальные кривые ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4

При понижении температуры испытания до -40 °С ударная вязкость ОМ понижается до 191–224 Дж/см², а в изломе появляется хрупкая составляющая в количестве 60 %.

После ТО-4 ударная вязкость ОМ при испытании в интервале от 23 °С до -20 °С изменяется слабо и составляет в среднем 374–383 Дж/см². Однако, при снижении температуры испытания до -30 °С в изломах образцов после ТО-4 появляется хрупкая составляющая в количестве 30%, а ударная вязкость снижается до 298 Дж/см². Полностью хрупкий излом образцов ОМ наблюдается при температуре испытания -50 °С в исходном состоянии, и при -70 °С после ТО-4 при значениях KCV 78 и 15 Дж/см², соответственно.

Таким образом, после ТО-4 температура начала вязкохрупкого перехода ОМ стали 09Г2С повышается всего на 10 °С, а температура конца вязкохрупкого перехода понижается на 20 °С, то есть ТО-4 приводит к расширению интервала температур вязкохрупкого перехода на 30 °С. При этом значения ударной вязкости при температурах -40 °С и выше меняются слабо, а при -80 °С уменьшаются в 5 раз относительно исходного состояния.

Для МШ стали 09Г2С ударная вязкость при температурах испытания от 150 °С до 50 °С после ТО-4 в 1,2-1,4 раза выше, а при температурах от 0 °С до -80 °С в 1,5-3 раза ниже, чем в исходном состоянии.

Таблица 17 – Ударная вязкость и доля хрупкой составляющей в изломе МШ стали 09Г2С.

Температура испытания, °С	KCV, Дж/см ²	Доля хрупкой составляющей в изломе, %	KCV, Дж/см ²	Доля хрупкой составляющей в изломе, %
	Исходное состояние		После ТО-4	
150	189 ± 11	0	225 ± 12	0
125	-	-	213 ± 7	0
100	184 ± 8	0	216 ± 11	0
75	-	-	185 ± 9	5-15
50	131 ± 11	0-30	186 ± 11	75
23	144 ± 5	10-50	143 ± 7	80-90
0	124 ± 6	95	81 ± 3	100
-20	88 ± 8	100	58 ± 8	100
-30	86 ± 4	100	52 ± 5	100
-50	78 ± 5	100	23 ± 3	100
-80	45 ± 4	100	9 ± 1	100

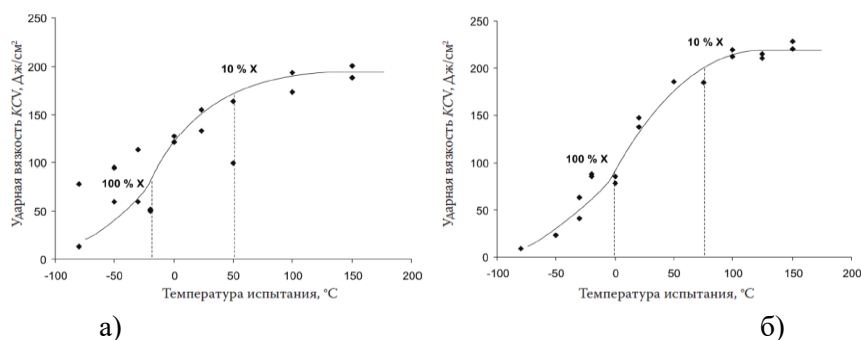


Рисунок 21 – Сериальные кривые МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4

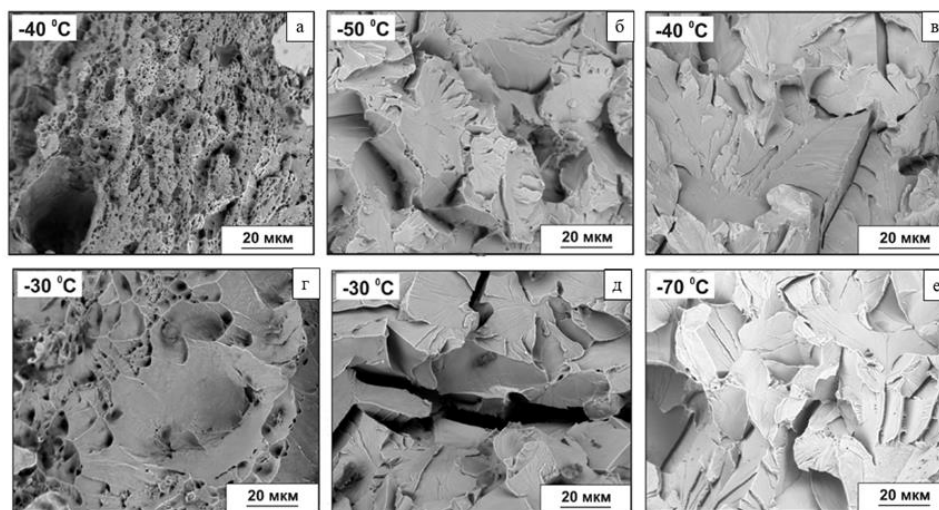
Полностью хрупкий излом образцов МШ в исходном состоянии наблюдается при температуре испытания $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, а после ТО-4 при $0\text{ }^{\circ}\text{C}$. Температуры начала и конца вязко-хрупкого перехода для МШ в исходном состоянии $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$, соответственно. После ТО-4 температуры начала и конца вязко-хрупкого перехода $75\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $0\text{ }^{\circ}\text{C}$, соответственно, то есть повысились на $20\text{--}25\text{ }^{\circ}\text{C}$.

В исходном состоянии ударная вязкость МШ при температурах от $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $-80\text{ }^{\circ}\text{C}$ в 1,5-2,5 раза ниже, чем у ОМ. После ТО-4 ударная вязкость МШ при температурах испытания от $23\text{ }^{\circ}\text{C}$ до $-50\text{ }^{\circ}\text{C}$ ниже, чем у ОМ в 2,5-12 раз.

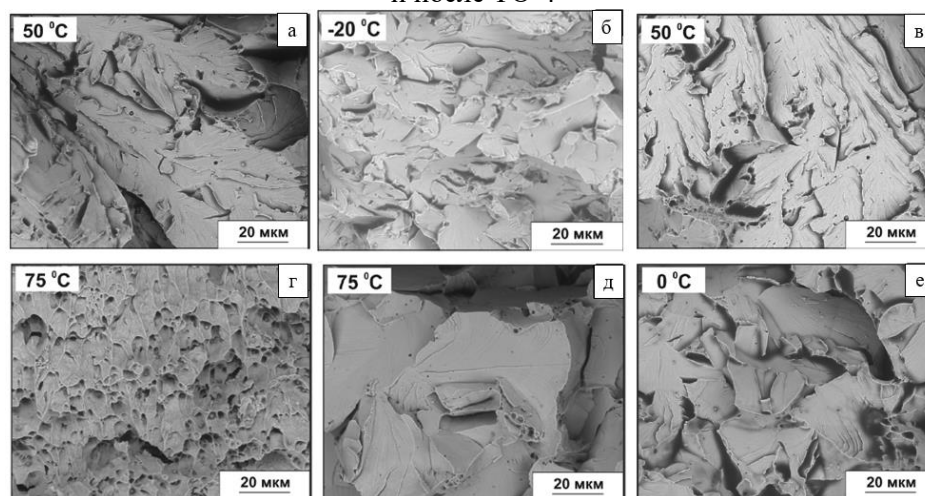
Для ОМ по сравнению с МШ характерен более узкий диапазон температур вязко-хрупкого перехода: $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ в исходном состоянии и $40\text{ }^{\circ}\text{C}$ после ТО-4.

Микростроение изломов ОМ и МШ показано на рисунках 22 и 23. При температурах начала вязко-хрупкого перехода ($X > 10\%$) образцы ОМ и МШ как в исходном состоянии, так и после ТО-4 разрушаются по смешанному механизму - вязкому ямочному и хрупкому сколом (квазисколом). В полностью хрупких изломах образцов ОМ после ТО-4 кроме фасеток хрупкого транскристаллитного скола встречаются участки с зернограницным хрупким разрушением.

Таким образом, термическое воздействие ТО-4 с длительной выдержкой при $1200\text{ }^{\circ}\text{C}$ для ОМ не изменяет температуру начала вязко-хрупкого перехода по сравнению с исходным состоянием, а для МШ повышает ее на $25\text{ }^{\circ}\text{C}$, и температуры конца вязко-хрупкого перехода понижает для ОМ на $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и для МШ на $25\text{ }^{\circ}\text{C}$. При этом ударная вязкость в интервале вязко-хрупкого перехода для ОМ и МШ после ТО-4 в 1,3-1,6 раз выше, чем в исходном состоянии.



а, в, д – Исходное состояние; б, г, е – после ТО-4
Рисунок 22 – Микростроение изломов ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4



а, в, д – Исходное состояние; б, г, е – после ТО-4
Рисунок 23 – Микростроение изломов МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4

Характер разрушения образцов после ТО-4 изменяется с понижением температуры в интервале температур вязко-хрупкого перехода от вязкого ямочного до хрупкого транскристаллитного скола для МШ, а в изломах ОМ от вязкого до хрупкого смешанного разрушения по механизму транскристаллитного скола и зернограничного разрушения.

Влияние термического воздействия на многоцикловую усталость стали 09Г2С исследовали при испытаниях образцов ОМ и МШ в исходном и после термического воздействия ТО-4. Усталостные кривые в полулогарифмических координатах для образцов ОМ и МШ стали 09Г2С приведены на рисунке 24, а значения пределов выносливости в таблице 18.

Таблица 18 – Предел выносливости ОМ и МШ стали 09Г2С

Предел выносливости, МПа			
ОМ		МШ	
Исходное состояние	После ТО-4	Исходное состояние	После ТО-4
475±4	385±4	420±5	390±7

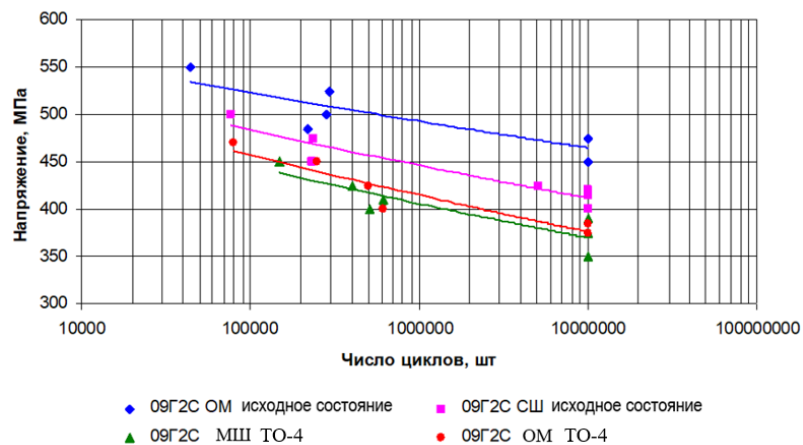


Рисунок 24 – Кривые усталости образцов ОМ и МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4

В исходном состоянии ОМ характеризуется пределом выносливости 475 МПа, а МШ - 420 МПа. Термическое воздействие ТО-4 приводит к понижению пределов выносливости образцов ОМ и МШ до 390 МПа.

ВЫВОДЫ

1. Определены механические свойства при растяжении сталей 22К и 09Г2С и их сварных соединений в интервале температур 23 – 1200 °С:

для ОМ стали 22К пределы текучести и прочности понижаются с повышением температуры с 271 и 461 МПа при 23 °С до 12 и 22 МПа при 1200 °С, а для МШ с 307 МПа и 470 МПа при 23 °С до 24 МПа при 1200 °С, соответственно. Наиболее резкое понижение прочностных свойств ОМ и МШ стали 22К происходит в интервале температур 400 - 650 °С.

для стали ОМ стали 09Г2С пределы текучести и прочности понижаются с 400 МПа и 540 МПа при 23 °С до 12 МПа и 21 МПа при 1200 °С, а для МШ с 368 МПа и 505 МПа при 23 °С до 15 МПа и 23 МПа при 1200 °С, соответственно. Наиболее резкое понижение прочностных свойств ОМ и МШ стали 09Г2С наблюдается в интервале температур 600 - 750 °С.

2. Установлено, что длительное термическое воздействие с нагревом до 1000 °С в ОМ стали 22К приводит, по сравнению с исходным состоянием, к увеличению размера бывшего зерна аустенита в 1,3 раза и действительного зерна феррита и перлита в феррито-перлитной структуре в 3 и 1,5 раза. В структуре МШ стали 22К при таком же воздействии размер зерна аустенита уменьшается в 2 раза и устраняется исходная видманштеттова структура с образованием феррито-перлитной структуры с размером зерна до 50 мкм.

Термическое воздействие с нагревом до 1200 °С в ОМ стали 09Г2С приводит к увеличению размера зерна аустенита в 15 раз с 27 мкм при 900 °С до 1000 мкм при 1200 °С. После такого же воздействия в МШ средний размер зерна аустенита увеличивается в 2 раза с 32 мкм до 66 мкм, соответственно.

3. Определены механические свойства при растяжении ОМ и МШ сталей 22К и 09Г2С в интервале температур 23 – 1200 °С, после термических воздействий, имитирующих условия ЗПА.

Показано, что для стали 22К после длительного термического воздействия с нагревом до 1000 °С предел текучести ОМ в интервале температур испытания 800 – 1200 °С понижается на 10 – 30 %, а прочность МШ изменяется не значительно, по сравнению с исходным состоянием.

Длительное термическое воздействие с нагревом до 1200 °С, 3,7 ч не повлияло на прочность стали 09Г2С, по сравнению с исходным состоянием, во всем интервале температур испытания от 800 до 1200 °С.

4. Определены значения ударной вязкости и температуры вязко-хрупкого перехода сталей 22К и 09Г2С и их сварных соединений в состоянии до и после термических воздействий, имитирующих условия ЗПА:

для ОМ и МШ стали 22К в исходном состоянии температура начала вязко-хрупкого перехода составляет 23 °С и 75 °С, соответственно. Термическое воздействие с нагревом до 1000 °С и длительным охлаждением в интервале температур от 650 до 400 °С приводит к повышению температур начала и конца вязко-хрупкого перехода для ОМ и МШ, которые повышаются на 70 и 100 °С и 50 и 30 °С, соответственно;

для ОМ и МШ стали 09Г2С в исходном состоянии температура начала вязко-хрупкого перехода составляет 50 °С и –40 °С, соответственно. Термическое воздействие с выдержкой при температуре 1200 °С, 3,7 ч не изменяет температуру начала вязко-хрупкого перехода ОМ, а для МШ приводит к ее повышению на 20–25 °С, по сравнению с исходным состоянием.

5. Основными факторами повышения температуры начала вязко-хрупкого перехода сталей 22К и 09Г2С после высокотемпературных воздействий являются интенсивный рост аустенитного зерна при нагреве до температур 1000 и 1200 °С и зернограницное охрупчивание при длительном медленном охлаждении в интервале температур возможного развития обратной отпускной хрупкости.

6. Определены характеристики усталостной прочности ОМ и МШ сталей 22К и 09Г2С при испытаниях на мало- и многоцикловую усталость до и после термических воздействий, имитирующих условия ЗПА.

- ограниченный предел выносливости ОМ стали 22К в исходном состоянии при долговечности $N = 3,5 \times 10^4$ циклов равен 360 МПа, а для МШ 340 МПа. После выдержки при температуре 1200 °С, 3,7 ч ограниченный предел выносливости ОМ понизился до 330 МПа, а для МШ после такого же термического воздействия, напротив, повысился по сравнению с исходным состоянием с 340 до 420 МПа.

- предел выносливости ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии составил 475 МПа, а МШ 420 МПа. После выдержки при температуре 1200 °С, 3,7 ч предел выносливости ОМ и МШ понизился до 385 МПа и 390 МПа, соответственно.

7. Полученные экспериментальные данные о механических свойствах сталей 22К и 09Г2С и их сварных соединений до и после термических воздействий, имитирующих условия ЗПА, использованы для обоснования эксплуатационных характеристик и безопасности конструкции УЛР Нововоронежской АЭС 2.

Публикации по теме диссертационного исследования

1. С.А. Никулин, С.О. Рогачев, В.А. Белов, А.А. Комиссаров, В.Ю. Турилина, Н.В. Шплис, Ю.А. Николаев. Влияние длительного высокотемпературного воздействия на ударную вязкость основного металла и металла шва сварного соединения стали 22К // Известия высших учебных заведений. Черная Metallургия.– 2021.–Т. 64.–№ 7.–С. 498-509. DOI 10.17073/0368-0797-2021-7-498-509
2. С.А. Никулин, С.О. Рогачев, В.А. Белов, А.А. Комиссаров, В.Ю. Турилина, Н.В. Шплис, Ю.А. Николаев. Ударная вязкость металла шва сварного соединения низкоуглеродистой стали 09Г2С // Metallург.– 2021.–№ 12.–С. 39-46. DOI 10.52351/00260827_2021_12_39
3. S.A. Nikulin, S.O. Rogachev, V.A. Belov, M.Yu. Zadorozhnyy, N.V. Shplis, M.M. Skripalenko. Effect of prolonged thermal exposure on low-cycle bending fatigue resistance of low-carbon steel // Metals.–2022.–V. 12.–P. 281. doi.org/10.3390/met12020281
4. Никулин С.А., Рогачев С.О., Белов В.А., Шплис Н.В., Задорожный М.Ю. Малоцикловая усталость металла шва сварного соединения низкоуглеродистой стали после высокотемпературного воздействия // Деформация и разрушение материалов.–2023.–№3S.–С. 20-30. DOI: 10.31044/1814-4632-2023-3S-20-30
5. С.А. Никулин, С.О. Рогачев, В.А. Белов, Н.В. Шплис, А.А. Комиссаров, В.Ю. Турилина, Ю.А. Николаев. Структура и свойства сталей для конструкции устройства локализации расплава атомных реакторов // Известия высших учебных заведений. Черная Metallургия.–2023.–Т. 66.–№ 3.–С. 356-366. DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-356-366
6. S.A. Nikulin, S.O. Rogachev, D.V. Prosvirnin, S.V. Pivovarchik, V.A. Belov, N.V. Shplis, M.Yu. Zadorozhnyy, V.M. Khatkevich. Influence of Overheating on High-Cycle Fatigue Characteristics of the Base Metal and Weld Metal of Low-Carbon Steel Welded Joints// Metals.–2023.–V. 13.–P. 1707. <https://doi.org/10.3390/met13101707>
7. С.А. Никулин, С.О. Рогачев, В.А. Белов, В.Ю. Турилина, Н.В. Шплис. Влияние высокотемпературного воздействия на прочность основного металла и металла шва сварного соединения низкоуглеродистых сталей // Деформация и разрушение материалов. 2024.–№ 9.–С. 24-30 DOI: 10.31044/1814-4632-2024-9-24-30
8. С.А. Никулин, С.О. Рогачев, В.А. Белов, В.Ю. Турилина, Н.В. Шплис. Влияние высоких температур на механические свойства металла шва сварного соединения малоуглеродистой низколегированной стали // Деформация и разрушение материалов.– 2021.–№ 4.–С. 33-38. DOI: 10.31044/1814-4632-2021-4-33-38
9. S.A. Nikulin, S.O. Rogachev, V.A. Belov, D.Yu. Ozherelkov, N.V. Shplis, L.V. Fedorenko, A.V. Molyarov, K.A. Konovalova. Fracture toughness of 22K-type low-carbon steel after extreme thermal exposure // Journal of Materials Engineering and Performance.–2023.–V. 32.–P. 8561-8573. <https://doi.org/10.1007/s11665-022-07746-9>
10. С.А. Никулин, С.О. Рогачев, В.А. Белов, Н.В. Шплис, В.Ю. Турилина, Л.В. Федоренко, А.В. Моляров, Д.Ю. Ожерелков. Влияние высокотемпературного воздействия на трещиностойкость металла шва сварного соединения из низкоуглеродистой стали // Metallург.–2023.–№ 7.–С. 39–44. DOI: 10.52351/00260827_2023_07_40

СПИСОК ЦИТИРУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. «Разработка программы термообработки и механических испытаний для экспериментальной оценки степени деградации механических свойств сварных соединений материала корпуса УЛР и направляющей плиты» № RPR.0131.10UJA.JKM.BN.DD0001, инв. № 110.10-49/1-138-118, 2018.