

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

На правах рукописи

Шплис Николай Валерьевич

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

Специальность 2.6.1

«Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Диссертация

на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель:

д.т.н., профессор,

С.А. Никулин

Москва, 2025

Оглавление

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ НАИМЕНОВАНИЙ.....	4
ВВЕДЕНИЕ	5
1 Аналитический обзор литературы	9
1.1 Воздействия на УЛР при тяжелой аварии на АЭС и требования к материалу корпуса	9
1.2 Материалы корпуса и элементов конструкции УЛР	15
1.3 Термическая обработка и механические свойства сталей 22К и 09Г2С	19
1.4 Обратимая отпускная хрупкость низколегированных сталей	23
1.5 Деформация и высокотемпературная прочность феррито-перлитных сталей	26
1.6 Выводы и по литературному обзору	29
2. Материалы и методики исследований	31
2.1 Материалы исследования	31
2.2 Методика проведения термических воздействий	32
2.3 Механические испытания	34
2.3.1 Испытания на растяжение	35
2.3.2 Испытания на ударный изгиб	36
2.3.3 Испытания на усталость	37
2.4 Исследования структуры и изломов	39
3 Влияние термического воздействия на структуру и механические свойства стали 22К	40
3.1 Влияние термического воздействия на структуру	40
3.2 Влияние термического воздействия на механические свойства стали 22К при растяжении	45
3.3 Влияние термического воздействия на ударную вязкость и характер разрушения стали 22К	53
3.4 Влияние термического воздействия на малоцикловую усталость стали 22К	61
3.5 Заключение	70
4 Влияние термического воздействия на структуру и механические свойства стали 09Г2С	72

4.1 Влияние термического воздействия на структуру.....	72
4.2 Влияние термического воздействия на механические свойства стали 09Г2С при растяжении	79
4.3 Влияние термического воздействия на ударную вязкость и характер разрушения стали 09Г2С.....	87
4.4. Влияние термического воздействия на многоцикловую усталость.....	93
4.5 Заключение	99
СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ	103
ПРИЛОЖЕНИЕ.....	110

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ НАИМЕНОВАНИЙ

АЭС – атомная электростанция

ВВЭР – водо-водяной энергетический реактор

УЛР – устройство локализации расплава

ЗПА – запроектная авария

ОМ – основной металл

МШ – металл сварного шва

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы:

Устройства локализации расплава (УЛР) современных российских атомных реакторов ВВЭР поколения 3+ предназначены для обеспечения безопасности АЭС в случае возникновения и развития запроектых 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 [1].

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 [1].

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 [1].

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+ [1].

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 [1].

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.

1 Аналитический обзор литературы

1.1 Воздействия на УЛР при тяжелой аварии на АЭС и требования к материалу корпуса

Причиной возникновения тяжелой аварии на АЭС является нарушение проектных режимов охлаждения активной зоны, которое может произойти вследствие совокупности исходных событий, к которым относятся отказы элементов оборудования ядерного реактора и ядерной паропроизводительной установки АЭС и внешние воздействия [2-5].

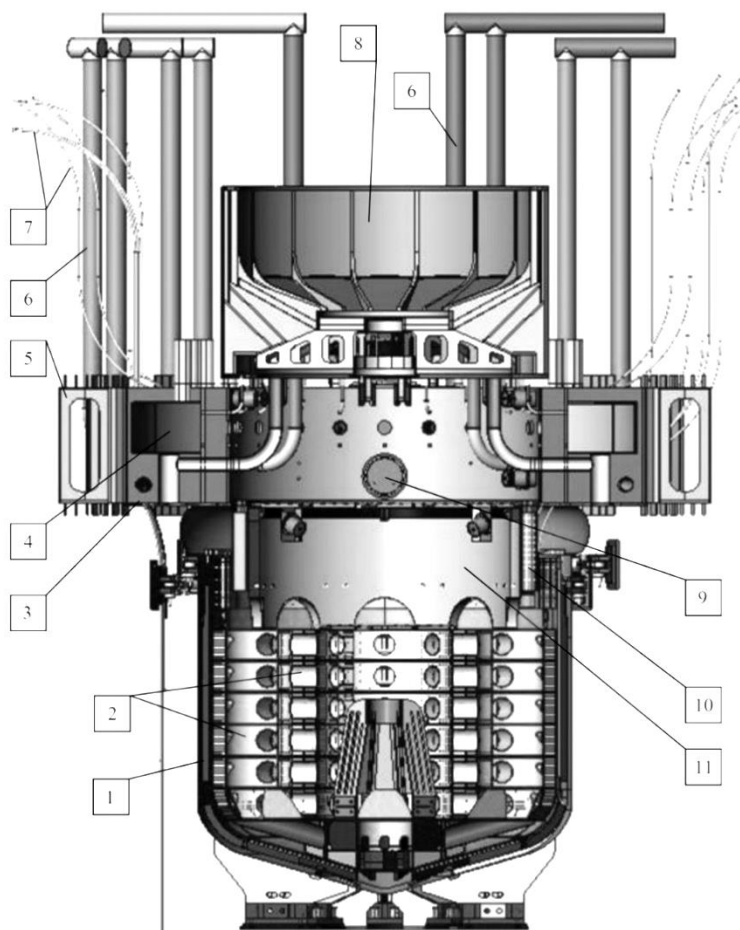
В процессе аварии по мере разогрева за счет остаточного тепловыделения в активной зоне начинается образование жидких фаз, ускоряющееся вместе с ускорением разогрева при начале экзотермической паро-циркониевой реакции. Образующиеся в первую очередь металлические расплавы циркония и стали стекают в нижележащую относительно холодную часть активной зоны, формируя блокировки для перемещения осыпающихся фрагментов ТВЭЛов и накапливающегося в центральной части активной зоны расплава. Вследствие «парового голодания» не весь цирконий, содержащийся в активной зоне, окисляется, и образующийся в этом процессе расплав оксидов находится в субокисленном состоянии [6,7].

Постепенное увеличение массы и объема внутризонной ванны расплава приводит в конце концов к прорыву нижней блокировки или проплавлению внутрикорпусных устройств реактора, ограничивающих по периферии ванну, и расплав стекает на днище корпуса. Остающаяся на днище корпуса вода выпаривается, затем происходит повторный разогрев фрагментов активной зоны и кориума, плавление размещенных в слое кориума стальных внекорпусных устройств, повторное плавление кориума, падение на днище корпуса не переместившихся до этого фрагментов активной [8].

Вероятность тяжелой аварии с расплавлением активной зоны оценивается величиной менее чем 10^{-7} /реактор \times год. Однако, исходя из концепции глубокоэшелонированной защиты и принимая во внимание, что защитная оболочка является конечной границей удержания в установленных проектом границах радиоактивных веществ с целью ограничения их распространения в окружающую среду, в современных проектах АЭС с реакторами ВВЭР постулируются тяжелые аварии с расплавлением активной зоны и выходом расплава за пределы корпуса реактора [9].

Для управления тяжелыми авариями, вызывающими разрушение активной зоны реактора ВВЭР, в России были разработаны и внедрены устройства локализации расплава (УЛР), обеспечивающие удержание и охлаждение разрушенной активной зоны за пределами корпуса реактора внутри гермообъема АЭС [2]

УЛР предназначено для повышения безопасности энергоблока в процессе протекания тяжелой запроектной аварии (ЗПА), связанной с разрушением активной зоны и выходом расплава за пределы корпуса реактора. Общий вид УЛР представлен на рисунке 1.



1 – корпус; 2 – наполнитель; 3 – ферма-консоль; 4 – воздушный коллектор; 5 – лапа-опора; 6 – паросбросная труба; 7 - труба-чехол датчика КИП; 8 – направляющая плита; 9 – люк-лаз; 10 – верхняя тепловая защита; 11 – нижняя тепловая защита

Рисунок 1 – Устройство локализации расплава (УЛР)

При тяжелой аварии с потерей теплоносителя после проплавления корпуса реактора расплав поступает на направляющую плиту, которая защищает боковую теплоизоляцию реактора и направляет расплав к центральному отверстию, после чего попадает в УЛР. Направляющая плита опирается на железобетонную ферму консоль, которая служит также для защиты корпуса УЛР от падения днища реактора при его отрыве и от падения других крупных фрагментов. Корпус является основным элементом УЛР, в нем происходит локализация и захлаживание расплава. Снаружи корпус УЛР охлаждается водой, поступающей в подреакторное пространство бетонной шахты из бассейна. Далее вода подается также внутрь корпуса на поверхность расплава. Внутреннее пространство корпуса УЛР частично заполнено ЖМ (жертвенный материал), обеспечивающим в процессе взаимодействия с поступающим расплавом оптимальные характеристики формирующейся ванны расплава.

В настоящее время корпус УЛР реакторов ВВЭР-1200 поколения 3+ изготавливается из стали 22К, а направляющая плита – из стали 09Г2С. Диаметр наружного корпуса УЛР составляет 6,12 м. Толщина корпуса в цилиндрической части УЛР составляет 60 мм, конусная часть корпуса 100 мм, а слой из ЖМ имеет толщину 100 мм [5].

Численное моделирование процесса деформирования корпуса УЛР при тяжелой аварии с выходом расплава за пределы корпуса реактора, с использованием программного комплекса ДАНКО разработки РФЯЦ-ВНИИЭФ [5] позволило определить параметры напряженно-деформированного состояния конструкции УЛР при тяжелой аварии. При сохранении целостности внешнего стального корпуса распределение интенсивности деформации в элементах конструкции УЛР при различном уровне градации величины деформации представлено на рисунке 2. Из рисунка видно, что уровень деформации не превышает 2 %. Причем зона с этим уровнем деформации является локальной и находится вблизи перехода цилиндрической части корпуса УЛР в эллипсоидную часть. Временные зависимости интенсивности деформации в трех характерных точках этой зоны приведены на рисунке 3.

Из рисунка 3 следует, что величина максимальной деформации в точках 1 и 3 составляет 2,3 % и достигается за 13000 секунд.

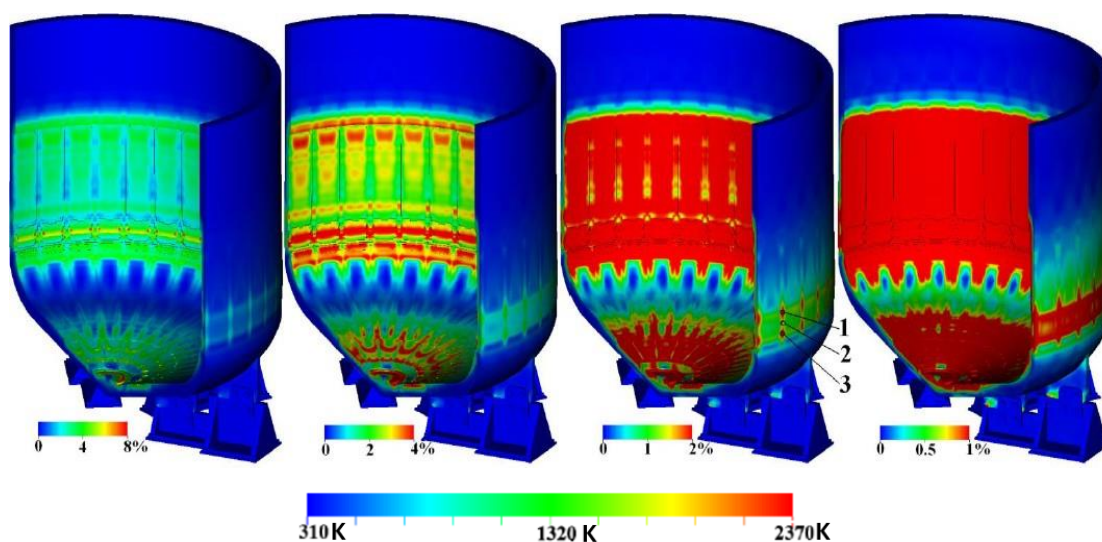


Рисунок 2 – Распределение интенсивности деформации в элементах конструкции УЛР в зависимости от времени (см. рис. 3) [5]

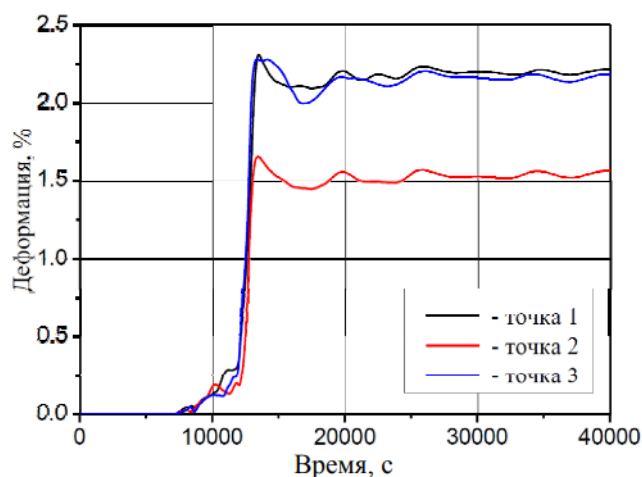


Рисунок 3 – Временные зависимости интенсивности деформации в трех характерных точках на наружной поверхности корпуса УЛР (см. рис. 2) [5]

Полученные результаты свидетельствуют о достаточной прочности конструкции УЛР в случае реализации тяжелой аварии с выходом расплава за пределы корпуса реактора, так как уровень деформации на наружном корпусе, равный 2,3 %, намного меньше предельно допустимых деформаций [5]. Однако отсутствие данных о поведении низкоуглеродистых сталей в условиях тяжелой аварии ставит под сомнение точность таких расчетов.

Моделирование процесса локализации кориума в УЛР, осуществленного с помощью специализированного кода ГЕФЕСТ-УЛР [10], позволило определить максимальные значения температур в корпусе УЛР из стали 22К в случае развития консервативного сценария – с наибольшей температурой поступающих фракций и

максимальной мощностью остаточного тепловыделения в расплаве. Вычисленные максимальные по высоте значения температуры внешней стенки корпуса показаны на рисунке 4, а максимальные по времени значения для внутренней, средней и внешней части корпуса на рисунке 5.

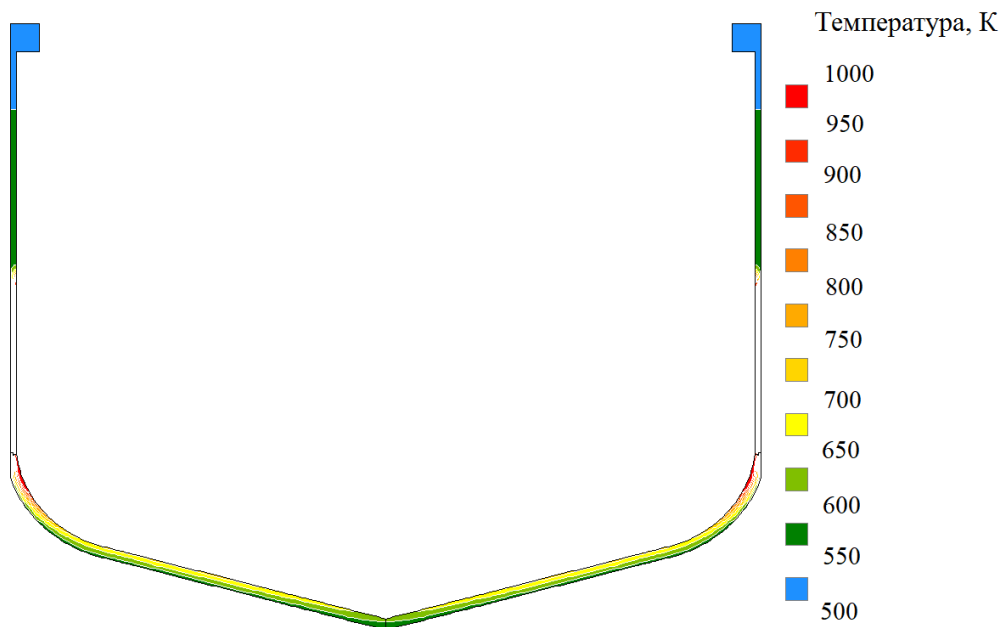


Рисунок 4 – Поле максимальных по времени температур внешней стенки корпуса УЛР [10]

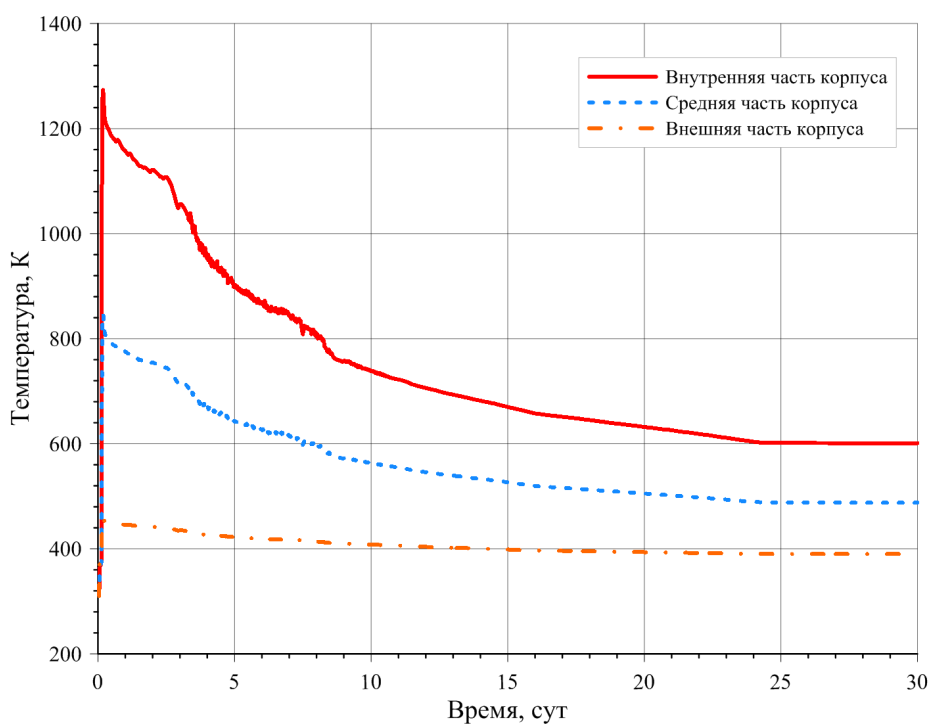


Рисунок 5 – Изменение во времени максимальной по высоте температуры внешней стенки корпуса УЛР в различных точках по её толщине [10]

Из рисунка 5 видно, что температура внутренней части стенки не разогревается выше 1000 °С, при том, что температура расплава на момент его поступления в УЛР составляет 2000-2300 °С.

Расчет времени захлаживания кориума, проведенный на установке INEEL показал [11], что процесс локализации и захлаживания кориума в УЛР может длиться до 10–12 месяцев. В таких условиях может происходить существенное изменение структурного состояния и как следствие деградация механических свойств материала корпуса, приводящие к потере прочности и повышению риска разрушения УЛР [1].

Исходя из анализа условий протекания тяжелой аварии и параметров воздействий, материал корпуса и конструктивных элементов УЛР должен обладать следующими основными свойствами [4]:

- высоким коэффициентом тепло- и температуропроводности;
- достаточной прочностью и пластичностью в исходном состоянии;
- достаточным запасом прочности в условиях протекания ЗПА;
- высокой технологичностью и хорошей свариваемостью.

В процессе захлаживания кориума значительно повышается хрупкость материала корпуса, что может привести к его преждевременному разрушению. Поэтому кроме перечисленных характеристик материала корпуса для надежной работы УЛР необходимо сохранение высокой ударной вязкости и отсутствие склонности к хрупкому разрушению, высокого сопротивления малоцикловой усталости материала корпуса после остывания кориума, что особенно важно для АЭС, строящихся в зонах с повышенной сейсмической активностью [1].

При тяжелой аварии на АЭС крупногабаритный корпус УЛР подвергается длительному воздействию высоких температур, в том числе в интервале температур возможной обратимой отпускной хрупкости (ООХ), что может привести к охрупчиванию и понижению ударной вязкости материала корпуса. Корпус УЛР изготавливается из стальных полос толщиной 60-100 мм путем их сварки. Поэтому важными требованиями к свойствам сталей для корпуса УЛР являются их хорошая свариваемость и отсутствие склонности к охрупчиванию при длительном воздействии высоких температур как основного металла, так и сварных соединений.

1.2 Материалы корпуса и элементов конструкции УЛР

При возникновении тяжелой аварии УЛР должно обеспечить необходимый минимальный запас прочности при экстремальных температурах и высоком давлении в течение длительного времени захлаживания кориума. Помимо прочности, металл должен обладать пластичностью, трещиностойкостью, противостоять коррозии, иметь хорошую свариваемость и не быть склонным к хрупкому разрушению.

Для изготовления конструктивных элементов УЛР используются низкоуглеродистые нелегированные и низколегированные стали [11]. В таблице 1 и 2 представлен химический состав и механические свойства некоторых из таких сталей. В настоящее время только российские АЭС с реакторами нового поколения имеют УЛР. Их конструктивные элементы – корпус и направляющая плита изготавливаются из сталей 22К и 09Г2С соответственно. Низкоуглеродистые стали типа 22К и 09Г2С (зарубежные аналоги – 20Mn5 в Германии или AISI 1022 в США и 13Mn6 в Германии, соответственно) обычно применяются в качестве конструкционных материалов для изделий, работающих при средних механических нагрузках и температурах не выше 350 – 450 °С, что связано со значительным снижением их прочностных характеристик (особенно предела текучести) при нагреве до более высоких температур [12]. Важным преимуществом низкоуглеродистых сталей является хорошая свариваемость и высокая температуропроводность [1, 13-15].

Исследования высокотемпературных механических свойств подобных сталей проводились мало, и их результаты в литературе практически отсутствуют. Известно лишь несколько зарубежных исследований высокотемпературных свойств (в том числе ползучести) низкоуглеродистой стали с добавками молибдена и никеля – SA533-B1 для использования в конструкции УЛР [16]. В этой работе приводится только температурная зависимость предела прочности стали SA533-B1, определенного при испытаниях на растяжение (по стандартам ASTM). Согласно этим данным, резкое снижение предела прочности с 380 до 150 МПа происходит в интервале температур от 527 до 727 °С. Кроме этого представляют интерес данные по температуропроводности стали SA533-B1. Температуропроводность стали SA533-B1 в интервале от 77 до 907 °С снижается с 12,1 до 4,7 мм²/с, а при повышении температуры до 1340 °С повышается до 5,5 мм²/с [1].

Исследования высокотемпературных механических свойств стали SA533-B1 в работе [9] касались только изучения влияния скорости деформации (0,050 – 0,007 мин⁻¹) на прочность и пластичность в интервале температур от 650 до 1200 °С.

Таблица 1 – Химический состав низкоуглеродистых нелегированных и низколегированных сталей (масс.%) [17]

Элемент	Сталь							
	22К	09Г2С	14ХГС	15ХМ	12МХ	SA533-B1	A516	20Mn5
C	0,19-0,26	0,12	0,11–0,16	0,11–0,18	0,09–0,016	≤0,25	0,27	0,17-0,23
Si	0,17-0,40	0,5- 0,8	0,4–0,7	0,17–0,37	0,17–0,37	0,15-0,30	0,13-0,45	0,40
Mn	0,70-1,00	1,3 -1,7	0,9–1,3	0,4–0,7	0,4–0,7	1,15-1,50	0,55-1,60	1,0-1,5
Ni	0,30	0,30	0,30	0,30	0,30	0,40 -0,70	-	0,40
S	0,025	до 0,035	0,04	0,035	0,025	0,04	0,035	0,035
P	0,035	0,03	0,04	0,035	0,025	0,035	0,035	0,03
Cr	0,3	0,3	0,5–0,8	0,8–1,1	0,4–0,7	-	-	0,40
Cu	0,3	0,3	0,3	0,3	0,2	-	-	-
Mo	0,08			0,4–0,55	0,4–0,6	0,45-0,60	-	0,10
V	0,05	0,12	-	-	0,05	-	-	-
Ti	-	-	-	-	0,03	-	-	-
W	-	-	-	-	0,2	-	-	-

Таблица 2 – Механические свойства низкоуглеродистых нелегированных и низколегированных сталей при комнатной температуре [17]

Марка стали	Предел текучести, МПа	Предел прочности, МПа	Относительное удлинение, %	Ударная вязкость КСУ, Дж/см ²
22К	275	460	22	59
09Г2С	345	490	21	64
14ХГС	345	490	24	96
15ХМ	375	440	18	59
12МХ	235	410	18	69
SA533-B1	340	550	30	74
A516	260	485	17	58
20Mn5	309	530	20	50

Сталь 22К входит в перечень материалов, используемых в атомной энергетике» [18]. Она имеет высокие характеристики термо- и ударостойкости. Считается сплавом специального назначения и находит массовое применение при изготовлении оборудования и элементов для АЭС, при производстве котельного и энергетического оборудования, а также сосудов, работающих под давлением. Диапазон температур

эксплуатации изделий из этой стали находится в пределах от минус 40 °С до плюс 450 °С. Сталь 22К относится к качественным углеродистым сталям специального назначения и содержит менее 0,04% Р и 0,035% S, при ее выплавке особое внимание уделяется контролю примесей серы, фосфора, мышьяка и азота. Считается, что эта сталь не склонна к отпускной хрупкости и флокенонечувствительна, относится к ограниченно свариваемым сплавам [12]. Зарубежными аналогами, близкими по химическому составу и свойствам к отечественной стали марки 22К, являются стали 20Mn5, 1022, K02700 (в соответствии с Унифицированной системой нумерации США UNS – The Unified Number System), а также A516 (в соответствии со стандартом США ASTM International – American Society for Testing and Materials) [11].

Сталь 09Г2С (зарубежные аналоги 13Mnб — немецкий стандарт DIN 17145, SB49 – международный стандарт JIS, Япония, A 5116-55 – ANSI США) отличаются более высокими показателями предела текучести и ударной вязкости. Также она устойчива к перегревам и к низким температурам. Чаще всего прокат из данной марки стали используется для монтажа разнообразных строительных конструкций, благодаря высокой механической прочности, что позволяет использовать более тонкие элементы, чем при использовании других сталей. Устойчивость свойств в широком температурном диапазоне позволяет применять эту сталь для работы в диапазоне от -70 до +450 С [19]. Сталь 09Г2С содержит низкое количество углерода и поэтому обладает отличной свариваемостью и не склонна к отпускной хрупкости, что в свою очередь позволяет варьировать температуры отпуска в широком диапазоне.

При увеличении содержания углерода в стали 09Г2С возможно образование закалочных структур и трещин в зоне сварного шва. При содержании кремния более 0,07 %, но менее 0,12 % сталь 09Г2С по степени раскисления является полуспокойной. Это означает, что данная марка стали обладает средней склонностью к старению. Увеличение содержания серы и фосфора может привести к образованию трещин в шве и околошовной зоне, что является опасным для данных типов конструкций. [19]

Хромокремнемарганцовая низколегированная **сталь 14ХГС** используется для изготовления сварных и листоварных конструкций, клапанных конструктивных деталей, труб для установок химических и нефтехимических производств. Эта сталь обладает хорошей пластичностью (относительное удлинение при разрыве – до 24%), при высоком пределе прочности (до 490 МПа). Сварка проката осуществляется при предварительном нагреве до 120 °С. Готовые изделия склонны к отпускной хрупкости, которую устраняют отжигом. Потребителю листовой прокат поставляется горячекатаным, после закалки и отпуска, а также после отжига, позволяющего увеличить ударную вязкость более, чем в 10

раз (для листа по ГОСТ 5520-79 принято среднее значение 340-390 кДж/м²). Сталь 14ХГС относится к полуспокойным, так как концентрация кремния достигает 0,7%. Благодаря азоту (до 0,012%) и относительно большому содержанию марганца (до 1,3%) сталь имеет высокий предел текучести и предел прочности при достаточно высокой пластичности. Кроме того, введение в сталь небольших добавок ванадия и ниобия (до 0,1%) совместно с азотом (0,015–0,025%) обеспечивает дополнительное упрочнение за счёт образования карбонитридов этих элементов и измельчения зерна [20]

Качественная хромомолибденовая сталь **15ХМ** (зарубежные аналоги A387Gr (ASTM 378 – США), 15CrMo5 (DIN 17210 – Германия)) применяется для изготовления различных деталей, работающих при температуре от -40°С до +560 °С под давлением, деталей трубопроводов с закалкой в воду или на воздухе и отпуском на воздухе, трубной заготовки, предназначенной для изготовления бесшовных холоднодеформированных, теплодеформированных, горячедеформированных, в том числе горячепрессованных, и горячепрессованных редуцированных труб, предназначенных для паровых котлов и трубопроводов установок с высокими и сверхкритическими параметрами пара. Сталь марки 15ХМ обладает жаропрочностью, отличается повышенным сопротивлением ползучести и малой склонностью к графитизации, а также хорошей свариваемостью, хотя в некоторых случаях требует предварительного подогрева свариваемых деталей перед сваркой и термообработки шва и околосшовной зоны после сварки. Сталь не склонна к отпускной хрупкости, но флокеночувствительна [21].

В соответствии с условиями длительной работы под напряжением при высоких температурах стали должны обладать достаточным сопротивлением ползучести, длительной прочностью, стабильностью свойств во времени и жаростойкостью. Перечисленные свойства с учетом необходимости обеспечения технологичности сталей при выплавке, отливке, ковке, прокатке, термической обработке и сварке достигаются введением в их состав 0,5—2,0 % Cr, 0,2—1,0% Mo, 0,1—0,3% V, а также в некоторых случаях небольших добавок редкоземельных элементов и бора. Легирование хромом повышает жаростойкость сталей, т. е. сопротивление их окислению, а также предотвращает графитизацию в процессе эксплуатации при температуре выше 450°С. Хром в пределах 1,0—1,5 % при введении его в сталь совместно с Mo повышает ее длительную прочность и сопротивление ползучести [21].

Сталь **12ХМ** применяется при изготовлении конструкций и деталей механизмов, предназначенных для работы при экстремальных температурах и под постоянной

нагрузкой. Такими деталями являются элементы паровых котлов, крепления и запорная арматура для трубопроводов, пароперегревательные трубы, трубы и коллекторы высокого давления. Изделия из этой стали применяются на электростанциях (в том числе – атомных), котельных, промышленных предприятиях. Основные достоинства стали 12ХМ обеспечены наличием в составе хрома и молибдена. Благодаря хрому сплав сохраняет свои характеристики очень долго и более устойчив к коррозии, чем нелегированные углеродистые стали. Молибден придает стали жаропрочность и существенно повышает допустимые температуры эксплуатации. Сталь используется на атомных и других электростанциях, из нее производят трубы, коллекторы, котлы и другое оборудование, подверженное давлению и перегревам. Применяется для изготовления как сварных, так и не сварных металлоконструкций различного назначения [20].

Зарубежными аналогами стали 12МХ служат стали 11562 и 11564 стандарта UNS в США, в Германии это стали 13CrMo4-4 и 13CrMo4-5 стандарта DIN 17155, а в Японии – STPA20 и STPA22 стандарта JIS G-3458 [21].

1.3 Термическая обработка и механические свойства сталей 22К и 09Г2С

В стали 22К температура превращения перлита в аустенит при нагреве – $A_{c1}=724$ °С, или аустенита в перлит при охлаждении – $A_{r1}=682$ °С. Начало выделения феррита при охлаждении – $A_{c3}=845$ °С, окончание растворения феррита при нагреве – $A_{c3}=815$ °С. [22] Для получения стабильной структуры, сохраняющейся на протяжении всего срока эксплуатации, котельные стали типа 22К подвергаются нормализации, либо закалке и высокому отпуску. Температура отпуска должна быть на 100-200 °С выше рабочей температуры. В процессе эксплуатации в структуре стали 22К может происходить сфероидизация и коагуляция карбидов. Данный процесс ускоряется под действием напряжений [23].

В стали 22К в горячекатаном состоянии толщиной 30-70 мм с увеличением температуры испытания от комнатной до 600 °С наблюдается снижение значений предела текучести приблизительно на 165 МПа и предела прочности на 355 МПа. Значения ударной вязкости монотонно уменьшаются с повышением температуры испытания (таблица 3) [24]. Механические параметры стали 22К в зависимости от температуры проведения испытаний представлены в таблице 3.

После термической обработки стали 22К (нагрев листов до 930 °С, выдержка в течение 2 часов, охлаждение со скоростью 80-100 °С/ч и последующий отпуск при температуре 600-650 °С с охлаждением 50 °С/ч) с увеличением температуры испытания от комнатной до 600 °С показатель предела прочности снижается на 310 МПа, относительное удлинение увеличивается на 5 %, а ударная вязкость увеличивается на 98 Дж/см². Отмечено, что при температуре 500 °С наблюдается снижение ударной вязкости на 78 Дж/см². Повышение значений ударной вязкости от 118 до 255 Дж/см² при температурах испытания от комнатной до 600 °С связано с образованием структуры сорбита отпуска [21, 25].

Таблица 3 – Механические свойства стали 22К при различных температурах [17]

Температура испытания, °С	$\sigma_{0,2}$, МПа	σ_b , МПа	δ , %	Ψ , %	КСУ, Дж/см ²
Листы толщиной 30-70 мм, горячекатаные					
20	245-295	500-520	22-26	50-61	83-113
100	225-275	460-490	-	-	69
200	215-265	-	-	-	39-108
300	215-235	-	-	-	22-103
400	225	450-470	-	59-63	49-76
500	195	280-310	19-29	60-68	44-60
600	110-130	135-165	20-34	66-68	53-71
Листы толщиной 30-70 мм, нагрев 930 °С, выдержка 2 ч, охлаждение со скоростью 80-100 °С/ч. Отпуск 600-650 °С, охлаждение 50 °С/ч					
20	225-245	460-470	31-36	61-66	118-157
200	185-215	390-430	26-27	64-65	206-235
300	165-185	390-430	25-27	59-62	216-284
400	155-165	390	27-29	73-75	127-186
500	135-145	255-265	28-31	80-82	88-108
600	110	160	33-41	87-88	206-255

Для стали 09Г2С в горячекатанном состоянии применяются различные способы термической обработки, которые формируют определенный комплекс свойств и соответствующую микроструктуру. В исходном состоянии после горячей прокатки микроструктура стали 09Г2С представляет собой феррито-перлитную структуру с выделением феррита по границам зерен. В таблице 4 представлены различные варианты термической обработки по ГОСТ 633-80, который определяет значения механических свойств для стали 09Г2С после термообработки для достижения определенных категорий качества К, Е, Л [26].

В зависимости от категории качества наблюдаются различные значения механических свойств стали 09Г2С. В исходном состоянии после холодной прокатки при деформации 50 % для стали 09Г2С характерно образование строчечности - вытянутых в направлении прокатки ферритных зерен различного размера, среди которых присутствует равномерное распределение полособразных зерен перлита, ориентированных по направлению прокатки.

Таблица 4 – Механические свойства по ГОСТ (633-80) [26]

Наименование показателя		Нормы для стали группы прочности		
		К	Е	Л
σ_B , МПа	Н	687 (70,0)	689 (70,3)	758 (77,3)
σ_T , МПа	Н	491 (50,0)	552 (56,2)	654 (66,8)
	Н	- (-)	758 (77,3)	862 (87,9)
δ_5 (%)	Н	12,0	13,0	12,3

Отжиг при температуре 650 °С способствует частичной рекристаллизации, в структуре присутствует около 50 % рекристаллизовавшихся мелких зерен, соседствующих с вытянутыми деформированными зернами. Отжиг при температуре 700°С способствует полной рекристаллизации. Результатом является приобретение металлом равномерного мелкозернистого строения с равноосными зернами 11-13 балла, что обеспечивает сочетание высокой пластичности и достаточной прочности [27].

Механические свойства стали 09Г2С при различных режимах термической обработки представлены в таблицах 4 и 5.

С повышением температуры отжига незначительно снижаются прочностные характеристики и возрастают пластические. Повышение температуры отжига привело к уменьшению количества дефектов кристаллического строения и увеличению степени коагуляции карбидной фазы в структуре данной стали [19].

Нормализация проводится при температурах 860, 980 °С. Увеличение температуры нормализации привело к повышению прочностных и пластических характеристик из-за повышения гомогенности аустенита. При последующем охлаждении становится возможным получение более плотных и дисперсных пакетов перлита в структуре стали. Еще одним положительным фактором увеличения гомогенности аустенита является то, что также удастся получить более равномерное и дисперсное зерно [26].

Улучшение стали 09Г2С проводится по режимам: закалка при 920 °С и отпуск при температурах 500, 530, 580 °С. После проведения закалки от 920 °С с последующим отпуском 500 °С были получены механические свойства, которые соответствуют категории качества Л (ГОСТ 633-80). Увеличение температуры отпуска до 580 °С приводит к снижению прочностных и увеличению пластических характеристик. Это в свою очередь связано с повышением степени сфероидизации карбидных включений и понижением дисперсности в структуре сорбита отпуска, чему соответствуют категории качества К (ГОСТ 633-80). После проведения отпуска при температуре 530 °С был получен комплекс свойств, соответствующих категории качества Е (ГОСТ 633-80) [19].

Таблица 5 – Механические свойства стали 09Г2С при различных режимах термической обработки [19]

Режим	Температура, °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	КСУ ₋₄₀ , Дж / см ²	φ , %
Отжиг	520	546	374	91	34,7
Отжиг	600	464	334	103	40,4
Нормализация	860	459	332	136	35,5
Нормализация	980	471	343	154	36,5
Улучшение	$t_3 = 920$ вода, $t_0 = 500$	824	771	194	17,8
Улучшение	$t_3 = 920$ вода, $t_0 = 530$	757	690	207	18
Улучшение	$t_3 = 920$ вода, $t_0 = 580$	721	623	213	22,1

Таким образом, из представленного материала видно, что структура и механические свойства сталей 22К и 09Г2С после различной термической обработки изучены и определены только до температур испытаний не выше 600 °С, что не позволяет оценить их свойства после длительных термических воздействий при температурах до 1000 - 1200 °С, достигаемых в условиях ЗПА.

1.4 Обратимая отпускная хрупкость низколегированных сталей

При охлаждении кориума корпус УЛР длительное время находится в опасном интервале температур возможной ООХ. Прямые данные об исследовании ООХ материала корпуса УЛР, в частности стали 22К, после термических воздействий с условиях ЗПА в литературе отсутствуют.

Охрупчивание границ зерна при ООХ после отпуска связано с сегрегацией на них примесей элементов Р, Sb, As, Sn (IV В и V В групп), а также с взаимодействием этих сегрегаций с никелем и марганцем, особенно в присутствии хрома [29–34].

Отпускная хрупкость (резкое уменьшение ударной вязкости и вязкости разрушения K_{Ic}) усиливается при содержании в стали до 0,05 – 0,06 % Sb [29–31, 34–36]. В результате очистки от сурьмы (до 0,002 – 0,006 % Sb) порог хладноломкости в состоянии ООХ понижается, а ударная вязкость и вязкость разрушения возрастают, а в изломах образцов при помощи Оже-спектроскопии на границах зерен в слое толщиной 80 – 120 нм были обнаружены сегрегации, содержащие до 0,65 % Sb [37]. Вместе с тем только в 1983 г. были получены прямые количественные данные о влиянии содержания сурьмы в «естественных» концентрациях ($\sim 10^{-3}$ масс.%) на напряжение или работу именно зернограничного разрушения (а не усредненные характеристики разрушения).

Наиболее склонными к такому охрупчиванию являются улучшаемые среднеуглеродистые стали легированные хромом, никелем и марганцем. Наблюдаемое в результате охрупчивания при замедленном охлаждении и при длительных изотермических выдержках в интервале температур ООХ повышение температуры хрупковязкого перехода ΔT стали может достигать сотен градусов [38]. Так, при снижении скорости охлаждения после высокого отпуска до 2,5-5°С/ч температура хрупко-вязкого перехода промышленной плавки роторной стали типа 25ХНЗМФА повышается на 80-90°С, а для промышленной плавки дисковой стали типа 35ХН4МА значение ΔT при таких скоростях охлаждения составило 200-230°С. В процессе длительной (3-5 тысяч часов) изотермической выдержки при 450-480°С критическая температура хрупкости сталей типа 15ХНЗМФА, 35ХНЗМФ, 20Х2М повышается на 120-

200°C [39].

Нижняя граница температурного интервала возникновения ООХ может несколько перекрываться с интервалом развития необратимой отпускной хрупкости (250-400°C). Однако если сталь стабилизирована достаточно длительным высоким отпуском, то необратимая отпускная хрупкость, связанная с распадом мартенсита [40], не возникает, и нижняя граница температур, при которых развивается охрупчивание, действительно, характеризует температурный интервал ООХ.

Верхняя граница температурного интервала ООХ для большинства низколегированных конструкционных сталей лежит в области 550-600°C. Однако она в значительной степени определяется химическим составом и для ряда сталей может быть более высокой. Так, для сталей с очень низкой концентрацией углерода (0,001-0,003 %), легированных марганцем (1,45%) или хромом (1,9 %) и содержащих 0,02-0,03 % Р, максимальное развитие ООХ происходит в области температур 600-700°C [39].

Скорость формирования сегрегаций вредных примесей и степень охрупчивания ООХ зависит от температуры и времени выдержки в опасном температурном интервале – 450-600 °С. При определенных температурах (550°С) ООХ наступает быстрее, чем при других температурах. Независимо от степени охрупчивания, повторный, даже кратковременный нагрев с последующим ускоренным охлаждением устраняет охрупчивание.

Разрушение охрупченного металла при ударных испытаниях происходит чаще всего по границам бывшего аустенитного зерна. Чем крупнее аустенитные зерна в стали перед закалкой, тем выше степень охрупчивания. Обогащение границ зерен примесями развивается в процессе изотермической выдержки в опасном интервале температур или при замедленном охлаждении металла в этом интервале [41].

ООХ характерна для сталей не только с мартенситной структурой, но и с бейнитной и, в меньшей степени, с П структурой (Ф+П структура не подвержена ООХ, в то время как Ф+Б охрупчивается). Причиной ООХ при отпуске в температурном интервале 325-525 °С является сегрегация примесей (As, Sn, P, Sb, C) и легирующих элементов к границам бывших аустенитных зерен, что приводит к повышению концентрации сегрегирующих элементов в локальных объемах в 100-1000 раз (до 0,01-0,001%) по сравнению с их объемной концентрацией. Толщина приграничного слоя сегрегаций достигает нескольких атомных диаметров. Повышение степени чистоты стали по вредным примесям - , фосфору, сурьме, олову и мышьяку снижает склонность к ООХ [42].

Степень влияния вредных примесей на ООХ различная. Обычно в промышленных

качественных сталях контролируют содержание фосфора, сильно повышающего эффект охрупчивания при ООХ, особенно в присутствии марганца, никеля и хрома в составе стали. Однако для сталей, применяемых в изготовлении крупногабаритных изделий, особо значительный охрупчивающий эффект может возникать из-за присутствия в стали примесей сурьмы или олова, в концентрациях на порядки более низких по сравнению с фосфором. Прямые количественные данные о влиянии содержания сурьмы в «естественных» концентрациях (порядка 10^{-3} – 10^{-4} % по массе) на напряжение и работу межзеренного разрушения были получены на сталях типа Г7Х2МФ после закалки и отпуска в интервале 550 – 600 °С [43].

Сегрегация легирующих и примесных элементов протекает в процессе отпуска, в то время как сегрегация в аустените на отпускную хрупкость влияния не оказывает. Роль легирующих элементов на ООХ заключается в их способности усиливать сегрегацию примесей благодаря положительной энергии взаимодействия между легирующими элементами, например никелем и атомами примесей [40].

Исследование развития зернограничных сегрегаций при ООХ промышленных плавок стали 15Х2НМФА [44] показало, что охрупчивание становится заметным при $T=400-600^{\circ}\text{C}$, усиливается и достигает максимума при некоторой T (так называемой температуре «носа» С-образной кривой охрупчивания, зависящей от состава стали и длительности термического воздействия), дальнейшее повышение температуры приводит к снижению степени развития отпускной хрупкости. При этом, например для стали с содержанием никеля 1,35 %, температура максимального проявления ООХ составляет $(470-500)^{\circ}\text{C}$.

Явление охрупчивания при сегрегации примесных атомов и легирующих элементов на границах зерен объясняется снижением когезивной связи из-за того, что более крупные атомы увеличивают расстояния между кристаллографическими плоскостями решетки в граничной области и уменьшают работу образования межзеренной трещины. Из этого следует, что самым сильным охрупчивающим элементом является Sb. Легирующие элементы усиливают ООХ еще и за счет повышения предела текучести металла. При температурах отпуска выше $600-650^{\circ}\text{C}$ сегрегации примесей или полностью растворяются или их концентрация сильно уменьшается, а при ускоренном охлаждении с температуры отпуска они не успевают выделиться. [37].

Многие крупногабаритные массивные детали из легированных сталей во избежание возникновения неблагоприятных внутренних термических напряжений охлаждают после высокого отпуска с очень низкой скоростью, и поэтому они длительное время (десятки или даже сотни часов) находятся в опасном диапазоне температур 600-

400°C. Кроме того, температуры эксплуатации деталей, также могут попадать в опасный интервал, что с течением времени будет приводить к охрупчиванию стали [39].

1.5 Деформация и высокотемпературная прочность феррито-перлитных сталей

Процессы пластической деформации малоуглеродистых низколегированных сталей при различных температурах достаточно хорошо изучены [15, 18]. Однако характеристики механических свойств при температурах выше 600 °С не определены.

С ростом степени холодной пластической деформации плотность дислокаций возрастает за счет уменьшения длины пробега дислокаций, обусловленного взаимодействием дислокаций и наличием разного рода барьеров в виде границ зерен, вторых фаз, включений и т. п. С увеличением уровня напряжений возрастает число источников дислокации в металле и их плотность увеличивается. Помимо параллельных дислокаций возникают дислокации в разных плоскостях и направлениях. Дислокации воздействуют друг на друга, мешают друг другу перемещаться, происходит их аннигиляция (взаимное уничтожение) и т. д. С повышением плотности дислокации их движение становится все более затрудненным, что требует увеличения прилагаемой нагрузки для продолжения деформации. Упрочнению способствуют и несовершенства кристаллического строения, так же тормозящие движение дислокации. К ним относятся атомы растворенных в металле примесей и легирующих элементов, частицы выделений второй фазы, границы зерен или блоков и т. д. На практике препятствие движению дислокации, т. е. упрочнение, создается введением других элементов (легирование), наклепом, термической обработкой [15]

Ферритно-перлитная микроструктура листового проката низколегированных низкоуглеродистых сталей образуется в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в присутствии зерен доэвтектоидного феррита [45-48]. В ходе $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения сначала по границам зерен аустенита выделяются зерна доэвтектоидного феррита, оттесняя углерод в непревращенные области аустенита. При достижении достаточной для перлитного превращения концентрации углерода начинается перлитное превращение. Перлитная составляющая состоит из ферритной матрицы и карбидных выделений, чаще всего пластинчатой морфологии. Однородность распределения перлитной составляющей микроструктуры зависит от метода термомеханической обработки металла. В промышленных условиях производства листового проката ферритно-перлитная микроструктура формируется посредством горячей прокатки и/или нормализации

(нагрева до температуры выше аустенитной на 30 °С с последующей выдержкой и охлаждением на воздухе). В ходе горячей прокатки образуется неоднородная полосчатая ферритно-перлитная микроструктура.

Основной задачей нормализации в таких сталях является компенсация микроструктурной неоднородности, образовавшейся в процессе горячей прокатки. Наличие прочной и хрупкой карбидной фазы в перлите обеспечивает повышение прочности ферритно-перлитных сталей по сравнению с однофазными сталями. Экспериментально показано, что при деформировании такой микроструктуры сначала происходит текучесть пластичного феррита, а при более значительных степенях деформации ферритно-перлитной стали наблюдается пластическая деформация цементита, входящего в состав перлита. При этом величина предела текучести ферритно-перлитных сталей приблизительно такая же, как и у однофазной ферритной стали с таким же размером зерен. Однако напряжение течения ферритно-перлитной стали значительно выше соответствующей характеристики однофазного феррита. В результате в микроструктуре ферритно-перлитной стали создаются градиенты деформации, вызывающие ее упрочнение. Упрочнение ферритно-перлитной стали происходит гораздо быстрее, чем в случае однофазной стали [49].

В условиях тяжелой аварии корпус УРЛ находится в условиях горячей деформации. Одной из причин потери несущей способности нагруженного расплавом корпуса УЛР может быть нарушение устойчивости вязко-пластического течения материала корпуса. В наиболее нагретых и максимально нагруженных сечениях может произойти резкое возрастание скоростей деформаций. Локализация деформации в слабом сечении может привести к сильному утонению стенки и последующему разрушению корпуса УЛР [50].

Хорошо известно, что в условиях горячей деформации при заданной температуре в металле одновременно идут два конкурирующих процесса - деформационное упрочнение («горячий наклеп») и динамическое разупрочнение [15, 51-53]. Упрочнение при горячей деформации связано увеличением плотности дислокаций из-за их перемещений, образованием под воздействием внешней нагрузки скоплений дислокаций у границ зерен, взаимодействием дислокаций между собой, а также другими механизмами. Разупрочнение при горячей деформации происходит под действием многих взаимосвязанных процессов, среди них:

- 1) полностью динамические процессы, действие которые возможно только при наличии напряжения и/или определенной скорости деформации; Влияние не зависит от

времени. К этим процессам относится переориентация в процессе горячей деформации плоскостей скольжения на более благоприятные [51];

2) квазистатические процессы, которые инициируются только тепловой энергией, в связи с чем их влияние напрямую зависит от времени протекания самих процессов, среди них:

изменение вторичных фаз в структуре металла: сфероидизация пластинчатых структур, укрупнение и коаглюляция дисперсных частиц; возникновение локализации деформации и проявление теплового эффекта пластической деформации;

динамический возврат, динамическая полигонизация и/или динамическая рекристаллизация, вносящие основной вклад в процесс разупрочнения при горячей деформации [52].

С повышением температуры деформации возрастают концентрация вакансий и диффузионная подвижность атомов. Диффузионный механизм перемещения дислокаций снижает эффективность действия дислокационных барьеров. Таким образом, при повышенных температурах прочность металла определяется двумя факторами - температурой и временем. В ходе горячей деформации сталей процесс разупрочнения обычно превалирует над процессом упрочнения, т.е. горячий наклеп полностью или снимается [53].

При нагреве до температур выше 750 °С, амплитуда тепловых колебаний атомов увеличивается настолько, что облегчает возвращение атомов в положение равновесия. В связи с этим возникающие при деформировании упругие деформации зерен в значительной мере выравниваются, что обеспечивает снижение остаточных напряжений после снятия внешних усилий (если не учитывать термических напряжений, которые могут возникнуть при неравномерном охлаждении после деформирования) [47].

Возврат в процессе нагрева приводит к некоторому уменьшению сопротивления деформированию и к увеличению пластичности. Тем не менее, деформирование при температурах возврата сопровождается упрочнением, хотя интенсивность его несколько меньше. Возврат не оказывает влияния на размеры и форму зерен, которые при деформации с наличием возврата, так же, как и при его отсутствии, вытягиваются в направлении более интенсивного течения металла. Возврат также не препятствует образованию текстуры при деформации. Скорость разупрочнения в значительной степени определяется температурой нагрева металла и степенью его предшествующего упрочнения. Чем больше времени металл подвергается «возврату», тем полнее (при прочих равных условиях) происходит восстановление свойств, которые он имел до пластической деформации, т.е. тем полнее его разупрочнение [48].

Разупрочнение металла происходит не только после окончания пластической деформации, но и в период самой деформации. Как было отмечено выше, при пластической деформации металла в нем протекают два противоположных по своим результатам процесса - упрочнение и разупрочнение. Это объясняется тем, что пластическая деформация в металле происходит не одновременно во всем объеме, а начинается с наиболее благоприятно ориентированных зерен, упрочняющихся пропорционально степени их деформации. Только после упрочнения наиболее благоприятно ориентированных, следовательно, и наиболее «слабых» зерен в пластическую деформацию вовлекаются и менее благоприятно ориентированные зерна, и пластическая деформация охватывает весь объем металла [15].

Соотношение между упрочнением и разупрочнением, то есть вид диаграммы горячей деформации, в основном определяется скоростью и температурой деформации, химическим составом (то есть энергией дефектов упаковки) и исходным состоянием стали (то есть предварительной обработкой). Помимо этого существенное влияние на вид диаграммы деформации оказывает характер напряженного состояния [54-56].

В ходе горячей деформации разупрочнение преобладает над упрочнением, следовательно, при горячей деформации материал корпуса УРЛ может потерять устойчивость, что приведет к его разрушению. Чем ниже температура рекристаллизации металла, тем ниже температура начала разупрочнения при горячей деформации. Поэтому малоуглеродистые стали с относительно невысокой температурой рекристаллизации значительно разупрочняются в ходе горячей деформации [15].

1.6 Выводы и по литературному обзору

Таким образом, анализ литературных источников показал, что материал конструкции УЛР должен обладать рядом следующих свойств:

- иметь достаточный запас прочности при температурах до 1200 °С;
- обладать высоким сопротивлением хрупкому разрушению;
- не иметь склонности к обратимой отпускной хрупкости;
- иметь хорошую технологичность и свариваемость;
- обладать высоким значением теплопроводности.

Для строительства УЛР используют низкоуглеродистые низколегированные стали. На данный момент в качестве конструкционных материалов УЛР используют стали 22К (в

качестве материала корпуса) и 09Г2С (в качестве материала направляющей плиты).

В процессе ЗПА материал корпуса и направляющей плиты испытывают разные термические нагрузки. Направляющая плита принимает и направляет кориум в корпус УЛР, а корпус в свою очередь предназначен для локализации, охлаждения и удержания расплава.

Исследований высокотемпературных свойств этих сталей (в интервале 600 - 1200 °С) на момент начала работы не проводили. Очевидно, что при столь высоких термических нагрузках в течение длительного времени происходит существенная деградация механических свойств материала корпуса УЛР, а значит для обоснования безопасности УЛР необходимы исследования изменения структуры и механических свойств данных сталей после термических воздействий, имитирующих условия ЗПА на АЭС [1].

На основе анализа литературных источников поставлены следующие задачи:

Определить механические свойства сталей 22К и 09Г2С при температурах до 1200 °С;

изучить влияние высокотемпературных воздействий, имитирующих условия ЗПА, на структуру сталей 22К и 09Г2С;

исследовать влияние высокотемпературных воздействий, на свойства сталей при растяжении, для определения запаса прочности при экстремальных температурах;

исследовать влияние имитационных термических воздействий на ударную вязкость и охрупчивание сталей [1];

исследовать способность сталей сопротивляться циклическим нагрузкам после термических воздействий, имитирующих условия ЗПА.

2. Материалы и методики исследований

2.1 Материалы исследования

Исследование проводили на сталях 22К и 09Г2С промышленного производства используемых для изготовления корпуса и направляющей плиты УЛР:

1. Полосы горячекатаные промышленной плавки стали 22К, ГОСТ 5520-79, и профиля ГОСТ 19903-2015 толщиной 60 мм, шириной 1500 мм и длиной 6000 мм в состоянии нормализации.
2. Полосы горячекатаные промышленной плавки стали 09Г2С, ГОСТ 5520-79, и профиля ГОСТ 19903-2015 толщиной 60 мм, шириной 1500 мм и длиной 6000 мм в состоянии закалки с отпуском.
3. Сварные соединения полос из сталей 22К и 09Г2С, которые получали методом автоматической аргодуговой сварки (применяли сварочную проволоку СВ-08Г2С диаметром 2 мм) без предварительного подогрева соединяемых материалов в соответствии с ПНАЭ Г-7-009–89. Параметры сварки были следующими: скорость сварки около 1 мм/с, скорость подачи проволоки 5 мм/с, ток 190–210 А, напряжение дуги 9–10 В. Химический состав основного металла (ОМ) и металла шва (МШ), определенный оптико-эмиссионным методом на приборе Q4 TASMАN, представлен в таблице 6. Металл шва и основной металл стали 09Г2С по химическому составу существенно не различались, в то время как металл шва стали 22К – близок к стали 09Г2С [24].

Таблица 6 – Химический состав исследуемых материалов (масс. %).

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 сварного шва.

2.2 Методика проведения термических воздействий

При протекании тяжелой аварии на АЭС с расплавлением корпуса реактора конструкционные элементы УЛР подвергаются разным термическим воздействиям. Так, направляющая плита служит направляющим аппаратом, обеспечивая поступление расплава на площадку обслуживания, прожигая которую кориум попадает внутрь корпуса УЛР, где вступает во взаимодействие со специальным жертвенным наполнителем, постепенно разогревая корпус УЛР [2].

На основе результатов математического моделирования поведения расплава в УЛР с помощью компьютерного кода ГЕФЕСТ УЛР НИЦ «Курчатовский институт» был проведен расчетный анализ изменения температурных полей в корпусе и направляющей плите УЛР в процессе ЗПА и последующего захлаживания кориума [10].

Так, при протекании ЗПА направляющая плита испытывает краткосрочные высокотемпературные воздействия с температурой не превышающей 1200 °С. Нагрев стенок корпуса УЛР происходит более монотонно. Внешняя стенка корпуса охлаждается водой, а температура внутренней стенки корпуса не превышает 1000 °С. Время захлаживания кориума может протекать вплоть до 10-12 месяцев [10].

С учетом особенностей эксплуатации элементов конструкции УЛР по результатам расчетного анализа НИЦ «Курчатовский институт» были предложены режимы имитационных термических воздействий для проведения исследований (таблица 7).

Таблица 7 – Исследуемые состояния сталей [1]

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.

Продолжение таблицы 7.

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 прохождении тяжелой аварии;

ТО-2 – термическое воздействие, имитирующее условия охлаждения корпуса после тяжелой аварии, 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 отпуске;

ТО-4 – термическое воздействие для исследования механических свойств сталей 09Г2С и 22К после длительного воздействия при максимальной температуре.

Для исследования влияния термического воздействия на механические свойства при растяжении стали 09Г2С в процессе испытаний были также проведены предварительные выдержки образцов при температуре испытания в течение 3,7 часа в диапазоне температур от 750 до 1200 °С [24].

Термическое воздействие проводили в электропечи типа СНВЭ 1.3.1/16И4 в вакууме 6.5×10^{-3} Па с размерами рабочей зоны: ширина - 100 мм, длина – 350 мм и высота 140 мм. Такое рабочее пространство печи позволило обрабатывать в одних и тех же условиях по одинаковым режимам одновременно все разрывные и ударные образцы из каждой стали (рисунок 6).



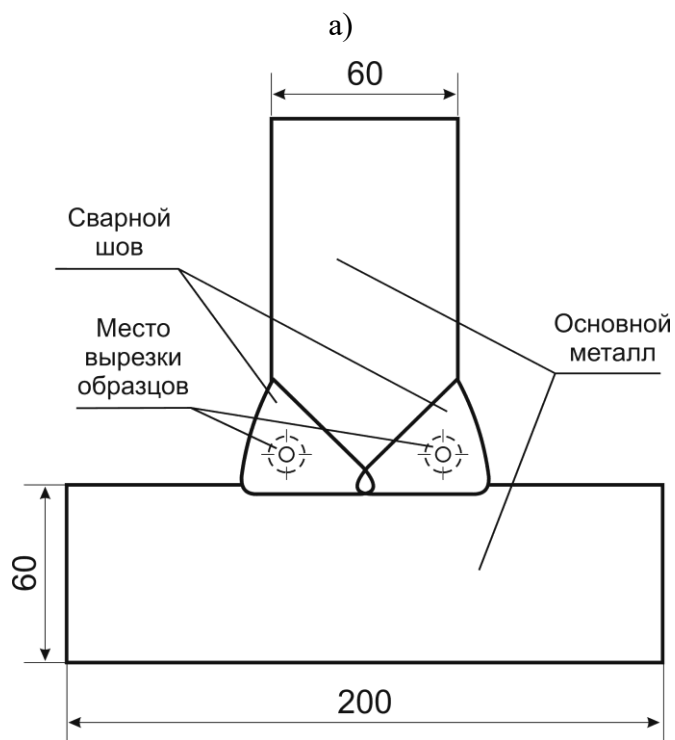
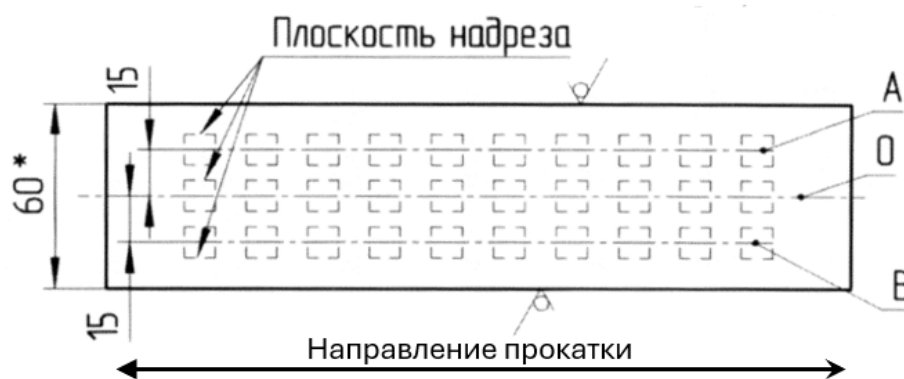
Рисунок 6 – Фотография образцов, загруженных в вакуумную печь для проведения термического воздействия

В процессе проведения термического воздействия велась цифровая запись данных с двух термопар типа ВР–А1, где одна из термопар располагалась в центре камеры, а вторая находилась непосредственно в контакте с образцами (рисунок 6). Точность поддержания температуры составила ± 1 °С.

Общее время термических воздействий по различным режимам достигало 158 – 3 48 часов.

2.3 Механические испытания

Образцы для механических испытаний вырезали из полос сталей 22К и 09Г2С толщиной 60 мм и их сварных соединений, из которых изготавливаются обечайки корпуса и направляющие плиты УЛР [25].



б)

а – из основного металла; б – из металла сварного соединения

Рисунок 7 – Схема вырезки образцов

Образцы ОМ вырезались из полос поперек направления прокатки (рисунок 7, а).
Образцы МШ вырезали непосредственно из зон сварки листов (рисунок 7, б).

2.3.1 Испытания на растяжение

Для испытаний на растяжение изготавливали цилиндрические пятикратные образцы длиной 61 мм с резьбой и рабочим сечением диаметром 4 мм в соответствии с ГОСТ 1497-84 (рисунок 8) [1].

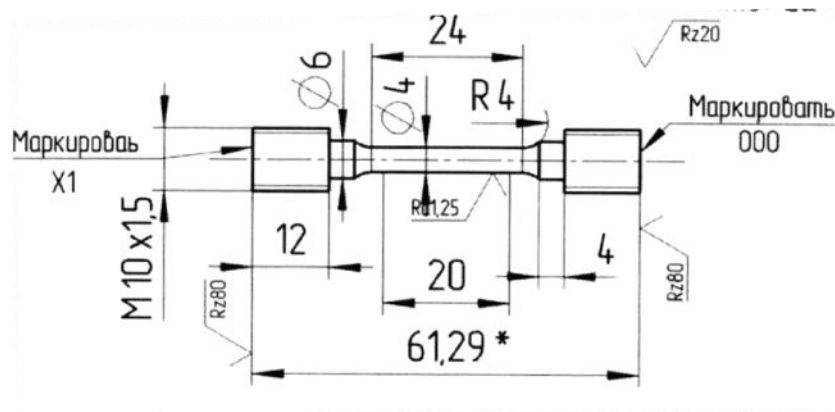


Рисунок 8 – Образец для испытаний на растяжение [55]

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 по 3 образца на каждую точку. Точность поддержания температуры в испытательной камере составила ± 5 °С [1].

Испытания на растяжение образцов ОМ и МШ стали 22К проводили в исходном состоянии и после ТО-1. Испытания на растяжение образцов ОМ и МШ стали 09Г2С проводили в исходном состоянии и после предварительной выдержки при температуре испытания в интервале температур от 750 до 1200 °С. Диаграммы растяжения записывали в координатах «напряжение – деформация», с определением следующих характеристик: физический или условный предел текучести σ_T или $\sigma_{0,2}$ (МПа), предел прочности σ_B (МПа), и относительное удлинение δ (%) (ГОСТ 1497-84).

2.3.2 Испытания на ударный изгиб

Размеры образцов на ударную вязкость соответствовали ГОСТ 9454-78[53]. Использовались образцы с размерами 55×10×10 мм с V-образным надрезом [1].

Образцы МШ сталей 22К и 09Г2С изготавливали таким образом, чтобы надрез располагался непосредственно в сварном шве (рисунок 9).

Испытания проводили на маятниковом копре INSTRON SI-1M при скорости движения маятника в момент удара $5 \pm 0,5$ м/с, нагрев образцов осуществляли в электропечи, а охлаждение климатической камере LAUDA Proline RP890 в каждом случае в течение не менее 15 минут, после чего в течение 5 секунд образец переносили на маятниковый копер и разрушали. Определяли работу разрушения K и ударную вязкость KCV [24].

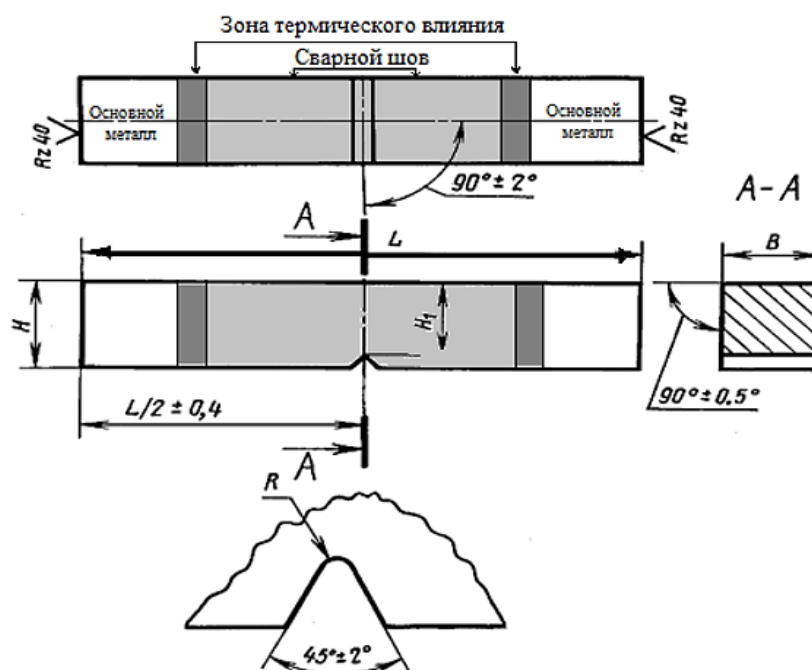


Рисунок 9 - Образец МШ для испытаний на ударный изгиб

Для построения серийных кривых испытывали по 18 образцов каждого состояния. Интервал температур вязко-хрупкого перехода определяли от температуры начала появления хрупкой составляющей в изломе до температуры формирования полностью хрупкого излома по крайней мере для одного образца, испытанного при данной температуре.

Интервал температур начала ($T_{хн}$) и конца ($T_{хк}$) вязко-хрупкого перехода оценивали следующим образом: $T_{хн}$ – при появлении хрупкой составляющей (X) в изломе в количестве не менее 10%, $T_{хк}$ – при появлении полностью хрупкого излома ($X = 100\%$), хотя бы для одного образца.

Долю X в изломе ударных образцов определяли по фотографиям поверхности излома при увеличении $\times 10$ как отношение площади излома, занимаемой хрупкой составляющей (макрохрупкий квадрат), ко всей площади излома [24].

2.3.3 Испытания на усталость

Малоцикловая усталость. Для исследования влияния термического воздействия на малоцикловую усталость использовали плоские образцы размером 35,0 мм \times 3,0 мм \times 0,5 мм. Для ОМ и МШ стали 22К испытывали образцы в исходном состоянии, после ТО-2 и после ТО-4, для ОМ и МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4.

Образцы вырезали методом электроэрозионной резки. Все грани образцов подвергали шлифовке и последующей полировке суспензией SiC с размером абразивных

частиц 0,05 мкм до зеркального блеска. 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 , коэффициенте асимметрии $R = -1$ с использованием динамического механического анализатора DMA Q800 по методике [57]. Амплитуда циклов нагружения была выбрана равной 0,60—0,95 от максимального напряжения разрушения σ_{max} (напряжение, при котором образец разрушается за один цикл). Значение σ_{max} было определено при испытаниях с инкрементом напряжения: пошаговом увеличении напряжения цикла до момента разрушения образца. При каждом напряжении цикла испытывали по 3 образца для каждого состояния. По построенным кривым усталости в координатах $N - \sigma_a$ (где, N – число циклов, σ_a – амплитуда цикла) определяли ограниченный предел выносливости σ_{RN} , который соответствовал максимальному напряжению, при котором не происходило разрушения образца, на базе до $3,5 \cdot 10^4$ циклов [25].

Многоцикловая усталость. Испытания на многоцикловую усталость проводили в условиях повторного растяжения с коэффициентом асимметрии цикла $R = 0,1$ (отношение минимального напряжения цикла к максимальному) при комнатной температуре на испытательной машине Instron Electropuls E3000 при частоте 30 Гц по ГОСТ 25.502-79 [58]. Использовали плоские образцы, вырезанные методом электроэрозионной резки (рисунок 10).

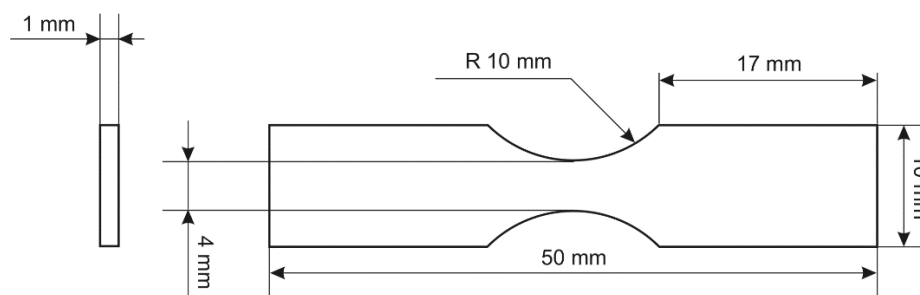


Рисунок 10 – Образец для испытаний на многоцикловую усталость

Каждый образец МШ вырезали таким образом, чтобы его рабочая часть соответствовала непосредственно сварному шву (центральной зоне сварного соединения). Вся поверхность образцов подвергалась шлифовке и механической полировке до зеркального блеска. Для каждого уровня напряжений испытывалось по три образца для каждого состояния.

2.4 Исследования структуры и изломов

Исследование микроструктуры проводили на оптическом микроскопе Carl Zeiss Axio Vert.A1 при увеличениях $\times 50$ – $\times 200$.

Для выявления границ бывших аустенитных зерен использовали пересыщенный раствор пикриновой кислоты с добавлением ПАВ. Для выявления микроструктуры шлифы травили в 5% водном растворе азотной кислоты [1].

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 помощью просвечивающего электронного микроскопа JEM-2100 (JEOL) в светлопольном режиме при ускоряющем напряжении 160 кВт при увеличениях $\times 8\,000$ – $\times 100\,000$. Фольги изготавливали из пластинок, вырезанных из исследуемых образцов и сошлифованных до толщины 100 мкм с помощью механической полировки с последующей электролитической полировкой. Для химического анализа использовали приставку EDS в режиме картирования.

Фрактографический анализ изломов ударных образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе HITACHI TM-1000 при увеличениях от $\times 100$ до $\times 1500$.

Анализ усталостных изломов образцов проводили на сканирующем электронном микроскопе TESCAN VEGA Compact при увеличениях $\times 80$ – $\times 10,000$. Количественный анализ изломов (площадь усталостного разрушения, расстояние между усталостными бороздками) проводили в программной среде Image Expert Pro 3.

3 Влияние термического воздействия на структуру и механические свойства стали 22К

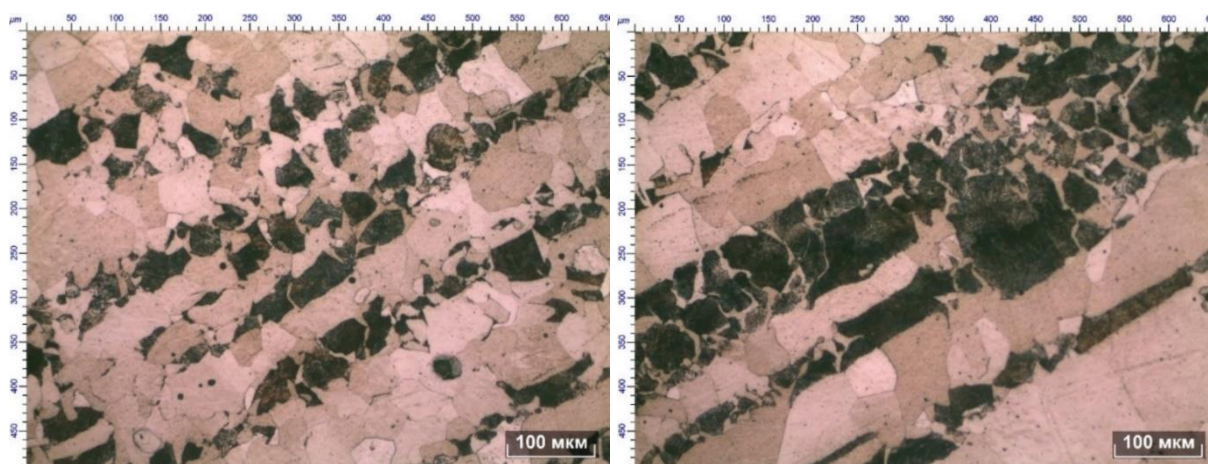
Исследования изменения структуры и механических свойств материала корпуса УЛР из стали 22К при термических воздействиях, имитирующих условия тяжелой аварии, проводили в интервале температур от комнатной до 1000-1200 °С, обработанных по следующим режимам: ТО-1 – для исследования высокотемпературного воздействия на свойства стали при растяжении (нагрев до 1000 °С, медленное охлаждение, выдержка 39 часов при 840 °С и последующее медленное охлаждение до 700 °С, далее охлаждение с печью); ТО-2 – для исследования склонности стали к охрупчиванию (нагрев до 650 °С, затем медленное охлаждение в интервале температур ООХ); ТО-3 – воздействие по режиму ТО-1, с последующим термическим воздействием по режиму ТО-2; ТО-4 – для определения изменения характеристик сопротивления усталости. Режимы термических воздействий на материал корпуса УЛР смоделированы по наиболее консервативному варианту развития ЗПА [10].

3.1 Влияние термического воздействия на структуру

Для изучения влияния термического воздействия на структуру стали 22К были исследованы образцы в исходном состоянии, после термического воздействия по режиму ТО-1 и после ТО-4.

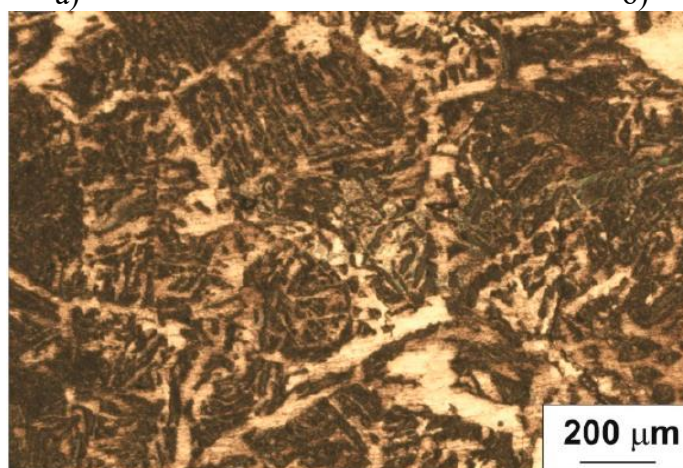
В исходном состоянии и после ТО-1 ОМ сталь 22К характеризуется полосчатой феррито-перлитной структурой вдоль направления прокатки (рисунок 11). Из рисунка 11 видно, что после термического воздействия ТО-1 полосчатость структуры сохраняется, а размеры зерен феррита и перлита увеличиваются. Анализ микроструктуры показал, что в исходном состоянии средний размер зерна феррита и перлита составляет 20 мкм и 31 мкм, соответственно, а после ТО-1 размер зерен феррита и перлита составил 66 и 48 мкм, соответственно (таблица 8). Таким образом, термическое воздействие ТО-1 на ОМ стали 22К привело к увеличению среднего размера зерна феррита в 3 раза, а перлита – в 1,5 раза, в сравнении с исходным состоянием [1].

Термическое воздействие ТО-4 с нагревом до 1200 °С на ОМ стали 22К приводит к образованию игольчатой крупнозернистой структуры перегрева – видманштетта, соответствующей баллу 5 по ГОСТ 5640—2020 [59].



а)

б)



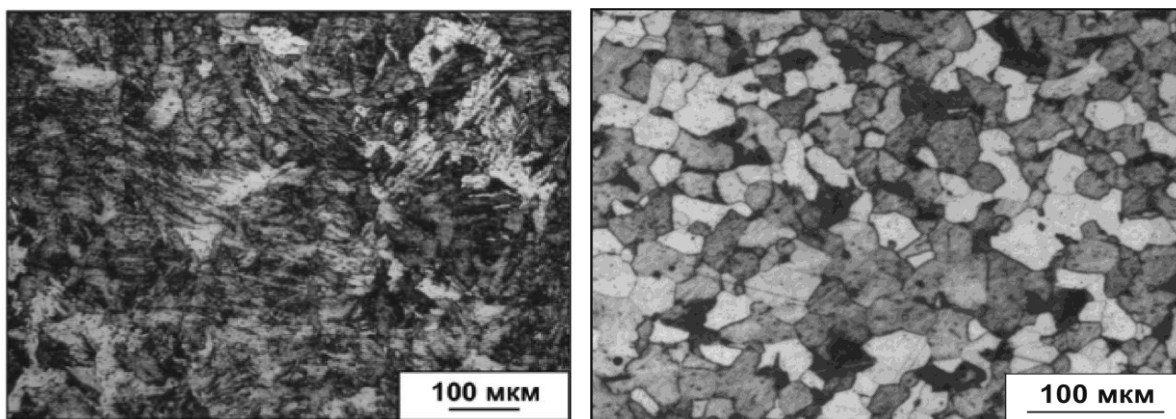
в)

а – исходное состояние; б – после ТО-1; в – после ТО-4
Рисунок 11 – Микроструктура ОМ стали 22К в различных состояниях

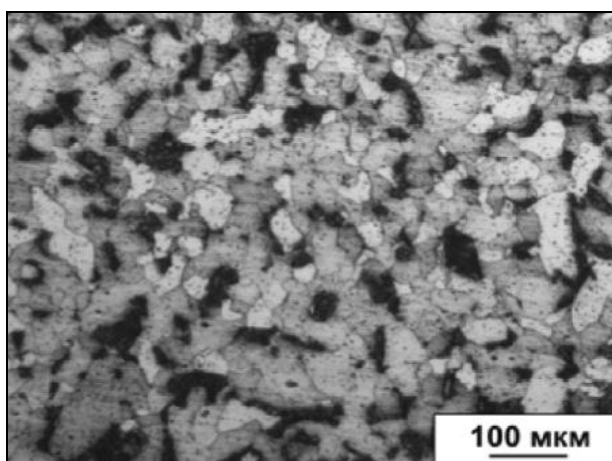
Структура МШ стали 22К в исходном состоянии, после ТО-1 и ТО-4 представлена на рисунке 12. В исходном состоянии структура МШ перегретая крупнозернистая видманшеттова, соответствующая баллам 3—5 по ГОСТ 5640—2020, со значительным количеством тонких игл феррита внутри зерен размером в среднем более 100 мкм и с неоднородной по толщине ферритной сеткой по границам зерен (рисунок 12, а) [25].

После термического воздействия ТО-1 структура МШ в результате фазовой перекристаллизации характеризуется феррито-перлитной структурой с равноосной формой зерен (рисунок 12, б). Средний размер феррита составил 46 мкм и перлита 25 мкм (таблица 8).

Термическое воздействие ТО-4 с нагревом до 1200 °С на МШ стали 22К также, как и ТО-1 приводит к формированию феррито-перлитной структуры в результате фазовой перекристаллизации со средними размерами зерен феррита и перлита 43 и 27 мкм, соответственно.



а) б)



а – состояние поставки; б – после ТО-1; в – после ТО-4
Рисунок 12 – Микроструктура МШ стали 22К в различных состояниях

Таблица 8 – Характеристики структуры стали 22К

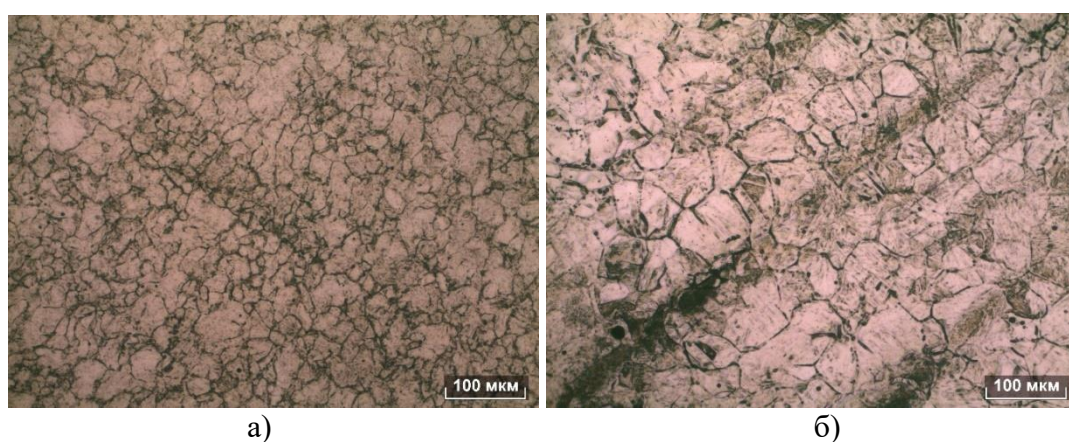
22К	Исследуемое состояние	Структурная составляющая	Средний размер зерна, мкм / балл зерна
ОМ	Исходное состояние	Феррит	$20,1 \pm 2,4$
		Перлит	$31,2 \pm 10,7$
	ТО-1	Феррит	$66,2 \pm 15,7$
		Перлит	$48,2 \pm 21,9$
	ТО-4	Видманштетт	Балл 5
МШ	Исходное состояние	Видманштетт	Балл 3-5
	ТО-1	Феррит	$46,2 \pm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

Таким образом, размеры структурных составляющих МШ стали 22К после длительного термического воздействия ТО-1 с нагревом до максимальной температуры

1000 °С и после ТО-4 с нагревом до температуры 1200 °С и выдержкой 3,7 часа значительно различаются.

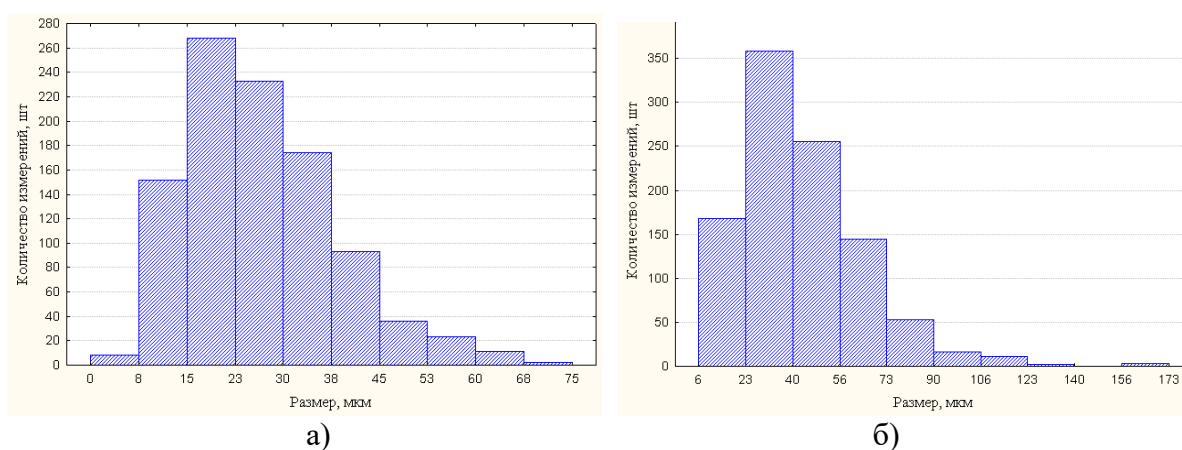
После ТО-1 средний размер зерен феррита в ОМ в 1,5 и перлита в 2 раза больше, чем в МШ после ТО-1 и ТО-4.

Анализ влияния термического воздействия ТО-1 на рост зерна аустенита в ОМ стали 22К показал, что ТО-1 приводит к значительному увеличению размеров аустенитных зерен с 36,6 до 47,2 мкм, то есть в 1,3 раза в сравнении с исходным состоянием (рисунки 13, 14, таблица 9) [1].



а) исходное состояние; б) после ТО-1

Рисунок 13 – Зеренная структура бывшего аустенита ОМ стали 22К

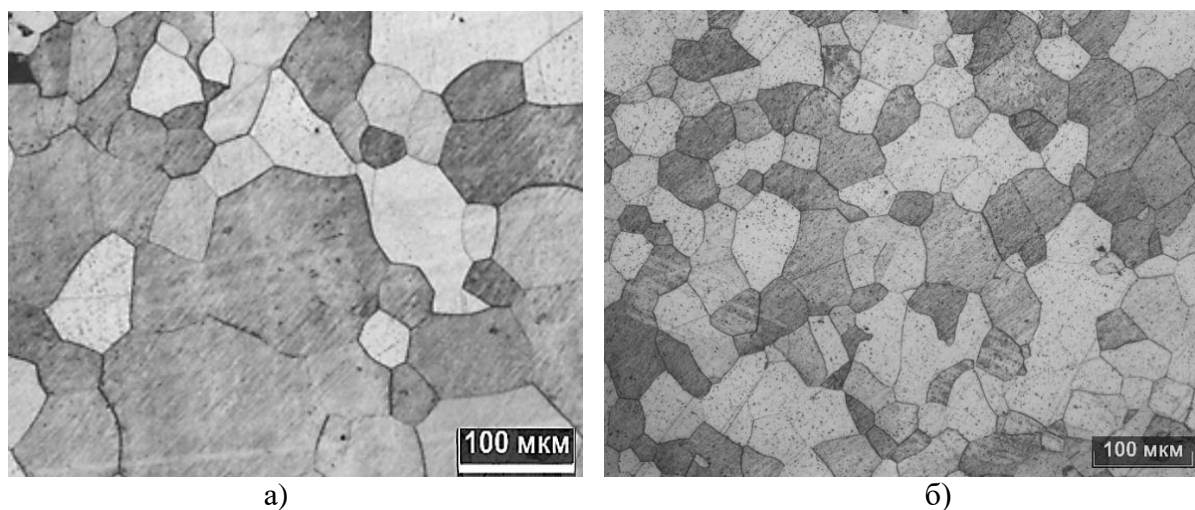


а – исходное состояние; б – после ТО-1

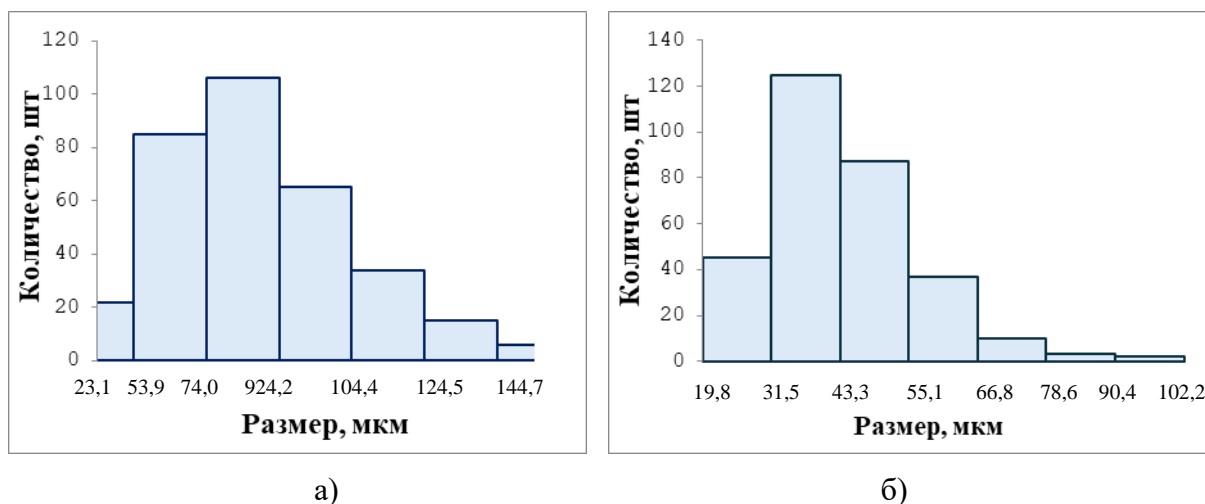
Рисунок 14 – Гистограммы распределения размеров зерен бывшего аустенита ОМ стали 22К

Средний размер зерна аустенита МШ стали 22К в исходном состоянии составил 102 мкм. После термического воздействия ТО-1 зерно аустенита составило 52,9 мкм, что близко к размеру зерна аустенита в ОМ после ТО-1 (рисунок 15, 16, таблица 9). То есть

термическое воздействие ТО-1 на МШ стали 22К приводит к уменьшению среднего размера зерна аустенита в 2 раза в результате перекристаллизации.



а – исходное состояние; б – после ТО-1
Рисунок 15 – зеренная структура аустенита МШ стали 22К



а – исходное состояние; б – после ТО-1
Рисунок 16 – Гистограммы распределения зерен аустенита по размерам в образцах МШ стали 22К

Таблица 9 – Средний размер зерна аустенита в стали 22К

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	$52,9 \pm 16,2$

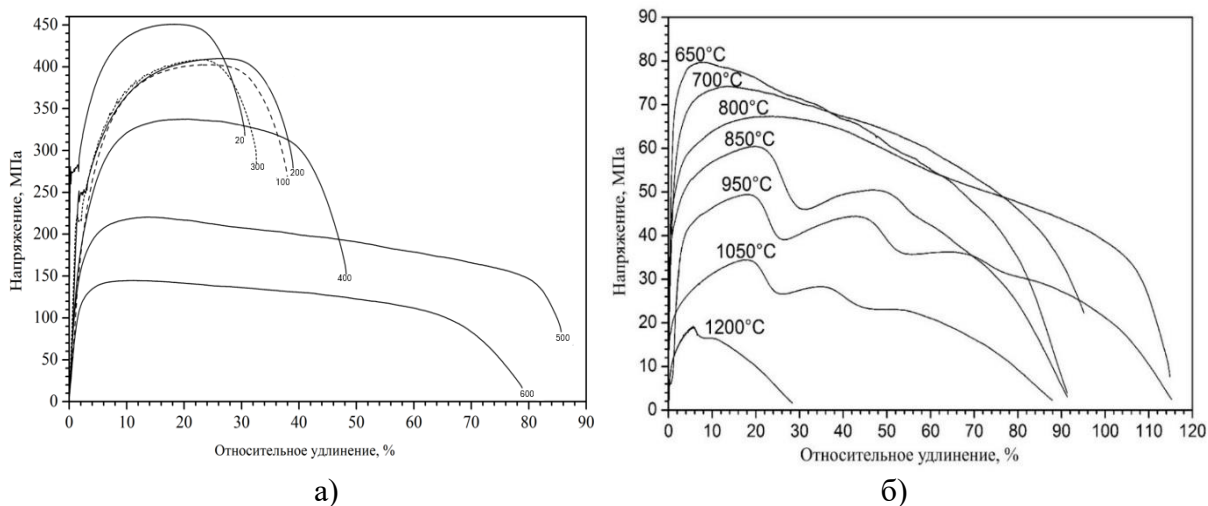
Средний размер зерна аустенита ОМ в исходном состоянии в 3 раза меньше, чем в металле МШ, а после ТО-1 – значимо не различается (таблица 9).

3.2 Влияние термического воздействия на механические свойства стали 22К при растяжении

Основной металл стали 22К. Для исследования влияния термического воздействия на механические свойства ОМ стали 22К были проведены испытания на растяжение в исходном состоянии и после ТО-1. Результаты испытаний образцов ОМ в исходном состоянии и после ТО-1 представлены в таблице 10, а диаграммы деформации на рисунках 17 – 19. Зависимости характеристик прочности от температуры испытания в интервале от 23 до 1200 °С показаны на рисунках 20 и 21 [1].

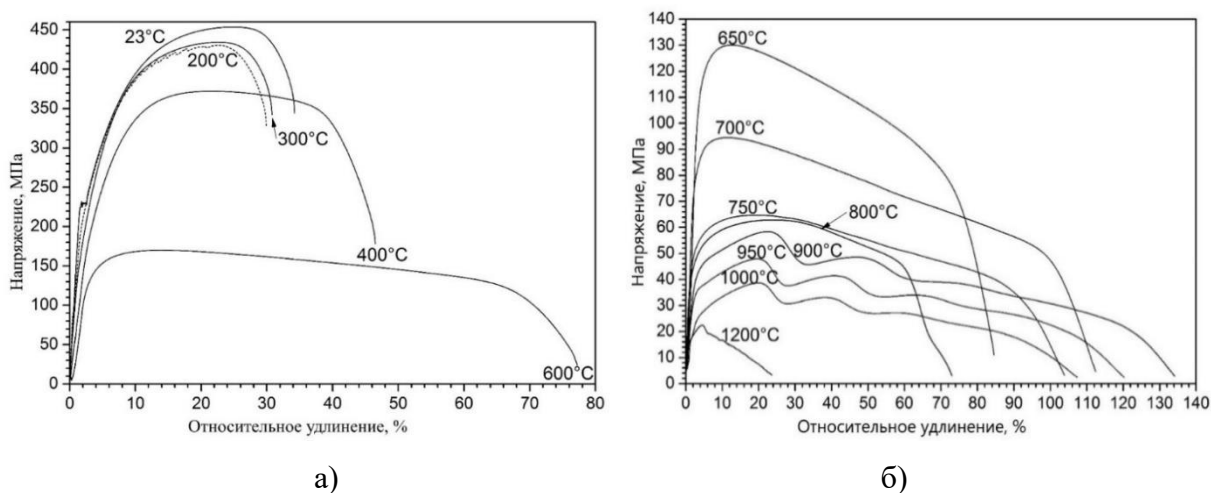
Таблица 10 – Механические свойства при растяжении ОМ стали 22К в исходном состоянии и после термического воздействия ТО-1.

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 – температуры испытаний от 23 до 600 °С; б – температуры испытаний от 650 до 1200 °С

Рисунок 17 – Диаграммы деформации образцов ОМ в исходном состоянии



а – температуры испытаний от 23 до 600 °С; б – температуры испытаний от 650 до 1200 °С

Рисунок 18 – Диаграммы деформации образцов ОМ после ТО-1

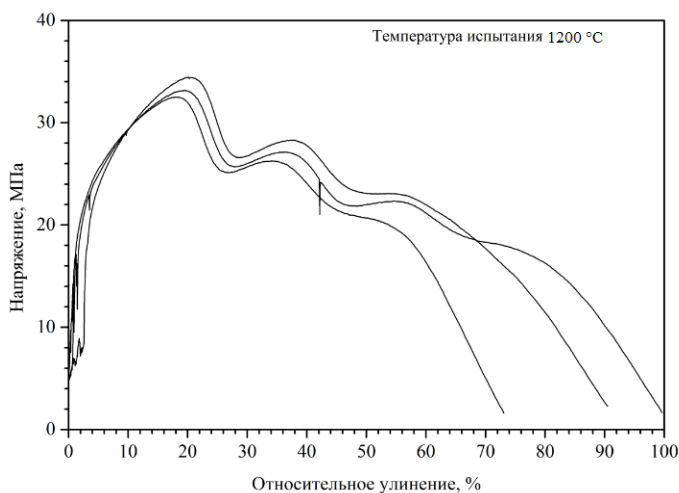


Рисунок 19 – Наложенные диаграммы деформации серии образцов ОМ стали 22К в исходном состоянии при температуре испытания 1200 °С

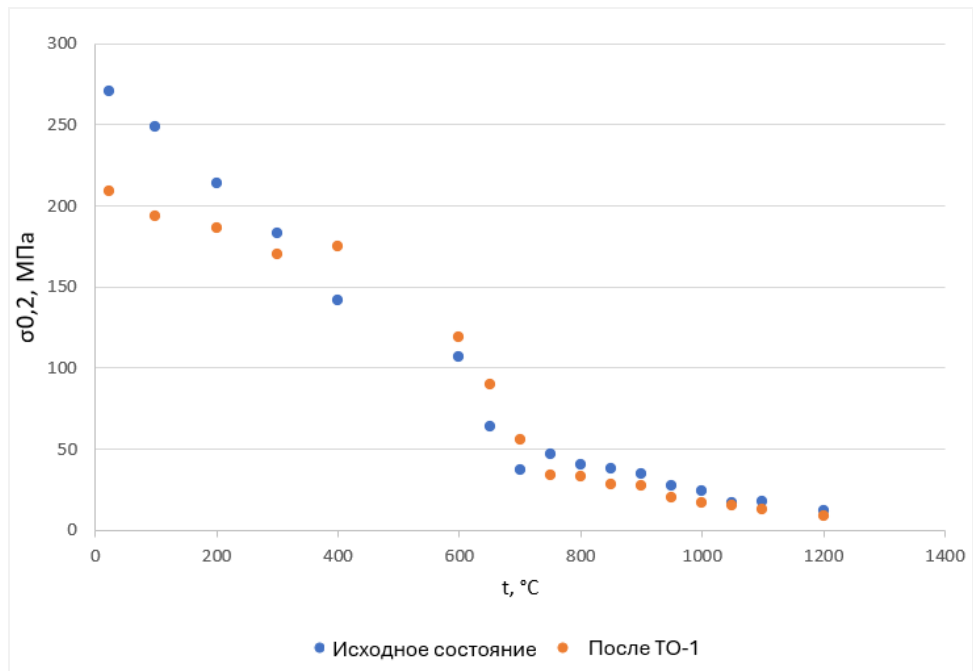


Рисунок 20 – Зависимость предела текучести ОМ стали 22К в исходном состоянии и после ТО-1 от температуры испытания

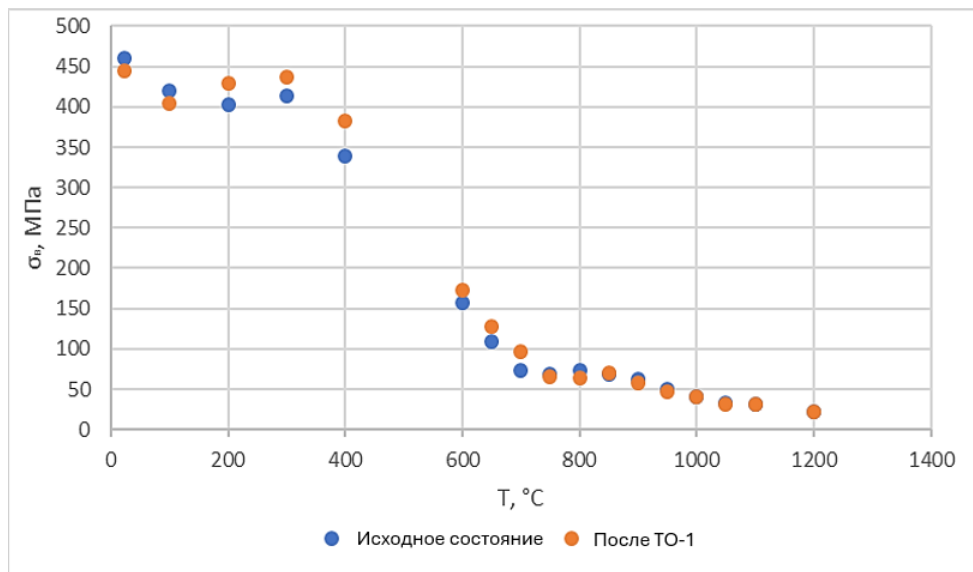


Рисунок 21 – Зависимость предела прочности ОМ стали 22К в исходном состоянии и после ТО-1 от температуры испытания

Установлено, что при комнатной температуре условный предел текучести и предел прочности ОМ стали 22К в исходном состоянии составили 271 МПа и 461 МПа, соответственно. Последовательное повышение температуры испытания до 100-600 °С приводит к монотонному снижению предела текучести до 107 МПа, примерно 30 МПа на каждые 100 °С (рисунок 20). При температурах от 300 °С и выше на диаграммах

деформации исчезает площадка текучести, что является характерной особенностью для низкоуглеродистых сталей (рисунок 17, а). При температурах выше 600 °С участок диаграммы, соответствующий локализации пластической деформации, приобретает волнообразную форму (рисунок 17, б). Данный эффект обусловлен процессом циклической динамической рекристаллизации, на что указывают повторяющиеся циклы «разупрочнение - упрочнение» на диаграммах деформации. Указанные циклы хорошо совпадают на диаграммах деформации для серии образцов, испытанных при одной температуре (рисунок 19) [60].

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, и 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 18, а). Повышение температуры испытания до 400-650 °С приводит к резкому снижению предела прочности до 109 МПа (примерно 100 МПа на каждые 100 °С). 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 составил 32 и 22 МПа, соответственно.

В сравнении с исходным состоянием, термическое воздействие ТО-1 на ОМ стали 22К привело к снижению предела текучести во всем диапазоне температур испытания от комнатной до 1200 °С (рисунок 20), в то время как влияние на значения предела прочности не значительное.

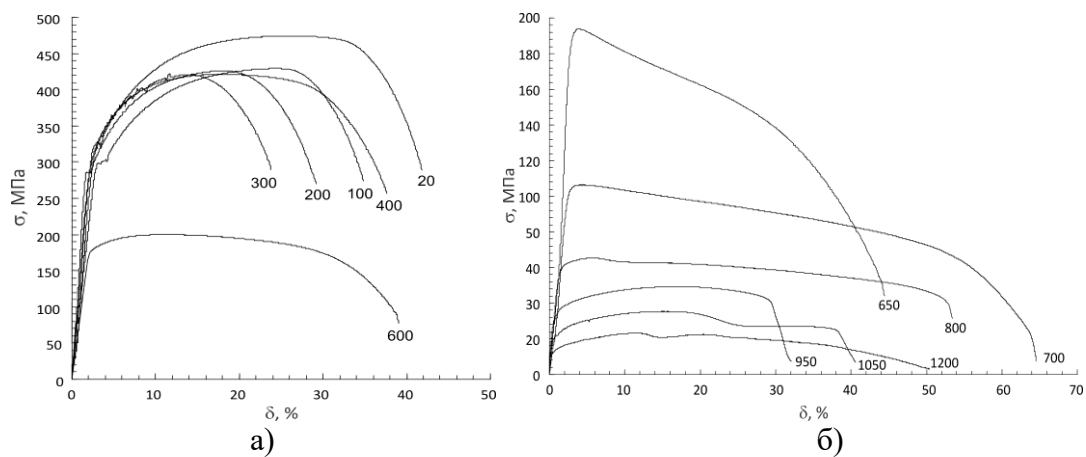
Относительное удлинение стали 22К в исходном состоянии практически не меняется в интервале температур от комнатной до 300 °С и составляет 31-37 %. В интервале температур 400-1050 °С относительное удлинение повышается до 50-110 %. При температурах испытания 1100 и 1200 °С относительное удлинение уменьшается до 38 и 33 % [1].

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 10).

Металл шва стали 22К. Для исследования влияния термического воздействия на механические свойства МШ стали 22К, так же как и для ОМ, были проведены испытания на растяжение образцов в исходном состоянии и после ТО-1. Результаты испытаний представлены в таблице 11. Диаграммы деформации образцов МШ стали 22К в исходном состоянии при температурах испытания от комнатной до 1200 °С приведены на рисунке 22. На рисунке 23 представлены зависимости прочностных свойств от температуры испытания для МШ стали 22К в исходном состоянии и после ТО-1. Для сравнения там же представлены значения характеристик прочности для ОМ при тех же температурах испытаний.

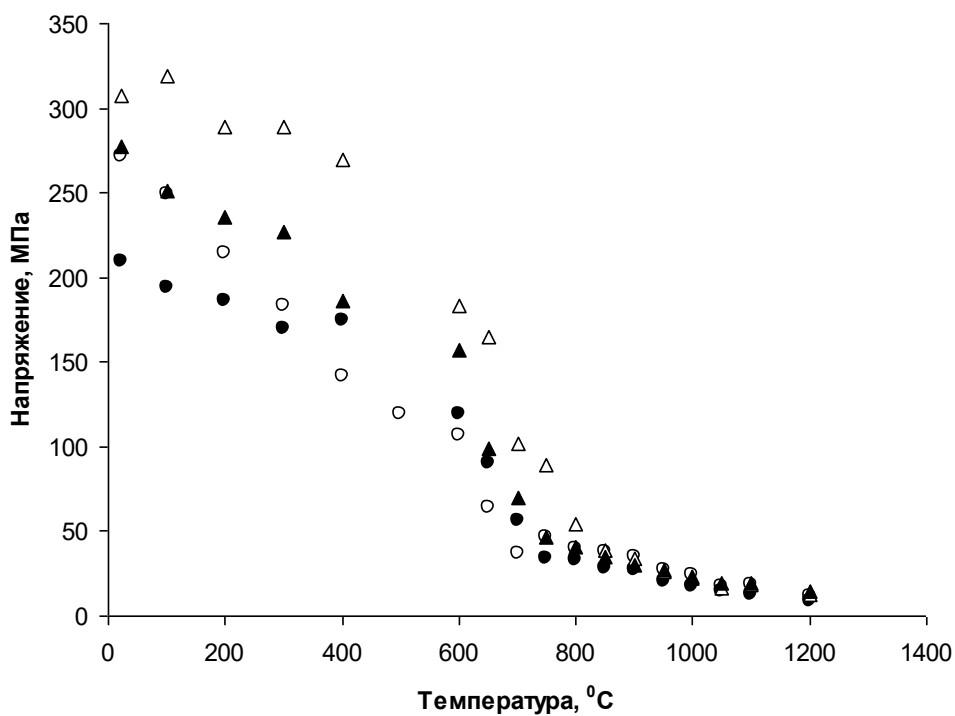
Таблица 11 – Механические свойства при растяжении МШ стали 22К в исходном состоянии и после термического воздействия ТО-1

Температура испытания, °С	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

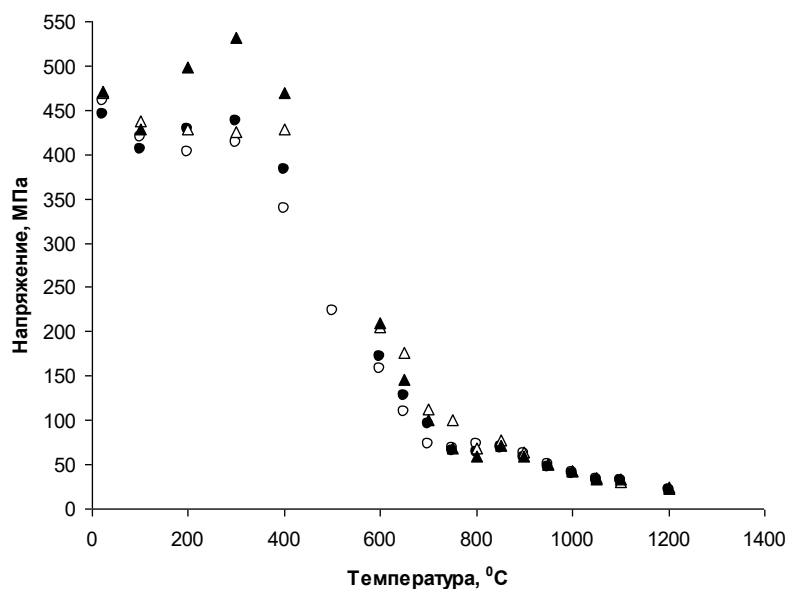


а – температуры испытаний от 23 до 600 °С; б – температуры испытаний от 650 до 1200 °С

Рисунок 22 – Диаграммы деформации МШ стали 22К в исходном состоянии при растяжении в интервале температур от комнатной до 1200 °С.



а)



б)

○ – ОМ в исходном состоянии; ● – ОМ после ТО-1;
 Δ – МШ в исходном состоянии; ▲ – МШ после ТО-1
 а – предел текучести; б – предел прочности

Рисунок 23 – 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 – 38,9 %. При этом значение предела текучести МШ в 1,3 раза выше, чем для ОМ.

При повышении температуры испытания от комнатной до 400 °С предел текучести МШ в исходном состоянии уменьшается слабо – до 270 МПа. Далее при температурах испытания 600 и 650 °С предел текучести значительно снижается до 183 и 165 МПа, соответственно, а затем при 700 °С снижается до 102 МПа. При повышении температуры испытания от 750 до 1200 °С темп снижения предела текучести замедляется. При 1100 и 1200 °С предел текучести МШ составил 18 и 13 МПа, соответственно, что сравнимо с характеристиками для ОМ [1].

Изменение предела текучести МШ в исходном состоянии с повышением температуры испытания отличается от изменения предела текучести ОМ. При этом в интервале температур от комнатной до 750 °С предел текучести МШ выше предела текучести ОМ (рисунок 23, а). Особенно эта разница заметна при температурах 650–700 °С, где предел текучести МШ выше предела текучести основного металла в 2,7–3,5 раза. В

интервале температур от 850 до 1200 °С пределы текучести ОМ и МШ значительно различаются [24].

Предел прочности МШ в исходном состоянии при повышении температуры испытания до 100 °С снижается до 438 МПа и далее при повышении температуры до 200–400 °С значительно не изменяется (рисунок 25). При температурах 600–650 °С наблюдается резкое снижение предела прочности до 205–177 МПа и далее при 700 °С снижение до 112 МПа. При повышении температуры испытания до 750–1200 °С темп изменения предела прочности замедляется, так же, как и предела текучести. При 1100 и 1200 °С предел прочности МШ стали 22К составил 31 и 24 МПа, соответственно [1].

Относительное удлинение МШ стали 22К в исходном состоянии в интервале температур испытания от комнатной до 300 °С монотонно снижается от 38,9% до 22,1 % (примерно на 6 % на каждые 100 °С). В интервале температур испытания от 400 до 850 °С относительное удлинение повышается до 34–93 %. При этом увеличивается разброс значений относительного удлинения. В интервале температур испытания от 900 до 1100 °С относительное удлинение составило 26–44 %. При температуре 1200 °С относительное удлинение составило 49,9 %. Во всем интервале температур испытаний относительное удлинение в исходном состоянии у ОМ стали 22К больше относительного удлинения МШ.

После ТО-1 имеет предел текучести МШ стали 22К ниже, чем в исходном состоянии в интервале температур испытания от комнатной до 800 °С, а в интервале от 850 до 1200 °С предел текучести обоих состояний практически совпадает.

Таким образом, МШ стали 22К в исходном состоянии и после ТО-1 имеет более высокую прочность по сравнению с ОМ при температурах от комнатной до 750–800 °С. При более высоких температурах от 850 °С до 1200 °С разница в значениях прочности между ними минимальная, при их сравнении ОМ и МШ в одинаковых состояниях [1]. Более высокая прочность МШ связана с синергетическим эффектом влияния химического состава и микроструктуры: с более высоким содержанием марганца в МШ по сравнению с ОМ и с большей долей межфазных границ в структуре перегретого металла. Следует отметить, что при температурах выше 750 °С деформация МШ при испытании на растяжение осуществляется в аустенитном состоянии, поэтому влияние исходной микроструктуры на механические свойства ослабевает, а уровень прочности аустенита определяют конкурирующие процессы динамического упрочнения и разупрочнения, о чем свидетельствует волнообразный характер диаграмм деформации при этих температурах испытаний.

Длительное высокотемпературное воздействие ТО-1 оказывает наиболее негативное влияние на предел текучести ОМ стали 22К при температурах испытания от комнатной до 300 °С. Такое снижение предела текучести, по сравнению с исходным состоянием, связано с ростом зерна аустенита после ТО-1 [60]. При температурах от 400 до 700 °С, границы зерен способствуют ускоренному разупрочнению металла, поэтому с увеличением размера зерна (и уменьшением длины границ) высокотемпературная прочность напротив, повышается [61].

3.3 Влияние термического воздействия на ударную вязкость и характер разрушения стали 22К

Исследование влияния термического воздействия на ударную вязкость, температуры вязко-хрупкого перехода и характер разрушения ОМ и МШ стали 22К проводили при испытаниях на ударную вязкость в интервале температур $-50 \div +200$ °С образцов в исходном состоянии и после термических воздействий ТО-1, ТО-2; ТО-3 (см. таблицу 7). Значения ударной вязкости и доля хрупкой составляющей представлены в таблицах 12 и 13, а сериальные кривые – на рисунках 24 и 25. Температуру начала вязкохрупкого перехода определяли как температуру испытания, при которой в изломе хотя бы одного образца наблюдалась хрупкая составляющая в количестве не менее 10 % ($X=10$ %), а температуру конца – как наибольшую температуру испытания, при которой в изломе хотя бы одного образца наблюдался полностью хрупкий излом ($X=100$ %) [24].

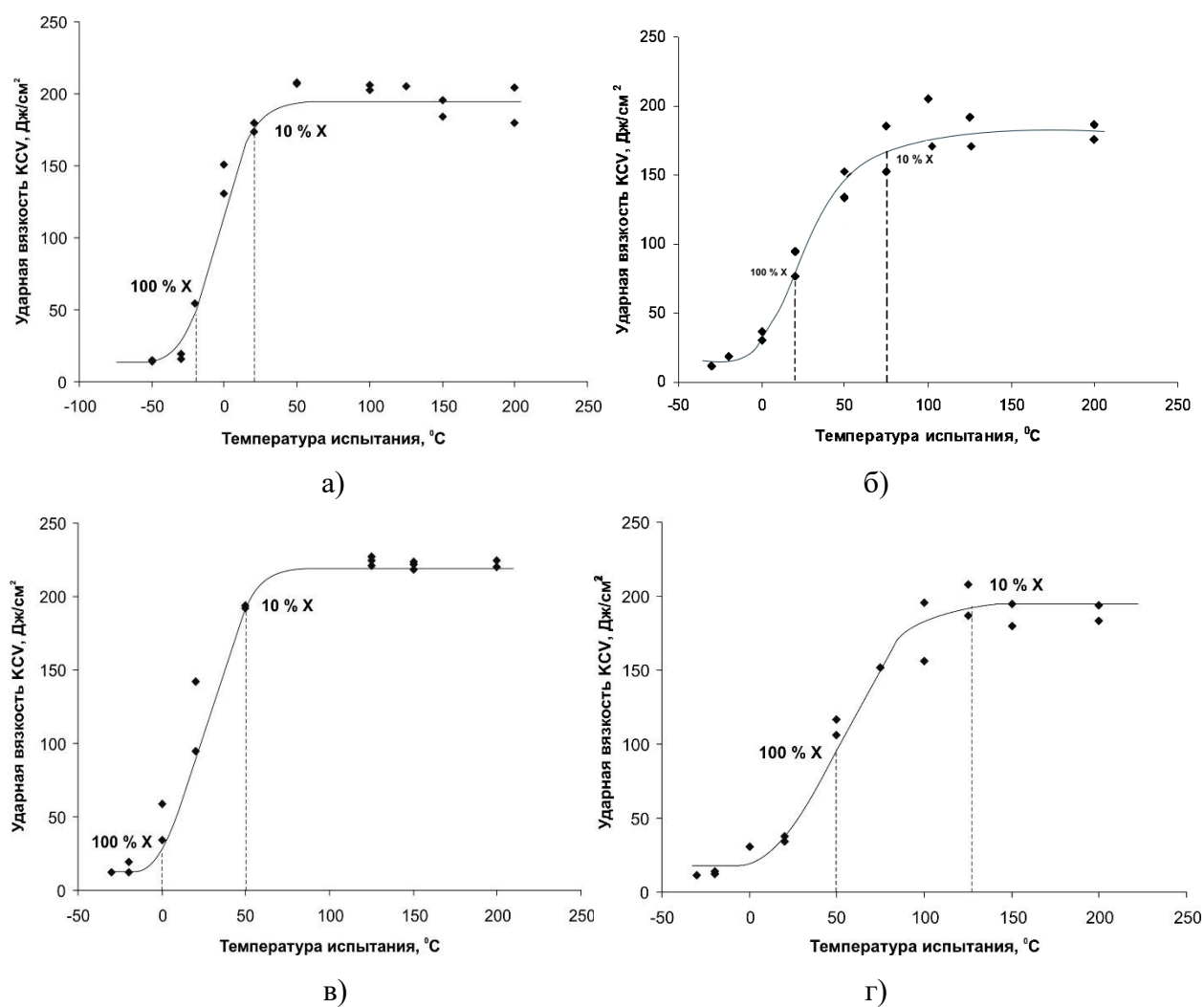
При температурах испытания от 200 до 50 °С изломы образцов ОМ в исходном состоянии полностью вязкие. Ударная вязкость ОМ стали 22К в исходном состоянии при комнатной температуре составила 177 Дж/см² при 10-30 % хрупкой составляющей в изломе (таблица 12, рисунок 24, а). Полностью хрупкий излом ($X=100$ %) наблюдается при температуре испытания -20 °С при значении KCV 54 Дж/см².

Как видно из таблицы 12 и рисунка 24, термическое воздействие ТО-1 не изменяет значения ударной вязкости ОМ стали 22К, по сравнению с исходным состоянием, в интервале температур испытания 200 – 100 °С, которые сохраняются на уровне 180-204 Дж/см² при полностью вязком характере разрушения. 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 температуре испытания 23 °С, а значения ударной вязкости понижаются до KCV = 78 Дж/см², что в 2 раза ниже, чем для стали в исходном состоянии [24].

Таблица 12 – Ударная вязкость и доля хрупкой составляющей в изломе ОМ стали 22К в различных состояниях.

Т, °С	КСУ, Дж/см ²				Х, %			
	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



а – исходное состояние; б – ТО-1; в – ТО-2; г – ТО-3

Рисунок 24 – Серийные кривые ударной вязкости ОМ стали 22К в различных состояниях

Таким образом, по сравнению с исходным состоянием 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, соответственно, и к его расширению на 10 °С [24].

Длительное термическое воздействие ТО-2 в интервале температур отпускной хрупкости 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 [24].

Таким образом, термическое воздействие ТО-2 с медленным охлаждением в интервале температур развития обратимой 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 [24].

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 значительно (в 4-5 раз) понижается, по сравнению с исходным состоянием. Хрупкая составляющая в изломах количестве 5-10 % наблюдается уже при температуре испытания 125 °С. Полностью хрупкий излом наблюдается при температуре испытания 50 °С, в то время как в исходном состоянии и после ТО-2 полностью хрупкий излом наблюдается при температуре минус 20 и 0 °С, соответственно. 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 [1].

Таким образом, комбинированное воздействие ТО-3 с нагревом на 1000 °С и последующим медленным охлаждением в интервале температур обратимой отпускной хрупкости для ОМ стали 22К приводит к еще большему повышению температур начала и конца хрупко-вязкого перехода на 70 и 100 °С, соответственно, и к расширению и смещению интервала температур вязко-хрупкого перехода на 25 °С по сравнению с

исходным состоянием (см. таблицу 14). Значения ударной вязкости после такого воздействия значительно (в 4 -5 раз) понижаются по сравнению с исходным состоянием.

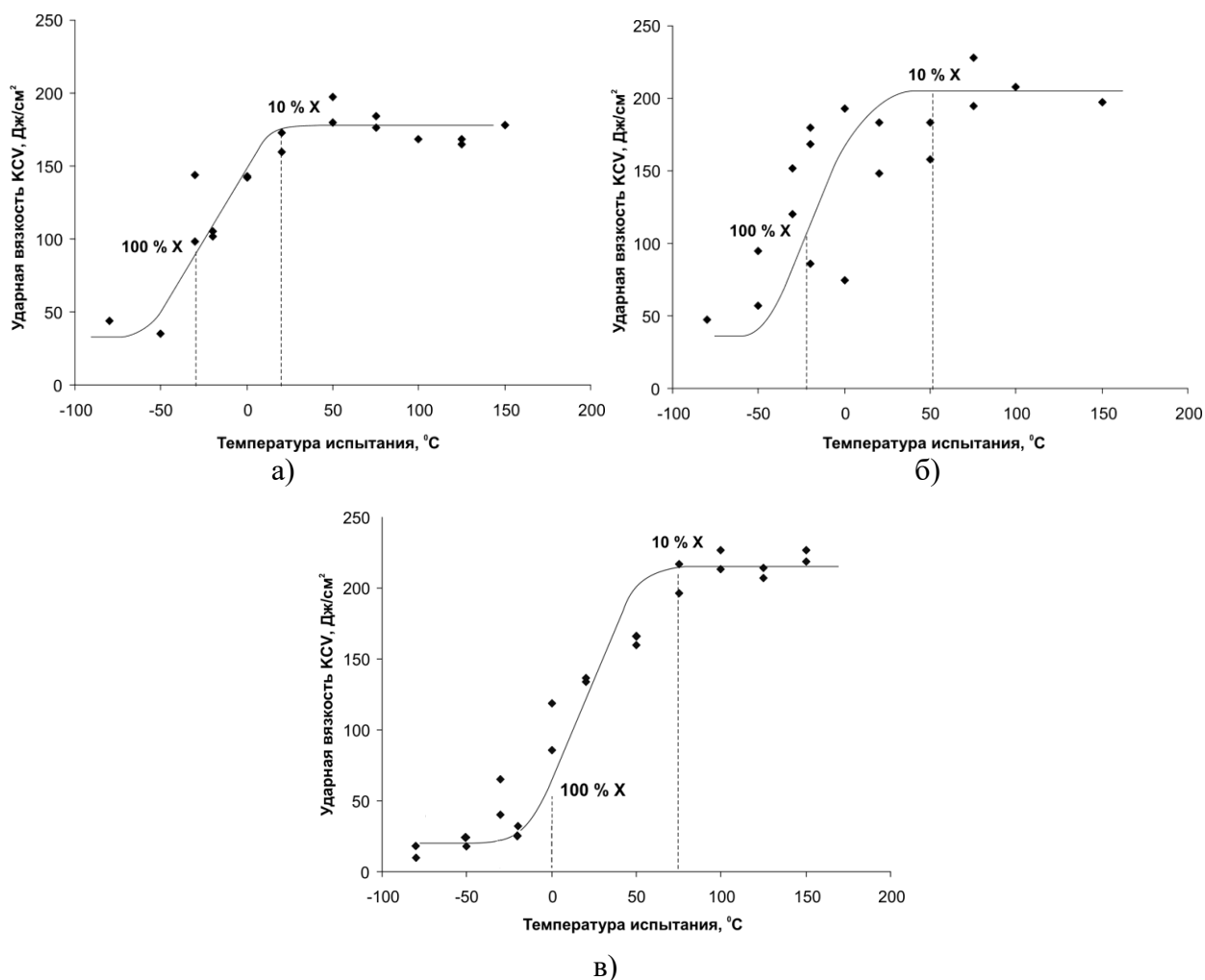
Ударная вязкость МШ стали 22К в исходном состоянии в интервале температур от 125 до 50 °С немного ниже ударной вязкости ОМ и составляет в среднем 168 – 188 Дж/см² при полностью вязких изломах (таблица 10, рисунок 25). При понижении температуры испытания до 23 °С в изломах появляется хрупкая составляющая 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 [24].

После термического воздействия ТО-2 для МШ стали 22К при испытании в интервале температур от 150 до 23 °С значения ударной вязкости практически совпадают с исходным состоянием при полностью вязких изломах (таблица 13). 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 [24].

Таблица 13 - Ударная вязкость и доля хрупкой составляющей в изломе МШ стали 22К в различных состояниях.

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 25 – Серийные кривые ударной вязкости МШ стали 22К
 в различных состояниях

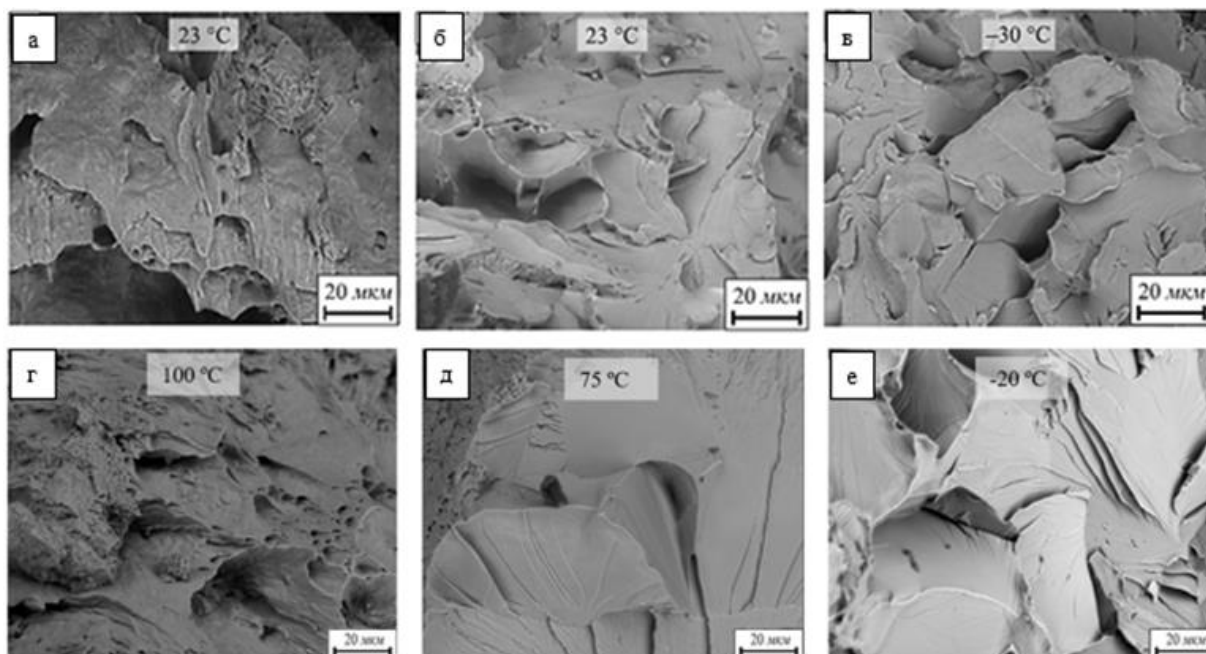
Таким образом, длительное термическое воздействие ТО-2 с медленным охлаждением в интервале температур обратимой отпускной хрупкости для МШ стали 22К приводит к повышению температур начала и конца на 25 и 10 °С, соответственно, и к расширению интервала вязко-хрупкого перехода на 25 °С (см. таблицу 14). При этом ударная вязкость понижается незначительно [24].

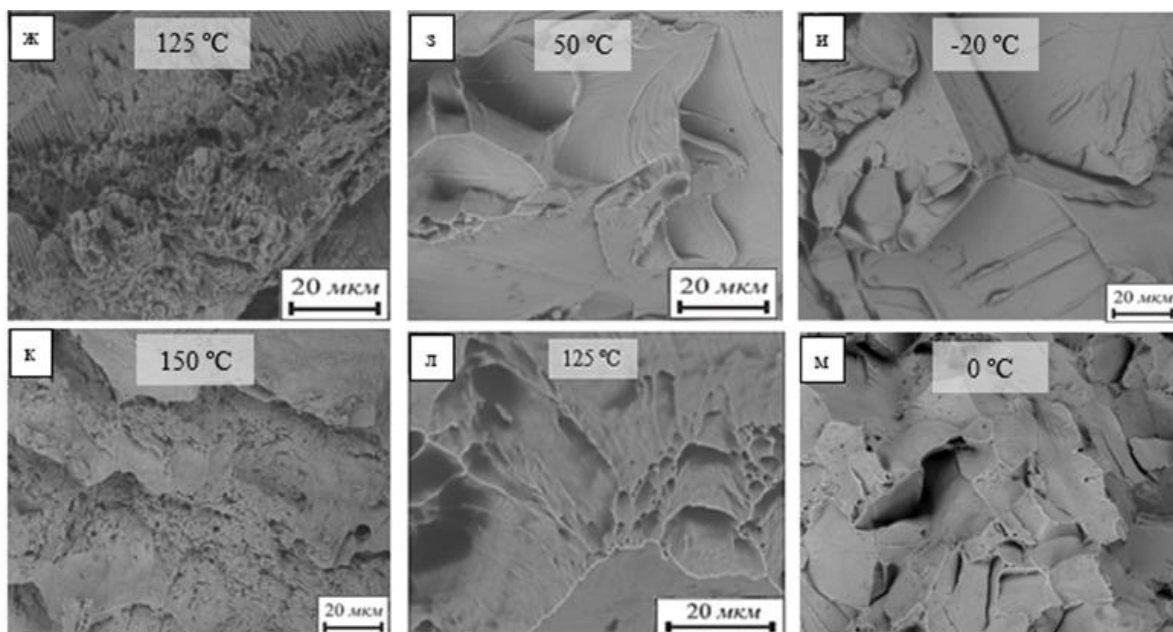
Комбинированное термическое воздействие ТО-3 (см. таблицу 7) приводит к некоторому повышению значений ударной вязкости в интервале температур от 150 до 75 °С относительного исходного состояния при значениях KCV 206-223 Дж/см². Такое повышение значений ударной вязкости вызвано повышением однородности структуры вследствие фазовой перекристаллизации МШ после высокотемпературного нагрева до 1000 °С при таком воздействии. При температуре 75 °С в изломе появляется хрупкая составляющая в количестве 10-15 %, 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 [1].

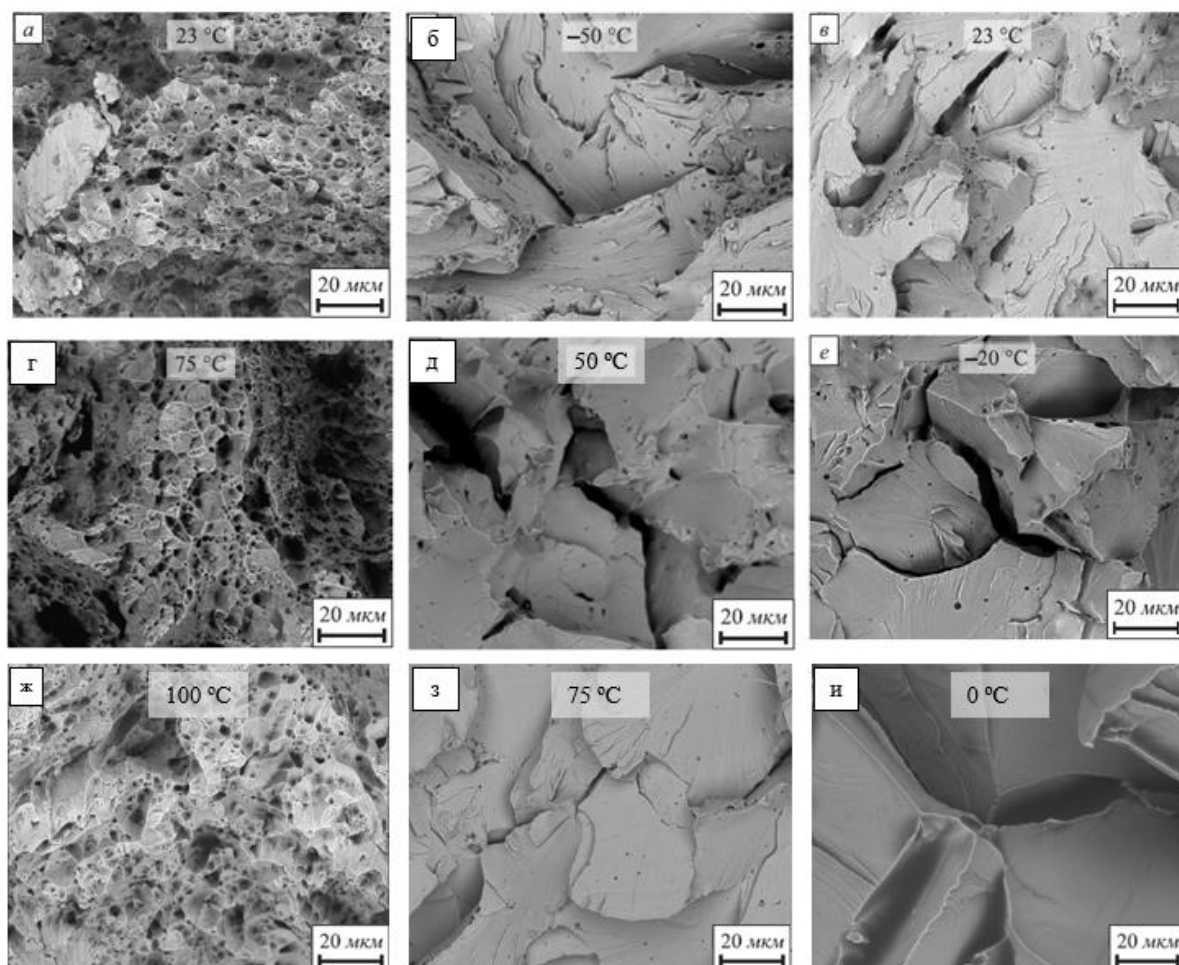
Таким образом, термическое воздействие ТО-3 с нагревом до максимальной температуры 1000 °С и последующим медленным охлаждением в интервале температур обратимой отпускной хрупкости для МШ стали 22К приводит к повышению температур начала и конца вязко-хрупкого перехода на 50 и 30 °С, соответственно, и к расширению интервала на 20 °С, по сравнению с исходным состоянием. При этом ударная вязкость МШ в интервале температур от 0 °С до -50 °С понижается в 1,5- 2 раза по сравнению с исходным состоянием [24].

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 показал, что для ОМ и МШ при понижении температуры испытания наблюдается переход от вязкого ямочного разрушения к транскристаллитному хрупкому сколу. При температурах испытания выше интервала вязко-хрупкого перехода изломы всех образцов стали 22К характеризуются вязким строением (рисунок 24, а, г, ж, к; рисунок 25 а, г, ж). При понижении температуры испытания до начала вязко-хрупкого перехода в изломах образцов наблюдается смешанное вязко-хрупкое разрушение [24].





а, б, в – исходное состояние; г, д, е – после ТО-1; ж, з, и – после ТО-2; к, л, м – после ТО-3
 Рисунок 24 – Микростроение изломов ОМ стали 22К в различных состояниях (температуры испытания указаны на фото)



а, б, в – исходное состояние; г, д, е – после ТО-2; ж, з, и – после ТО-3
 Рисунок 25 – Микростроение изломов МШ стали 22К в различных состояниях (температуры испытания указаны на фото)

После термических воздействий 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 наличием областей как транскристаллитного скола [24], так и зернограничного хрупкого разрушения (ЗГР) (рисунок 24, б, д, з, л; рисунок 25 б, д, з). То есть «обычная» хладноломкость, связанная с повышением предела текучести с понижением температуры для ОМ и МШ в этих состояниях усиливается зернограничным охрупчиванием.

Температуры испытаний, при которых в изломах наблюдается смешанное хрупкое разрушение по телу и границам зерен бывшего аустенита, в образцах ОМ и МШ повышаются в ряду воздействий: ТО-1 -когда 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 в этом ряду наибольшее после комбинированного воздействия ТО-3 (см. таблицу 14).

Таблица 14 – Повышение температур начала ($T_{ХН}$) и конца ($T_{ХК}$) вязкохрупкого перехода ОМ и МШ стали 22К после термических воздействий, по сравнению с исходным состоянием

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

Конкуренцию двух механизмов хрупкого разрушения с переходом от транскристаллитного скола к зернограничному разрушению с изменением работы разрушения связанную с отпускной хрупкостью наблюдали ранее [62] Усиление охрупчивания и повышение температур вязко-хрупкого перехода, связанные с наложением эффектов охрупчивания границ зерна при ООХ на хладноломкость, связанную с повышением предела текучести с понижением температуры, наблюдали на сталях типа 06Г7Х2МФ [63]. Позднее подобный характер охрупчивания с одновременным

наличием транскристаллитного и зернограничного скола наблюдали в корпусных сталях типа 15X2НМФА после восстанавливающего отжига при температурах 470-560 °С [64].

В данном случае для стали 22К, которая считается не склонной к обратной отпускной хрупкости, появление ЗГР в изломах образцов ОМ и МШ после длительных (сотни часов) термических воздействий с нагревом до температур 1000-1200 °С и медленным охлаждением в интервале температур 450-650 °С, вызвано, по-видимому, значительным укрупнением зерна аустенита и возможным охрупчиванием границ зерен вредными примесями по механизму ООХ. В то же время, Оже-спектроскопия участков ЗГР в изломах образцов, полученных разрушением образцов в вакуумной камере на установке РНІ-680 фирмы «Physical Electronics» не выявила сегрегаций вредных примесей Р, Sb, Sn и др. на зернограничных фасетках хрупкого скола.

3.4 Влияние термического воздействия на малоцикловую усталость стали 22К

Анализ термического воздействия на малоцикловую усталость ОМ стали 22К проводили при испытаниях образцов в исходном состоянии, после ТО-2 и ТО-4 (таблица 15). Кривые усталости в координатах число циклов N – амплитуда цикла σ_a ОМ стали 22К в исходном состоянии и после ТО-2 и ТО-4 показаны на рисунке 28. В качестве характеристики усталостной прочности определяли ограниченный предел выносливости σ_{RN} , который соответствовал максимальному напряжению цикла, при котором не происходило разрушения образцов до $3,5 \cdot 10^4$ циклов [25].

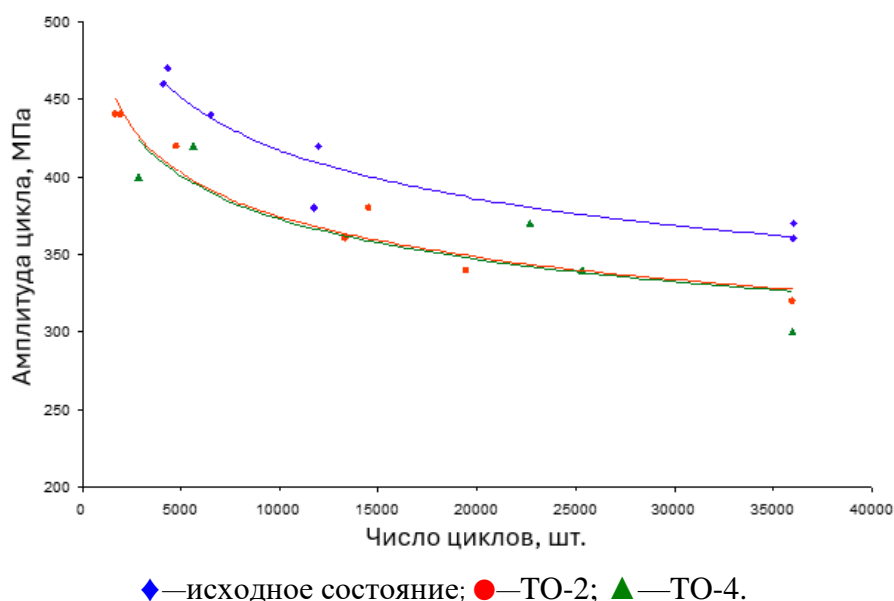


Рисунок 28 – Кривые усталости ОМ стали 22К в различных состояниях

Кривые усталости стали 22К во всех состояниях имеют малый наклон: в узком диапазоне изменения амплитуды цикла (80–90% от σ_{\max}) происходит повышение долговечности, примерно в 8 раз (рисунок 28). Это связано с деформационным упрочнением стали (повышением плотности дислокаций и их блокировкой в результате деформационного старения) в процессе усталостного нагружения, что характерно для малоциклового усталости низкоуглеродистых сталей [65, 25].

Ограниченный предел выносливости (σ_{RN}) образцов стали 22К в исходном состоянии при долговечности $N = 3,5 \times 10^4$ циклов составил $\sigma_{RN} = 360$ МПа, что составляет 0,7 от σ_{\max} [25].

Термическое воздействие ТО-2 и ТО-4 приводит к снижению усталостной долговечности ОМ стали 22К. Ограниченный предел выносливости (σ_{RN}) образцов ОМ стали 22К после ТО-2 и ТО-4 при долговечности $N = 3,5 \times 10^4$ циклов составил $\sigma_{RN} = 330$ МПа (таблица 15). Отношение σ_{RN} к σ_{\max} , так же как и в исходном состоянии, после ТО-2 и после ТО-4 составило 0,7.

Таблица 15 – Характеристики усталостной прочности ОМ и МШ стали 22К

Характеристика усталости	ОМ			МШ	
	Исходное состояние	ТО-2	ТО-4	Исходное состояние	ТО-4
σ_{\max} , МПа	500	450	470	510	500
σ_{RN} , МПа	360	330	330	340	420
$\sigma_{RN}/\sigma_{\max}$	0,7	0,7	0,7	0,65	0,8

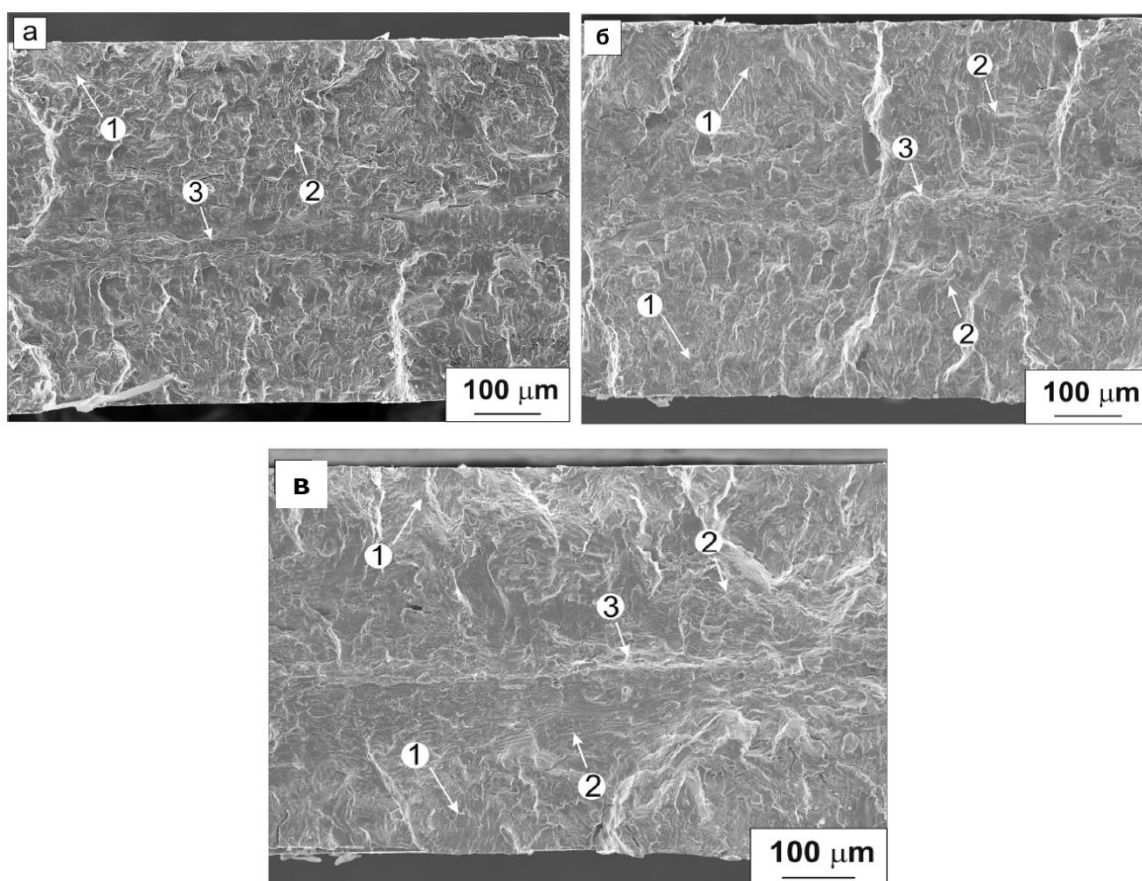
Таким образом, снижение усталостной прочности стали 22К после термического воздействия по режимам ТО-2 и ТО-4 в сравнении с исходным состоянием невелико (ограниченный предел выносливости уменьшился на 9 %), и сталь во всех состояниях обладает высоким сопротивлением малоциклового усталости.

На рисунках 29 и 30 представлены фотографии поверхностей изломов усталостного разрушения образцов ОМ стали 22К в различных структурных состояниях.

Во всех случаях зарождение усталостных трещин происходило на обеих поверхностях образцов (верхней и нижней), а затем трещины веером распространялись к центру образца, где и происходил статический разрыв (рисунок 29).

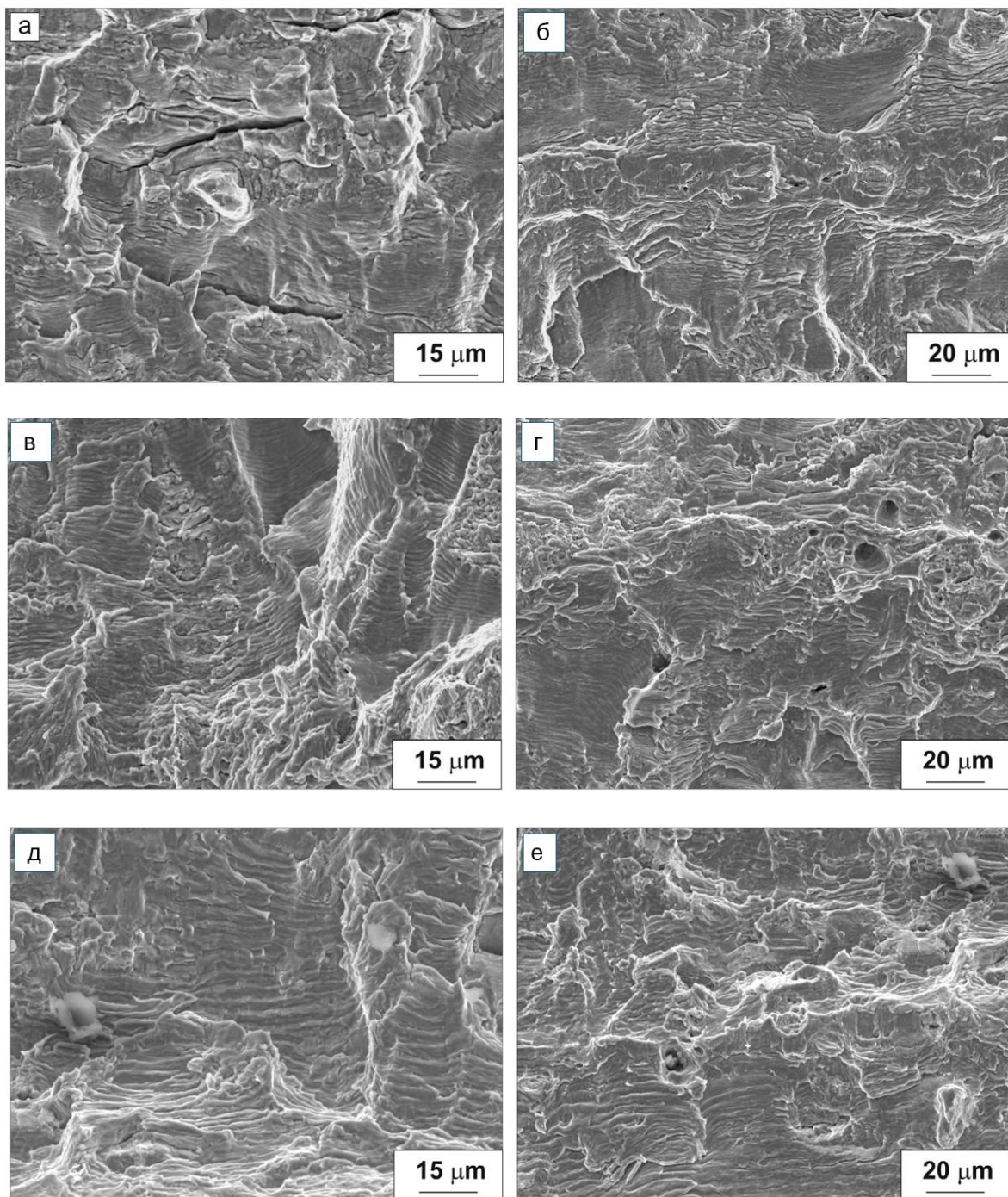
Для образцов в исходном состоянии поверхность разрушения в зоне распространения усталостной трещины достаточно плоская и квазипластичная, однако по пути распространения трещины образуются усталостные бороздки. Расстояние между бороздками составило 0,5–0,9 мкм. Бороздки, как правило, хрупкие, между ними образуются трещины (рисунок 30, а). Распространение усталостной трещины

сопровождается интенсивным вторичным растрескиванием, что является следствием упрочнения стали при циклическом нагружении. Зона ускоренного (нестабильного) роста трещины сменяется бороздчатым рельефом с увеличенным расстоянием между бороздками до 1,5 мкм. Статический разрыв локализован в средней части образца и представлен узкой зоной квазивязкого разрушения с небольшой (менее 10%) долей вязкой ямочной составляющей (рисунок 30, б). Формирование такого квазивязкого рельефа поверхности усталостного излома связано с упрочнением стали при циклическом нагружении [25].



а – исходное состояние при амплитуде напряжения цикла 360 МПа ($0,7 \sigma_{\max}$) ; б – после ТО-2 при амплитуде напряжения цикла 330 МПа ($0,7 \sigma_{\max}$); в – после ТО-4 при амплитуде напряжения цикла 330 МПа ($0,7 \sigma_{\max}$)
 (1 — зона зарождения трещины; 2 — зона распространения трещины; 3 — зона разрыва).

Рисунок 29 – Общий вид поверхностей усталостного разрушения ОМ стали 22К



а, в, д – зона распространения усталостной трещины; б, г, е – зона разрыва.

а, б – в исходном состоянии при амплитуде напряжения цикла 360 МПа ($0,7 \sigma_{\max}$); в, г – после ТО-2 при амплитуде напряжения цикла 330 МПа ($0,7 \sigma_{\max}$); д, е – после ТО-4 при амплитуде напряжения цикла 330 МПа ($0,7 \sigma_{\max}$)

Рисунок 30 – Поверхности усталостного разрушения ОМ стали 22К

Для стали после термического воздействия ТО-2 на стадии распространения усталостной трещины наблюдается развитый вязкий рельеф поверхности излома с характерными параллельными усталостными микробороздками с расстоянием между ними около 0,9 мкм (рисунок 30, в) [25].

После термического воздействия ТО-4 на стадии распространения усталостной трещины, как и после ТО-2, наблюдается развитый вязкий рельеф поверхности излома с наличием типичных усталостных микробороздок с расстоянием 1–2 мкм между ними. На стадии ускоренного (нестабильного) роста трещины наблюдается развитый рельеф поверхности с увеличенным расстоянием между усталостными бороздками до 3,5 мкм (рисунок 30, д). Статическое разрушение образцов ОМ стали 22К после каждого термического воздействия характеризуется типичным вязким ямочным изломом (рисунок 30, г, е) [25].

Для оценки влияния термического воздействия на малоцикловую усталость МШ стали 22К были проведены испытания образцов в исходном состоянии и после ТО-4.

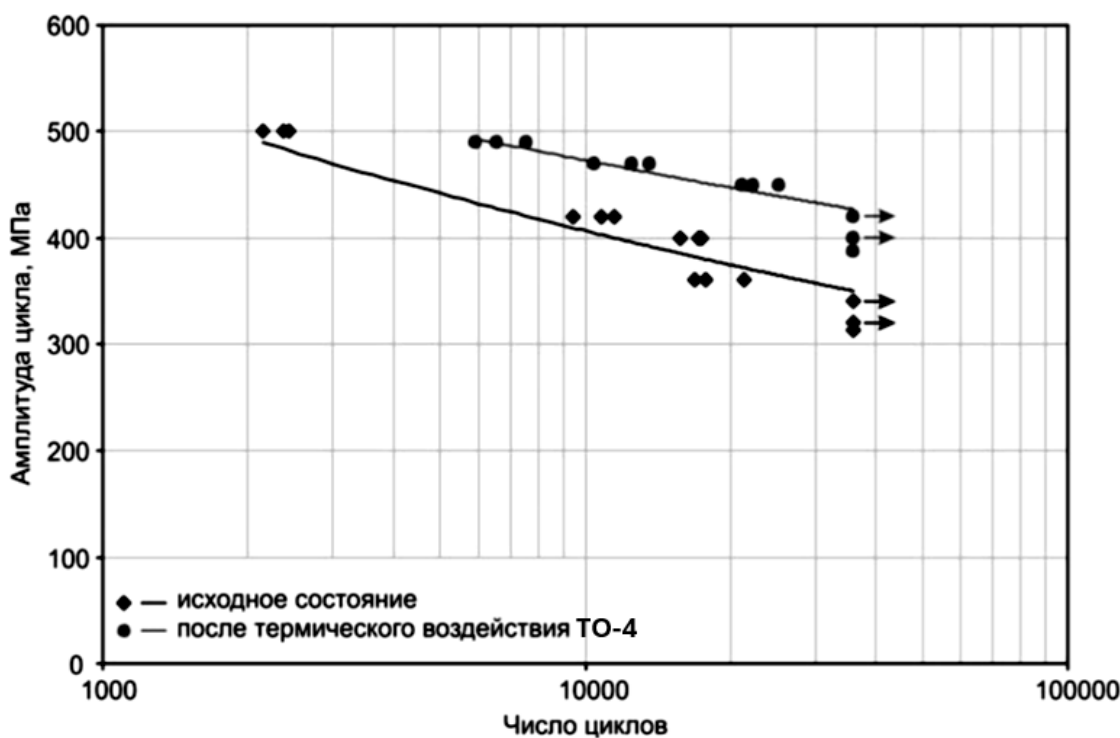


Рисунок 31 – Кривые усталости МШ стали 22К до и после термического воздействия ТО-4

Долговечность МШ многократно (в 6—7 раз) повышается в узком диапазоне (50 МПа) изменения амплитуды напряжения цикла: 390—440 МПа для образцов в исходном состоянии и 440 — 490 МПа для образцов после ТО-4. Как и в случае с ОМ, это связано с деформационным упрочнением стали в процессе усталостного нагружения [65, 25].

Ограниченный предел выносливости (таблица 10) МШ стали 22К на базе $N = 3,5 \cdot 10^4$ циклов в исходном состоянии составляет $\sigma_{RN} = 340$ МПа ($0,65 \sigma_{max}$). После ТО-4 он возрастает до $\sigma_{RN} = 420$ МПа ($0,8 \sigma_{max}$).

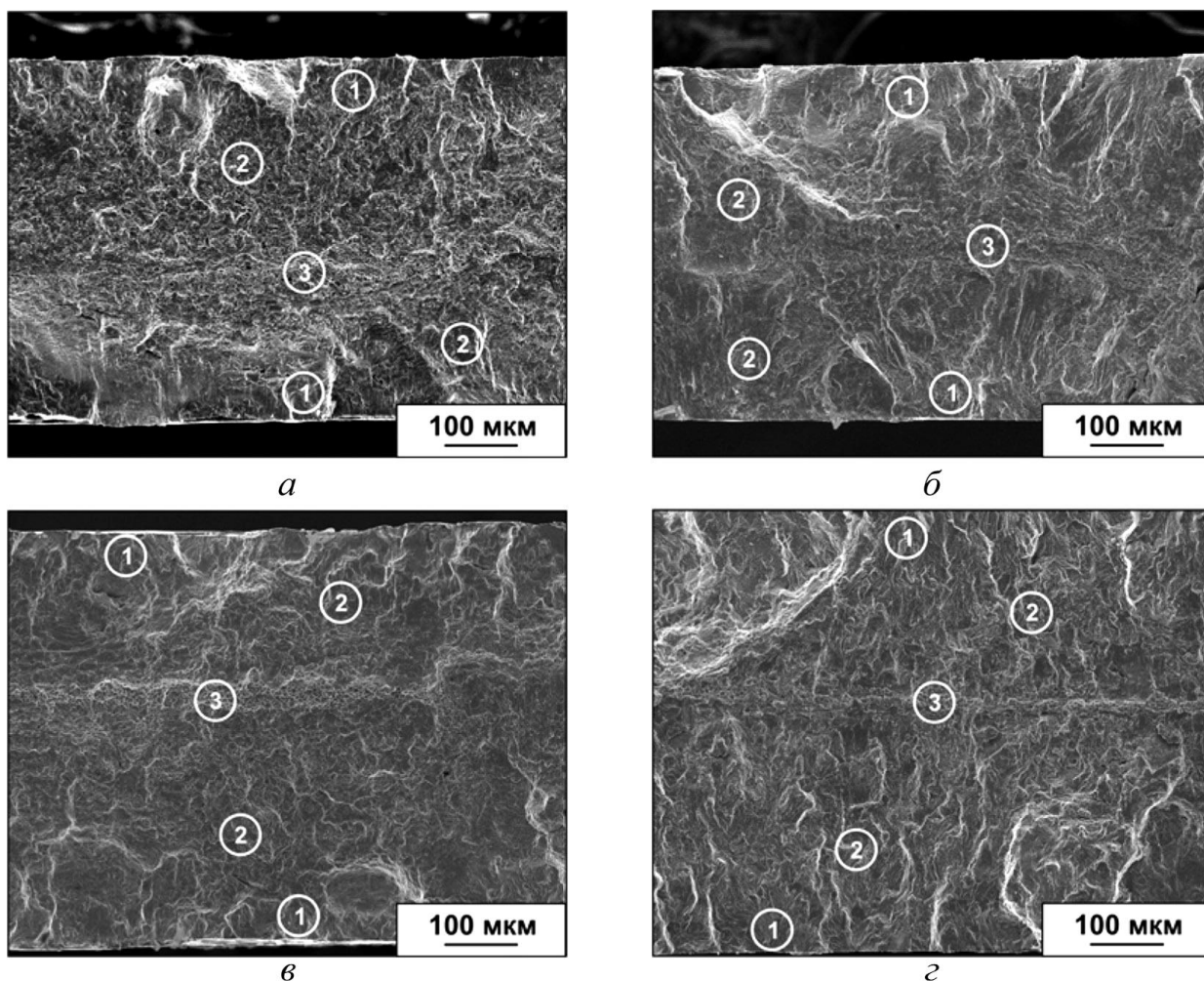
Таким образом, после высокотемпературного воздействия усталостная прочность металла сварного шва повысилась на 23% по сравнению с исходным состоянием. При одинаковых уровнях напряжений цикла долговечность образцов после ТО-4 в 2—8 раз выше, чем у образцов в исходном состоянии [25].

Повышение усталостной прочности образцов МШ после ТО-4 связано с формированием более мелкозернистой феррито-перлитной микроструктуры в результате фазовой перекристаллизации и с повышением склонности к деформационному упрочнению при циклическом нагружении. Этот эффект отличен от результатов испытаний ОМ стали 22К, когда термическое воздействие ТО-4 привело к снижению усталостной прочности. Однако прямое сравнение влияния перегрева на изменение характеристик усталостной прочности ОМ и МШ в данном случае некорректно, во-первых, из-за разной исходной микроструктуры, во-вторых, из-за различий в химическом составе МШ и ОМ (в МШ в 1,8 раза больше марганца и в 2 раза меньше углерода, чем в ОМ) [25].

Фрактографический анализ поверхностей усталостных изломов МШ выявил различие микромеханизмов распространения усталостной трещины в зависимости от структуры стали (рисунок 32). Усталостные трещины в образцах, как в исходном состоянии, так и после высокотемпературного воздействия зарождаются на обеих поверхностях образцов (верхней и нижней) и далее веерообразно распространяются к сердцевине образца, где и происходит статический долом [25].

Для образцов исходного состояния, испытанных при большой амплитуде цикла $\sigma_a = (0,90—0,95)\sigma_{max}$, поверхность излома в зоне распространения усталостной трещины в основном представлена вязкими микробороздками (рисунок 33, а) при среднем расстоянии между ними 1—2 мкм. Распространение усталостной трещины сопровождается вторичным растрескиванием, которое является следствием упрочнения стали в процессе циклического нагружения [65]. Зона распространения трещины сменяется довольно широкой (около 80 мкм) областью статического долома, локализованной в средней части образца, который произошел по вязкому ямочному механизму и содержит участки квазивязкой составляющей (рисунок 33, б).

Для образцов после высокотемпературного воздействия, испытанных при $\sigma_a = (0,90—0,95)\sigma_{max}$, на стадии распространения усталостной трещины поверхность излома более плоская, но сохраняется бороздчатый рельеф с расстоянием между бороздками 0,5—1 мкм (рисунок 33, в). Формирование такого излома является следствием упрочнения стали в процессе циклического нагружения. Долом представляет собой полосу шириной около 50 мкм типично вязкого ямочного разрушения (рисунок 33, г) [25].



1 — зона зарождения трещины; 2 — зона распространения трещины; 3 — зона долома

а, в — $\sigma_a = (0,90—0,95) \sigma_{\max}$; б, г — $\sigma_a = (0,70—0,85) \sigma_{\max}$

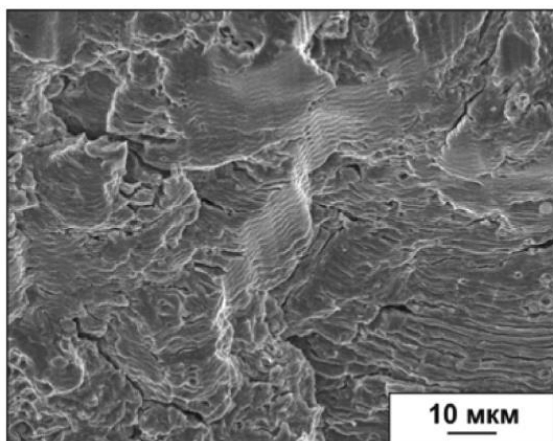
а, б — исходное состояние; в, г — после ТО-4

Рисунок 32 – Общий вид усталостных изломов МШ стали 22К, полученных при различных амплитудах напряжения цикла

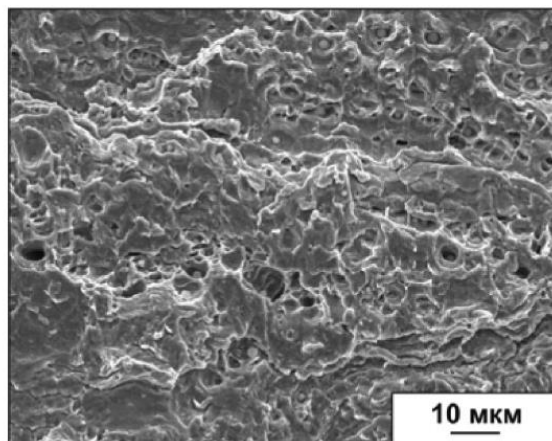
Для образцов исходного состояния, испытанных при малой амплитуде цикла $\sigma_a = (0,70—0,85) \sigma_{\max}$, поверхность зоны распространения усталостной трещины имеет довольно развитый рельеф (рисунок 34, а), однако бороздки более хрупкие и встречаются реже, чем в изломах образцов, испытанных при большей амплитуде цикла. В области долома также наблюдаются участки вязкого ямочного и квазивязкого разрушения (рисунок 34, б). Ширина зоны долома уменьшается до 20 мкм, что связано с увеличением протяженности стадии распространения усталостных трещин с уменьшением амплитуды цикла [25].

Для образцов после высокотемпературного воздействия ТО-4, испытанных при $\sigma_a = (0,70—0,85) \sigma_{\max}$, поверхность области распространения усталостной трещины

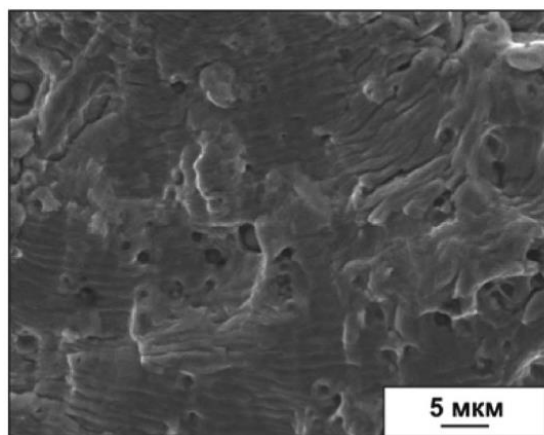
довольно плоская, квазихрупкая, однако встречаются участки микробороздчатого рельефа с расстоянием между бороздками около 0,5 мкм (рисунок 34, в). В изломе выделяется зона ускоренного роста усталостной трещины, представленная в основном хрупкими микробороздками. Статический долом локализован в узкой (толщиной 20 мкм) полосе вязкого ямочного разрушения (рисунок 34, г) [25].



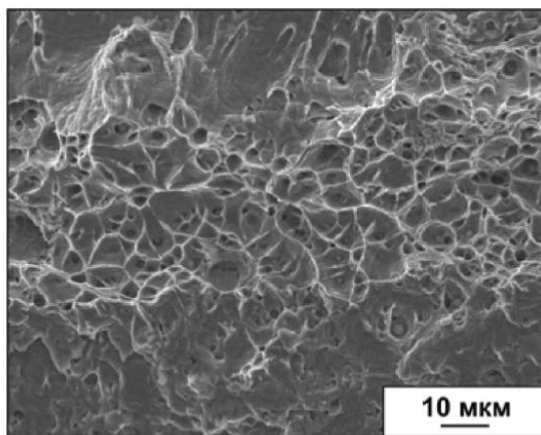
а)



б)

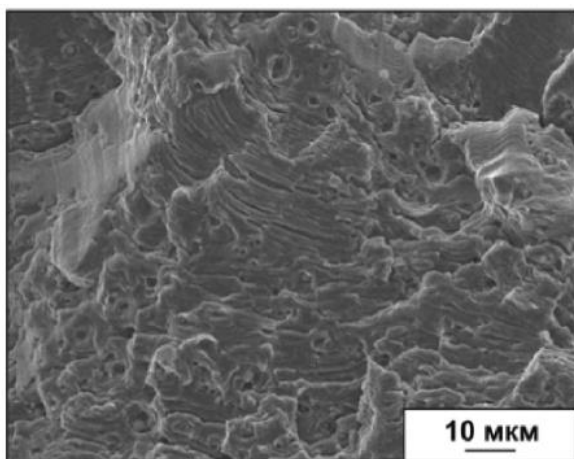


в)

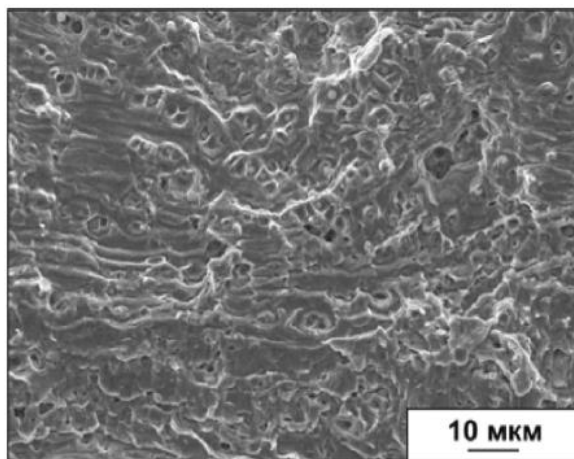


г)

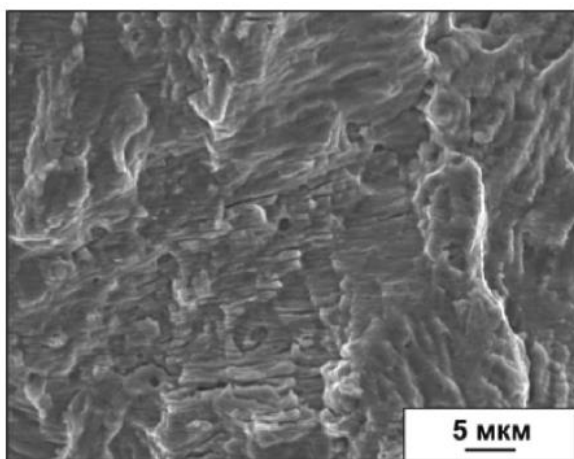
а, б – исходное состояние; в, г – после ТО-4 ($\sigma_a = (0,90—0,95)\sigma_{max}$):
 а, в — область распространения усталостной трещины; б, г — зона долома
 Рисунок 33 – Усталостные изломы МШ стали 22К



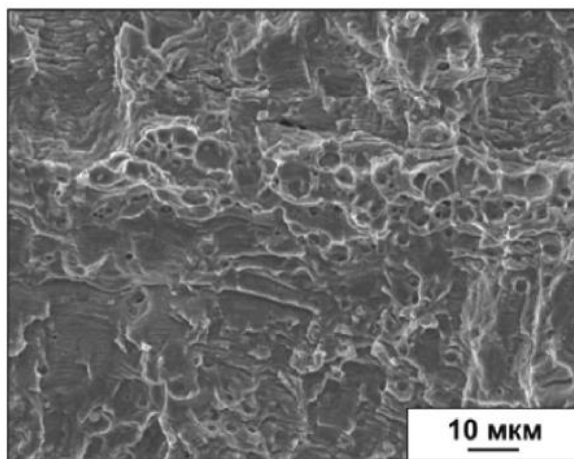
а)



б)



в)



г)

а, б – исходное состояние; в, г – после ТО-4

а, в — область распространения усталостной трещины; б, г — зона долома

Рисунок 34 – Усталостные изломы при амплитуде цикла $\sigma_a = (0,70—0,85)\sigma_{max}$

Таким образом, в результате циклического нагружения механизм усталостного разрушения МШ стали 22К становится более хрупким в результате деформационного упрочнения, тип бороздок меняется с вязкого на хрупкий, а частота их расположения уменьшается. Высокотемпературное воздействие ТО-4 усиливает данный эффект. Тем не менее МШ во всех состояниях сохраняет высокий запас пластичности, и долом происходит по вязкому ямочному механизму [25].

\

3.5 Заключение

Определены характеристики механических свойств ОМ и МШ стали 22К при растяжении в диапазоне температур испытания от комнатной до 1200 °С как в исходном состоянии, так и после термического воздействия ТО-1.

Установлено, что предел текучести и прочности ОМ в исходном состоянии понижается от 271 МПа и 461 МПа при 23 °С до 12 МПа и 22 МПа при 1200 °С, соответственно. Наиболее интенсивное снижение прочности наблюдается в интервале температур 400 – 650 °С.

Длительное термическое воздействие ТО-1 по режиму, имитирующему условия ЗПА, с нагревом до 1000 °С и последующим медленным охлаждением приводит в ОМ к увеличению размера зерна аустенита в 1,3 раза, и как следствие происходит укрупнение зерен феррита и перлита после охлаждения в 3 и 1,5 раз, соответственно, при сохранении полосчатости феррито-перлитной структуры. При этом после ТО-1 в МШ средний размер зерна аустенита уменьшается в 2 раза, а в результате фазовой перекристаллизации образуется равноосная феррито-перлитная структура.

Прочность ОМ и МШ после ТО-1 характеризуется более низкими значениями, чем в исходном состоянии в интервале температур 23 – 800 °С. При температурах 850 – 1200 °С характеристики механических свойств ОМ и МШ значимо не отличаются. Длительное термическое воздействие ТО-1 приводит к повышению температур начала и конца вязкохрупкого перехода в ОМ на 50 и 40 °С, соответственно.

Длительное термическое воздействие ТО-2 в интервале температур 400 – 650 °С приводит к значительному охрупчиванию как ОМ, так и МШ, и появлению в изломах образцов в интервале вязкохрупкого перехода, кроме транскристаллитного разрушения, зернограничного хрупкого разрушения. На серийных кривых ударной вязкости интервал температур вязкохрупкого перехода расширяется на 15 – 25 °С и смещается в сторону более высоких температур, а температуры начала и конца вязкохрупкого перехода повышаются в среднем на 25 °С.

Термическое воздействие ТО-3, сопровождающееся значительным охрупчиванием границ зерен и ростом аустенитного зерна, приводит к повышению температур начала и конца вязкохрупкого перехода на 100 и 70 °С для ОМ, и на 50 и 30 °С для МШ.

После длительных термических воздействий ТО-2 и ТО-3 в интервале температур 400 – 650 °С провоцирующих ООХ охрупчиваются границы зерен. При температурах испытаний ниже температур вязкохрупкого перехода в изломах образцов ОМ и МШ стали 22К помимо хрупкого транскристаллитного скола наблюдается хрупкое зернограничное

разрушение, свидетельствующее об охрупчивании границ зерен в процессе этих воздействий.

Термические воздействия ТО-2 и ТО-4 на ОМ стали 22К вызывают снижение ограниченного предела выносливости (σ_{RN}) с 360 МПа до 330 МПа.

Термическое воздействие ТО-4 на МШ стали 22К, напротив, вызывает повышение значений ограниченного предела выносливости с 340 до 420 МПа в сравнении с исходным состоянием.

4 Влияние термического воздействия на структуру и механические свойства стали 09Г2С

Для исследования влияния термического воздействия на структуру и механические свойства стали 09Г2С образцы были обработаны по следующим режимам имитационных термических воздействий: ТО-4 (нагрев со скоростью 225 °С/час до температуры 1200 °С, выдержка 3,7 часа и охлаждение с печью) для исследования высокотемпературного воздействия на свойства и характер разрушения стали при ударном изгибе и испытаниях на многоцикловую усталость; выдержка в течение 3,7 часа при температуре испытания в интервале температур 750 – 1200 °С для исследования свойств стали при растяжении; выдержка при температурах 900 – 1200 °С для исследования роста аустенитного зерна. Режимы термических воздействий на материал направляющей плиты УЛР смоделированы по наиболее консервативному варианту развития ЗПА [10].

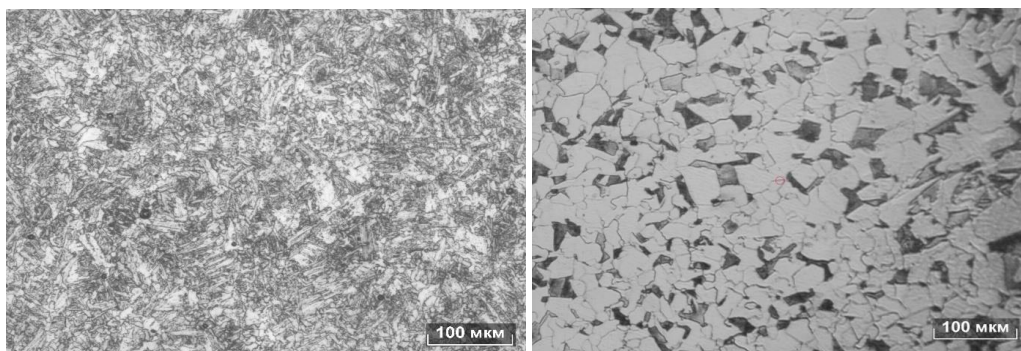
4.1 Влияние термического воздействия на структуру

Исследование структуры проводили на образцах в исходном состоянии, после термического воздействия ТО-4 и после выдержки при температурах 900-1200 °С, 3,7 ч. Микроструктура основного металла и металла шва представлена на рисунках 35 и 36, соответственно.

Структура ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии представляет собой квазиполигональный феррит со средним размером зерна 14 мкм и мелкодисперсные продукты распада нижнего бейнита с участками дисперсного цементита.

После термического воздействия ТО-4 в стали наблюдается феррито-перлитная структура со средним размером зерна феррита 38 мкм и перлита 26 мкм (таблица 16).

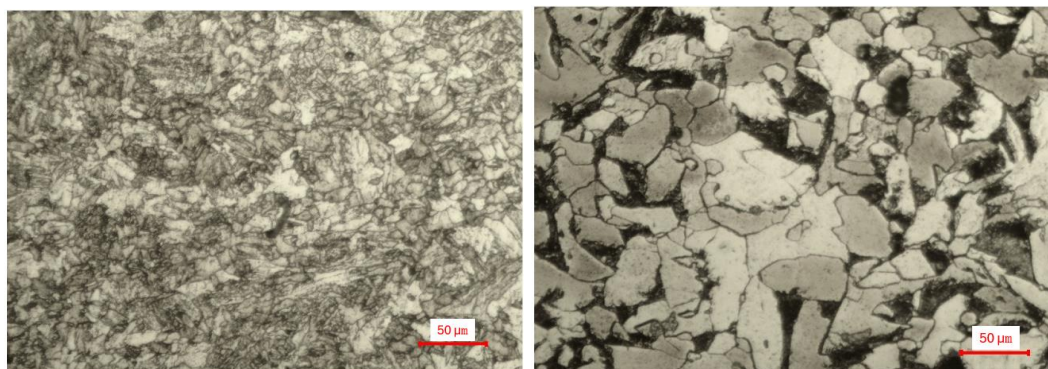
Структура МШ стали 09Г2С в исходном состоянии подобна структуре ОМ и представляет собой квазиполигональный феррит со средним размером зерна 11 мкм и мелкодисперсные продукты распада нижнего бейнита с участками дисперсного цементита. После термического воздействия ТО-4 в МШ, как и в ОМ, наблюдается феррито-перлитная структура, со средним размером зерен феррита 37 мкм и перлита 19 мкм.



а) б)

а – исходное состояние; б – после ТО-4

Рисунок 35 – Микроструктура ОМ стали 09Г2С



а) б)

а – исходное состояние; б – после ТО-4

Рисунок 36 – микроструктура МШ стали 09Г2С

Таблица 16 – 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 основного металла и металла сварного шва стали 09Г2С к росту аустенитного зерна были проведены выдержки образцов при температурах от 900 до 1200 °С в течении 3,7 ч с последующим охлаждением в воде.

Зеренная структура аустенита и гистограммы распределения размеров бывших аустенитных зерен ОМ при различных температурах выдержки и представлены на рисунках 37 и 38, соответственно.

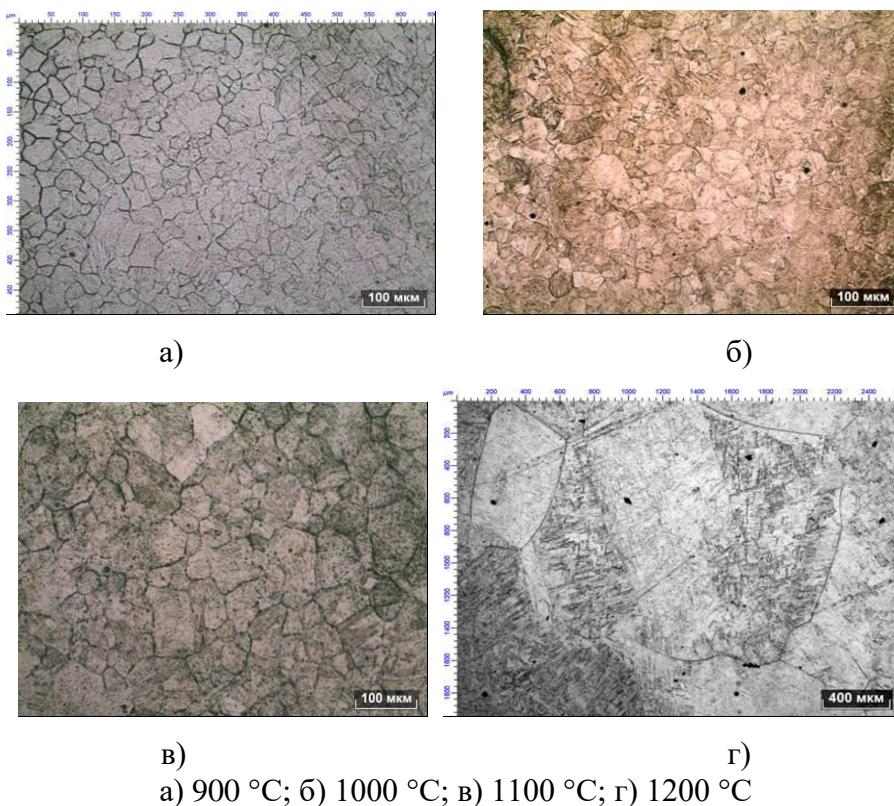


Рисунок 37 – Зеренная структура бывшего аустенита в ОМ стали 09Г2С после выдержки 3,7 ч при различных температурах

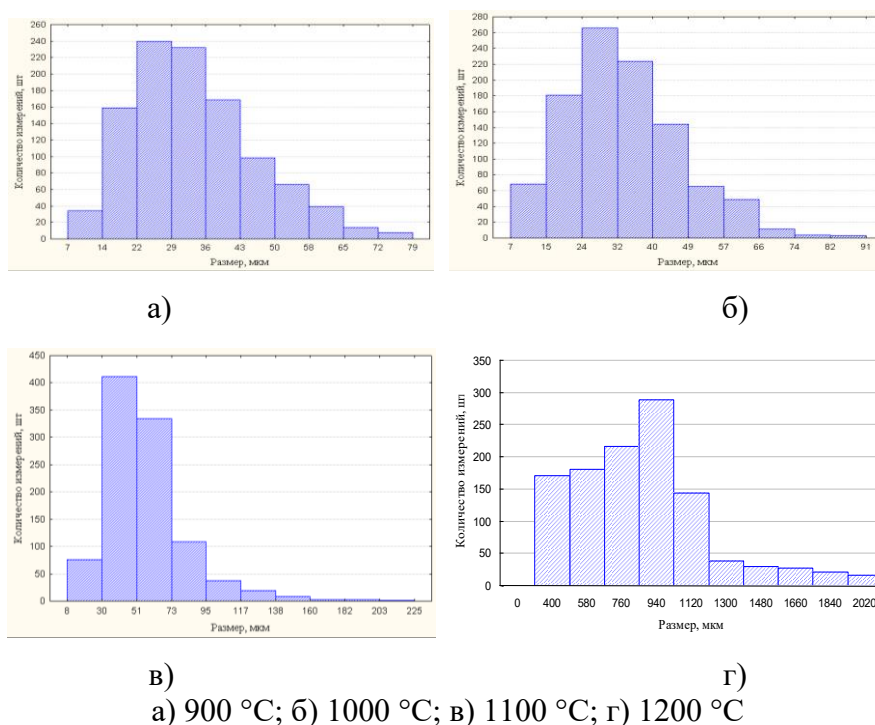
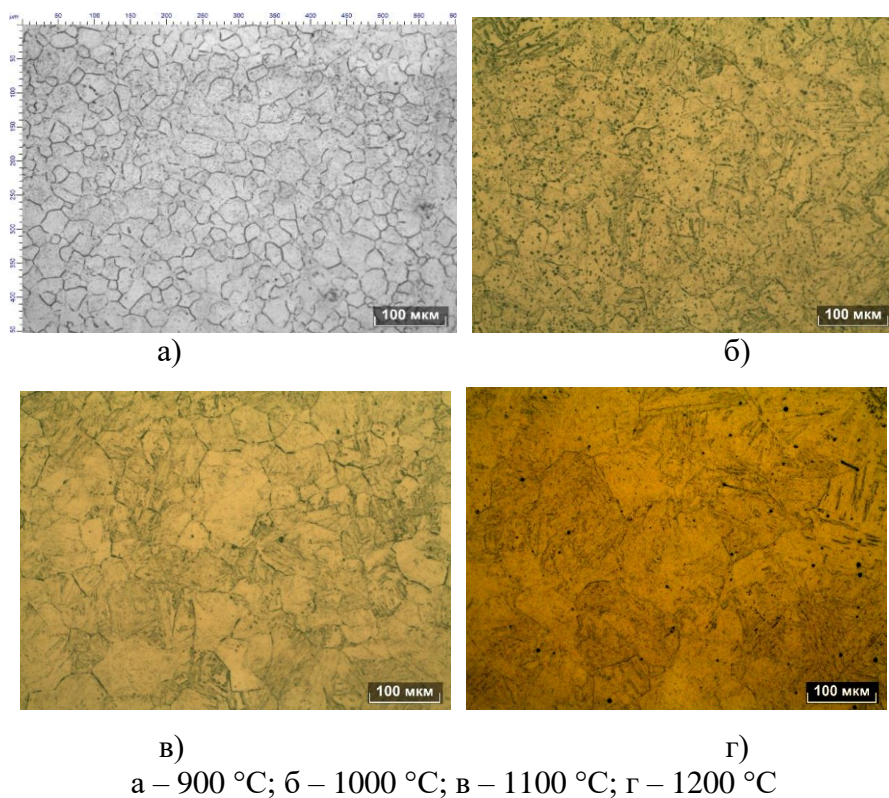


Рисунок 38 – Гистограммы распределения размеров зерен бывшего аустенита ОМ в стали 09Г2С после выдержки 3,7 ч при различных температурах

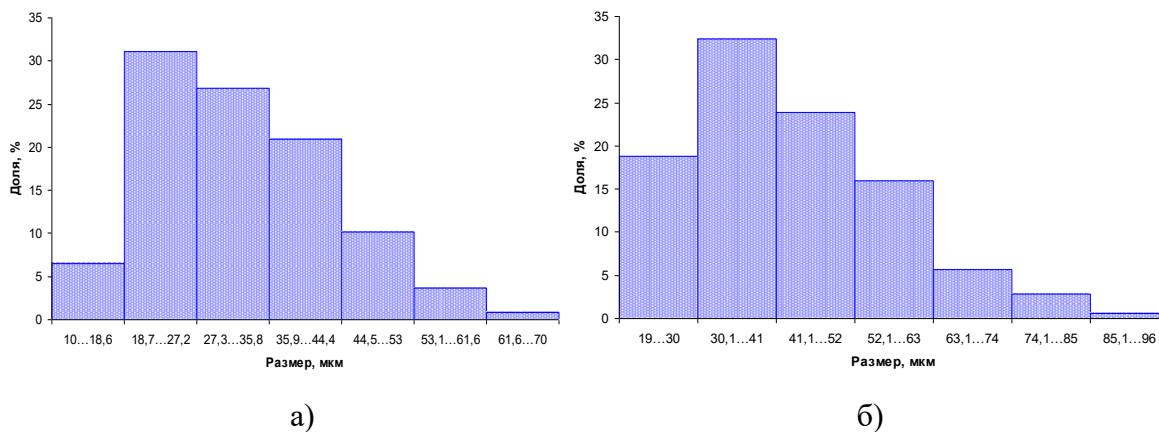
Видно, что увеличение температуры выдержки сильно влияет на размер зерен аустенита в ОМ. При температуре выдержки 900 °С и 1000 °С средний размер зерна аустенита составляет 27 и 32 мкм, соответственно, а выдержка при 1100 °С приводит к увеличению среднего размера зерна аустенита до 56 мкм (таблица 17). Наибольший рост зерна аустенита до среднего размера 99,9 мкм наблюдается после выдержки при температуре 1200 °С.

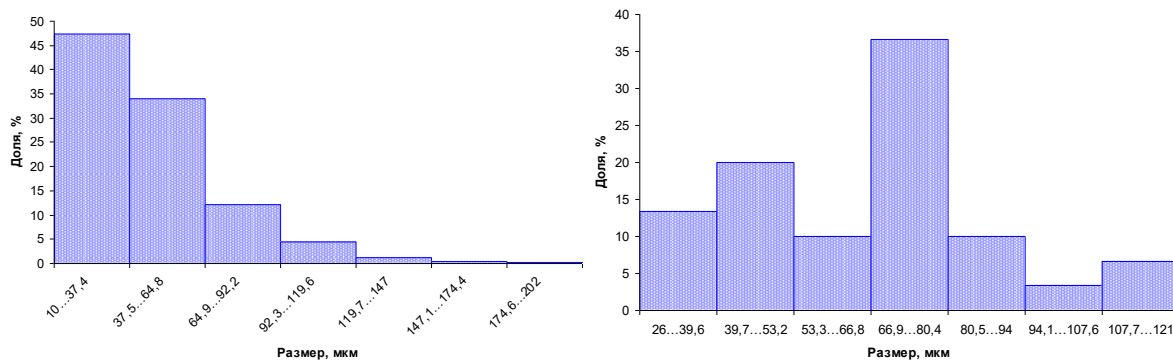
Зеренная структура и гистограммы распределения размеров зерен бывшего аустенита МШ при различных температурах выдержки представлены на рисунках 39 и 40, соответственно.



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

Рисунок 39 – Зеренная структура бывшего аустенита МШ стали 09Г2С после выдержки 3,7 ч при различных температурах





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

Рисунок 40 – Гистограммы распределения размеров зерен бывшего аустенита МШ стали 09Г2С после выдержки 3,7 ч при различных температурах

Повышение температуры выдержки приводит к увеличению среднего размера зерна аустенита в МШ стали 09Г2С с 32 мкм при температуре выдержки 900 °С до 43 мкм и 45 мкм при температурах выдержки 1000 и 1100 °С, соответственно. Наибольший рост зерна наблюдается при температуре выдержки 1200 °С (средний размер зерна аустенита составил 66 мкм).

Таблица 17 – Средний размер зерен аустенита в стали 09Г2С после выдержки 3,7 ч при различных температурах.

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

Как видно из таблицы 13, 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.

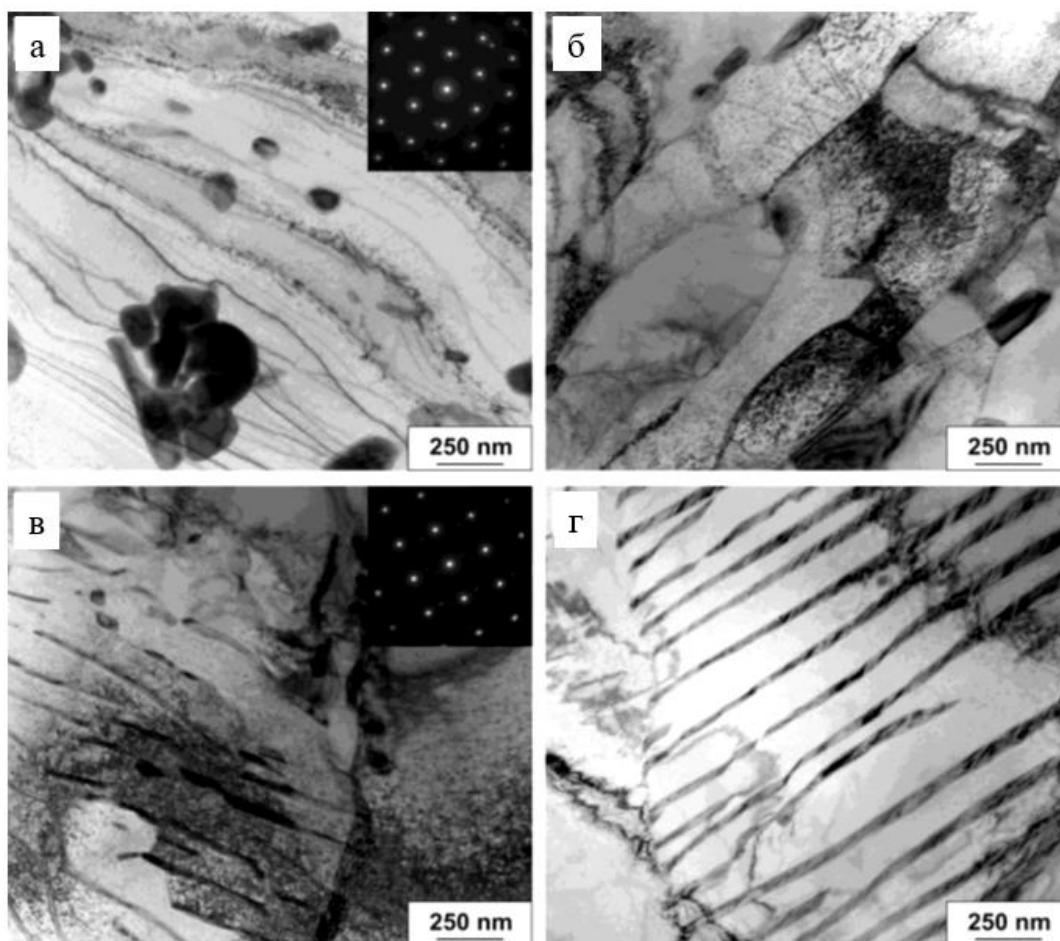
Проведенный ПЭМ-анализ позволил детализировать микроструктуру образцов. На рисунке 41 представлены ПЭМ-изображения микроструктуры образцов ОМ в исходном состоянии и после ТО-4. В структуре образцов ОМ в исходном состоянии наблюдалась повышенная плотность дислокаций. Некоторые зерна были фрагментированы на полосы шириной в несколько сотен нанометров, которые являлись продуктами распада нижнего

бейнита. Кроме того, в структуре были обнаружены частицы овальной, либо неправильной формы размером от 50 до 500 нм. Частицы располагались как в теле зерна, так и по границам, а их распределение в структуре было неравномерным.

Анализ методом EDS в режиме картирования показал, что эти частицы являются карбидами марганца (рисунок 42). Многие частицы также были обогащены железом, что свидетельствует о замещении части атомов марганца в карбиде атомами железа.

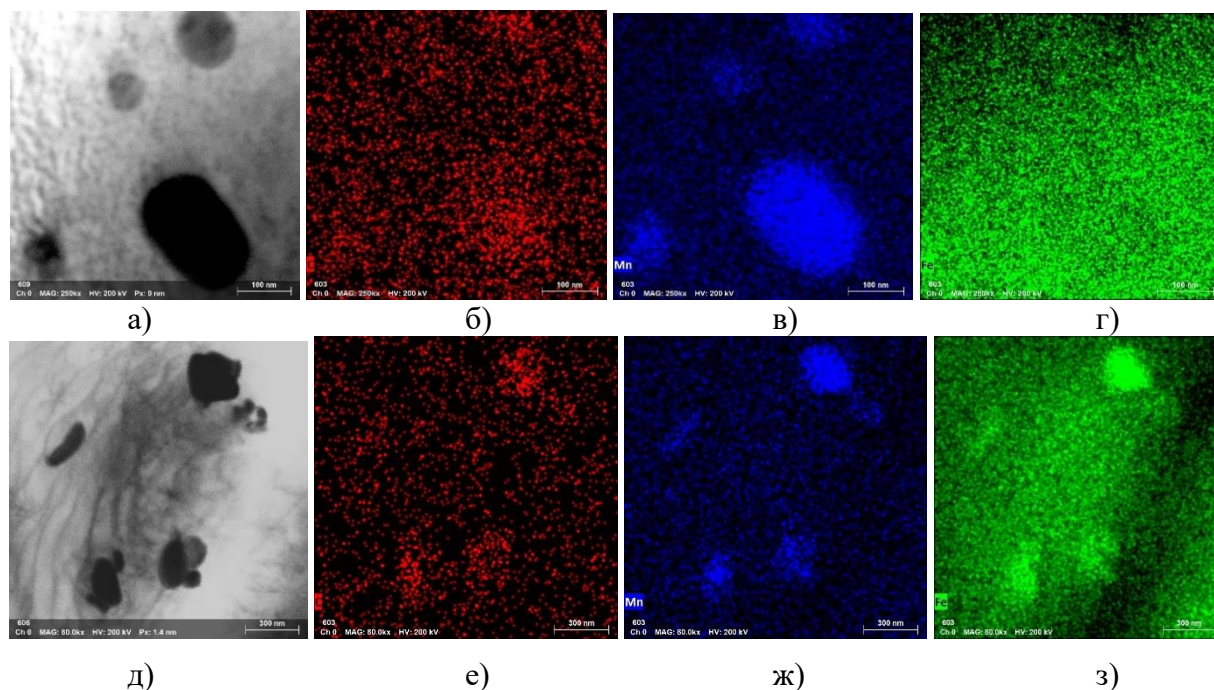
После ТО-4 в ОМ в структуре наблюдается перлитная составляющая, образованная параллельными тонкими (25–50 нм) пластинами карбидов железа и марганца, расположенными в теле зерна (рисунок 41 в, г).

На рисунке 43 представлены ПЭМ-изображения микроструктуры образцов МШ в исходном состоянии и после ТО-4, а на рисунке 44 – анализ методом EDS в режиме картирования

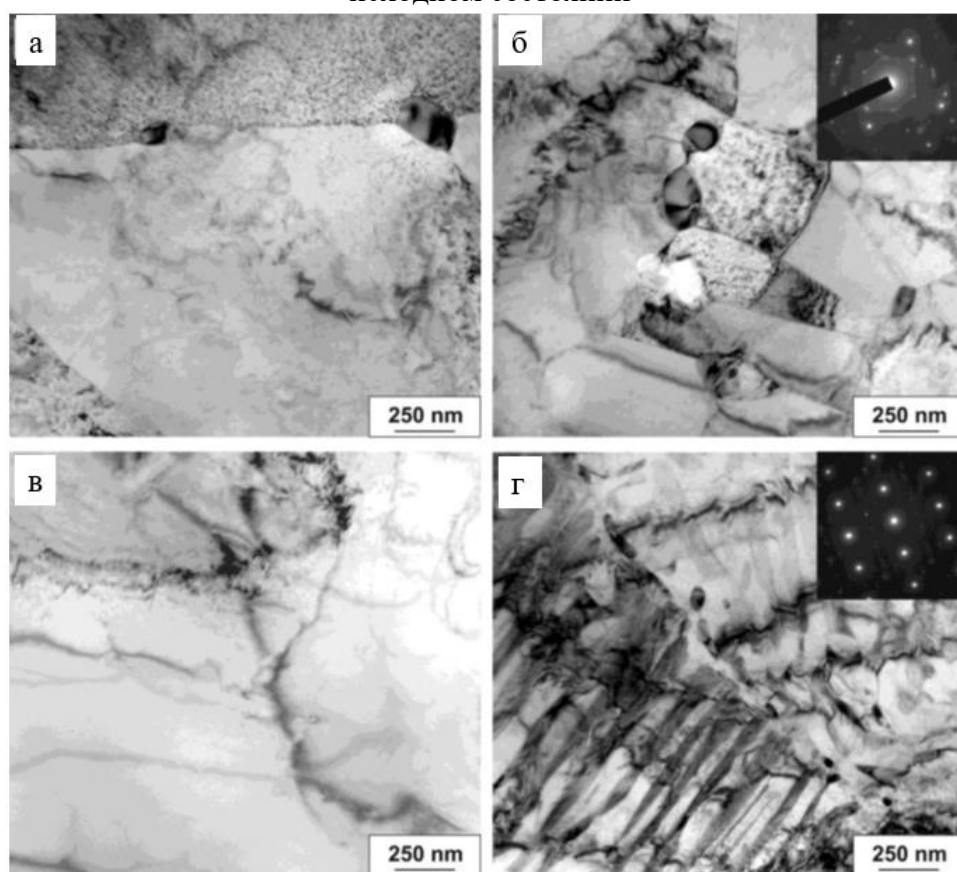


а, б – в исходном состоянии; в, г – после ТО-4

Рисунок 41 – Микроструктура ОМ стали 09Г2С (ПЭМ) в различных состояниях

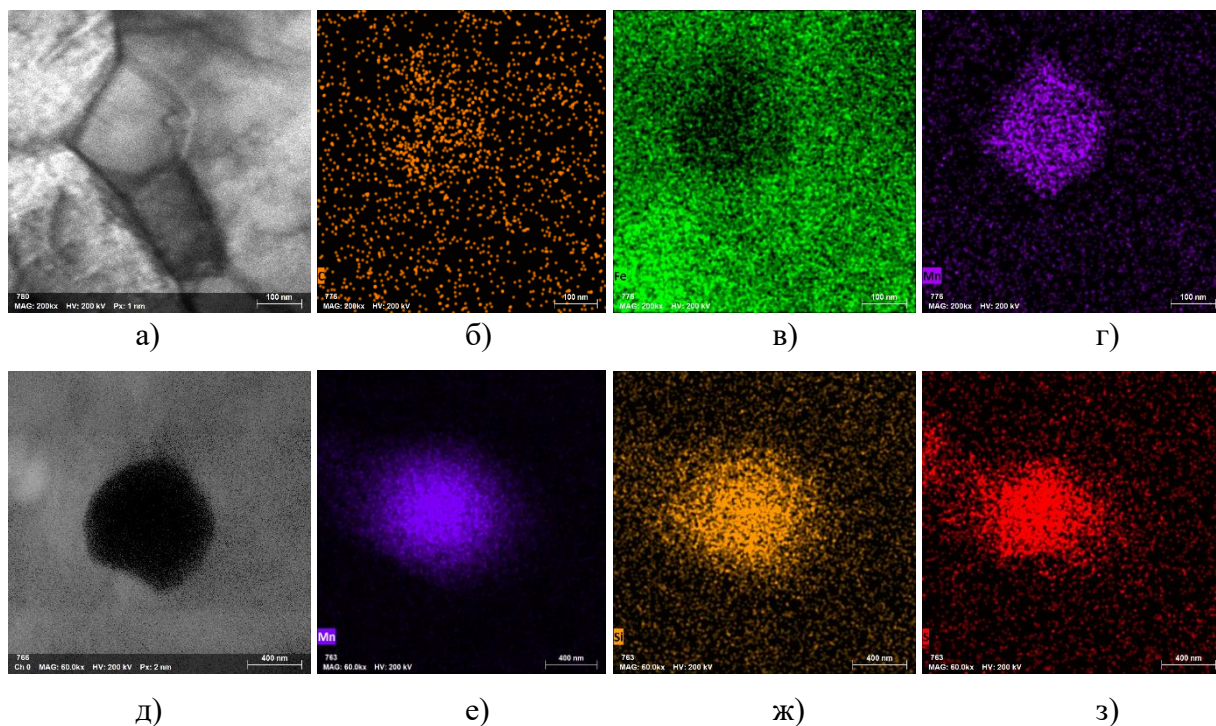


а, д – изображения микроструктуры; б-г, е-з – результаты EDS анализа
 Рисунок 42 – Микроструктура (ПЭМ) и концентрационные карты ОМ стали 09Г2С в
 исходном состоянии



а, б – в исходном состоянии; в, г – после ТО-4

Рисунок 43 – Микроструктура МШ стали 09Г2С (ПЭМ) в различных состояниях



а, д – изображения микроструктуры; б-г, е-з – результаты EDS анализа

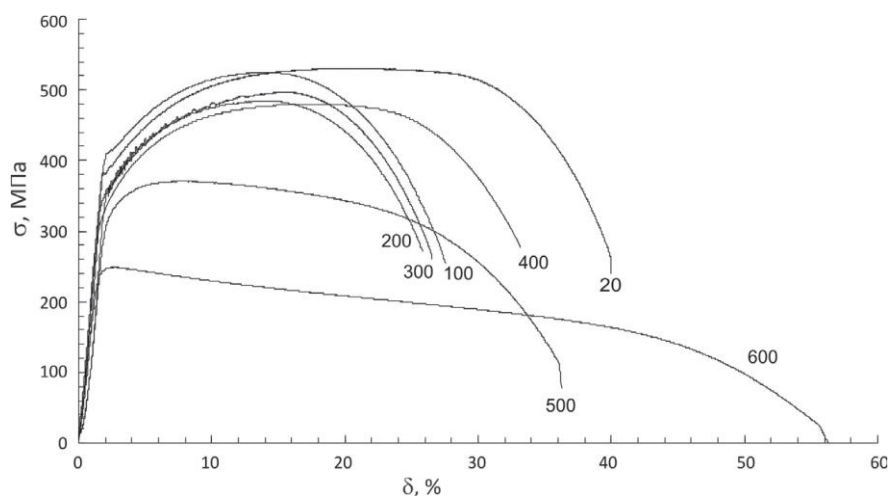
Рисунок 44 – Микроструктура (ПЭМ) и концентрационные карты МШ стали 09Г2С в исходном состоянии

Основное отличие структуры МШ шва от структуры ОМ в исходном состоянии заключалось в том, что в металле сварного шва по границам субзерен располагалось большое количество частиц, размером от 50 до 500 нм. Это карбиды марганца, обогащенные железом и сульфиды марганца (рисунок 44). Такие частицы эффективно подавляли рост зерен аустенита при последующем нагреве (ТО-4). Кроме того, в структуре были выявлены группы очень мелких зерен размером 0,5–1,0 мкм, окруженные частицами (рис. 43 б).

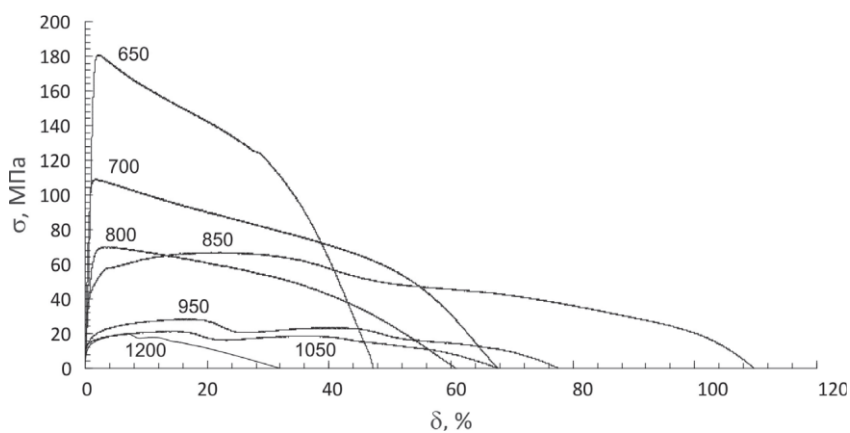
4.2 Влияние термического воздействия на механические свойства стали 09Г2С при растяжении

Для исследования влияния термического воздействия на свойства ОМ и МШ стали 09Г2С были проведены испытания на одноосное статическое растяжение в исходном состоянии (в интервале температур испытания от комнатной до 1200°C) и после предварительной выдержки в течение 3,7ч при температуре испытания в интервале температур от 750 до 1200 °С [2].

Диаграммы деформации образцов при растяжении ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии и после предварительной выдержки приведены на рисунках 45 и 46, соответственно, а значения механических свойств в таблице 18 [1].



а)



б)

а – температуры испытаний от 20 до 600 °С; б – температуры испытаний от 650 до 1200 °С

Рисунок 45 – Диаграммы деформации образцов ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии

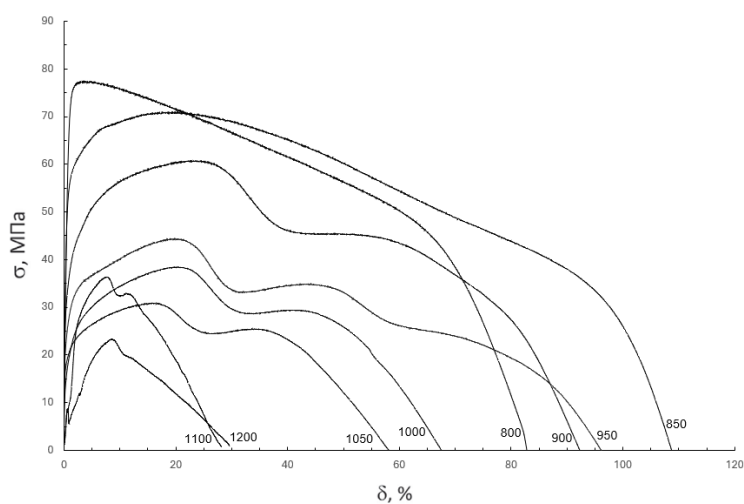


Рисунок 46 – Диаграммы деформации образцов ОМ стали 09Г2С после предварительной выдержки 3,7 ч при температуре испытания

Таблица 18 – Механические свойства при растяжении ОМ стали 09Г2С в различных состояниях.

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

В исходном состоянии показал, что при комнатной температуре условный предел текучести и предел прочности ОМ стали 09Г2С составили 400 и 540 МПа, соответственно (таблица 18).

Повышение температуры испытания до 400 °С приводит к монотонному снижению предела текучести до 320 МПа при 300 °С и 343 МПа при 400 °С (рисунок 49, а). При дальнейшем повышении температуры испытания до 750 °С наблюдается резкое снижение предела текучести до 69 МПа, т.е. на 50—100 МПа на каждые 100°С. 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.

При комнатной температуре испытания и при 100 °С на диаграммах деформации образцов наблюдается площадка текучести. При температуре 200 °С и выше площадки

текучности нет, что характерно для низкоуглеродистых сталей [66]. При температуре испытаний 300 °С на диаграммах деформации наблюдается скачкообразное изменение напряжения, что связано с эффектом Портевена – Ле Шателье [61], вызванным с динамическим старением – образованием на подвижных дислокациях «атмосфер» растворённых атомов, что приводит к нелинейной зависимости силы торможения дислокаций от скорости, и как следствие к неустойчивости пластического течения. Кроме этого, при температурах выше 600 °С участок диаграммы, соответствующий локализации пластической деформации, приобретает волнообразную форму, что свидетельствует о нестабильности пластического течения. Этот эффект обусловлен циклически повторяющимися процессами динамической рекристаллизации и приводит к образованию нескольких (двух-трех) шеек, наблюдаемых на рабочей части образцов, при визуальном контроле. На процесс циклической динамической рекристаллизации указывают повторяющиеся через каждые 20% деформации циклы разупрочнения-упрочнения [67].

Предел прочности ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии при повышении температуры испытания от комнатной до 200 °С снижается 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 снижения предела прочности непрерывно замедляется: при 1000; 1100 и 1200 °С составляет от 21 до 29 МПа [1].

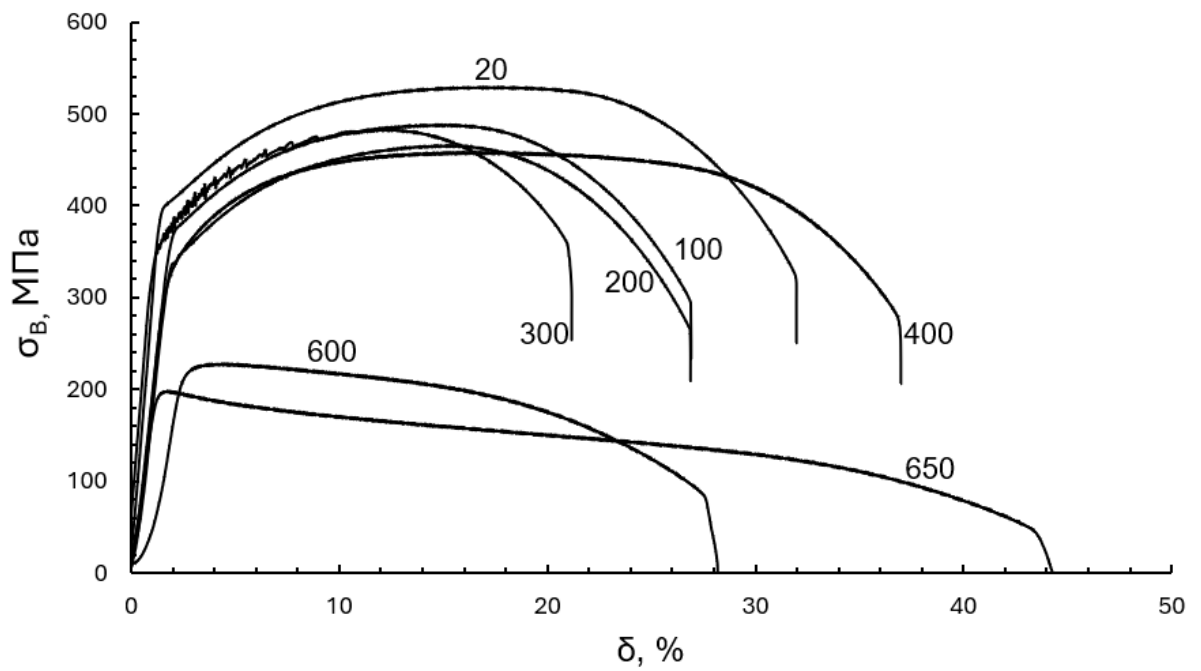
Таким образом, ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии сохраняет относительно высокую прочность (предел текучести более 340 МПа) до температур испытания 400 °С [1].

Относительное удлинение ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии заметно не изменяется в интервале температур от комнатной до 300 °С и составляет 25—28%. В интервале температур 400—600 °С пластичность повышается до 40%, и далее при температурах 650—1050 °С с 50 до 100%, соответственно [1]. При этом увеличивается разброс результатов испытаний, что связано с нестабильным пластическим течением на стадии сосредоточенной деформации. Кроме этого, при температурах испытания выше 400 °С вклад в общую деформацию оказывает деформация ползучести, характерная для низкоуглеродистых сталей при повышенных температурах [51, 66, 68]. При увеличении температуры испытания до 1100 и 1200 °С относительное удлинение уменьшается до 30 и 20%, соответственно.

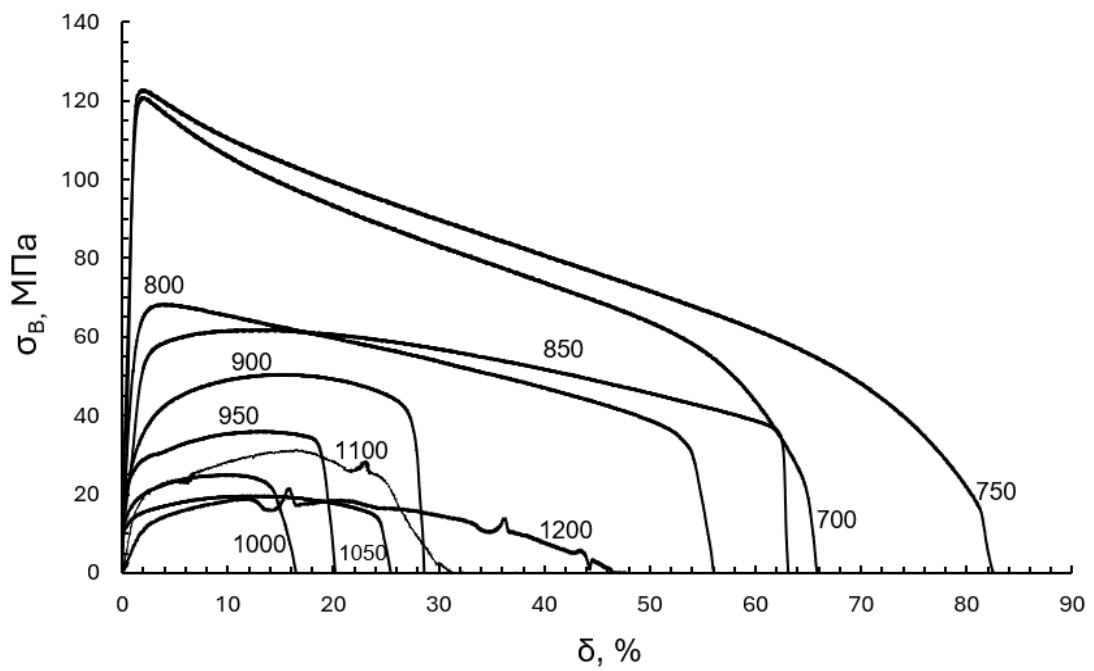
Диаграммы деформации при растяжении образцов МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после предварительной выдержки представлены на рисунках 47 и 48, а характеристики механических свойств при растяжении в таблице 19. В интервале температур от комнатной до 400 °С предел текучести и предел прочности МШ стали 09Г2С в исходном состоянии существенно ниже, чем у ОМ, а при более высоких температурах их значения близкие [1]. Наиболее резкое снижение прочностных свойств в исходном состоянии как в ОМ, так и в МШ наблюдается в интервале температур 600–750 °С (рисунок 49, а, б).

Таблица 19 – Механические свойства при растяжении МШ стали 09Г2С в различных состояниях.

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)



б)

а – температуры испытаний от 20 до 650 °С; б – температуры испытаний от 700 до 1200 °С

Рисунок 47 – Диаграммы деформации образцов МШ стали 09Г2С в исходном состоянии

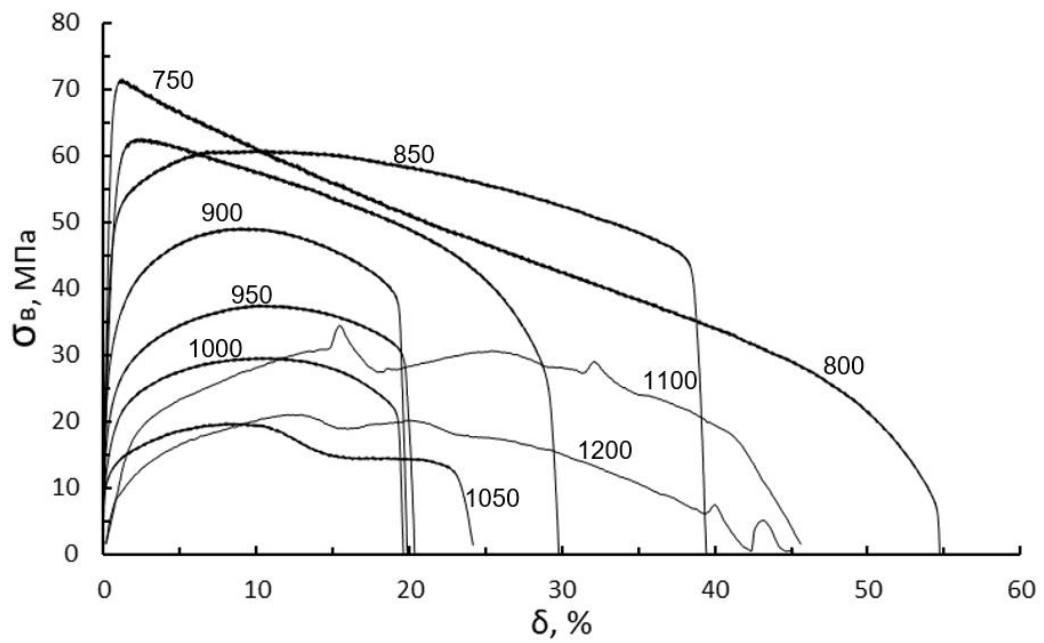
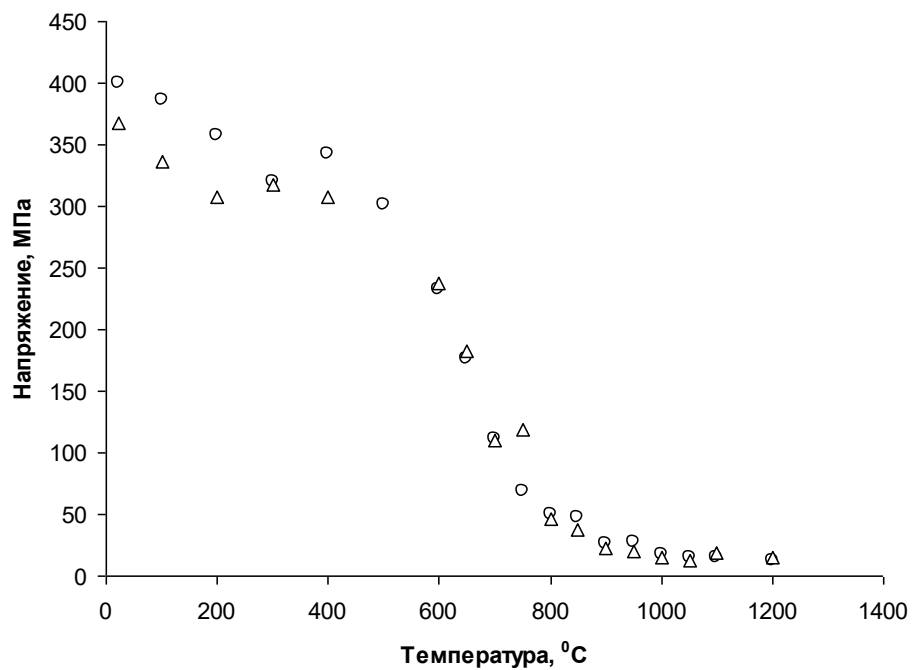
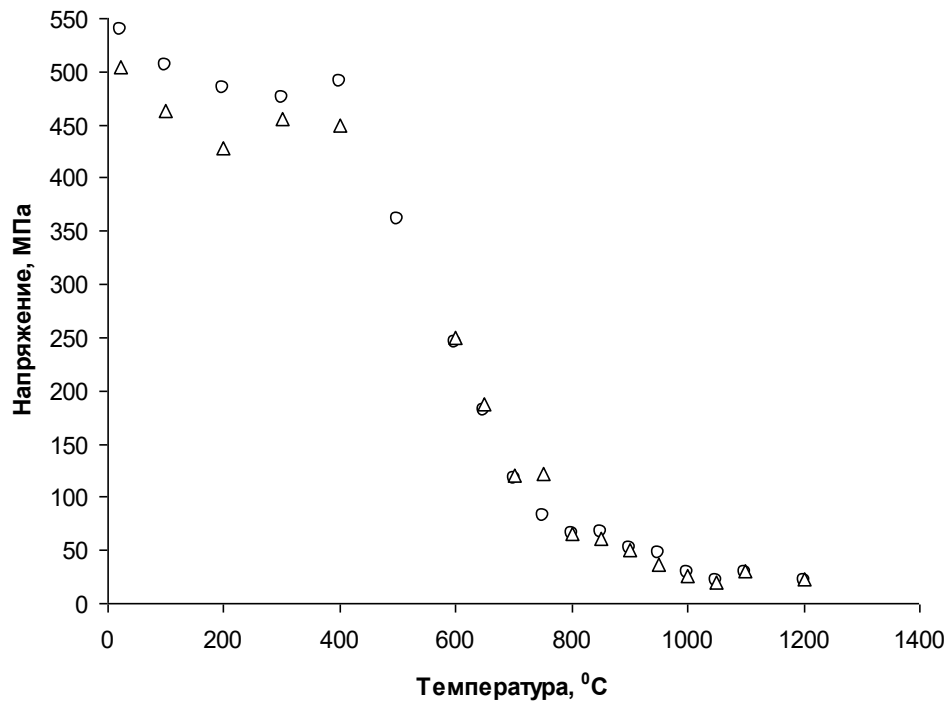


Рисунок 48 – Диаграммы деформации образцов МШ стали 09Г2С после предварительной выдержки 3,7 ч при температуре испытания



а)

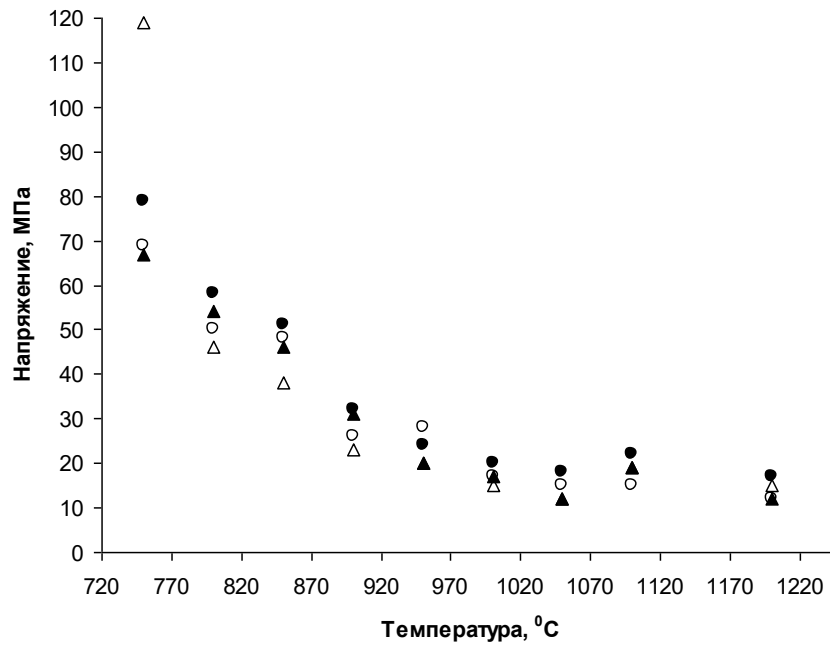


б)

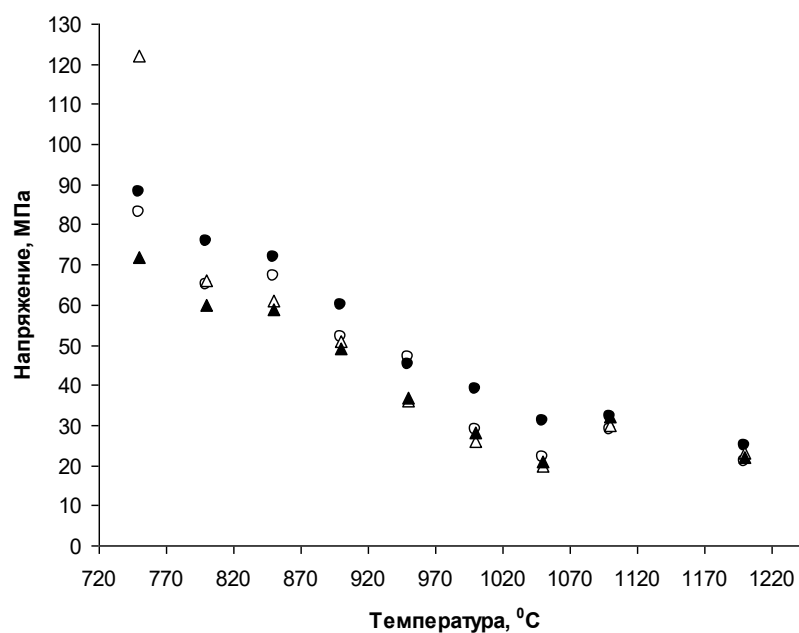
○ – основной металл в исходном состоянии; Δ – металл сварного шва в исходном состоянии;

а – предел текучести; б – предел прочности

Рисунок 49 – Зависимости изменений прочностных свойств ОМ и МШ стали 09Г2С в исходном состоянии в интервале температур испытания от комнатной до 1200 °С



а)



б)

а – предел текучести; б – предел прочности

○ – основной металл в исходном состоянии; ● – основной металл после предварительной выдержки; △ – металл сварного шва в исходном состоянии; ▲ – металл сварного шва после предварительной выдержки

Рисунок 50 – Зависимость прочностных свойств ОМ и МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после предварительной выдержки в интервале температур испытания от 750 до 1200 °С

Выдержка 3,7ч 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 (таблица 18 и 19).

При этом после предварительной выдержки при температуре испытания прочность образцов МШ ниже прочности ОМ во всем интервале температур испытания от 750 до 1200 °С.

4.3 Влияние термического воздействия на ударную вязкость и характер разрушения стали 09Г2С

Исследование влияния термического воздействия на ударную вязкость, температуры вязко-хрупкого перехода и характер разрушения ОМ и МШ стали 09Г2С проводили при испытаниях на ударную вязкость в интервале температур $-50 \div +200$ °С образцов в исходном состоянии и после термического воздействия ТО-4 (выдержка при температуре 1200 °С в течение 3,7 ч). (см. таблицу 7) [1].

Результаты испытаний на ударную вязкость ОМ в исходном состоянии и после ТО-4 представлены в таблице 20, а сериальные кривые ударной вязкости на рисунке 51. Температуры начала и конца вязко-хрупкого перехода определяли так же, как для стали 22К.

При температурах испытаний от 200 °С до 125 °С работа разрушения образцов ОМ стали 09Г2С как в исходном состоянии, так и после ТО-4 превышала максимальную работу удара копра – 300 Дж, и образцы не были доведены до разрушения.

В интервале от комнатной температуры до –30 °С средние значения ударной вязкости ОМ в исходном состоянии составляют 351–366 Дж/см² при полностью вязких изломах. При температуре испытания –30 °С в изломах появляется 5-10% хрупкой составляющей. При понижении температуры испытания до –40 ... –50 °С ударная вязкость снижается до средних значений 168–224 Дж/см², а в изломе присутствует хрупкая составляющая в количестве 50-100 % [24].

После ТО-4 (таблица 20, рисунок 51, б) при испытании в интервале от 23 °С до –20 °С ударная вязкость ОМ изменяется слабо и составляет в среднем 374–383 Дж/см². Однако, при понижении температуры испытания до –30 °С ударная вязкость снижается до 298 Дж/см², а в изломах образцов появляется хрупкая составляющая в количестве 30% [24].

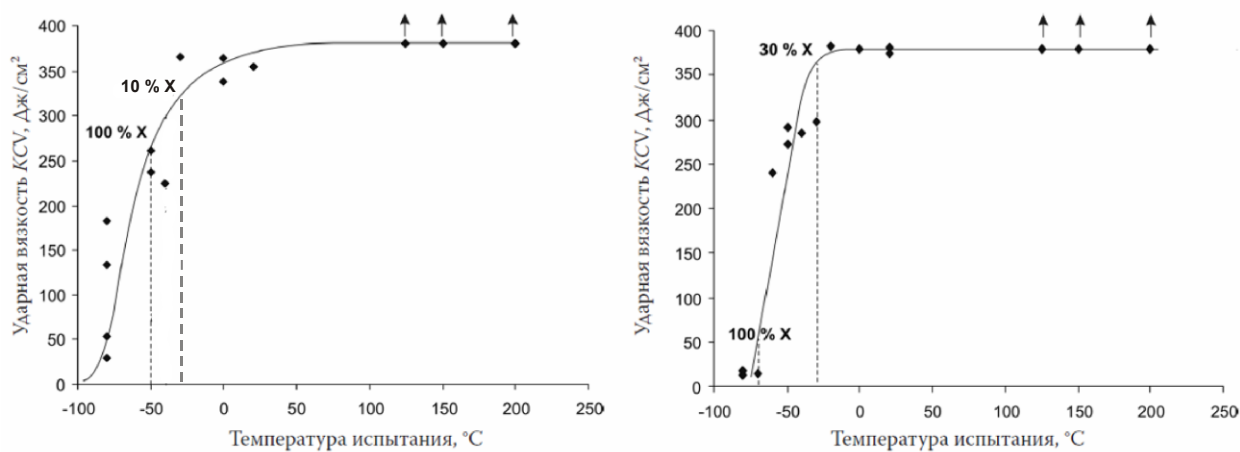
Полностью хрупкий излом образцов ОМ в исходном состоянии наблюдается при температуре испытания –50 °С, а после термического воздействия ТО-4 при –70 °С, при значениях KCV 78 и 15 Дж/см², соответственно [24].

Таким образом, по сравнению с исходным состоянием ОМ стали 09Г2С после ТО-4 температура начала вязко-хрупкого перехода ОМ не изменяется, несмотря на очень большой размер зерна аустенита после такого воздействия (средний размер 999 мкм), а температура окончания вязко-хрупкого перехода, наоборот, понижается на 20 °С. При этом значения ударной вязкости при температурах –40 °С и выше изменяются слабо, а при –80 °С снижаются в 5 раз по сравнению с исходным состоянием [24].

Таблица 20 – Результаты испытаний на ударную вязкость ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4

Температура испытания, °С	Исходное состояние		После ТО-4	
	KCV, Дж/см ²	Доля хрупкой составляющей в изломе, %	KCV, Дж/см ²	Доля хрупкой составляющей в изломе, %
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

KCV – ударная вязкость



а)

б)

а – исходное состояние; б – после ТО-4

Рисунок 51 – Серийные кривые ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4

Результаты испытаний на ударную вязкость МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4 представлены в таблице 21. При температурах испытания от 150 °С до 50 °С ударная вязкость МШ 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 [1].

Полностью хрупкий излом образцов МШ в исходном состоянии наблюдается при температуре испытания -20 °С, а после ТО-4 при 0 °С. Температуры начала и конца вязко-хрупкого перехода для МШ в исходном состоянии -50 °С и -20 °С, соответственно. После ТО-4 температуры начала и конца вязко-хрупкого перехода 75 °С и 0 °С, соответственно, то есть повысились на 20-25 °С.

При температурах испытания от 150 до 100 °С ударная вязкость МШ стали 09Г2С в исходном состоянии примерно в 2 раза ниже, чем у ОМ и составляет в среднем 184–189 Дж/см² (таблица 21, рисунок 52, а). При температурах от 23 °С до -80 °С ударная вязкость МШ в исходном состоянии, меньше чем у ОМ в 1.5-2,5 раза.

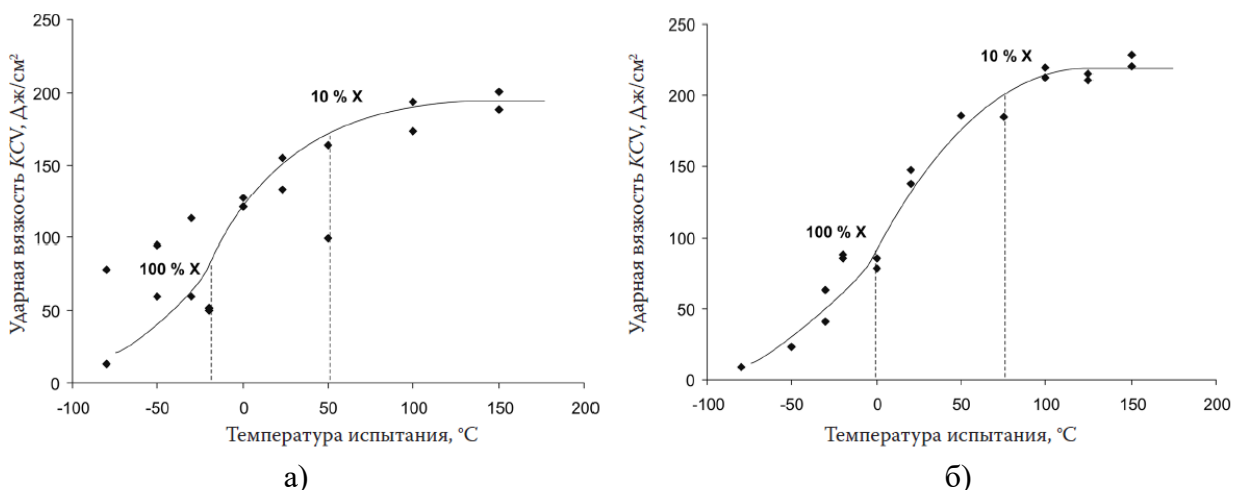
После ТО-4 при температурах испытания от 23 °С до -50 °С ударная вязкость МШ ниже, чем у ОМ в 2,5-12 раз [24].

Для ОМ по сравнению с МШ характерен более узкий диапазон температур вязко-хрупкого перехода - 20 °С в исходном состоянии и 40 °С после ТО-4.

Таблица 21 – Результаты испытаний на ударную вязкость МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4.

Температура испытания, °С	КСV, Дж/см ²	Доля хрупкой составляющей в изломе, %	КСV, 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

КСV – ударная вязкость

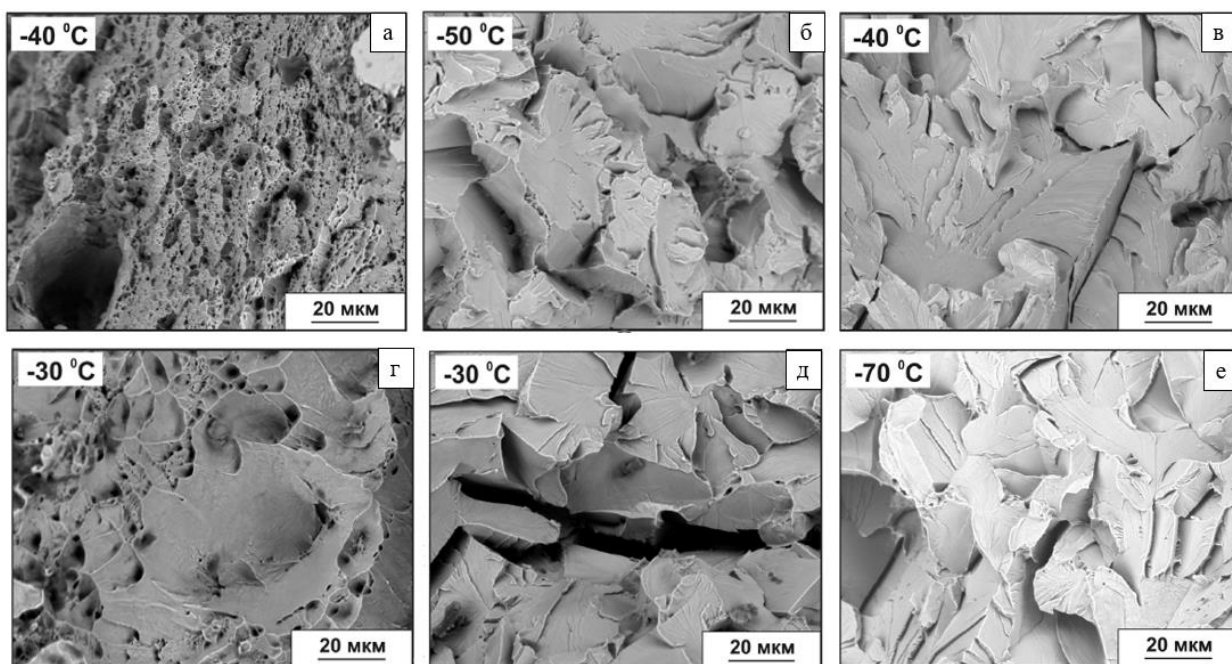


а – исходное состояние; б – после ТО-4

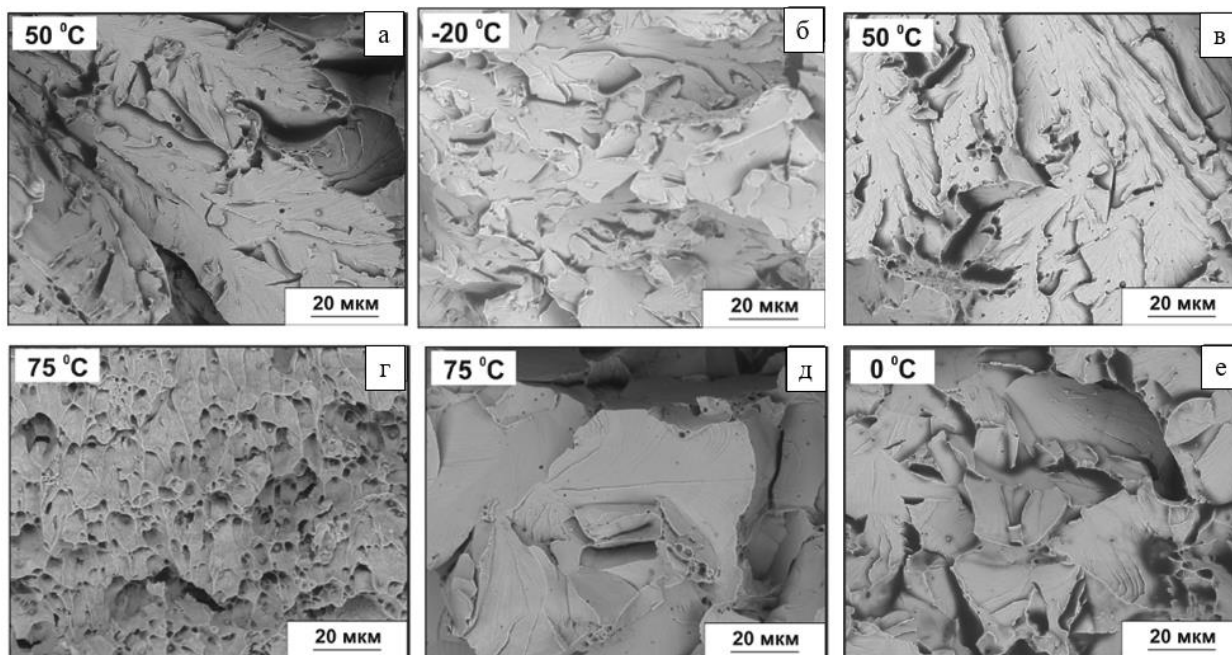
Рисунок 52 – Серийные кривые МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4

Таким образом, термическое воздействие ТО-4 приводит к повышению ударной вязкости по сравнению с исходным состоянием в ОМ во всем интервале температур испытания от 0 °С до -50 °С, а в МШ, напротив, к некоторому понижению ударной вязкости [1].

Микростроение изломов ОМ и МШ показано на рисунках 53, 54. 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) (рисунок 53 а-в, рисунок 54 а-в) [1]. В центральной зоне хрупкого квадрата образцов ОМ и МШ после ТО-4 присутствуют фасетки скола поперечником от 20 до 60 мкм, с участками вязкого ямочного разрушения по границам фасеток (рисунок 53 б, рисунок 54 в). Кроме того, в полностью хрупких изломах образцов ОМ после ТО-4 кроме фасеток хрупкого транскристаллитного скола встречаются участки с растрескиванием по границам зерен (см. рисунок 53 г). В хрупких изломах образцов МШ после ТО-4 со средним размером бывшего зерна аустенита 66 мкм такие участки представляют собой короткие хрупкие трещины длиной 10-20 мкм и встречаются крайне редко.



а, б, в – исходное состояние; г, д, е – после ТО-4
 Рисунок 53– Микростроение изломов ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4



а, б, в – исходное состояние; г, д, е – после ТО-4
 Рисунок 54 – Микростроение изломов МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4

Таким образом, термическое воздействие ТО-4 с длительной выдержкой при 1200 °С не изменяет температуру начала вязко-хрупкого перехода ($X=10\%$) по сравнению с исходным состоянием для ОМ, а для МШ повышает ее на 25 °С, и понижает температуры конца вязко-хрупкого перехода ($X=100\%$) для ОМ на 20°С и для МШ на 25

°С. 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. 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 смешанного хрупкого разрушения по механизму транскристаллитного скола с небольшими участками зернограничного разрушения [24].

Значительный рост аустенитного зерна в ОМ стали 09Г2С (в 15 раз) при термическом воздействии ТО-4, по сравнению с температурой выдержки 900 °С, при разрушении образцов в интервале температур вязко-хрупкого перехода приводит к появлению в изломах наряду с транскристаллитным сколом отдельных участков хрупкого зернограничного разрушения.

4.4. Влияние термического воздействия на многоцикловую усталость

Для исследования влияния термического воздействия на характеристики многоцикловой усталости стали 09Г2С были исследованы образцы ОМ и МШ в двух состояниях: в исходном и после термического воздействия ТО-4. На рисунке 55 приведены усталостные кривые в полулогарифмических координатах «максимальное напряжение цикла – число циклов до разрушения» для образцов ОМ и МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4 [69], значения пределов выносливости представлены в таблице 22.

Таблица 22 – 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

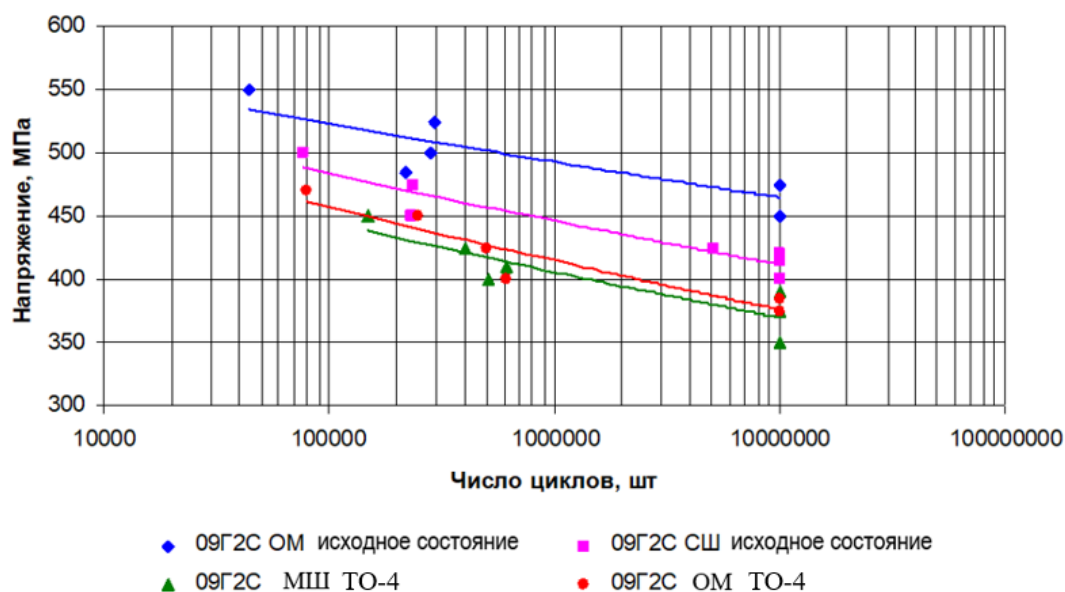


Рисунок 55 – Кривые усталости образцов ОМ и МШ стали 09Г2С в исходном состоянии и после ТО-4

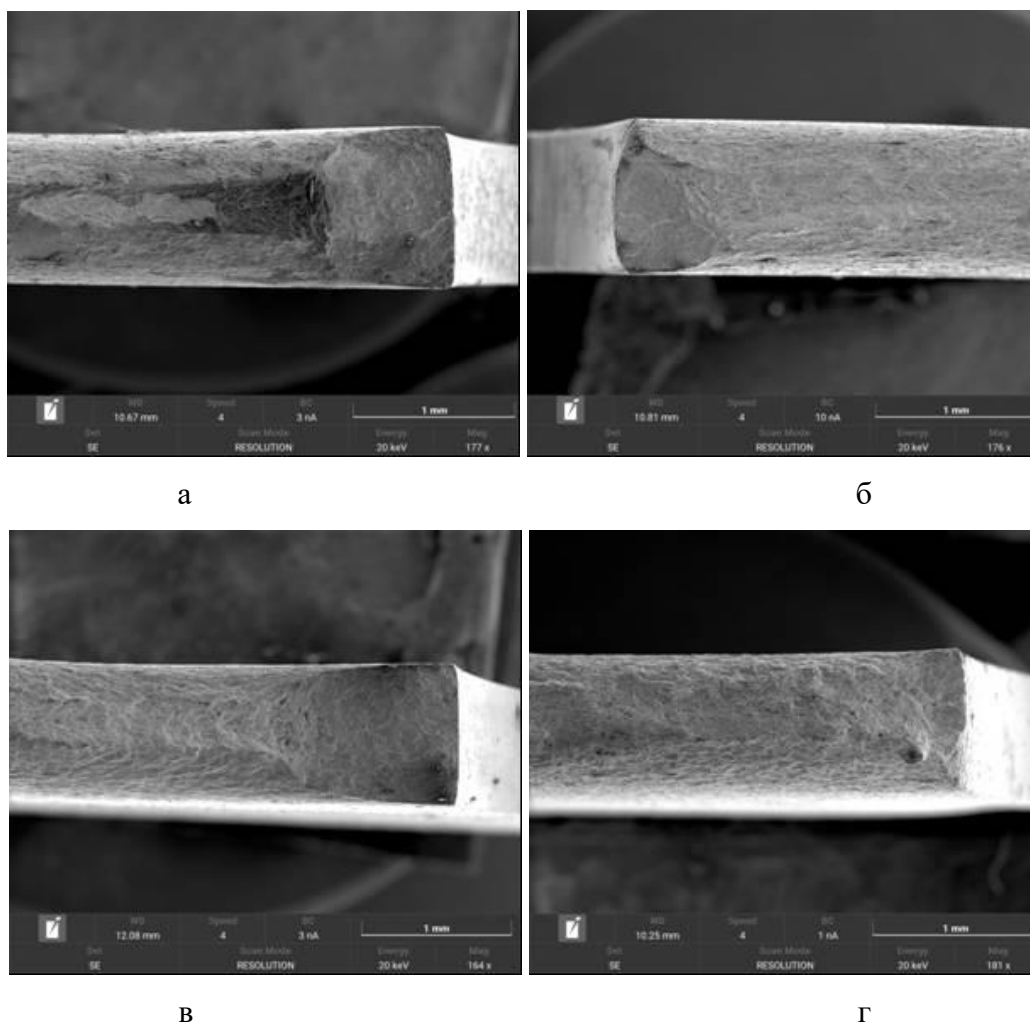
Образцы ОМ в исходном состоянии характеризуются наибольшим пределом выносливости 475 МПа. У образцов металла сварного шва в исходном состоянии предел выносливости ниже на 12% (420 МПа). Термическое воздействие ТО-4 с нагревом до 1200 °С приводит к снижению пределов выносливости образцов ОМ на 19% и образцов МШ на 7%. Также следует отметить, что у образцов ОМ и образцов МШ после ТО-4 пределы выносливости близки [69].

На рисунке 56 приведены СЭМ-изображения изломов образцов ОМ, а на рисунке 57 – МШ в исходном состоянии и после ТО-4, соответственно. Изломы образцов всех состояний имели типичное усталостное строение. У одной из кромок рабочей части образца расположена зона зарождения усталостной трещины. Далее трещина распространялась веерообразно вглубь образца. Зона распространения усталостной трещины сменялась статическим доломом. Площадь усталостного разрушения мала по отношению к площади долома (в 15-20 раз). Как и обычно, с ростом амплитуды цикла площадь усталостного разрушения уменьшалась [69].

Микростроение изломов образцов ОМ в исходном состоянии показано на рисунке 58. Зона распространения усталостной трещины плоская, механизм разрушения квазихрупкий. Присутствуют очень тонкие хрупкие усталостные микробороздки шириной до 0,5 мкм. Бороздки прерывистые и их присутствие в изломе имеет нерегулярный характер. В изломах образцов, испытанных при высокой амплитуде цикла, бороздки выявляются редко. Статический долом образца происходит полностью по вязкому мелко ямочному механизму [69].

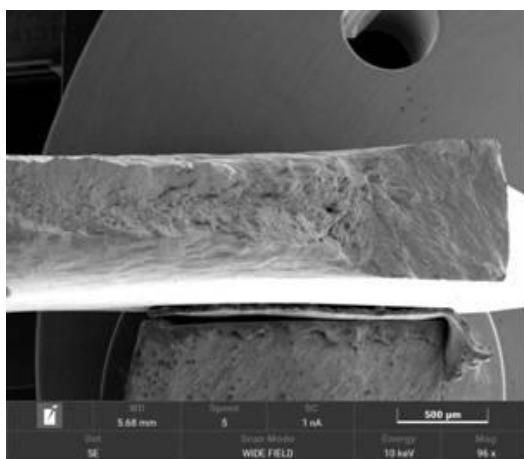
Микростроение изломов образцов ОМ после ТО-4 показано на рисунке 59. После высокотемпературного воздействия с нагревом до 1200 °С зона распространения усталостной трещины становится более рельефная, что свидетельствует о повышении энергоемкости разрушения. Трещина распространяется с образованием многочисленных параллельных микробороздок, расстояние между которыми 0,5 мкм. В изломах образцов, испытанных при высокой амплитуде цикла, бороздки выявляются реже. Статический долом образца происходит полностью по вязкому ямочному механизму, причем размер ямок гораздо больше, чем в изломах образцов в исходном состоянии [69].

Микростроение излома образцов МШ в исходном состоянии и после ТО-4 показано на рисунке 60 и 61, соответственно. Микростроение излома образцов МШ в исходном состоянии и после ТО-4 аналогичны строению излома ОМ после высокотемпературного воздействия ТО-4 [69].

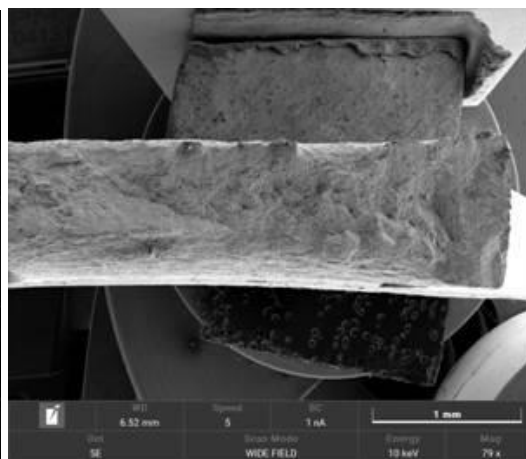


а – исходное состояние, малая амплитуда цикла; б – исходное состояние, высокая амплитуда цикла; в – после ТО-4, малая амплитуда цикла; г – после ТО-4, высокая амплитуда цикла

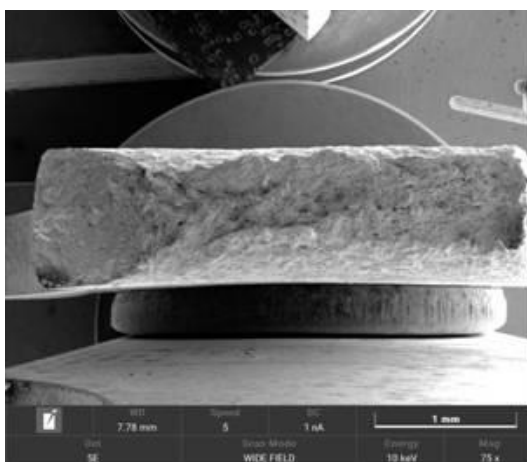
Рисунок 56 – Общий вид усталостных изломов ОМ стали 09Г2С



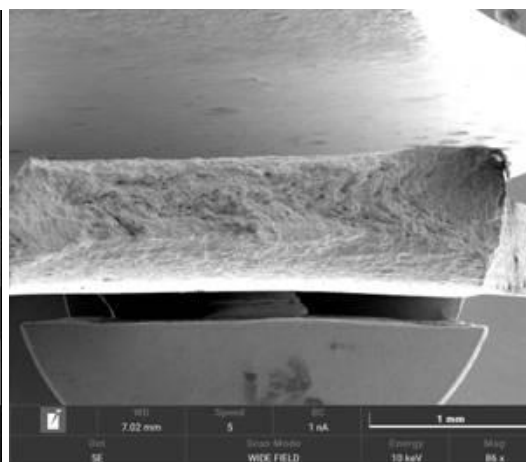
а



б



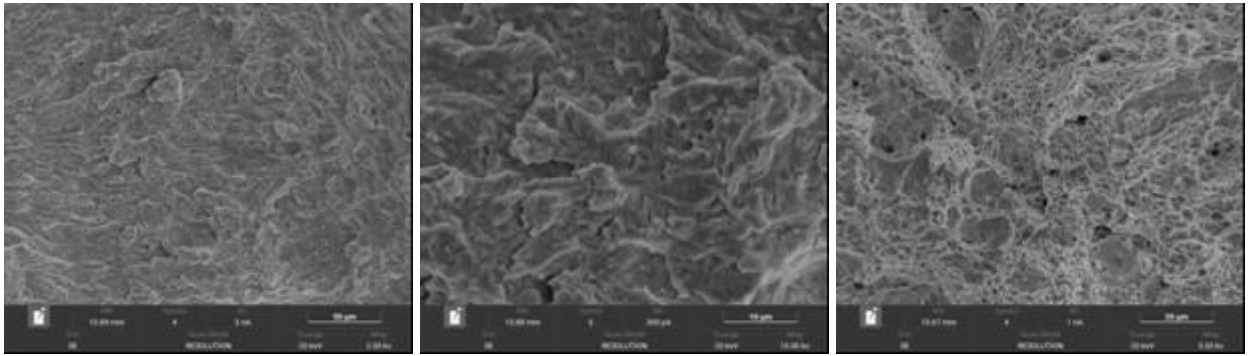
в



г

а – исходное состояние, малая амплитуда цикла; б – исходное состояние, высокая амплитуда цикла; в – после ТО-4, малая амплитуда цикла; г – после ТО-4, высокая амплитуда цикла

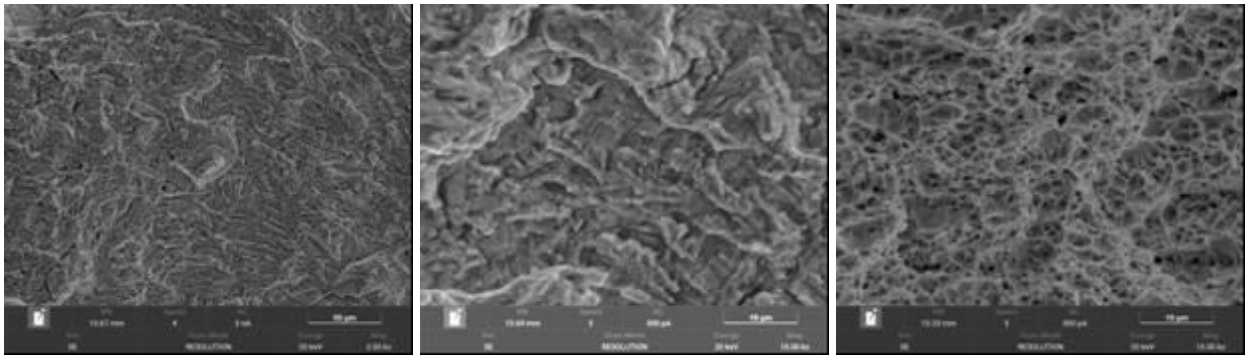
Рисунок 57 – Общий вид усталостных изломов МШ стали 09Г2С



а

б

в



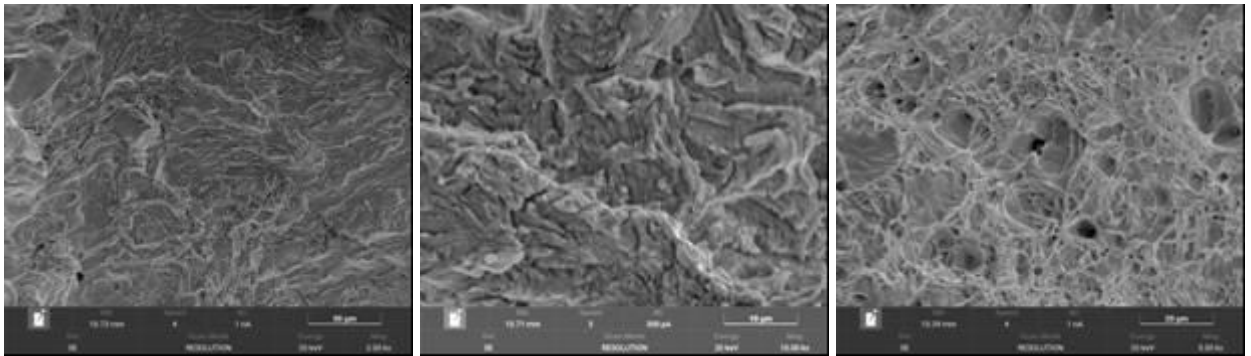
г

д

е

а-в – высокая амплитуда цикла; г-е – низкая амплитуда цикла

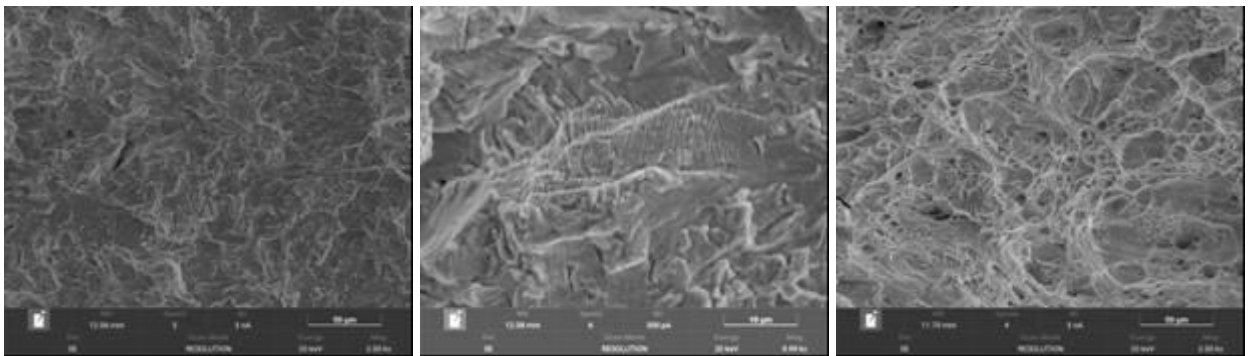
Рисунок 58 – Микростроение усталостных изломов ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии



а

б

в



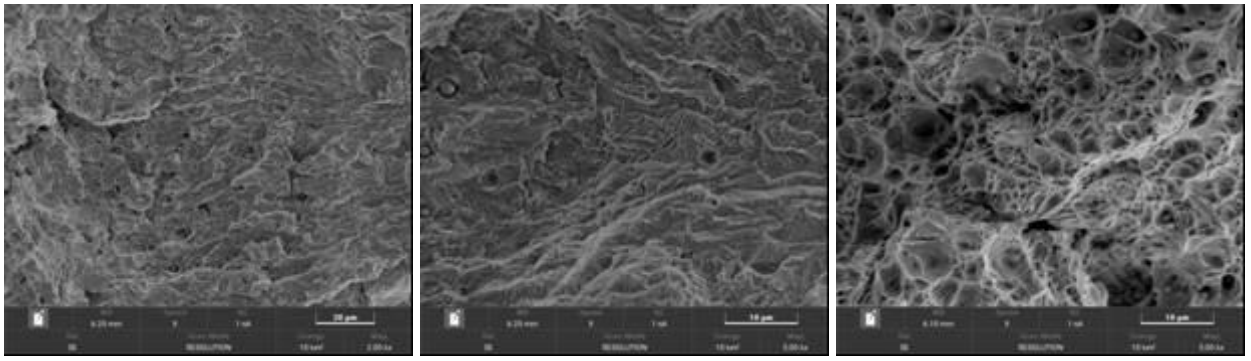
г

д

е

а-в – высокая амплитуда цикла; г-е – низкая амплитуда цикла

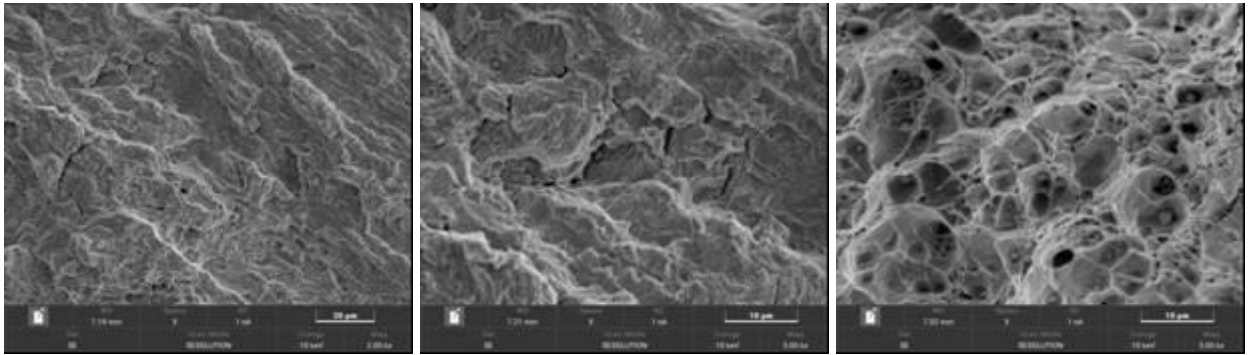
Рисунок 59 – Микростроение усталостных изломов ОМ стали 09Г2С после ТО-4



а

б

в



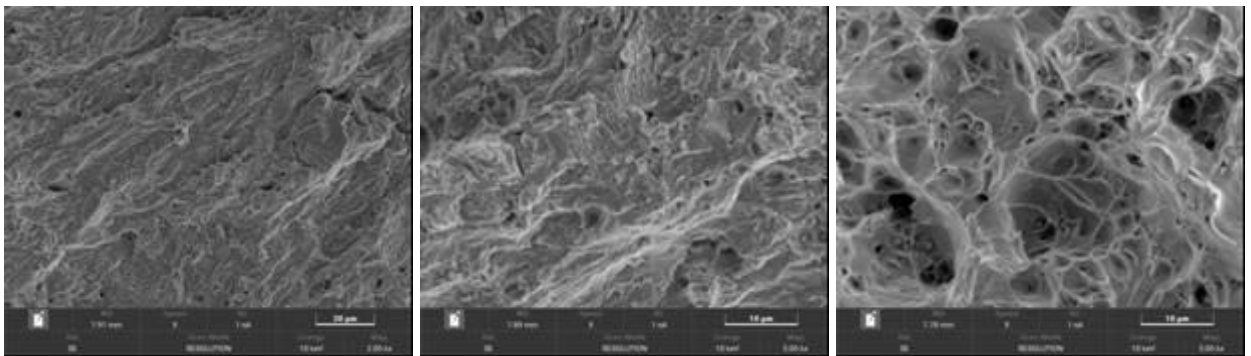
г

д

е

а-в – высокая амплитуда цикла; г-е – низкая амплитуда цикла

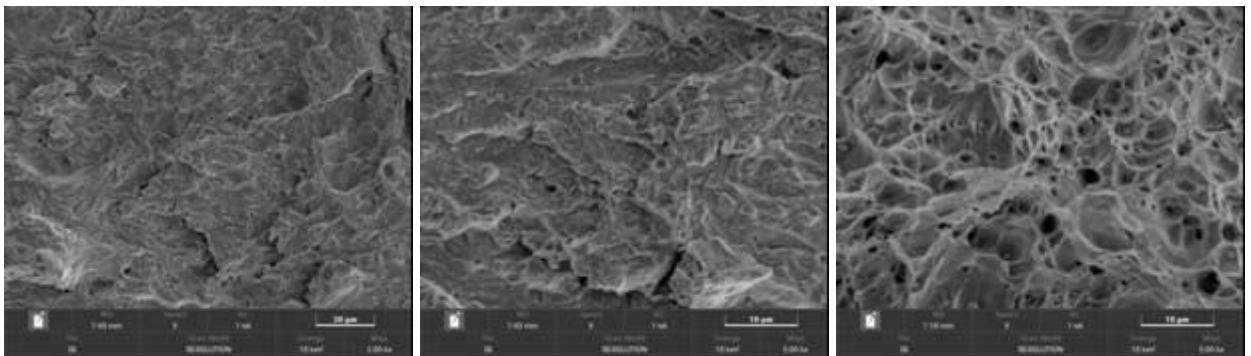
Рисунок 60 – Микростроение усталостных изломов металла МШ стали 09Г2С
в исходном состоянии



а

б

в



г

д

е

а-в – высокая амплитуда цикла; г-е – низкая амплитуда цикла

Рисунок 61 – Микростроение усталостных изломов МШ стали 09Г2С после ТО-4

Согласно полученным результатам, ОМ в исходном состоянии обладает высоким сопротивлением усталостному разрушению – предел выносливости составляет 475 МПа. Важно отметить, что предел выносливости на 19% выше предела текучести стали (400 МПа, таблица 14). Это связано с циклическим упрочнением образцов в процессе испытаний, что характерно для низкоуглеродистых сталей [65]. Для образцов остальных состояний предел выносливости также выше, чем их предел текучести. Таким образом, в процессе испытаний образцы всех состояний демонстрируют циклическое упрочнение [69].

Наличие дисперсных частиц карбидов в структуре стали измельчает действительное зерно, что положительно сказывается на статической и циклической прочности как ОМ, так и МШ [69].

Циклическая прочность образцов хорошо коррелирует со строением усталостных изломов. Так, обладающий наиболее высокой усталостной долговечностью основной металл в исходном состоянии обладает наименее пластичным характером распространения усталостной трещины. Это связано со значительным упрочнением металла в процессе циклического нагружения [69].

4.5 Заключение

Термическое воздействие ТО-4 по режиму, имитирующему условия ЗПА, с нагревом до 1200 °С и выдержкой 3,7 часа приводит в ОМ к увеличению среднего размера зерна аустенита до 999 мкм, в то время как при температуре выдержки 900 °С в течение 3,7 часа средний размер зерна составил 27 мкм. При этом в МШ после ТО-4 средний размер зерна аустенита меньше и составил 66 мкм. В результате высокотемпературного нагрева как в ОМ, так и в МШ образуется феррито-перлитная структура, вместо структуры феррита с мелкодисперсными продуктами распада нижнего бейнита в исходном состоянии.

Определены характеристики механических свойств ОМ и МШ стали 09Г2С при растяжении в диапазоне температур испытания от комнатной до 1200 °С как в исходном состоянии, так и после выдержки 3,7 часа при температуре испытания.

Установлено, что предел текучести и прочности ОМ в исходном состоянии понижается от 400 МПа и 540 МПа при 23 °С до 12 МПа и 21 МПа при 1200 °С, соответственно, а для МШ с 368 МПа и 505 МПа при 23 °С до 15 МПа и 23 МПа при 1200 °С, соответственно.

Выдержка 3,7 ч при температуре испытания не значительно повышает прочность ОМ и понижает ее для МШ. После выдержки 3,7 ч при температуре испытания образцов МШ, их прочность ниже прочности ОМ во всем интервале температур испытания от 750 до 1200 °С

В исходном состоянии ударная вязкость ОМ выше ударной вязкости МШ во всем диапазоне температур испытания, а температура начала вязкохрупкого перехода для МШ на 90 °С выше, чем у ОМ, и равна 50 °С и –40 °С, соответственно.

Установлено, что термическое воздействие ТО-4 на ОМ стали 09Г2С не изменяет температуры начала вязкохрупкого перехода и понижает температуру окончания вязкохрупкого перехода на 20 °С по сравнению с исходным состоянием.

Термическое воздействие ТО-4 на МШ стали 09Г2С по сравнению с исходным состоянием приводит к смещению интервала температур вязкохрупкого перехода в сторону положительных температур на 25 °С.

Определены характеристики усталости ОМ и МШ стали 09Г2С. Образцы ОМ стали 09Г2С в исходном состоянии характеризуются наибольшим пределом выносливости – 475 МПа. У образцов МШ в исходном состоянии предел выносливости ниже и составляет 420 МПа. Термическое воздействие ТО-4 с нагревом до 1200 °С приводит по сравнению с исходным состоянием к понижению пределов выносливости для ОМ до 385 МПа и МШ до 390 МПа. В результате ОМ и МШ после ТО-4 характеризуются одинаковыми значениями усталостной прочности.

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 зернограничное охрупчивание при длительном медленном охлаждении в интервале температур возможного развития обратимой 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.

СПИСОК ИСПОЛЬЗУЕМОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. 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 металлургия.–2023.–Т. 66.–№ 3.–С. 356-366. DOI 10.17073/0368-0797-2023-3-356-366
2. И.А. Сидоров ОАО «Атомэнергопроект», Москва, Россия. «устройство локализации расплава для АЭС с ВВЭР-1200». ОКБ «ГИДРОПРЕСС», Подольск, Россия 17-20 мая 2011г.
3. Артамонов Н.В., Сидоров А.С. Обоснование ядерной безопасности устройства локализации расплава для АЭС с реакторами типа ВВЭР. – М.: Известия вузов, 2012. – 23-24 с.
4. Сидоров А.С. Устройство локализации расплава для АЭС с реакторами ВВЭР-1000 // 7-я МНТК «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР». – 2011. – №7.
5. А. И. Абакумов, И. И. Сафронов, А. С. Смирнов, В. О. Астафьева, И. А. Магола, В. Г. Сидоров, Н. Ю. Шурыгина. Расчетное исследование прочностных свойств корпуса устройства локализации расплава при термонагрузении // 1ФГУП «РФЯЦ-ВНИИЭФ», 607188, г. Саров Нижегородской обл. ЗАО «Атомпроект» , г. С.-Петербург. С. 52–58.
6. Sultan T., Sapra M.K., Kundu S., Kadam A.V., Kulkarni P.P., Rao A.R. Experimental & analytical study of passive thermal sensing system developed for cooling water injection into ANWR core catcher. *Nuclear Engineering and Design*. 2017;322:81–91.
7. Fischer M. The severe accident mitigation concept and the design measures for core melt retention of the European Pressurized Reactor (EPR). *Nuclear Engineering and Design*. 2004;230(1–3):169–180.
<https://doi.org/10.1016/j.nucengdes.2003.11.034>
8. Grady, D.E. /D.E. Grady //Mechanics of materials. 1994 V. 17, P. 289
9. Thinnes G.L., Korth G.E., Chavez S.A., Walker T.J. High-temperature creep and tensile data for pressure vessel steels SA533B1 and SA508-CL2. *Nuclear Engineering and Design*. 1994;148(1–3):343–350. [https://doi.org/10.1016/0029-5493\(94\)90119-8](https://doi.org/10.1016/0029-5493(94)90119-8)
10. Разработка программы термообработки и механических испытаний для экспериментальной оценки степени деградации механических свойств сварных соединений материала корпуса УЛР и направляющей плиты. Отчет НИЦ «Курчатовский институт», RPR.0131.10UJA.ЖКМ. BN.DD0001, Инв. № 110.10-49/1-138-118, 2018.
11. J.L.Rempe, D.L. Knudson, K.G. Condie, K.Y. Suh, F.-B. Cheung, S.-B. Kim. Conceptual design of an in-vessel core catcher // *Nuclear Engineering and Design*. 230 (2004) 311-325

12. Yang C.-C., Liu C.-L. Improvement of the mechanical properties of 1022 carbon steel coil by using the Taguchi method to optimize spheroidized annealing conditions. *Materials*. 2016;9(8):693. <https://doi.org/10.3390/ma9080693>
13. Saraev Yu.N., Bezborodov V.P., Gladovskii S.V., Golikov N.I. Properties of the welded joints of manganese steel made by low-frequency pulsed arc welding. *Russian Metallurgy (Metally)*. 2017;2017(4):287–292. <https://doi.org/10.1134/S0036029517040206>
14. Zhou J.H., Guan K.Z. Resistance of Plastic Forming of Metals, 1st ed. // Mechanical Industry Press. – 1989. – P. 24-28.
15. Штремель М.А. Прочность сплавов. Часть 2 Деформация. – М. МИСиС. 1997, 527с.
16. Rempe J.L., Knudson D.L. High temperature thermal and structural material properties for metals used in LWR vessels. In: *Proceedings of ICAPP '08, Anaheim, CA USA*, 2008:8220.
17. Марочник сталей и сплавов. Под общ. ред. А.С. Зубченко. Москва: Машиностроение; 2003:784.
18. Meyers, M.A. Shear localization in dynamic deformation of materials: microstructural evolution and self-organization. /M.A. Meyers, V.F. Nesterenko, J.C. LaSalvia, Q. Xue //Materials science and engineering A. 2001 V. A317, P. 204–225.
19. Исследование влияния режимов термической обработки на структуру и механические свойства горячекатанных труб, изготовленных из стали 09Г2С / Под науч. ред. В.М. Константинов. – Репозиторий БНТУ. – 131-134 с.
20. П.А. Антикайн. Рецензент Г.А. 20. Конструкционные материалы. Справочник / под ред. Б.Н. Арзамасова.— М. : Машиностроение, 1990.— 414 с.
21. Методология выбора металлических сплавов и упрочняющих технологий в машиностроении : учебное пособие: в 2 т. / М.А. Филиппов, В.Р. Бараз, М.А. Гервасьев, М.М. Розенбаум. — 2-е изд., испр.— Екатеринбург: Изд-во Урал. ун-та, 2013. — Т. 1. – 232 с. — Т. 2.— 236 с.
22. Денисов С. В., Завалицин А. Н., Кожевникова Е. В., Румянцев М. И. Изменение структуры низколегированной стали в процессе производства // Вестник Магнитогорского государственного технического университета им. Г. И. Носова. 2013. № 3. С. 51 – 54.
23. Материаловедение и технология металлов: учебник для студентов машиностр. спец. вузов/ Г.П. Фетисов, М.Г. Карпман, В.М. Матюшин [и др.] под ред. Г.П. Фетисова. — 5-е изд., стереотип. — М.: Высшая школа, 2007. - 862 с.
24. 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 Металлургия.–2021.–Т. 64.–№ 7.–С. 498-509. DOI 10.17073/0368-0797-2021-7-498-509
25. 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
26. ГОСТ 633-80. Трубы насосно-компрессорные и муфты к ним. Технические условия. – Введен в действие 01.01.1983 – М.: ИПК Издательство стандартов. – 9 с.
27. Горынин И.В., Тимофеев Б.Т. Деградация свойств конструкционных материалов при длительном воздействии эксплуатационных температур // Вопросы материаловедения, 2011, № 1(65), С.41-59.
28. Основы технологии автоматизированных машиностроительных производств: моногр. / А.В. Скворцов, А.Г. Схиртладзе. — М.: Высшая школа, 2010. – 635 с.
29. Гуляев А. П., Чистая сталь. М.: Металлургия, 1975. 184 с.
30. Kameda J., Mahon C. J. Solute Segregation and Brittle Fracture in an Alloy Steel // Met. Trans.-1980.-v. 11A.- No1.-p. 91-101.
31. Mc Mahon C. J., Vitek V. The Effects of Segregated Impurities on Intergranular Fracture Energy // Acta Metallurgica.-1979.-v. 27.- Ne3.-p. 507-513.
32. Briant C. R., Banerji S. K. Intergranular failure in steel: the role of grain boundary composition // Metals Revs, -1978.- No4.-p. 163-199.
33. Krahe R.R., Guttman M. On the Segregation of Manganese and Antimony to the Grain Boundaries of Temper Embrittled Steel // Scripta Metallurgica.-1973.- No4.-p. 387-393.
34. Tani T., Nagumo M. Fracture Process of a Low Alloy Steel Relevant to Charpy Toughness at Ductile-Brittle Fracture Transition Region // Met. and Mater. Trans.-1995.-v. 26A.- N°2.-p. 391-401.
35. Филипов Г. А., Марченко В. Н., Литвиенко Д. А., Саррак В. И., Чевская О. Н. Влияние примесей на интеркристаллитную хрупкость стали 18Х2Н4ВА после закалки и отпуска // Проблемы прочности. -1980.-No2.-с. 114-119.
36. Никулин С. А., Канев В. П., Бернштейн А. М. Влияние зернограницных сегрегаций на разрушение высокомарганцевой стали // В кн.: 1 Всесоюзная конференция "Структура и свойства границ зерен". Уфа, октябрь, 1983.- Уфа: УАИ, 1983.-с. 121-122.
37. Usicik A.H., Mc Mahon C.J., Feng H.C. The Influence of Intercritical Heat Treatment on the Temper Embrittlement Susceptibility of on Sb-Doped Ni-Cr Steel // Met. Trans.-1978.-v. 9.- No4.-p. 604-606.

38. Влияние макро- и микроструктурных параметров теплостойких сталей на склонность к развитию обратимой отпускной хрупкости в условиях, характерных для длительной эксплуатации ответственных конструкций энергетических установок: Отчет о НИР в рамках ФЦП «Научные и научно-педагогические кадры инновационной России» на 2009-2013/ Гурович Б. А., Кулешова Е. А., Забусов О. О., Ходан А. Н., Приходько К. Е., Федотова С. В., Артамонов М. А., Мальцев Д. А., Фролов А. С., Салтыков М. А., Ерак А. Д. – 2013. – 102 с.
39. Обратимая отпускная хрупкость стали и сплавов железа/ Утевский Л. М., Гликман Е. Э., Карк Г. С. – М.: Metallurgy, 1987. — 222
40. Орехов Н.Г., Чабина Е.Б., Жегина И.П., Беляков И.П. Влияние примесей на механизм разрушения сталей // МиТОМ 1995. №1. С. 15-18.
41. Николаева А. В., Николаев Ю. А., Кеворкян Ю. Р. Зернограничная сегрегация фосфора в низколегированной стали// Атомная энергия. – 2001. – Т. 91, № 1. – С. 20-27.
42. Yoo K. В., Kim J. H. Effects of impurity segregation to grain boundary on intergranular cracking in 2.25Cr-1W steel // Procedia Engineering. Elsevier B.V. – 2011. – Vol. 10. – P. 2484– 2489.
43. Никулин С.А., Штремель М.А., Канев В.П. «Сурьма как фактор зернограничной хрупкости» МиТОМ, 1983, №12, с.23-26.
44. Карк Г.С., Астафьев А.А. Отпускная хрупкость низколегированных Cr-Ni-Mo сталей // Metallovedenie i termicheskaya obrabotka staley dlya oborudovaniya energoustanovok. Труды ЦНИИТМАШ. – 1983. – Т. 177. – С. 97.
45. Porter D.A., Easterling K.E. Phase Transformations in Metals and Alloys, 2nd ed. London: Chapman & Hall, 1992. - 514p.
46. Hillert M. The formation of pearlite / Decomposition of Austenite by Diffusional Processes/ed. Zackay V. F., Aaronson H. J. - NY: Interscience, 1962. – P. 197-237.
47. Chipman J. Thermodynamics and Phase Diagram of Fe-C System // Metallurgical Transactions. 1972. - No3. - P. 55-64.
48. Hultgren A. Isothermal transformation of austenite // Transactions of the American Society for Metals. – 1947. – Vol. 39. - P. 915-1005.
49. P.T Heald, T.C Lindley, C.E Richards. The influence of stress intensity and microstructure on fatigue crack propagation in a 1% carbon steel. Materials Science and Engineering. Volume 10, 1972, Pages 235-240. [https://doi.org/10.1016/0025-5416\(72\)90094-8](https://doi.org/10.1016/0025-5416(72)90094-8)
50. Истомина Светлана Владимировна. Напряженно-деформированное состояние элементов оборудования ВВЭР и УЛР при тяжелых авариях, связанных с разрушением активной зоны : Дис. канд. техн. наук : 05.14.03 Москва, 2005 156 с. РГБ ОД, 61:06-5/2181

51. Loktionov V., Lyubashevskaya I., Sosnin O., Terentyev E. Short-term strength properties and features of high-temperature deformation of VVER reactor pressure vessel steel 15Kh2NMFA-A within the temperature range 20–1200 °C. *Nuclear Engineering and Design*. 2019;352:110188.
52. Рогачев С.О. К управлению деформационным упрочнением и пластичностью металлических материалов в широком диапазоне температур // Деформация и разрушение материалов. 2023. No 10. С. 2-9
53. S.A. Nikulin, S.O. Rogachev, Yu.A. Nikolaev, S.G. Vasiliev, V.A. Belov, V.Yu. Turilina. High-temperature mechanical properties of low-carbon steel used for the manufacture of core catcher vessel // *Progress in Nuclear Energy*.—2021.—V.142.—P. 104015
54. Бернштейн М.Л., Добаткин С.В., Капуткина Л.М., Прокошкин С.Д. Диаграммы горячей деформации, структура и свойства сталей. - М.: Металлургия, 1989. — 544 с.
55. ГОСТ 1497-84. Металлы. Методы испытаний на растяжение(с Изменениями N 1, 2, 3). – Введен в действие 01.01.1986 – М.: Издательство стандартов
56. ГОСТ 9454-78 Металлы. Метод испытания на ударный изгиб при пониженных, комнатной и повышенных температурах. Утв. постановлением Госстандарта СССР от 17.04.1978 №1021
57. Nikulin S. A., Rogachev S. O., Belov V. A., Zadorozhnyy M. Yu., Shplis N. V., Skripalenko M. M. Effect of prolonged thermal exposure on low-cycle bending fatigue resistance of low-carbon steel // *Metals*. 2022. V. 12. Art. N 281.
58. ГОСТ 25.502-79: Расчеты и испытания на прочность в машиностроении. Методы механических испытаний металлов. Методы испытаний на усталость.: Москва, Россия, 1979.
59. ГОСТ 5640-2020 Сталь. Металлографический метод оценки микроструктуры проката стального плоского (Издание с Поправкой). Утвержден: приказом Росстандарта от 30.12.2020 N 1441-ст.
60. 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
61. Тайра С., Отани Р. Теория высокотемпературной прочности материалов. М.: Металлургия, 1986. 280 с.
62. М.А. Штремель «Конкуренция двух механизмов хрупкого разрушения в поликристалле», ФММ, 1982, т.53, вып. 4, с. 807-813
63. М.А.Штремель, С.А.Никулин, В.П.Канев, А.Г.Кузнецова «Хладноломкость сталей,

легированных марганцем с дуплексной структурой», Известия АН СССР. Металлы, 1986, №4, с.144-151

64. Никулин С.А., Кудря А.В. и др. «Факторы хладноломкости стали 15Х2НМФА после отжига в интервале обратимой отпускной хрупкости», Металлург, 2011, №10, с. 72-76.

65. Zhou Q., Qian L., Meng J., Zhao L., Zhang F. Low-cycle fatigue behavior and microstructural evolution in a low-carbon carbide-free bainitic steel // *Materials and Design*. 2015. V. 85. P. 487—496.

66. Одесский П.Д., Ведяков И.И. Сталь в металлических строительных конструкциях. М.: Металлургиздат, 2018. 906 с.

67. Горелик С.С., Добаткин С.В., Капуткина Л.М. Рекристаллизация металлов и сплавов. М.: МИСиС, 2005. 432 с.

68. Loktionov V.D., Sosnin O.V., Lyubashevskaya I.V. Strength properties and idiosyncrasies of the deformational behavior of 15Kh2NMFA-A steel at temperatures 20–1100°C. *Atomic Energy*. 2005;99(3):665–669. <https://doi.org/10.1007/s10512-005-0263-x>

69. 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>

70. Rogers, H.C. /H.C. Rogers, C.V. Shastry //Shock Waves and High-Strain-Rate Phenomena in Metals, M.A. Meyers and L.E. Murr, eds., Plenum Press, New York, NY, 1981, pp. 285–298.

71. Manfred Fischer. The severe accident mitigation concept and the design measures for core melt retention of the European Pressurized Reactor (EPR) // *Nuclear Engineering and Design*. 230 (2004) 169-180

72. ГОСТ 5520-79. Прокат листовой из углеродистой, низколегированной и легированной стали для котлов и сосудов, работающих под давлением. Дата введения 1980-01-01

73. Zhi Yong Huang, Danièle Wagner, Claude Bathias, Jean Louis Chaboche. Cumulative fatigue damage in low cycle fatigue and gigacycle fatigue for low carbon–manganese steel. *International Journal of Fatigue* 33 (2011) 115–121

74. Vorobev R.A., Dubinskii V.N., Evstifeeva V.V. Effect of the processes of self-tempering and tempering on the mechanical characteristics and the character of fracture of low-carbon martensitic steel quenched in air // *Physics of Metals and Metallography*. 2019. T. 120. № 10. С. 989-994.

75. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. М.: Машиностроение, 1989. 336 с.

76. Vladimir Khabensky, Vladimir Granovsky, Sevostian Bechta, Victor Gusarov. Severe

- accident management concept of the VVER-1000 and the justification of corium retention in a crucible-type core catcher. // *Nuclear Engineering and Technology*. 2009. Vol. 41. No. 5.
77. Gurovich B., Kuleshova E., Zabusov O., Fedotova S., Frolov A., Saltykov M., Maltsev D. Influence of structural parameters on the tendency of VVER-1000 reactor pressure vessel steel to temper embrittlement // *Journal of Nuclear Materials*. – 2013. – Vol. 435, № 1-3. – P. 25–31.
78. Sultan T., Sapra M.K., Kundu S., Kadam A.V., Kulkarni P.P., Rao A.R. Experimental & analytical study of passive thermal sensing system developed for cooling water injection into ANWR core catcher // *Nuclear Engineering and Design*. 2017. Vol. 322. P. 81–91.
79. Гусаров В. В., Альмяшев В. И., Хабенский В. Б., Бешта С. В., Грановский В. С. Новый класс функциональных материалов для устройства локализации расплава активной зоны ядерного реактора // *Российский хим. журнал*. 2005. Т. XLIX, № 4.
80. Беломытцев М.Ю., Мордашов С.В. Закономерности кратковременной ползучести стали Ст3. *Известия вузов. Черная металлургия*. 2015;58(11):798–802.
81. Кудря А.В., Соколовская Э.А., Траченко В.А., Нинь Ле Хай, Скородумов С.В., Папина К.Б. Измерение неоднородности разрушения в конструкционных сталях с разнородной структурой. *Металловедение и термическая обработка металлов*. 2015;(4):12–18.
82. Thinnis G.L., Korth G.E., Chavez S.A., Walker T.J. High-temperature creep and tensile data for pressure vessel steels SA533B1 and SA508-CL2. *Nuclear Engineering and Design*. 1994;148(1–3):343–350.
83. 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 // *Металлург.–2021.–№ 12.–С. 39-46. DOI 10.52351/00260827_2021_12_39*
84. 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*
85. 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. DOI: 10.1007/s11665-022-07746-9*
86. 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 // *Металлург.–2023.–№ 7.–С. 39–44. DOI: 10.52351/00260827-2023-07-40*

ПРИЛОЖЕНИЕ



Федеральное государственное бюджетное учреждение
**«Национальный исследовательский центр
«КУРЧАТОВСКИЙ ИНСТИТУТ»**
(НИЦ «Курчатовский институт»)

пл. Академика Курчатова, д. 1, Москва, 123182
тел.: +7 499 196-95-39, эл. почта: nrcki@nrcki.ru
26.02.2025 ЮС-4306/110

Диссертационный совет
НИТУ «МИСИС»

просп. Ленинский, д. 4, стр. 1,
г. Москва, 119049
e-mail: dissovet@misis.ru

Об использовании материалов диссертации

Уважаемые коллеги!

Настоящим подтверждаю, что результаты исследований и высокотемпературных испытаний материала конструкции устройства локализации расплава (далее – УЛР) из стали 22К и направляющей плиты из стали 09Г2С и их сварных соединений, полученные в диссертационном исследовании Шплиса Н.В. на тему «Влияние высокотемпературных воздействий на структуру и механические свойства материалов корпуса УЛР реакторов ВВЭР поколения 3+», были переданы АО «Атомэнергопроект» в НИЦ «Курчатовский институт» сопроводительными письмами от 15.05.2020 № 02-01/9660 и 11.08.2020 № 02-01/17232 (Техническая справка о научно-исследовательской работе «Экспериментальная оценка степени деградации механических свойств основного металла и сварных соединений материала корпуса УЛР и направляющей плиты после различных режимов механической обработки». Этап 1. Экспериментальные исследования и высокотемпературные испытания основного металла материала корпуса УЛР из стали 22К и направляющей плиты из стали 09Г2С. НИТУ «МИСиС». Этап 2. Экспериментальные исследования и высокотемпературные испытания сварного шва материала корпуса УЛР из стали 22К и материала направляющей плиты из стали 09Г2С. М. 2020) и были использованы НИЦ «Курчатовский институт» для обоснования эксплуатационных характеристик материалов конструкции УЛР Нововоронежской АЭС 2 в следующих отчетах:

– Анализ результатов исследования основного металла и сварных швов стали 22К, используемой для изготовления конструкции УЛР, в температурном интервале от 23 до 1000-1200 °С. – Тематический отчет, НИЦ «Курчатовский институт», инв. № 110-51/1-187-423, М.: 2023;

– Анализ результатов исследования основного металла и сварных швов стали 09Г2С, используемой для изготовления конструкции УЛР, в температурном интервале от 23 до 1000-1200 °С. – Тематический отчет, НИЦ «Курчатовский институт», инв. № 110-51/1-361-423, М.: 2023.

С уважением,

Руководитель направления
по атомной энергетике



Ю.М. Семченко

Николаев Юрий Анатольевич
8 (499) 196-71-00 (доб. 63-04)