

**МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ**

**ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ
ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
"Московский политехнический университет"**

На правах рукописи



ЧУЛИКОВА ЖАННА ЕВГЕНЬЕВНА

**ЭВОЛЮЦИЯ ФАЗОВОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ СТАЛИ
08X18N10T В УСЛОВИЯХ ДЛИТЕЛЬНОЙ ЭКСПЛУАТАЦИИ ТРУБ
ПРИ ПОВЫШЕННЫХ ТЕМПЕРАТУРАХ**

Специальность 2.6.17. «Материаловедение» (технические науки)

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук, профессор
Овчинников Виктор Васильевич

Москва 2026

СОДЕРЖАНИЕ

	Стр.
Введение.....	4
Глава 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ПОСТАНОВКА ЗАДАЧ ИССЛЕДОВАНИЯ.....	11
1.1. Особенности конструкции и условия эксплуатации установок гидроочистки дизельного топлива.....	11
1.2. Особенности легирования и свойства аустенитных сталей.....	15
1.3. Цель и задачи исследования.....	36
Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ.....	38
2.1. Сталь 08X18H10T в состоянии поставки и после термообработки.....	38
2.2. Термическая обработка металла.....	45
2.3. Механические испытания на статическое растяжение.....	46
2.4. Испытания на длительную прочность, пластичность и ползучесть.....	47
2.5. Методы химического анализа.....	47
2.6. Рентгеноструктурный анализ.....	48
2.7. Электронномикроскопические исследование.....	50
2.8. Электронно-зондовый микроанализ (ЭЗМА).....	52
2.9. Растровая электронная микроскопия (РЭМ).....	53
2.10. Коррозионные испытания.....	56
Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18H10T.....	57
3.1. Влияние длительных выдержек при повышенной температуре на эволюцию структуры стали 08X18H10T.....	57
3.2. Влияние длительных выдержек при повышенной температуре на жаропрочность стали 08X18H10T.....	68
Выводы к главе 3.....	78
Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 08X18H10T.....	81

4.1. Методика исследования влияния деформационной наследственности на физико-механические свойства стали 08X18H10T.....	81
4.2. Влияние холодной деформации на физико-механические свойства стали 08X18H10T.....	82
4.3. Влияние горячей деформации на физико-механические свойства стали 08X18H10T.....	86
Выводы к главе 4.....	92
Глава 5. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ СТАЛИ 08X18H10T.....	94
5.1. Влияние термоциклирования на повреждаемость.....	94
5.2. Влияние перегревов на повреждаемость стали 08X18H10T.....	110
5.3. Повреждаемость стали 08X18H10T.....	117
5.4. Методика оценки долговечности печных змеевиков из стали 08X18H10T.....	121
5.5. Коррозионное растрескивание сварных соединений трубопроводов из стали 08X18H10T охладительной колонны.....	124
5.6. Применение сварки при ремонте печных змеевиков из стали 08X18H10T.....	136
5.7. Исследование структуры металла сварного соединения стали 08X18H10T.....	139
5.8. Влияние условий малоциклового нагружения на склонность к локальному разрушению сварных соединений стали 08X18H10T....	149
5.9. Работоспособность сварных соединений элементов печных змеевиков нефтеперерабатывающих установок в условиях длительной эксплуатации.....	157
Выводы к главе 5.....	164
ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ.....	167
Список литературы.....	170
Приложения.....	181

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы. Современной нефтепереработке и нефтехимии присущи углубленные технологические процессы, для аппаратного оформления которых требуется материалы прочные, коррозионностойкие, способные работать в условиях длительных тепловых нагрузок, характерных для трубчатых змеевиков печей различных нефтеперерабатывающих установок.

В качестве основного конструкционного материала для изготовления труб печных змеевиков установок гидроочистки дизельного топлива получила распространение аустенитная сталь типа 18-8 (12X18H10T, 08X18H10T), обладающая при заданных рабочих температурах (380...420 °С) комплексом физико-механических свойств, обеспечивающих её эксплуатацию ниже порога ползучести (550...600 °С по ГОСТ 14249-80), и поэтому змеевики не имеют ограничений по срокам эксплуатации.

Опыт эксплуатации показывает, что по мере увеличения сроков службы змеевиков имеет место учащение случаев аварийных разрушений труб, которые не удавалось предупредить в рамках: контроля при плановых периодических технических ревизиях.

При сроках эксплуатации, исчисляемых десятками лет в условиях повышенных температур, вследствие стремления к равновесному состоянию термически нестабильных фаз, в металле могут возникнуть нежелательные макроструктуры, снижающую длительную прочность и пластичность, сопротивление ползучести и релаксации напряжения.

В связи с тем, что каждая отрасль техника предъявляет свои требования, такой материал как аустенитные стали типа 18-8 были объектом широких исследований в машиностроении, энергетике, авиастроении, судостроении.

Вместе с этим влияние специфических условий эксплуатации печных змеевиков установок гидроочистки (перегревы, термические деформации, среда) на изменение характеристик аустенитной стали типа 18-8, и развитие

повреждаемости остаются малоизученными и, следовательно, недостаточными для прогнозирования сроков службы металла змеевиков.

В настоящее время в отрасли отдельные установки гидроочистки дизельного топлива уже работали более 100 тыс. ч, а многие приближаются к этому сроку, часть установок ремонтировалась с применением сварки, поэтому важно выяснить, как долго их можно эксплуатировать. Этим определена актуальность и необходимость проведения настоящих исследований.

Целью диссертационной работы является исследование эволюции структуры и свойств из стали 12X18H10T и сварных соединений печных змеевиков при длительной эксплуатации при повышенных температурах для обоснования срока продления ресурса установок для гидроочистки дизельного топлива.

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

1. Определить влияние температуры и длительности старения на характер структурно-фазовых превращений в стали 08X18H10T.
2. Изучить влияние температурно-временных параметров старения на механические свойства и жаропрочность стали 08X18H10T.
3. Анализ особенностей термического старения сварных соединений стали 08X18H10T.
4. Исследование влияния деформационной наследственности на физико-механические свойства стали 08X18H10T.
5. Установить влияние перегревов на высокотемпературную повреждаемость стали 08X18H10T.
6. Разработать методику обоснования продления срока эксплуатации установок гидроочистки дизельного топлива после ремонта.

Научная новизна работы заключается в следующем:

1. Впервые показано, что, нагрев до температуры 750°C и выдержке 10000 часов нагартованной стали 08X18H10T деформационный наклеп

ускоряет и изменяет морфологию выделений карбидных частиц Me_{23}C_6 и σ -фазы, и, тем самым отрицательно влияет на ресурс пластичности при повышенных температурах.

2. Установлено, что образующаяся в стали 08X18H10T интерметаллидная σ -фаза снижает ресурс длительной прочности на 35–45%, а в случае ее предварительной термической обработки по режиму стабилизирующего отжига приводит к хрупкому разрушению при испытании на ползучесть.

3. Предложен и апробирован расчетный алгоритм определения эквивалентной температуры длительной эксплуатации $t_{\text{экв}}$ поврежденного участка трубы печного змеевика по количественному содержанию интерметаллидной σ -фазы. Установлено, что содержание в структуре 7,2% σ -фазы соответствует температуре нагрева 655 °С, что позволило верифицировать, фактический температурный режим работы стали в очаге разрушения.

4. Установлено влияние размера зерна стали 08X18H10T на ресурсные характеристики труб пароперегревателей. Показано, что в стали с размером аустенитного зерна 10 – 14 мкм жаропрочность снижается на 13–15% по сравнению со сталью с размером зерна 30 – 55 мкм.

Теоретическая и практическая значимость.

На основании полученных результатов исследований разработана производственная инструкция по обоснованию срока продления ресурса установок для гидроочистки дизельного топлива. Также получены следующие результаты, имеющие важное практическое значение:

1. Определены оптимальный температурный диапазон и длительность эксплуатации труб и сварных соединений печных змеевиков из стали 08X18H10T, обеспечивающие сохранение их работоспособности: 450 – 550 °С и 5000 – 10000 часов, соответственно.

2. Разработан научно обоснованный регламент продления срока эксплуатации труб печных змеевиков для установок гидроочистки дизельного

топлива, который был использован на АО «Коломенский завод» при корректировке правил технического обслуживания и продления жизненного цикла среднеоборотных двигателей, что подтверждено соответствующим актом.

3. Разработан технологический процесс ремонта дефектных участков труб печных змеевиков из стали 08X18H10T с помощью дуговой сварки неплавящимся электродом в инертном газе, определены режимы сварки и марки присадочной проволоки.

4. Результаты работы были использованы при составлении технологической инструкции на проведение термической обработки технологической оснастки из стали 08X18H10T (ТИ 01896-2026 Инв. №10.128), что подтверждено соответствующим актом.

5. Результаты работы были включены в учебно-образовательный процесс подготовки бакалавров по направлениям 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов» при преподавании дисциплины «Металлические материалы», что подтверждено соответствующим актом Московского политехнического университета.

В результате выполненных исследований получены данные о служебных свойствах аустенитной стали 08X18H10T, на основе которых разработаны мероприятия, направленные на повышение надежной эксплуатации змеевиков печей установок гидроочистки дизельного топлива.

Положения, выносимые на защиту.

1. Совокупность экспериментальных данных о влиянии температуры нагрева и длительности выдержки на эволюцию структуры стали 08X18H10T.

2. Результаты исследований влияния исходной структуры и температурно-временных параметров старения на жаропрочность стали 08X18H10T.

3. Совокупность экспериментальных данных по влиянию содержания σ -фазы в структуре на повреждаемость труб печных змеевиков и результаты идентификации химического состава σ -фазы.

4. Результаты исследований высокотемпературной повреждаемости труб печных змеевиков из стали 08X18H10T.

5. Экспериментальные данные о структуре и механических свойствах сварных соединений стали 08X18H10T после длительной эксплуатации при высокой температуре.

Методы исследования и достоверность полученных результатов.

Методологической основой исследования послужили работы ведущих российских и зарубежных ученых, государственные стандарты РФ. Результаты экспериментальных исследований получены с использованием современных методов исследования структуры и свойств материалов, а также сертифицированного испытательного оборудования. Показана воспроизводимость результатов.

Реализация результатов работы.

Результаты диссертационной работы использованы при разработке методики определения научно обоснованных сроков продления эксплуатации печных змеевиков установок для гидроочистки дизельного топлива, а также технологических рекомендаций по их ремонту с применением сварки.

Результаты работы были внедрены в учебно-образовательный процесс подготовки бакалавров и магистров по направлениям 22.03.01 и 22.04.01 «Материаловедение и технологии материалов».

Степень достоверности результатов.

Все результаты получены на современном оборудовании с использованием лицензионного программного обеспечения. Стандартные испытания и исследования проводились в соответствии с требованиями научно-технической документации, действующей на территории Российской Федерации (ГОСТ и ISO). Сформулированные в диссертации научные положения, выводы и рекомендации подтверждены теоретическими решениями и экспериментальными данными.

Апробация работы.

Результаты работы докладывались и обсуждались на 8 международных и всероссийских научно-практических конференциях: Международная научно-техническая конференция «СМиС-2025. Технологии управления качеством», Москва, 2025; LXXIV Международная студенческая научная конференция «СНК-2024», Москва, 2024; Международная научно-техническая конференция «СМИС-2024. Технологии управления качеством», Москва, 2024; Международная научно-практическая конференция «Научная инициатива: проблемы и перспективы внедрения инновационных решений», Стерлитамак, 2023; Международная научно-техническая конференция «СМИС-2023. Технология управления качеством = SMAC 2023. Quality management technology», Москва, 2023; Всероссийская научно-практическая конференция «Наука - общество - технологии – 2025 (SST-2025) », Москва, 2025; Всероссийская научно-практической конференции «Новые технологии. Наука, техника, педагогика = New technologies. Science, engineering, pedagogics», Москва, 2024; Всероссийская научно-практическая конференция «Наука, техника, педагогика в высшей школе», Москва, 2023.

Также материалы диссертации представлены на межрегиональной научно-практической конференции, посвященной 160-летию образования АО «Коломенский завод» ТМХ «160 лет Коломенскому заводу и 120 лет дизелестроению в Коломне», Москва, 2023.

Личный вклад автора состоит в его непосредственном и активном участии в формировании цели и задач исследования, в проведении теоретических и экспериментальных исследований, анализе и обработке полученных результатов, их обобщении, формулировке рекомендаций и выводов по диссертации, а также написании публикаций в журналах и докладов на научных конференциях.

Публикации: основное содержание диссертации отражено в 24 научных работах в рецензируемых научных журналах, сборниках и трудах конференций, из них 10 статей опубликовано в рецензируемых научных журналах из Перечня ВАК РФ, из которых переведены в журналах,

включенных в международные системы цитирования Scopus и/или Web of Science – 2.

Глава 1. СОСТОЯНИЕ ВОПРОСА И ЗАДАЧИ ИССЛЕДОВАНИЯ

1.1. Особенности конструкции и условия эксплуатации установок

гидроочистки дизельного топлива

Современной нефтепереработке и нефтехимии присущи углубленные технологические процессы, для аппаратурного оформления которых требуются материалы прочные, коррозионностойкие, способные работать в условиях длительных тепловых нагрузок, характерных для трубчатых змеевиков печей различных нефтеперерабатывающих установок.

В связи с вовлечением в переработку нефти с повышенным содержанием серы, в последнее десятилетие получили широкое распространение процессы десульфации методом гидроочистки, в частности дизельного топлива. Для этой цели на многих нефтеперерабатывающих предприятиях пущены в эксплуатацию агрегаты гидроочистки в виде отдельных установок типа 24/6, 24/7 или блоков в комбинированных установках типа ЛК–6У.

Технологические параметры печей приведены в табл. 1.1.

Таблица 1.1 – Технологические параметры печи П-2 установки Л-24/7

Наименование параметра	По проекту	По регламенту	Фактически
Температура, °С	вход 359 выход 425	340...360 425	260 360...375
Давление, МПа	5,8	5,8	5,8
Температура дымовых газов, °С	800	800	780

Конструктивно печь установки Л–24/7 выполнена высоколегированных сталей. В конструкции печи применено два типа теплообменных аппаратов: теплообменники типа «труба в трубе» (рисунок 1.1, а) и теплообменники кожухотрубчатого типа (рисунок 1.1, б). Они, так же, как и другие типы нефтехимической аппаратуры, нормализованы и систематизированы в справочниках и каталогах.

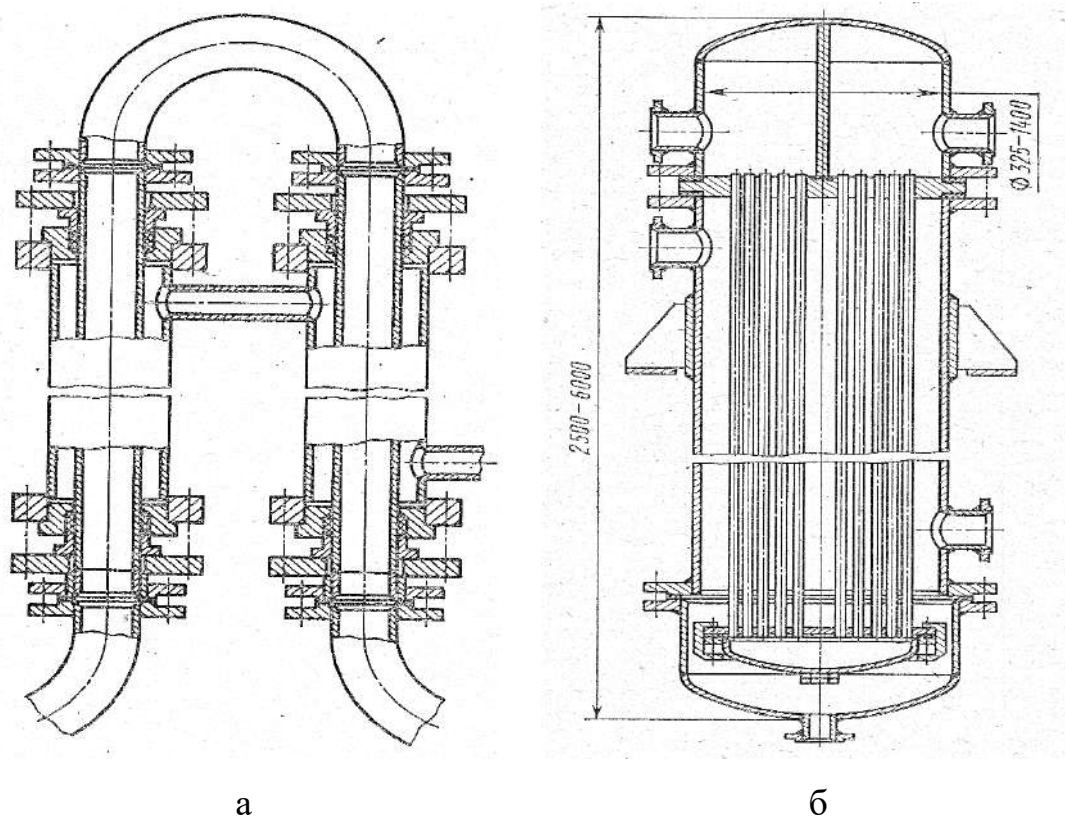


Рисунок 1.1 – Схемы теплообменника типа «труба в трубе» (а) и теплообменника кожухотрубчатого типа (б)

Общее конструктивное оформление нефтехимических аппаратов сводится к комбинации пластин, оболочек и труб самых разнообразных сечений и очертаний. Поэтому расчет прочности и конструктивный расчет химических аппаратов дифференцируется по тем элементам, которые komponуют конструкцию. Основное же внимание при расчетах обращают на характер действующих нагрузок и напряжений, возникающих в местах соединения сваркой отдельных деталей и узлов. Одной из определяющих величин при расчетах на прочность узлов и деталей химических аппаратов, работающих под внутренним давлением, является давление среды в аппарате. Различают: рабочее, расчетное, условное и пробное давления.

Под *рабочим* понимается избыточное давление, возникающее при нормальном протекании технологического процесса в аппарате.

Расчетным давлением, как правило, является рабочее. Гидростатическим давлением в аппарате (при наличии в нем жидкости) если величина его до 5% от расчетного пренебрегают. Для высоких колонных аппаратов расчетные давления целесообразно определять по зонам, условно разбив аппарат по высоте на несколько участков. При вакууме в аппарате последний рассчитывают на внутреннее давление 0,1 кгс/мм² и на наружное – в зависимости от величины вакуума.

Под *условным* давлением понимают максимальное избыточное давление среды в аппарате, допускаемое в эксплуатации (без учета гидростатического давления столба жидкости) при температуре стенок аппарата 20 °С. Условное давление комплектующих и стандартизованных узлов и деталей должно быть не менее расчетного давления аппарата. *Пробное* или испытательное давление – это давление, на которое подлежат испытанию на прочность и плотность сосуды и аппараты при изготовлении и периодически – при эксплуатации.

Расчетную температуру при обогревании стенок и других деталей горячими газами с температурой 250 °С и выше или открытым электронагревателями принимают на 50 °С выше рабочей, в остальных случаях температуру определяют теплотехническим расчете.

Допустимые напряжения в узлах и деталях при расчете на прочность и устойчивость выбирают в зависимости от прочностных характеристик конструкционного материала при расчетной температуре. Коэффициенты снижения допустимых напряжений для сварных соединений в зависимости от вида сварного соединения и способа сварки изменяются от 0,55 (никель и его сплавы при односторонней сварке) до 0,95 (углеродистые стали при двусторонней сварке встык).

Особенностью расчетов химических аппаратов является также химического и механического воздействия среды на материал. Поэтому к номинальной расчетной толщине детали или элемента дают некоторую прибавку, исходя из расчетного срока службы аппарата 10 лет.

Для изготовления труб печных змеевиков установок гидроочистки дизельного топлива получила распространение аустенитная сталь типа 18-8 (12X18H10T, 08X18H10T), обладающая при заданных рабочих параметрах (380...420 °С) комплексом физико-механических свойств, обеспечивающих ее эксплуатацию ниже порога ползучести (550...600 °С по ТМ 26-02-67-84 и ГОСТ 14249-86), и поэтому змеевики не имеют ограничений по срокам эксплуатации.

Практика эксплуатации установок гидроочистки дизельного топлива показывает, что по мере увеличения срока службы змеевиков имеет место учащение случаев аварийного разрушения труб, которые не удавалось предупредить в рамках контроля при плановых периодических технических ревизиях.

При сроках эксплуатации, исчисляемых десятками лет в условиях повышенных температур, из-за стремления к равновесному состоянию термически нестабильных фаз, в металле могут возникать «проблемные» нежелательные микроструктуры, снижающие длительную прочность и пластичность, сопротивление ползучести и релаксации напряжений.

В связи с тем, что каждая отрасль техники предъявляет свои требования, такой материал как аустенитные стали типа 18-8, были объектом широких исследований в машиностроении, энергетике, авиации и судостроении.

Вместе с тем влияние специфических условий эксплуатации печных змеевиков установок гидроочистки (перегревы, термические деформации, агрессивная среда) на изменение характеристик аустенитной стали типа 18-8, и развитие повреждаемости остаются малоизученными и, следовательно, недостаточными для прогнозирования сроков службы металла змеевиков.

Исследования металла аварийных труб показали, что разрушению предшествовали фазовые и структурные превращения, протекающие в аустенитной стали при температурах выше проектной.

В настоящее время в нефтехимической отрасли отдельные установки для очистки дизельного топлива уже наработали более 100 тыс. ч., а многие

приближаются к этому сроку, поэтому важно выяснить, как долго их можно эксплуатировать. Этим определена актуальность и необходимость проведения настоящей диссертационной работы.

1.2. Особенности легирования и свойства аустенитных сталей

Хром является основным легирующим элементом всех нержавеющей сталей. Диаграмма состояния сплавов железо-хром (без углерода) приведена на рисунке 1.2.

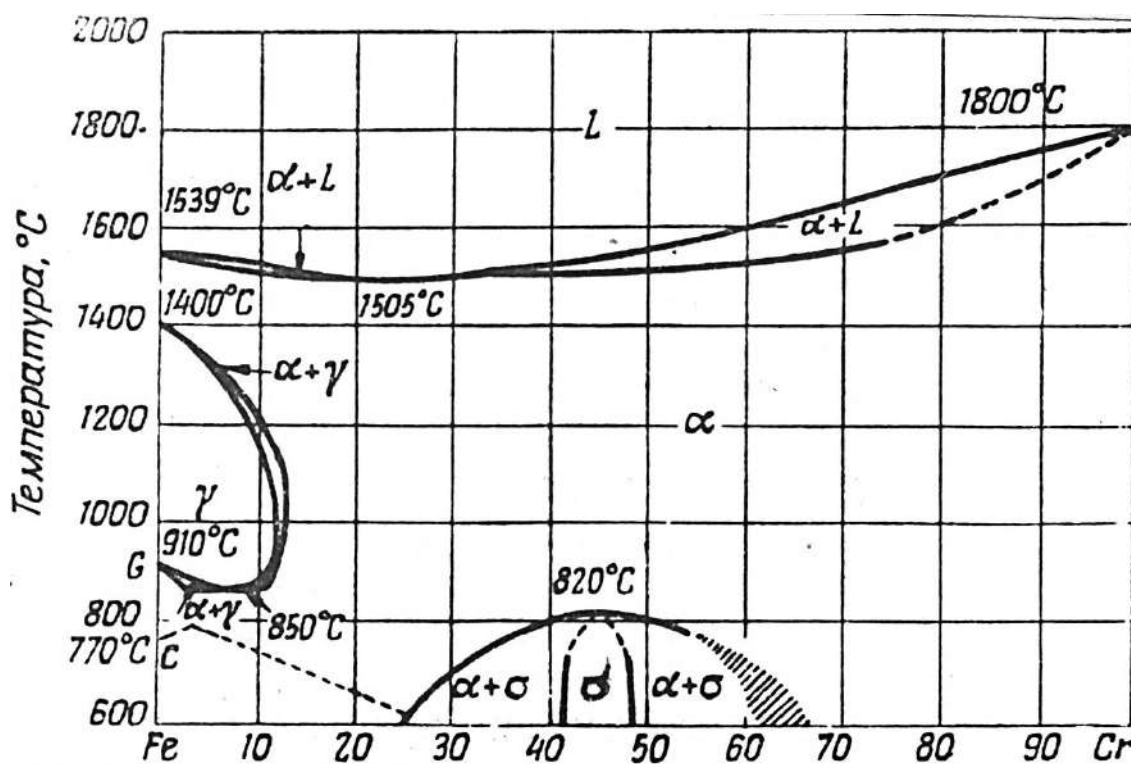


Рисунок 1.2 – Диаграмма состояния железо-хром [1]

Введение в сталь хрома сужает область существования γ -железа и стабилизирует λ -железо. Увеличение содержания хрома до 8% приводит к снижению температуры начала выделения феррита из аустенита с 910 °C до 850 °C, а при дальнейшем повышении содержания хрома наблюдается быстрый подъем этой температуры; примерно при 12% хрома она находится вблизи температуры 1000 °C. Сплавы, массовая доля хрома которых более 13 %, не испытывают фазовых превращений (в отсутствии углерода) во всем интервале температур они сохраняют структуру λ -железа, представляя таким

образом особый тип сталей, у которых нельзя изменить размер зерна только термической обработкой.

Присутствие углерода изменяет вид диаграммы состояния (рисунок 1.3), смещая в сторону более высокого содержания хрома границы области γ -железа при одновременном расширении двухфазной области феррит + аустенит. Будучи аустенизирующим элементом углерод расширяет γ -область и при массовой доле углерода 0,6 % и хрома 18% возникает полностью аустенитная структура; выше 27% хрома сталь остается ферритной при любом содержании углерода.

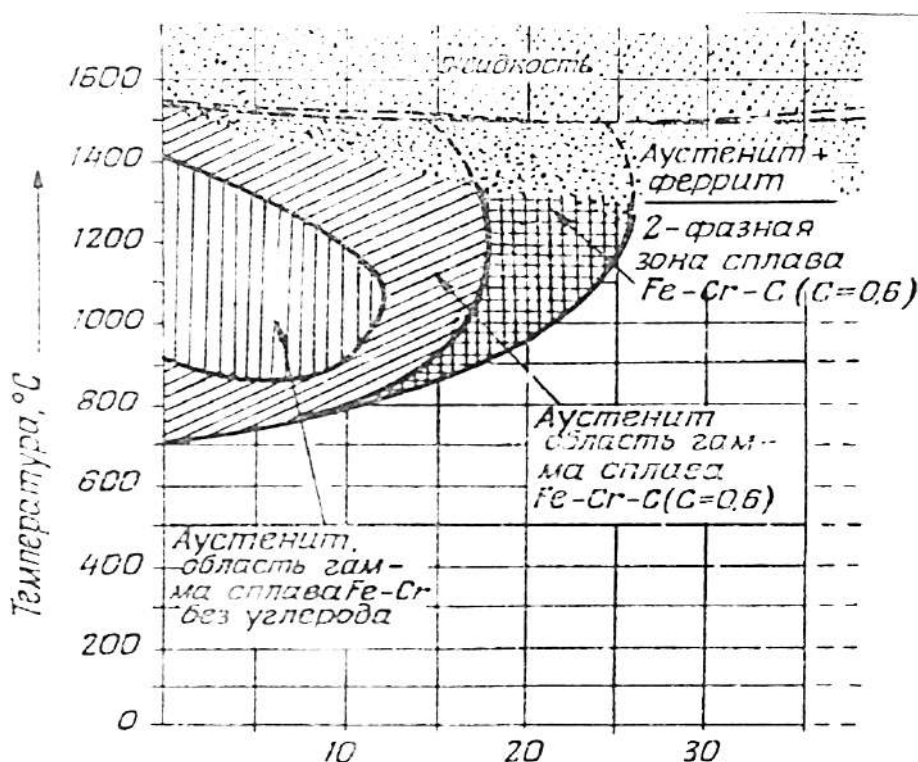


Рисунок 1.3 – Влияние углерода на фазовый состав сплавов железо–хром [1]

Влияние углерода проявляется также в образовании специальных; карбидов. В сталях с массовой долей хрома до 10% образуется карбид цементитного типа $(\text{Fe}, \text{Cr})_3\text{C}$ массовая доля хрома в котором до 15% . При более высоком содержании хрома образуются сложные карбиды Me_7C_3 и Me_{23}C_6 . Никель, как элемент стабилизирующий γ -фазу, увеличивает область стабильности аустенита, поэтому его влияние противоположно хрому. Никель

– один из немногих элементов, которые образуют с железом непрерывный ряд твердых растворов замещения.

Эффективность совместного влияния хрома и никеля на свойства нержавеющей стали зависит от количественного соотношения этих элементов. При введении в хромоникелевый сплав достаточного количества никеля превращение $\gamma \rightarrow \lambda$ происходит во время охлаждения, и сталь приобретает гомогенную аустенитную структуру, которая сохраняется до очень низких температур,

Аустенитные хромоникелевые стали могут образоваться как при соотношениях $\text{Cr/Ni} > 1$ (группа 1), так и при соотношении $\text{Cr/Ni} < 1$ (группа 2). Наиболее распространены стали первой группы типа 18-8 (18-20% хрома, 8-12% никеля) и типа 25-20 (22-27% хрома и 16-21% никеля); в сталях типа 18-8 содержание углерода переменное, но обычно низкое.

Для улучшения свойств нержавеющей стали в них, кроме хрома и никеля, вводят другие элементы, которые существенно изменяют структуру этих сталей. Наиболее часто для дополнительного легирования хромоникелевых сталей применяют кремний, марганец, молибден, титан, ниобий.

Кремний расширяет область существования λ -фазы и увеличивает химическую стойкость сплавов против воздействия кислорода воздуха и окисляющих газов.

Молибден, как и кремний, стабилизирует феррит и увеличивает химическую стойкость нержавеющей стали, и обычно вводится по массовой доле до 2,5%.

Марганец способствует увеличению стабильности аустенита при охлаждении.

Титан и ниобий в аустенитных сталях образуют с углеродом стабильные карбиды состава MeC с кубической гранецентрированной решеткой, предотвращая тем самым выпадение карбидов хрома в процессе медленного охлаждения и обеднение твердого раствора хромом и микрообъемах.

Чтобы получить полностью аустенитную структуру при легировании хромоникелевых сталей необходимо учитывать комплексное влияние всех введенных ферритообразующих и аустенитообразующих элементов.

Физико-механические свойства аустенитных сталей. Аустенитные хромоникелевые стали обладают рядом ценных физико-механических свойств, обусловленных их структурой и составом. Так они сочетают достаточную прочность с очень высокой пластичностью и вязкостью в широком интервале температур, не упрочняются при закалке, хорошо свариваются, теплостойки, жаропрочны, маломагнитны или немагнитны.

На свойства аустенитных сталей существенно влияет их состав, особенно содержание хрома и никеля. В отличие от других сталей хромоникелевые аустенитные стали при быстром охлаждении с высоких температур становятся очень пластичными и более мягкими, чем до закалки. Дополнительным легированием заметно повышается прочность и жаропрочность, что объясняется упрочнением аустенита и замедлением диффузионных процессов в нем.

Температура плавления сталей типа 18-8 и близких к ним по составу лежит в зависимости от массовой доли углерода в интервале 1400...1430 °С; добавка 2-3 % кремния снижает точку плавления до 1385 °С.

Плотность почти одинакова у всех сталей этой группы и имеет среднее значение плотности 7930 кг/м³ для стали типа 18-8.

Удельное электросопротивление у сталей различного химического состава имеет близкие значения и при нормальной температуре и может быть принято равным 70 мкОм•см.

Теплопроводность относительно мало изменяется у различных сталей этого типа, а коэффициент теплопроводности очень низки и составляют для стали 18-8 при 100 °С и 500 °С, соответственно 16,3 и 21,3 В/ м•К.

Коэффициент линейного расширения аустенитных сталей значительно выше, чем у перлитных, ферритных и мартенситных сталей, что приводит к более резкому изменению размеров при нагреве и охлаждении.

Стали этой группы имеют близкие по значениям модули упругости, среднее значение для которых $2 \cdot 10^4$ МПа мало отличается от модуля упругости для обычных конструкционных сталей.

Предел текучести не всегда удается определить точно, так как кривая растяжения не имеет отчетливой точки перегиба, поэтому обычно пользуются значениями условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, соответствующего удлинению 0,2%. Предел пропорциональности аустенитных сталей также очень низкий и определить его при испытаниях трудно.

Механические свойства различных марок аустенитных сталей в закаленном состоянии мало различаются между собой, если нет больших отклонений по химическому составу (рисунок 1.4).

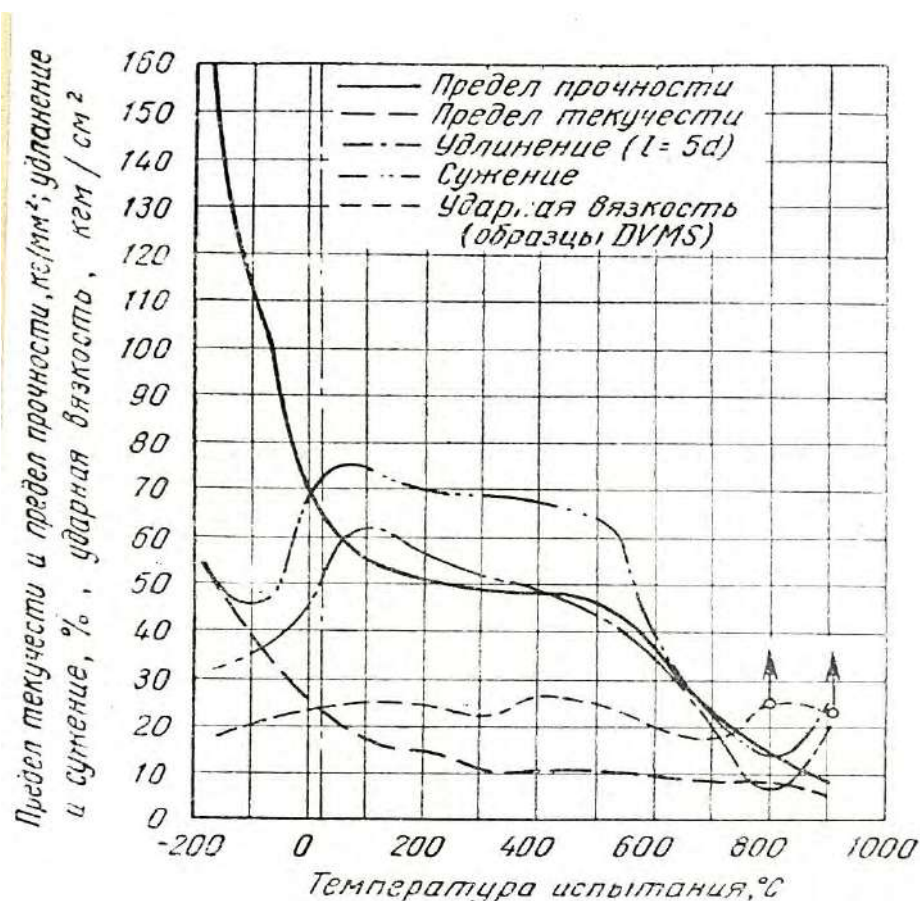


Рисунок 1.4 – Механические свойства стали: 0,11C, 0,59Si, 0,49%Mn, 18,1%Cr, 9,0%Ni при различных температурах [2]

Некоторые элементы, особенно углерод и азот, оказывает существенное влияние на прочность аустенитных сталей (рисунок 1.5 и таблица 1.2).

Необходимо отметить, что азот оказывает влияние на значение предела текучести. Титан, который связывает углерод и азот в карбиды и нитриды, снижает упрочняющее действие этих элементов, о чем свидетельствуют данные, приведенные в таблицах 1.2 и 1.3.

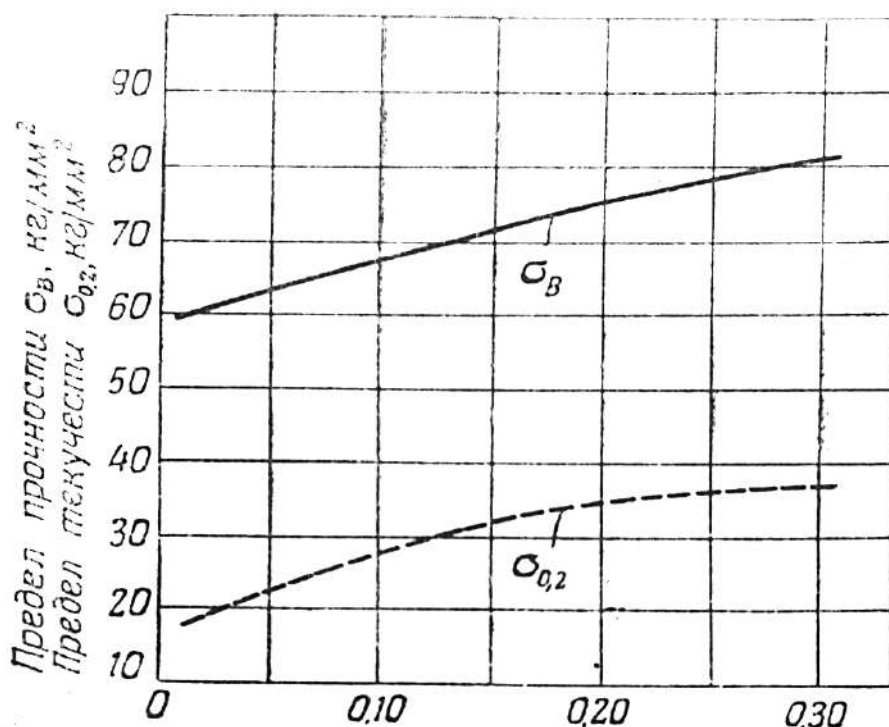


Рисунок 1.5 – Изменение предела текучести и предела прочности отожженной стали типа 18-8 в зависимости от содержания углерода [1]

Таблица 1.2 – Влияние углерода на свойства аустенитных сталей

Массовая доля С, %	Массовая доля N, %	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_B , МПа
0,020	0,04	180	301
0,020	0,14	300	677
0,065	0,075	255	640
0,060	0,210	370	745
0,200	0,40	310	720
0,200	0,200	435	830

Вместе с этим аустенитные стали сохраняют большое значение ударной вязкости при очень низких температурах и поэтому широко используются в

криогенной технике. Стандартные хромоникелевые нержавеющие стали не могут упрочиться термообработкой вследствие их аустенитной структуры.

Таблица 1.3 – Влияние титана на свойства аустенитных сталей

Массовая доля С, %	Массовая доля N, %	Массовая доля Ti, %	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, МПа	Временное сопротивление σ_B , МПа
0,065	0,075	0	255	640
0,060	0,210	0	370	745
0,070	0,170	0,6	200	569

Структура аустенитных сталей. Аустенитные стали типа 18-8 при низком содержания углерода в состоянии после закалки с 1050...1150 °С имеют гомогенную однофазную структуру твердого раствора с гранецентрированной решеткой γ -железа с периодом решетки 3,64 Å.

Обычно в однофазном аустенитном состоянии стали типа 18-8 имеют характерное для твердых растворов расположение верен в форме многоугольников (рисунок 1.6). Когда содержание углерода превышает предел растворимости при температура термической обработки (рисунок 1.7), то появляются избыточные карбиды, и структура становится гетерогенной, аустенитный матричный твердый раствор и карбиды.

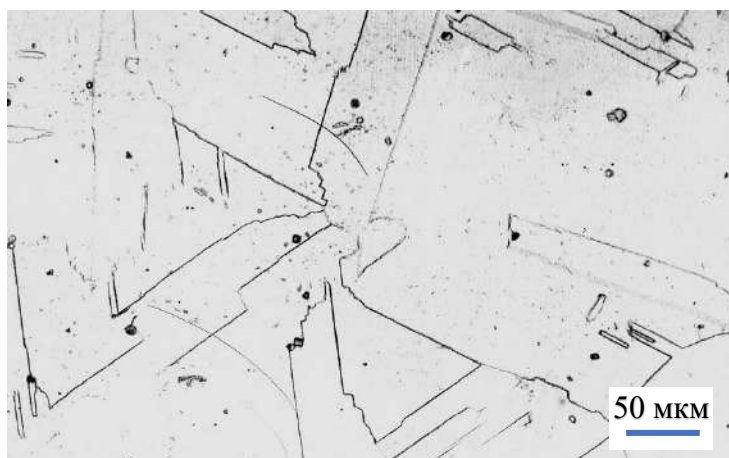


Рисунок 1.6 – Структура однофазной аустенитной стали 08X18N10T после закалки

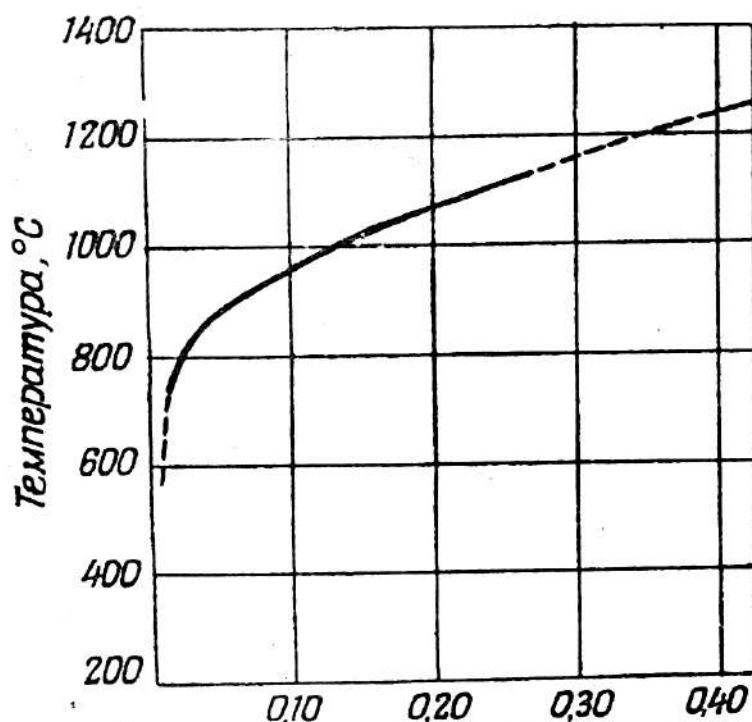


Рисунок 1.7 – Влияние температуры на растворимость углерода в аустените стали типа 18-8 [1]

Как и все твердые растворы, аустенитная матрица нержавеющей сталей содержит различные несовершенства кристаллического строения типа вакансий, смещенных атомов, дислокаций, являющихся неравновесными дефектами структуры, которые играют важную роль в формировании субструктуры и морфологии фаз.

Для наиболее распространенных аустенитных сталей типа 18-8 равновесная структура должна состоять из аустенита и карбидов, при этом первичные карбиды типа MeC стали X18H10T представляют собой карбид титана TiC , размера которого слишком велики, чтобы оказывать существенное влияние на упрочнение аустенитной матрицы, однако первичные карбиды типа MeC могут участвовать в важных реакциях распада, ведущих к образованию карбидов с более низким содержанием углерода типа Me_7C_3 ; $Me_{23}C_6$; Me_6C . Из диаграммы состояния (рисунок 1.8) видно, что состав сталей типа 18-8 лежит вблизи гетерогенной $\lambda + \gamma$ области; поэтому при наличии в твердом растворе других ферритообразующих элементов (кремний, молибден, титан)

после закалки аустенит оказывается метастабильным и при охлаждении до низких температур претерпевает мартенситное превращение (рисунок 1.9).

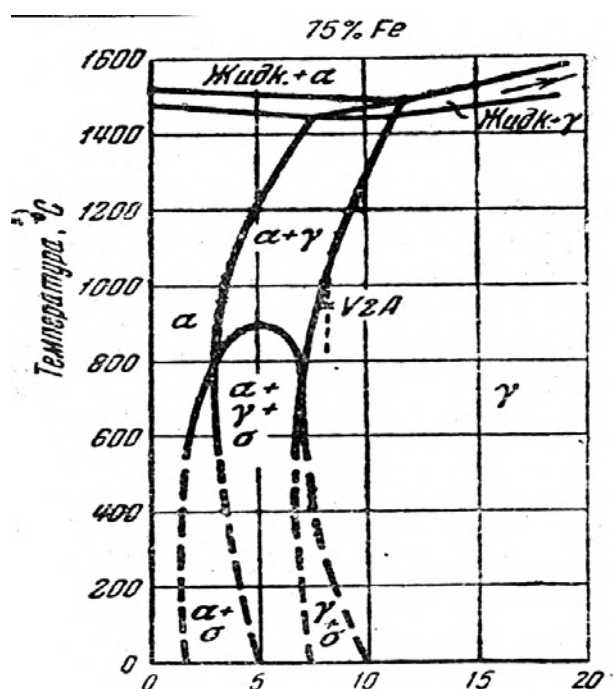


Рисунок 1.8 – Диаграмма состояния железо–хром–никель при 75% железа по массе [1]

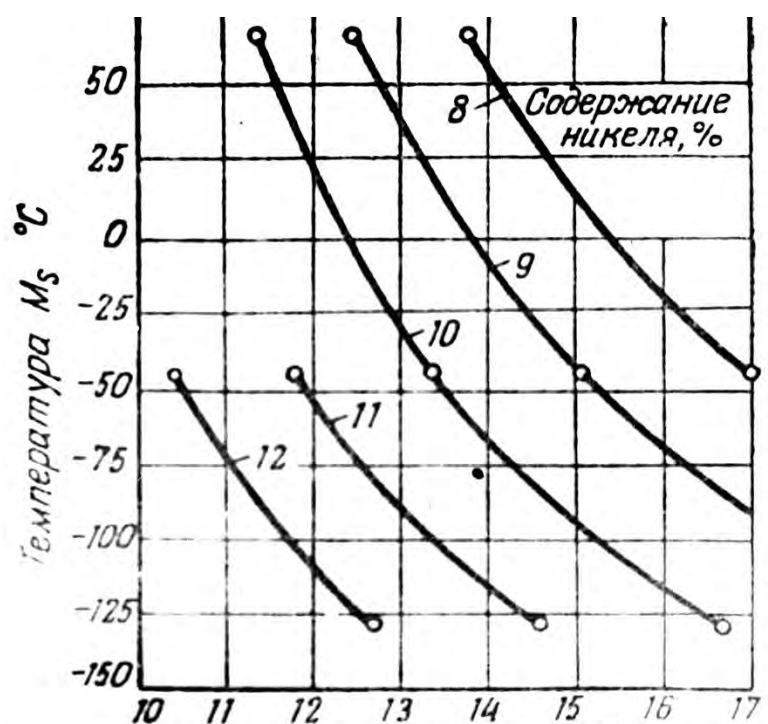
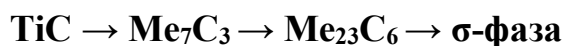


Рисунок 1.9 – Влияние хрома на температуру M_s нержавеющей хромоникелевой стали с 8...12% никеля и поправкой на 1,33% марганца. Цифры у кривых указывают на содержание никеля в % по массе [2]

Карбид Me_6C образуется при 815...980 °С и относительно термостабилен при температурах не выше 750 °С.

В процессе распада твердого раствора гетерогенного аустенита образуются карбиды и интерметаллиды обычно в следующей последовательности:



Сигма-фаза (σ) электронное соединена с 30 атомами элементарной ячейке, имеющая сложную тетрагональную решетку и концентрационный интервал 43...49% Fe при 600 °С в диаграмме состояния $Fe-Cr$. Расстояние между атомными слоями σ -фазы равно 2,28 Å, что значительно меньше, чем решетке твердых растворов $\lambda-Fe$ или $\gamma-Fe$. Поэтому при образовании σ -фазы электронное состояние компонентов сильно меняется, что сопровождается и объемными изменениями, т.е. приводит к суммарному уменьшению объема сплава при выделении σ -фазы. Кристаллическая структура σ -фазы во всех двойных, тройных системах промышленных сталей и сплавах весьма сходна установлено, что тетрагональная решетка с 30 атомами на ячейку имеет параметры $a = 8,800$, $c = 4,544$ Å.

В присутствии кремния, молибдена и марганца граница существования σ -фазы смещается к более низкому содержанию хрома. В сталях, которых содержат в структуре феррит и аустенит, σ -фаза может образоваться как из λ - так и из γ -твердых растворов, поскольку состав её близок к границе $\sigma + \lambda$ (рисунок 1.10). Когда феррит не полностью переходит в σ -фазу, оставшийся обедненный хромом феррит превращается в аустенит, который отличается по химсоставу от первоначально имевшегося аустенита (иногда обозначается, как γ' -фаза). Обычно σ -фаза обнаруживается с помощью металлографического (рисунок 1.11) и рентгеноструктурного анализов.

Многочисленными исследованиями [3–5] показано определяющее значение структурно стабильности на технически важные характеристики хромоникелевых аустенитных сталей. Несмотря на противоречия в оценках влияния σ -фазы, большинство исследователей считают её присутствие

нежелательным из-за высокой твердости (порядка 11000 МПа) и значительного обеднения матрицы твердого раствора хромом в местах её выделения.

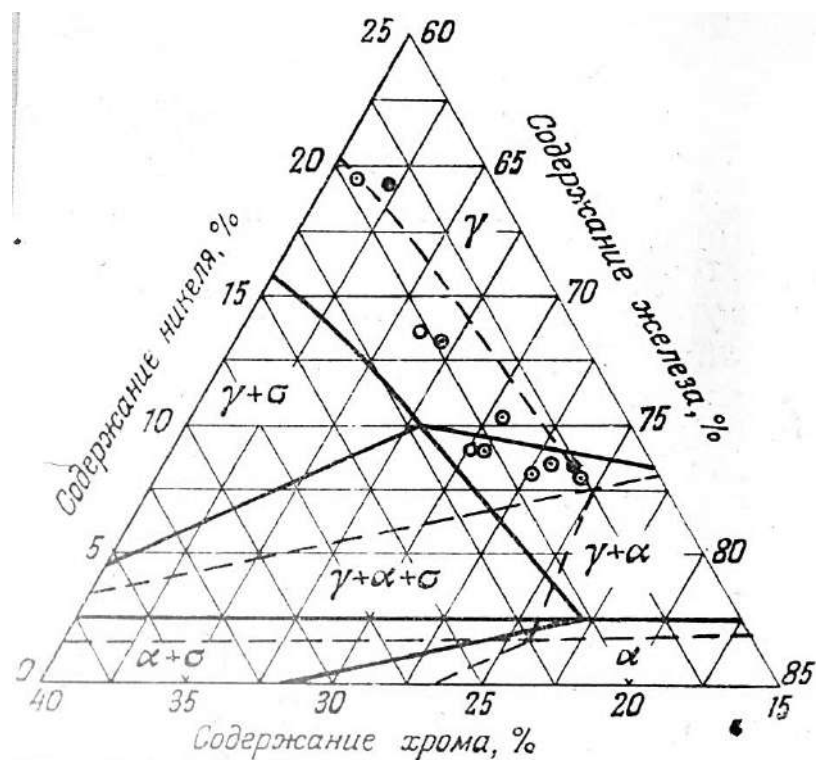


Рисунок 1.10 – Изотермический разрез диаграммы состояния тройной системы Fe–Cr–Ni при 660 °C [2]

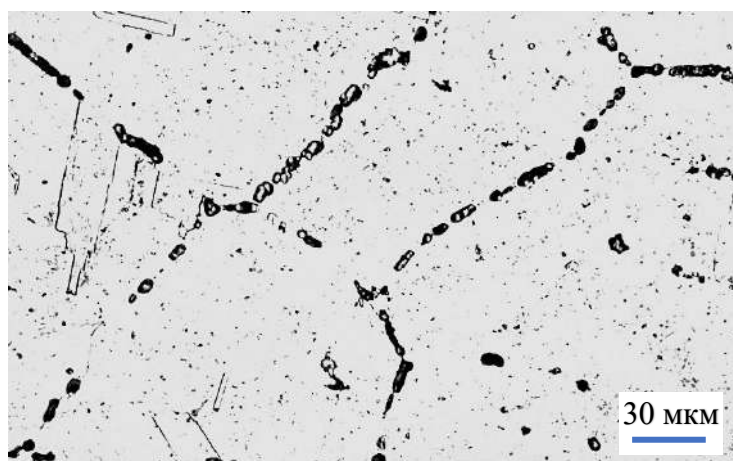


Рисунок 1.11 – σ -фаза в структуре аустенитной стали (x320)

Термостойкость аустенитных сталей. Ввиду того, что диффузия легирующих элементов в γ -фазе протекает более замедленно, чем в λ -фазе, то при одинаковых температурах выделение избыточных фаз в γ -фазе

происходит более медленно. Для наиболее распространенных хромоникелевых аустенитных сталей равновесная структура должна состоять из аустенита и карбидов. Однако при закалке на аустенит, часто применяемой при изготовлении полуфабрикатов и изделий, возникает неравновесная структура пересыщенного λ -твердого раствора, содержащая минимальное количество первичных карбидов или карбонитридов типа TiC и $Ti(C,N)$

При нагревании до 500...800 °С в стали с такой структурой в результате распада пересыщенного γ -твердого раствора происходит выделение хромистых карбидов, и матрица твердого раствора в локальных зонах выделения карбидов обедняется хромом и углеродом, в связи с чем, стабильность аустенита уменьшается.

С повышением температуры аустенизации до 1180 °С улучшается однородность твердого раствора, повышается пластичность и коррозионная стойкость металла. Если после аустенизации металл подвергнётся отжигу при 870...920 °С (10 ч), то его вызывает выделение большого количества карбидов типа TiC , $Ti(C,N)$, равномерно распределенный, что повышает термическую стабильность твердого раствора (рисунок 1.12) при более низких температурах (такой отжиг называют стабилизирующим).

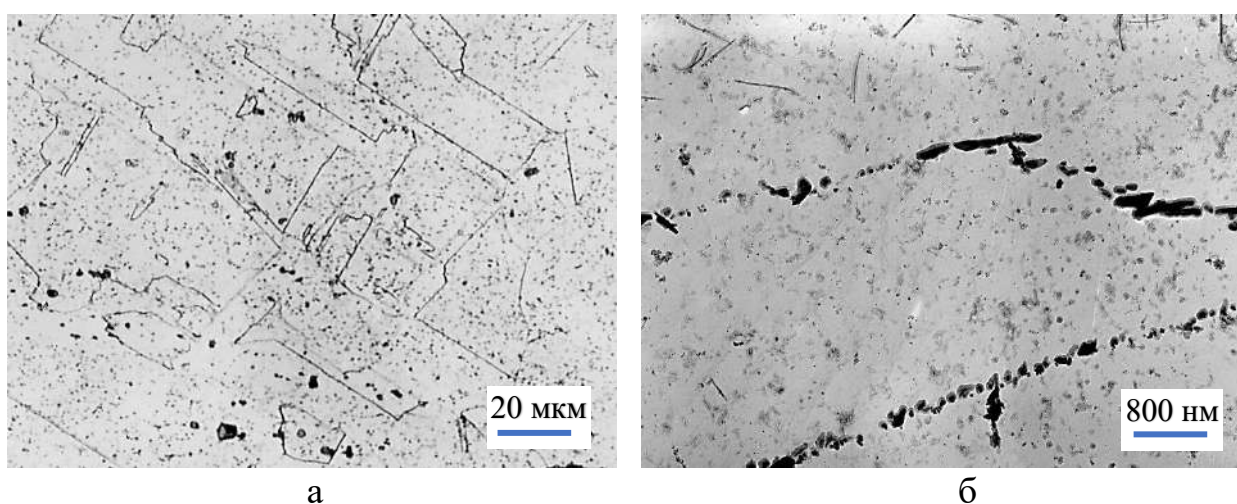


Рисунок 1.12 – Выделение карбидов и карбонитридов в стали типа 18-8 после стабилизирующего отжига: а – оптическая микроскопия (x500); б – распределение карбидов (x12000)

Однако, при длительном воздействии температур порядка 600...700 °С [6] значительно развивается объемная диффузия легирующих элементов и прежде всего углерода. Это приводит к укрупнению (коагуляция) карбидных выделений и разупрочнению аустенитной матрицы. Поэтому с учетом длительной прочности, аустенитные стали типа 18-8 применяются до температур 610 °С.

Авторы [7] изучая влияние старения на свойства стали, показали, что для закаленной стали при 700 °С наблюдается быстрое выделение и укрупнение карбидов $Me_{23}C_6$ по границам зерен. В зависимости от температуры и длительности выдержки нестабильные карбиды дендритного строения коагулируют в карбидные частицы правильной формы. По данным [8] при 750 °С достаточно выдержки в течение 18 часов для изменения формы карбидов, которые определенным образом связаны и ориентированы по кристаллографическим плоскостям твердого раствора.

Экспериментально показано, что одновременное выделение большого количества частиц карбидов хрома может привести к образованию сплошной карбидной сетки по границам зерен [9]. Такое структурное состояние вызывает склонность металла к межкристаллической коррозии (МКК). При значительном увеличении продолжительности отпуска в результате коагуляции карбидных частиц, сплошная зернограницная сетка их распадается, и металл теряет склонность к МКК.

Обнаружено [7], что σ -фаза в полностью аустенитных сталях при старении зарождается непосредственно на границах зерен и двойников, предпочтительно на их тройных стыках. Изучение состояния границ зерен [10] в стали 12Х18Н10Т пароперегревательных труб, эксплуатируемых при температуре 560...620 °С, показало, что образование σ -фазы и карбида контролируется либо объемной, либо зернограницной диффузией хрома в приграничной зоне. Значение энергии активация образования σ -фазы оценивается 108...318 кДж/г·а, при этом термическая обработка в интервале 900...1100 °С не оказывала на ее величину заметного влияния.

Имеются данные [9, 11, 12], подтверждающие, что выделения карбида TiC также могут непосредственно влиять на зарождение σ -фазы (например, в сплаве 20% Cr – 27,3 Ni; – 1,8 Ti – 0,8 Al) в виде тонких пластинок вокруг TiC . Выделения σ -фазы и TiC приводит к увеличению твердости и некоторому снижению ударной вязкости, однако, после 1000 ч выдержки при 650 °C дальнейшего снижения ударной вязкости не происходило, несмотря на увеличение общего количества TiC и σ -фазы.

В работе [13] были получены количественные данные о скорости образования σ -фазы в стали 12X18H10T, которые показывают, что время до начала появления σ -фазы может уменьшаться в 10 раз при уменьшении размера зерна до 9–10 балла. Этот факт обуславливается большей протяженностью границ зерен.

Таким образом, можно полагать, что основными изменениями в процессе термического старения аустенитных сталей типа 18-8 являются изменения в результате выделения карбидов и роста частиц σ -фазы, а влияние температуры проявляется в уменьшении пластичности при динамическом нагружении (ударная вязкость).

Необходимо отметить, что выше 960 °C σ -фаза неустойчива и в процессе нагрева до 1065 °C претерпевает распад. Растворение ее в аустените происходит с образованием феррита, который медленно исчезает в результате диффузий хрома в аустенит, при этом вязкость стали восстанавливается даже при кратковременном нагреве (для полного растворения σ -фазы требуется нагрев до 1230 °C).

Деформируемость аустенитных нержавеющей сталей.

Хромоникелевые аустенитные стали обладают высокой деформационной способностью в широком интервале температур. Нержавеющие стали типа 18-8 характеризуются низкой энергией дефектов упаковки (ЭДУ) Кристаллической решетки и это обуславливает большую величину энергии активации (ЭА) поперечного скольжения, что предопределяет резко выраженную анизотропию деформации при небольших значениях (до 1 %).

Вследствие этого, поперечное скольжение наступает лишь при больших напряжениях (для каждой данной температуры) и ячеистая субструктура возникает только после значительной объемной деформации. Так для стали типа 18-8 её упрочняющее влияние начинает ощущаться после деформации удлинения на 5% при 20 °С [14].

В связи с низкой ЭДУ в аустенитной стали переползание дислокаций затруднено, поэтому между ними возможны реакции с образованием, так называемых сидячих дислокаций Ломера–Котрелла, и плоские скопления их становятся труднопреодолимыми препятствиями для подвижных дислокаций, генерируемых деформированием. Это обстоятельство сказывается, прежде всего, на величину значений условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ который в нержавеющей стали типа 18-8 колеблется в широком диапазоне при незначительных изменениях предела прочности σ_B .

Высокая деформационная способность хромоникелевых аустенитных сталей сохраняется в широком диапазоне температур, при этом температурная зависимость деформируемости выражена слабо. Способность к деформационному упрочнению с сохранением значительных величин вязкости является важным свойством аустенитных сталей и связано с большой величиной равномерной деформации ξ_R , о которой можно судить по отношению предела текучести к пределу прочности (временному сопротивлению), составляющего для стали типа 18-8 в закаленном состоянии $\sigma_{0,2}/\sigma_B \leq 0,5$.

Дислокационная структура, возникающая в деформированном образце, становится неустойчивой при повышении температуры, поэтому в предварительно деформированной аустенитной стали протекает в интервале температур 400...550 °С полигонизация, которая направлена на упорядочение дислокационной структуры, что снижает свободную энергию системы.

Анализируя температурную зависимость механотермической обработки (МТО), авторы работы [14] сделали вывод о том, что полигонизованная и ячеистая структуры способствуют торможению вязкого течения по границам

зерен аустенитных сталей при кратковременной (до 1000 ч) ползучести. При этом полагают, что в полигонизованном металле резко снижается скорость коагуляции дисперсных фаз и повышается температура рекристаллизации, однако, это справедливо только в области температур, самодиффузии.

Так в работа [15] отмечено, что после холодной деформации на 80% выделение σ -фазы возможно за 1 мин на границе раздела феррита и аустенита. К сожалению, по вопросу о влиянии зернограницных выделений на деформируемость хромоникелевых аустенитных сталей нет достаточной информации.

Авторы [16] показали, что дислокационные реакции оказывают большое влияние на процесс образования выделений при термическом старении аустенитных сталей. Это позволяет управлять морфологией выделений частиц избыточных фаз путем изменений дислокационной структуры аустенитной матрицы. Считается, что процесс выделения частиц избыточных фаз начинают протекать после кратковременной выдержки (5 мин) при температурах около 650 °С, причем степень коагуляции частиц будет определяться длительностью выдержки. Авторы работы [17] указывают, что большие степени холодной деформации могут также привести к протеканию процесса рекристаллизации и ускорению выделению карбидов σ -фазы.

Жаропрочность аустенитных сталей. Предварительная пластическая деформация при последующем термическом старении ускоряет диффузионные процессы и связанные с ними структурные и фазовые изменения. В настоящее время не вызывает сомнений, что и деформация в условиях ползучести также активизирует структурные и фазовые превращения.

Полагают [18,10], что в хромоникелевых аустенитных сталях наиболее важным механизмом, деформации ползучести является образование субмикроскопических пустот на границах зерен в случае превалирования диффузионных процессов или образование клиновидных трещин на тройных стыках границ вследствие их проскальзывания.

При деформации ползучести образование дислокаций и формирование субзерен приводит к стабилизации границ зерен. Однако, по сравнению с упрочнением при обычной после деформированном термическом старении считают [19], что при ползучести аустенитная матрица упрочняется гораздо больше, чем границы зерен.

Пластичность при ползучести связана с чувствительностью материала к концентрации напряжений, поэтому аустенитные стали типа 18-8 считаются материалами не чувствительными к надрезу средней жёсткости, и величина безопасной деформации при одноосной ползучести обычно допускается не менее 2 % за 10000 ч [16].

К настоящему времени накоплено относительно немного надежных экспериментальных данных, характеризующих ползучесть хромоникелевых аустенитных сталей в широком диапазоне напряжений и температур. На рисунке 1.13 приведена графическая зависимость сопротивления ползучести стали X18H12T.



Рисунок 1.13 – Сопротивление ползучести стали X18H10T при 600 °C [20]

Даже при тщательном соблюдении условий воспроизводимости эксперимента – данные по длительной прочности (σ_g) для аустенитных сталей характеризуются большим разбросом в области переходных температур – $0,5T_{пл}$, при которых длительное нагружение оказывает заметное влияние на их физико-механические свойства. В связи с этим в настоящее время не имеется

достаточно систематических исследований свойств и структуры аустенитных сталей в зависимости от величины напряжений, температуры и длительности предварительного нагружения для надежного прогнозирования пределов длительной прочности на сроки эксплуатации свыше 100 тыс. ч. (таблица 1.4).

Таблица 1.4 – Свойства жаропрочностей стали X18H12T [20]

Температура, °С	Предел ползучести, МПа, для 1% за 100 тыс. ч.	Предел длительной прочности, МПа	
		10 тыс. ч.	100 тыс. ч.
500	—	250	200
525	—	210	170
550	—	190	150
575	—	155	130
600–610	75	135	100
625	—	110	80
650–660	—	80	60
700	—	55	40

Эксплуатационная надежность. Проблема эксплуатационной надежности хромоникелевых аустенитных сталей настоящее время имеет большое значение и наиболее подробно изучается в теплоэнергетике, где оборудование на стали типа 18-8 широко применяется для пароперегревателей высокого давления и др.

Опыт эксплуатации труб пароперегревателей из стали I2X18H12T с мелким зерном [13] показал, что в первые 8...12 тыс. часов работы происходили массовые разрушения из-за развития ползучести; вместе с этим, в ряде случаев срок эксплуатации металла с мелким зерном приблизился к 100 тыс. часам. Исследование свойств этой стали свидетельствует о том, что длительная эксплуатационное старение в интервале температур 550...650 °С не вызывает заметного изменения прочностных характеристик металла; только после 50 тыс. часов выдержки при 800 °С наблюдалось снижение прочности и пластичности.

По данным работы [21] относительная стабилизация свойств стали I2XI8NI2T наступила после 15 тыс. часов эксплуатации труб при 600 °С и после 5 тыс. часов при 650 °С, при этом структурные изменения сопровождались выделениями карбидов $Cr_{23}C_6$ σ -фазы. По данным рентгеноструктурного анализа мелкозернистой стали I2XI8NI2T обнаружено также присутствие двойного карбида $(Ni,Ti)_6C$, когда соотношение титана к углероду было $Ti/C > 5$, что по мнению исследователей являлось причиной ускоренной ползучести и разрушения труб при эксплуатации [13, 21].

В работах [13, 21] исследовалось состояние металла труб стали 12X18H12T показавшее, что после 100 тыс. часов прочностные характеристики остаются на достаточно высоком уровне (удлинение $\psi = 29...35\%$, ударная вязкость – 1500 кДж/м²).

В процессе длительной эксплуатации хромоникелевых сталей, наряду со снижением прочностных свойств из-за изменений в структуре металла, может происходить накопление микроструктурных повреждений. В работе [22] степень повреждаемости после 150 тыс. часов эксплуатации оценивали по изменению плотности металла; в сопоставления со структурными изменениями. Полученные данные показывают близость значений плотности стали I2XI8H12T с небольшим количеством σ -фазы (7 890 кг/м²) к плотности металла в исходном состоянии (7900 кг/м²), что свидетельствует об отсутствии заметного разрыхления (повреждения) металла в процессе длительной эксплуатации, в изменение прочностных характеристик обусловлено фазовыми и структурными превращениями. Так, металл труб из стали I2XI8NI2T конвективных пароперегревателей высокого давления после 150 тыс. часов эксплуатации характеризуется [8] более широким интервалом концентрации углерода, меньшим содержанием легирующих элементов в твердом растворе аустенитной матрицы менее однородной по зерну, чем после 100 тыс. часов эксплуатации.

Авторы [10, 23], изучал изменения состояния границ зерна в процессе эксплуатации при 560...620 °С сталей I2XI8H12T и XI8NI3M2, наблюдали

образование «двойных границ», включающих в себя область 12...18 мкм матричного твердого раствора, отличающуюся по составу от тела зерна. Предполагают, что наличие «двойных границ» приводит к снижению длительной пластичности при ползучести, стали X18H13M2, вместе с тем в стали 12X18H12T с увеличением длительности эксплуатации от 30 до 60 тыс. часов «двойные границы» постепенно "рассасываются" в результате выравнивания концентрационной неоднородности.

В целом, исследования [24] вырезок труб пароперегревателей из стали 12X18H12T после различных сроков работ выявляют общую закономерность снижения прочностных и пластических свойств по мере увеличения температуры и времени эксплуатации металла, однако, для прогнозирования работоспособности не существует надежной методики.

Из представленного анализа литературных данных можно заключить следующее:

1. Аустенитные хромоникелевые стали являются объектом обширных исследований в России и за рубежом, однако систематизация исследования по проблеме их повреждаемости в условиях жаропрочности недостаточны.

2. Аустенитные хромоникелевые стали типа 18-8 обладают комплексом физико-механических свойств в исходном состоянии, обеспечивающих их пластичность, коррозионную стойкость и жаропрочность.

3. Аустенитные хромоникелевые стали склонны к деформационному наклепу (в области больших деформаций) и малочувствительны к термической усталости в отсутствии влияния внешней среды на состояние поверхностных слоев металла.

4. Термическое старение обработанной на твердый раствор стали типа 18-8 вызывает выделение избыточных фаз из пересыщенного твердого раствора, что сопровождается образованием карбидов Me_7C_3 , $Me_{23}C_6$ и благоприятствует образованию σ -фазы, присутствие которой ухудшает пластические свойства металла.

5. Предварительная деформация ускоряет и изменяет морфологию выделения избыточных фаз при последующем термическом воздействии при этом для стали типа 18-8 характерен широкий спектр рассеивания прочностных свойств в зависимости от величины зерна и соотношения легирующих элементов.

6. Наиболее важным механизмом ползучести для сталей типа 18-8 считается образование пустот по границам зерен, однако нет достаточно полной информации о влиянии фазовых и структурных процессов на длительную пластичность в области переходных температур.

7. Длительная эксплуатация аустенитной стали (X18H12T) в условиях теплоэнергетики показывает общую закономерность изменения свойств по мере увеличения температуры и времени: кратковременные механические свойства при нормальной температуре мало изменяются, а ударная вязкость снижается в два раза.

8. Не существует общей концепции высокотемпературной повреждаемости аустенитной стали, и отсутствует надежный метод предварительного прогноза их работоспособности в функции эксплуатационных условий.

9. В области нефтепереработки значительное количество печных змеевиков из аустенитных сталей не имеют проектных (расчетных) сроков эксплуатации, поэтому для оценки и прогнозирования их работоспособности является актуальным проведение исследований физико-механической и фазово-структурной стабильности аустенитных сталей.

10. Учитывая широкий спектр эксплуатационных параметров и марочный набор применяемых аустенитных сталей, целесообразно выполнить поисковое исследование применительно к условиям эксплуатации печных змеевиков установок гидроочистки дизельного топлива как наиболее распространенных и чаще других имеющих аварийное разрушение труб.

1.3. Цель и задачи исследования

В нефтепереработке осуществлено внедрение укрупненных промышленных установок гидроочистки типа Л-24/6; Л-24/7 мощностью 900 тыс. т. в год.

Опыт эксплуатации установок показал, что вследствие недостатка водорода на некоторых предприятиях были рекомендованы режимы при пониженных давлениях и повышенных температурах. Трубы печных змеевиков установок гидроочистки изготовлены из аустенитных сталей Х18Н10Т, при этом срок службы змеевиков Л-24/6, Л-24/7 не регламентированы, а для блоков гидроочистки установки ЛК-6У установлен на 50 тыс.ч.

Исследования металла аварийных труб показали, что разрушению предшествовали фазовые и структурные превращения, протекающие в аустенитной стали при температурах выше проектной. Вместе с этим кратковременные механические испытания не обнаруживали значительного ухудшения свойств металла в диапазоне температур эксплуатации.

В связи с тем, что в отечественной и зарубежной литературе недостаточно сведений об эксплуатационной надежности стали Х18Н10Т применительно и условиям работы установок гидроочистки, актуально проведение дополнительных исследований.

Целью выполнения диссертационной работы является исследование эволюции структуры и свойств из стали 12Х18Н10Т и сварных соединений печных змеевиков при длительной эксплуатации при повышенных температурах для обоснования срока продления ресурса установок для гидроочистки дизельного топлива.

Для достижения поставленной цели необходимо было решить следующие задачи:

1. Определить влияние температуры и длительности старения на характер структурно-фазовых превращений в стали 08Х18Н10Т.

2. Изучить влияние температурно-временных параметров старения на механические свойства и жаропрочность стали 08X18H10T.

3. Анализ особенностей термического старения сварных соединений стали 08X18H10T.

4. Исследование влияния деформационной наследственности на физико-механические свойства стали 08X18H10T.

5. Установить влияние перегревов на высокотемпературную повреждаемость стали 08X18H10T.

6. Разработать методику обоснования продления срока эксплуатации установок гидроочистки дизельного топлива после ремонта.

Это позволит выяснить причину структурной повреждаемости стали с учетом анализа условий эксплуатации и методов контроля свойств металла труб печных змеевиков установок гидроочистки дизельного топлива.

Глава 2. МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДИКИ ИССЛЕДОВАНИЙ

2.1. Сталь 08X18H10T в состоянии поставки и после термообработки

В период текущего ремонта на трубах печных змеевиков ряда предприятий были установлены реперы для наблюдения в эксплуатационных условиях за ползучестью металла.

Металл для проведения исследования в виде отрезков труб из стали X18H10T в состоянии поставки, и после эксплуатации получен при посещении предприятий отрасли в период обследования печей установок гидроочистки в связи с капитальными ремонтами или аварийными остановками.

Вследствие чувствительности стали типа 18-8 к рассеиванию свойств, в качестве исходного материала использовали сталь 08X18H10T одной плавки в состоянии поставки (таблица 2.1). Технологическую наследственность моделировали путем термообработок в шахтной печи по режимам аустенизации (1150 °С – 1 ч.) и стабилизирующего отжига (850 °С – 3 ч.).

Механические свойства стали 08X1810T в состоянии поставки, после дополнительной термообработки (аустенизации) и стабилизирующего отжига исследовались при нормальной и повышенных температурах в интервале температур старения 450–750 °С. Результаты испытания сведены в таблице 2.2.

Таблица 2.1 – Химический состав стали 08X18H10T

Материал	Содержание элементов, масс.%							
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	S	P
Горячекатаные трубы в состоянии поставки	0,059	0,62	1,24	17,13	8,93	0,40	0,015	0,026
ГОСТ 5632-2014	≤0,08	≤0,8	≤2,0	17-19	9-11	0,1-0,7	≤0,02	≤0,035

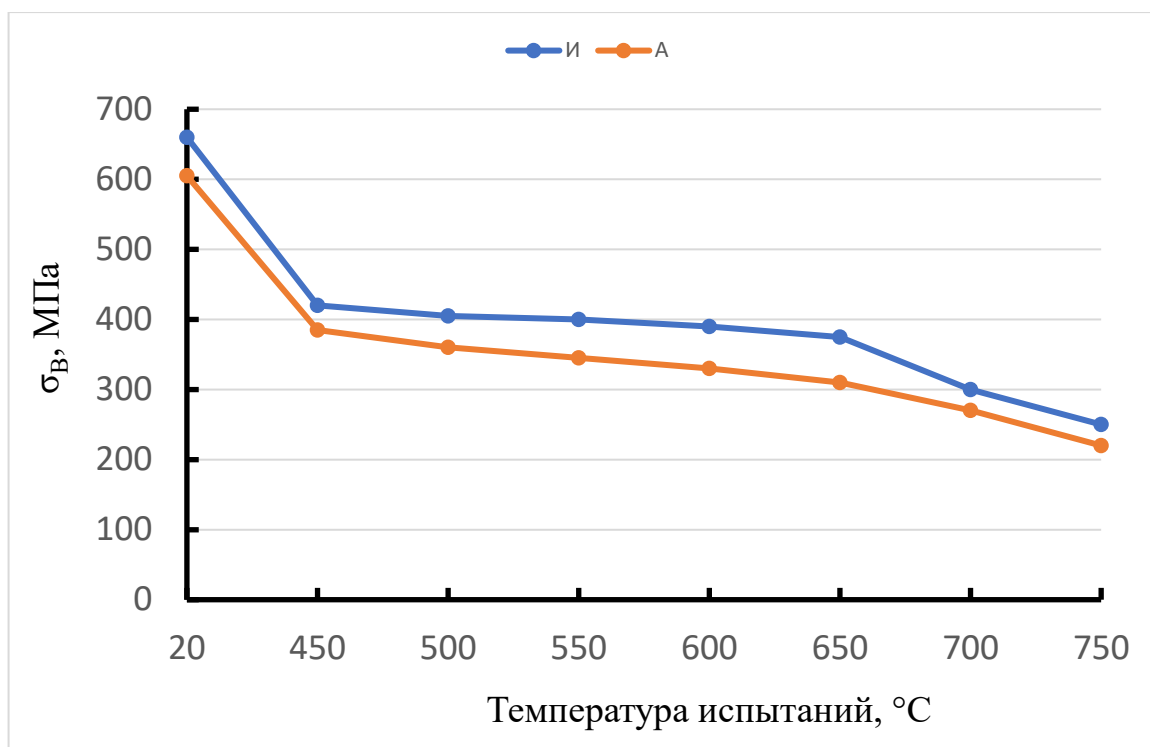
Графическое сравнение характеристик прочности и пластичности исследуемого металла по средним значениям (рисунке 2.1) показывает, что

наследуемый металл в состоянии поставки недостаточно гомогенизирован при термообработке на твердый раствор в условиях технологии производства труб, о чем свидетельствуют более высокие значения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ (рисунок 2.1, *а, б*) во всем интервале температур испытаний и более интенсивное его снижение после дополнительной термообработки, а также более высокие значения горячей вязкости характеризуемой величиной относительного сужения ψ (рисунок 2.1, *з*).

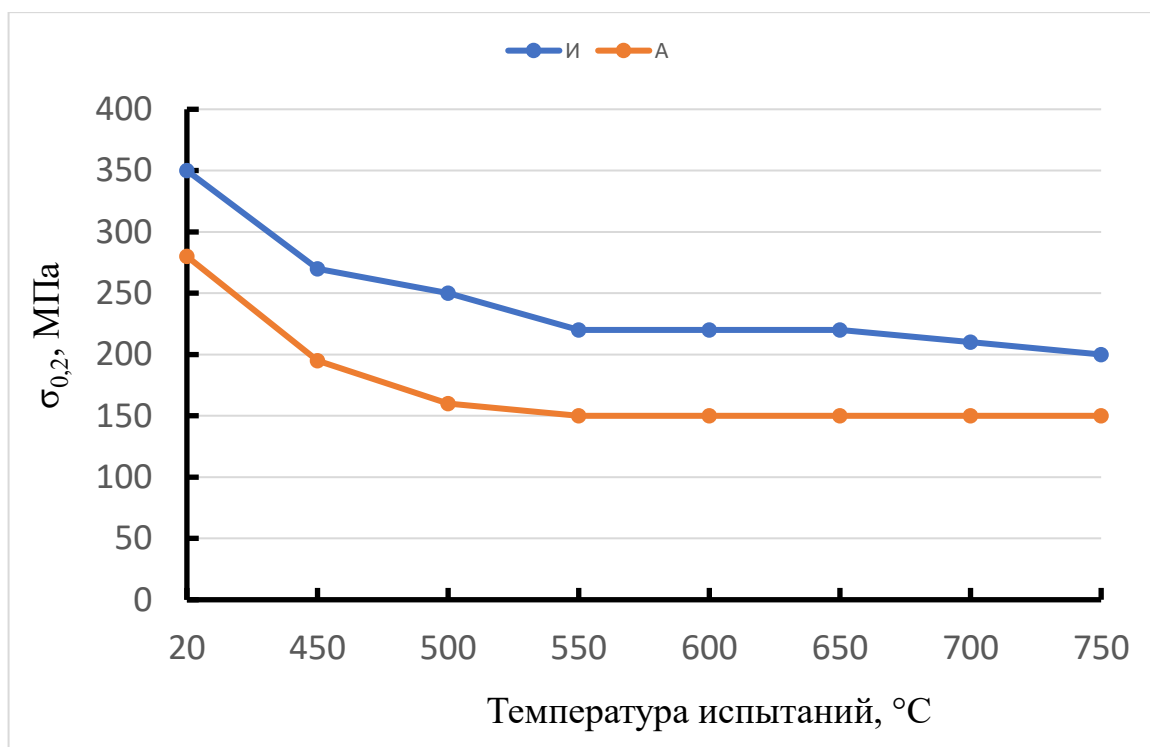
Таблица 2.2 – Механические свойства стали 08X18H10T в состоянии поставки и термообработки

Состояние	Температура испытаний, °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Исходное (И)	20	663	338	51	75
	450	420	274	29	59
	550	400	253	32	61
	650	337	245	25	66
	750	243	196	49	80
После аустенизации (А)	20	620	274	48	75
	450	375	182	29	68
	550	354	152	28	69
	650	311	143	25	66
	750	214	134	36	75
ГОСТ 9940–81 Трубы горячекатаные деформированные	20	≥ 540	–	≥ 40	–

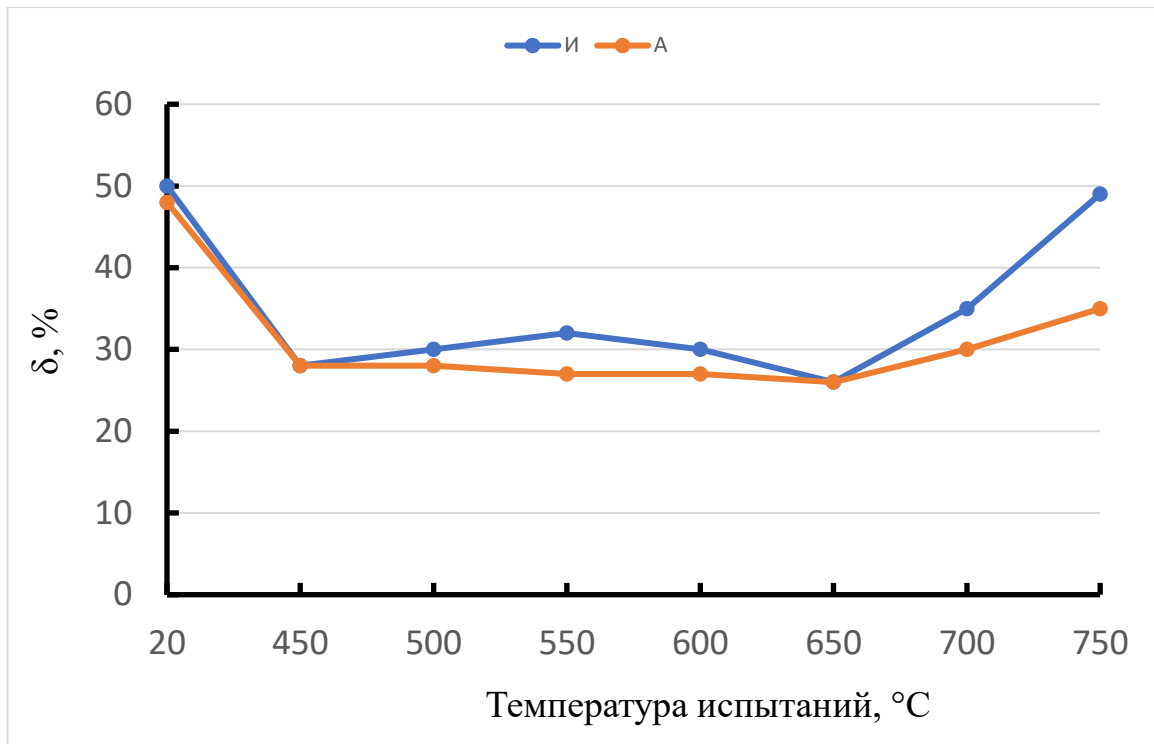
40



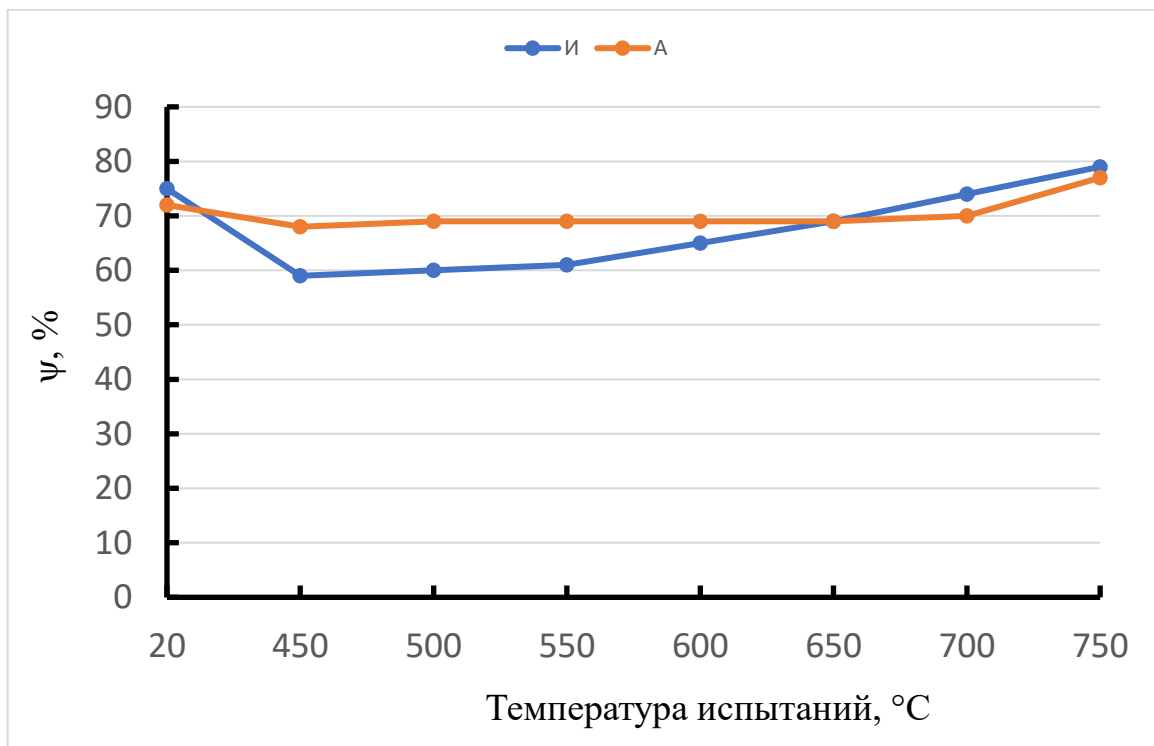
а



б



В



Г

Рисунок 2.1 –Механические свойства стали 08X18Н10Т в состоянии поставки (И) и после аустенизации (А):

а – временное сопротивление σ_B ; б – условный предел текучести $\sigma_{0,2}$; в – относительное удлинение δ ; относительное сужение ψ

Микроструктура исследуемого металла в исходном состоянии (состоянии поставки) (рисунки 2.2 и 2.3) аустенитная с мелкодисперсными выделениями карбидов титана TiC , границы зерен свободны от выделений. По сечению стенки трубы наблюдается зональная разноструктурность: до 1,5 мм от внутренней поверхности она среднезернистая (балл 5), переходит далее в мелкозернистое строение, что так же свидетельствует о неполноте термической обработки металла в состоянии поставки.

После дополнительной термической обработки по режиму закали и последующего стабилизирующего отжига для микроструктуры характерно (рисунок 2.4) равномерное выделение из твердого раствора аустенитной матрицы по границам зерен и двойников, кроме карбидов TiC , мелкодисперсных карбидов Cr_7C_3 .

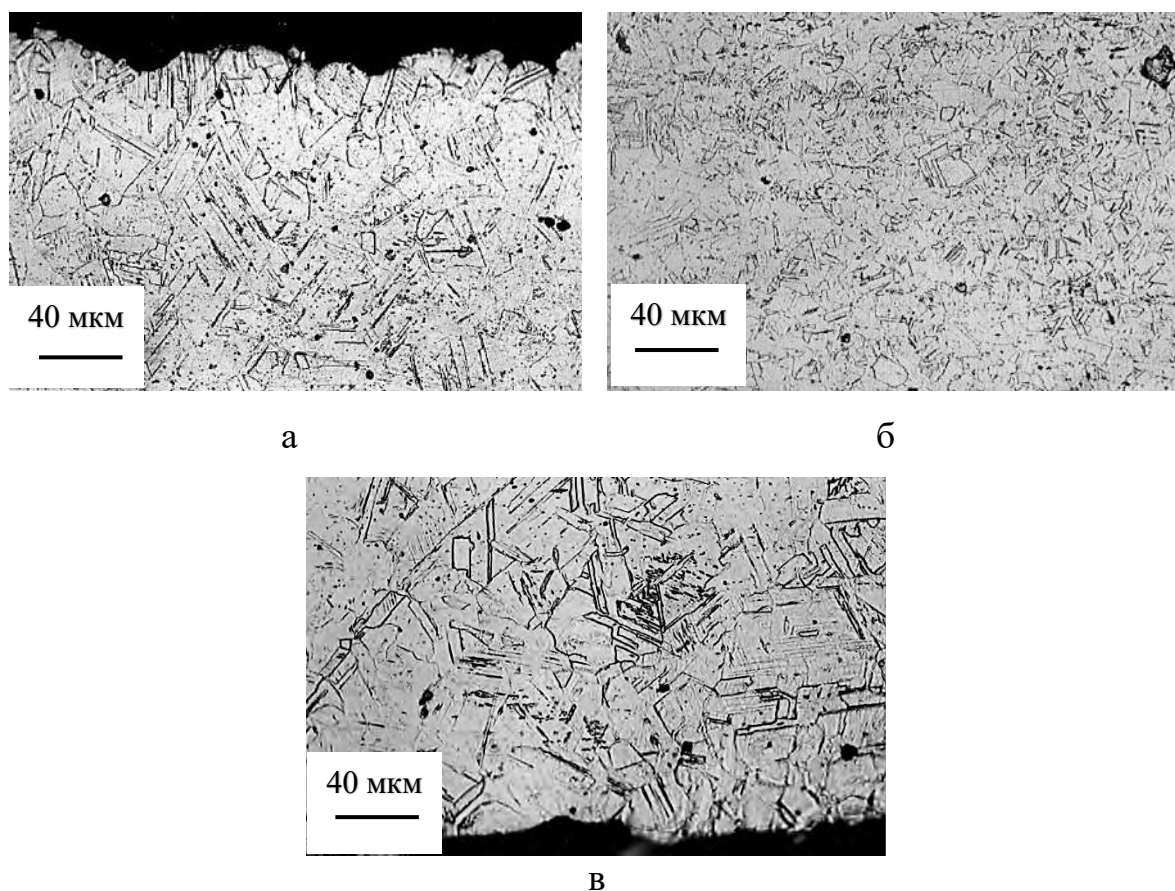


Рисунок 2.2 – Микроструктура стали 08X18H10T в состоянии поставки (исходное состояние II) (x250):
а – внешний край сечения стенки трубы; б – середина сечения стенки трубы;
в – внутренний край сечения стенки трубы

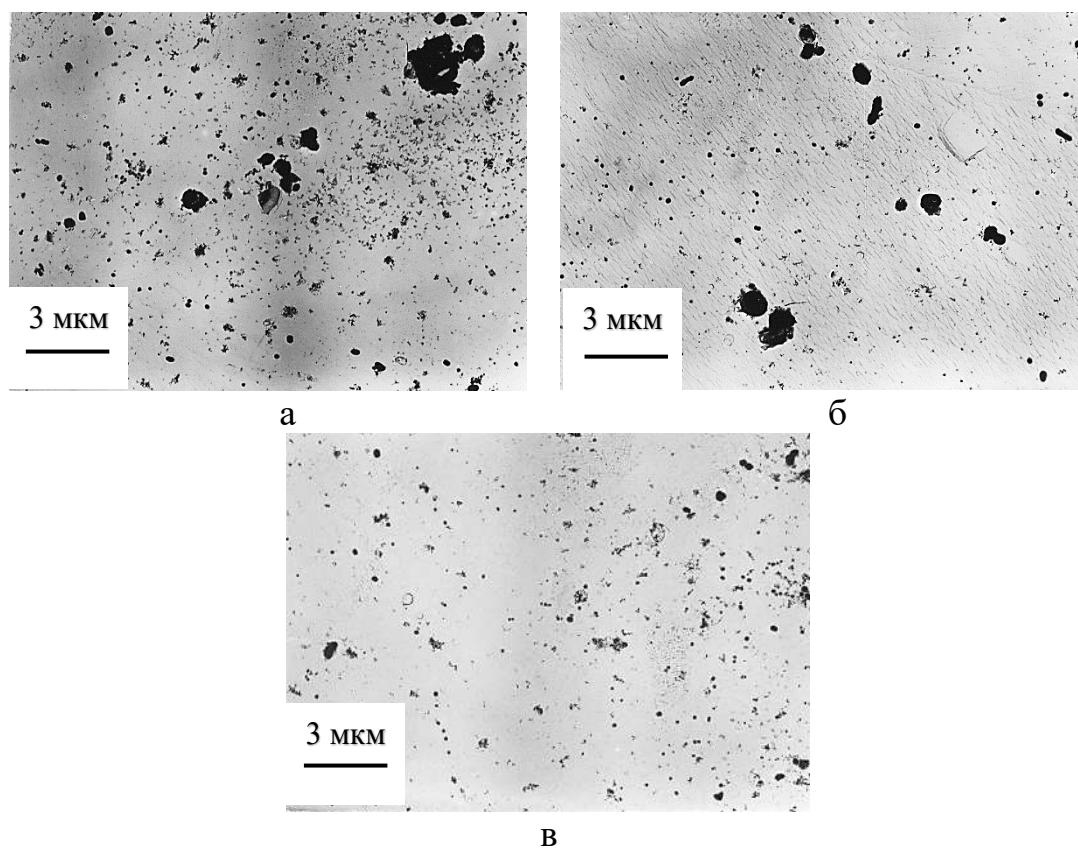


Рисунок 2.3 – Распределение карбидов в тонкой структуре стали 08X18N10T в состоянии поставки (x3400):
а – внешний край сечения стенки трубы; б – середина сечения стенки трубы;
в – внутренний край сечения стенки трубы

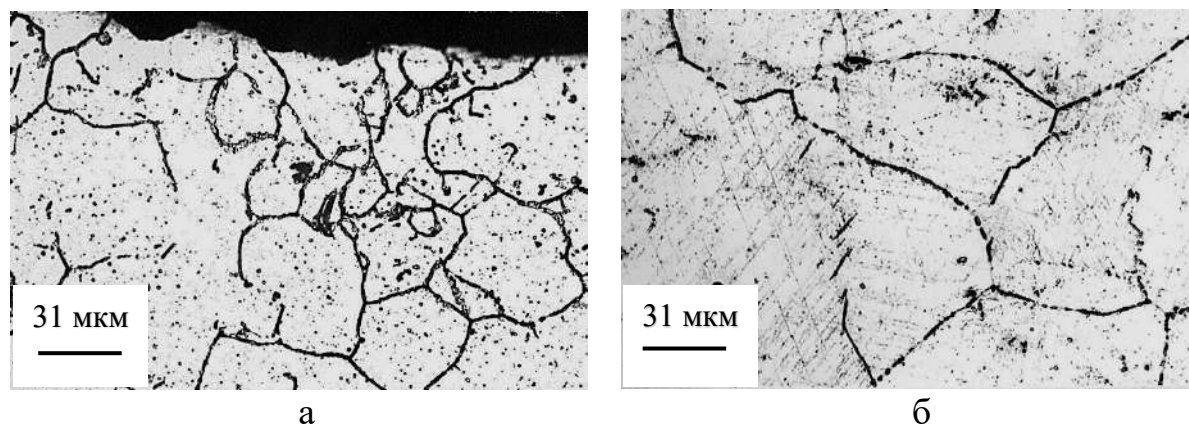


Рисунок 2.4 – Микроструктура стали 08X18N10T после аустенизации (А) (x320):
а – внешний край сечения стенки трубы; б – середина сечения стенки трубы

На электронно-микроскопических снимках микрошлифов (рисунок 2.5) видно, что в стабилизированном после закалки состоянии карбидные

выделения в теле зерен распределены преимущественно по границам двойников (рисунок 2.5, в).

В целом обработка на твердый раствор с последующим стабилизирующим отжигом обеспечивает такую структуру, которая ведет к понижению характеристик прочности при сохранении пластичности при кратковременном растяжении в широком диапазоне температур, что обычно считается оптимальным сочетанием физико-механических характеристик стали типа 18-8.

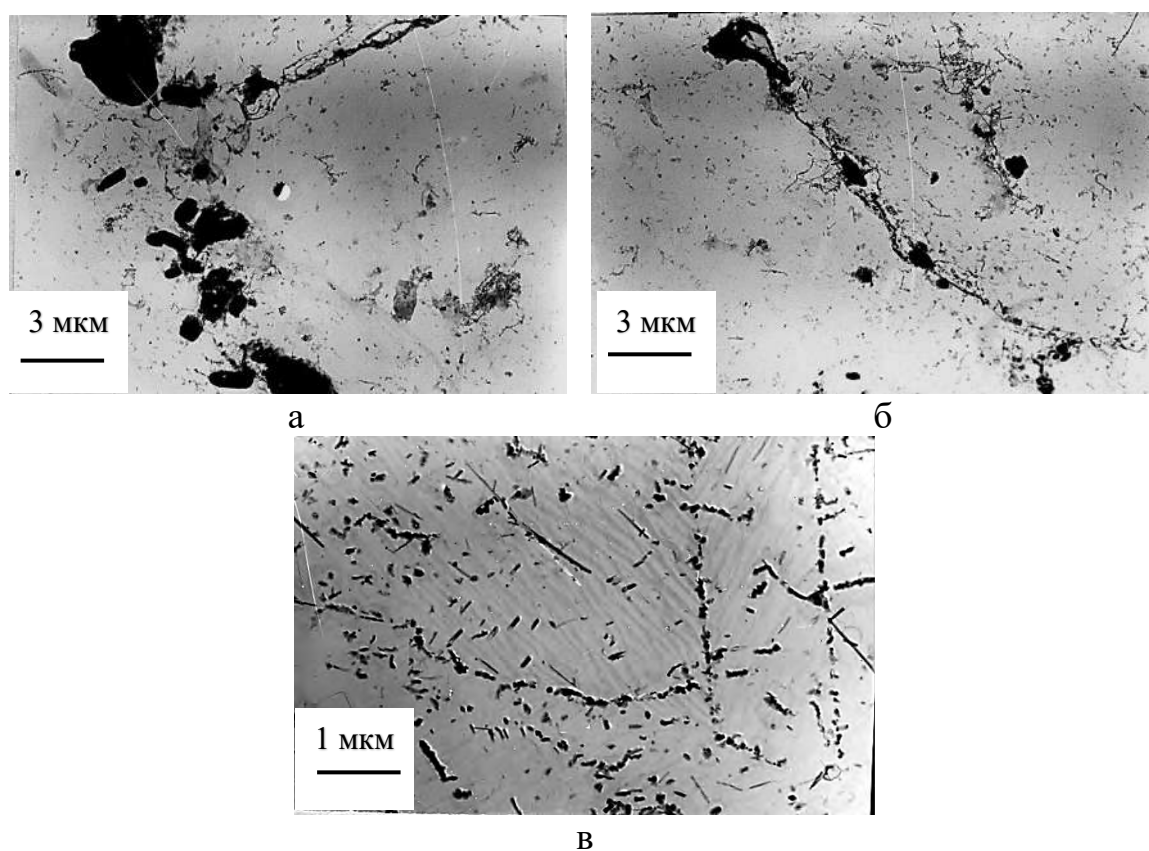


Рисунок 2.5 – Распределение карбидов в тонкой структуре стали 08X18N10T после аустенизации (А):

а, б – крупные выделения Me_7C_3 по границам зерен и мелкие выделения TiC внутри зерен (x3400); в – выделения карбидов по границам двойников (x9000)

Коррозионные испытания стали 08X18N10T в исходном состоянии показали отсутствие у материала труб склонности к коррозионному растрескиванию.

2.2. Термическая обработка металла

Исследуемый металл подвергался термической обработке в форме заготовок размером 130x10x10 мм и заготовок микрошлифов размером 10x10x10 мм, вырезанных из труб диаметром 219 мм с толщиной стенки 10 мм.

Термическое старение проводилось в лабораторных условиях при постоянных температурах 450 °С; 550 °С; 650 °С; 750 °С и в термоциклическом режиме 450 °С↔750 °С, с периодичностью 24 ч в течение 2 тыс. ч, 5 и 10 тыс. ч; аустенизация – при температуре 1150 °С – 3 ч, стабилизирующий отжиг – при 860 °С – 3 ч.

Для термической обработки использовали муфельные и шахтные электропечи типа СНОЛ-1,6.2,5.1/11-М-I и СШОЛ-1.6.2,5.1/11-М-I (рисунок 2.6).



Рисунок 2.6. Лабораторная муфельная электропечь СНОЛ-1,6.2,5.1/11-М-I

Контроль температуры выполнялся потенциометром КСП-4С, погрешность измерения температуры ± 10 °С.

Выбор температур старения определялся термическим режимом эксплуатации печных змеевиков установок гидроочистки дизельного топлива возможными перегревами при отклонении от регламентных условий:

450 °С – температура близкая к расчетной (425 °С);

550 °С – рекомендуемая температура при паровыжиге коксовых отложений;

650 °С и 750 °С – температуры перегревов.

2.3. Механические испытания на статическое растяжение

Величины, определяемые с помощью механических испытаний, пользуются: при оценке поведения материала при пластической деформации в методе контроля за качеством металла, в методе оценки поведения материалов в условиях нагружения и повышенных температур.

Оценка механических свойств производилась при кратковременных испытаниях на растяжение образцов в состоянии поставки и после предварительного деформирования ($\varepsilon = 0,1$ и $0,2$ при 20 °С), после термической обработки при температурах: 20 °С, 450 °С; 550 °С; 660 °С; 750 °С в соответствии с требованиями ГОСТ 1497-84 («Металлы. Методы испытания на растяжение» и ГОСТ 9651-84 «Металлы. Методы испытания на растяжение при повышенных температурах»). Для механических испытаний на растяжение использовалась универсальная электромеханическая испытательная машина DC M-DS (1000 кН), показанная на рисунке 2.7.



Рисунок 2.7. – Универсальная электромеханическая испытательная машина DC M-DS (1000 кН)

2.4. Испытания на длительную прочность, пластичность и ползучесть

При испытаниях определялось время до разрушения или до заданного удлинения образца при постоянном растягивающем напряжении, проводилась оценка величин пластичности.

Образцы в состоянии поставки, после предварительного деформирования при 20 °С, 600 °С, 750 °С и после термической обработки испытывались при постоянных температурах: 450 °С; 550 °С; 600 °С; 650 °С; 700 °С; 750 °С; проводились испытания в режим термоциклирования в интервале температур 450 °С↔600 °С, 450 °С↔750 °С, 450 °С↔650 °С с периодичностью 24 ч.

Испытания проводились на установке АИМА-5-2 в соответствии с требованиями ГОСТ 10145-81 («Металлы. Метод испытания на длительную прочность») и ГОСТ 3248-81 («Металлы. Метод испытания на ползучесть»).

2.5. Методы химического анализа

Использовался метод определения химического состава стали необходимый для контроля её качества, для исследования связи состава стали с её свойствами.

Методом анодного растворения выделялись осадки для проведения фазового рентгеноструктурного анализа с целью идентификации фаз.

Химический анализ анодных осадков позволяет решить вопрос о распределении легирующих элементов между фазами.

Методы химического анализа использовались в соответствии с РТМ 26-366-80 «Ускорение и маркировочные методы химического и спектрального анализов основных и сварочных материалов в химнефтеаппаратостроении».

Для проведения химического анализа использовался атомно-эмиссионный спектрометр ИСКРОЛАЙН-100, показанный на рисунке 2.8.

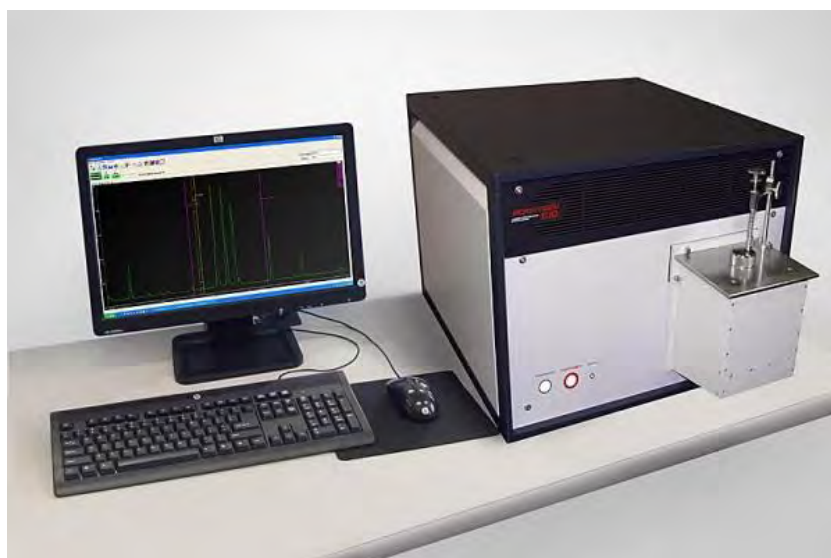


Рисунок 2.8 – Атомно-эмиссионный спектрометр ИСКРОЛАЙН-100

2.6. Рентгеноструктурный анализ

Применение метода рентгеноструктурного анализа позволяет выполнить следующие задачи металловедения: определить кристаллическую структуру вещества, идентифицировать фазы, определить разного рода нарушения кристаллической решетки и оценить дефектность кристаллической структуры.

В проведенной работе рентгеноструктурный анализ использовался для определения фазового состава стали после термических обработок, проведенных при различной температуре и времени.

Рентгеноструктурный анализ, позволяя по порошковым рентгенограммам идентифицировать присутствующие в стали фазы, а также проследить за изменением фазового состава после термических обработок.

Исследования проводились по существующим в институте методикам с использованием рентгеновских аппаратов для структурного анализа УРС-1,0 и «ДРОН-3,0» (рисунок 2.9) с мощностью генератора рентгеновского излучения соответственно 1,0 и 3,0 кВт.

Рентгеноструктурный анализ – это метод исследования строения тел, использующий явление дифракции рентгеновских лучей, метод исследования

структуры вещества по распределению в пространстве и интенсивностям рассеянного на анализируемом объекте рентгеновского излучения. Дифракционная картина зависит от длины волны используемых рентгеновских лучей и строения объекта. Для исследования атомной структуры применяют излучение с длиной волны $\sim 1\text{\AA}$, т.е. порядка размеров атома.



Рисунок 2.9 – Рентгеноструктурный анализатор «ДРОН-3,0»

В ходе рентгеноструктурного анализа исследуемый образец помещают на пути рентгеновских лучей и регистрируют дифракционную картину, возникающую в результате взаимодействия лучей с веществом. На следующем этапе исследования анализируют дифракционную картину и расчётным путём устанавливают взаимное расположение частиц в пространстве, вызвавшее появление данной картины.

Рентгеноструктурный анализ кристаллических веществ распадается на два этапа.

Определение размеров элементарной ячейки кристалла, числа частиц (атомов, молекул) в элементарной ячейке и симметрии расположения частиц (так называемой пространственной группы). Эти данные получают путём анализа геометрии расположения дифракционных максимумов.

Расчёт электронной плотности внутри элементарной ячейки и определение координат атомов, которые отождествляются с положением максимумов электронной плотности. Эти данные получают анализом интенсивности дифракционных максимумов.

2.7. Электронномикроскопические исследование

Просвечивающая электронная микроскопия позволяет сделать вывод о структурных составляющих в диапазоне микроскопических размеров и представить результаты исследования в виде изображений.

Высокая локальность (несколько десятков ангстрем) изображения в сочетании с быстрым переходом к микродифракции дает возможность иметь более полное представление о структуре и фазовом составе металла.

Просвечивающая электронная микроскопия (ТЭМ) — это метод микроскопии, при котором пучок электронов проходит через ультратонкий образец, взаимодействуя с ним при прохождении через него. Изображение формируется в результате взаимодействия электронов, проходящих через образец; изображение увеличивается и фокусируется на устройстве визуализации, таком как флуоресцентный экран, на слое фотопленки или обнаруживается датчиком, таким как ПЗС-камера.

Для ПЭМ дифракционный контраст единственный в своем роде метод, чувствительный к кристаллографическим изменениям фазы и толщины образца. Дифракционный контраст в изображении зависит от кристаллографической ориентации образца относительно электронного пучка. Это свойство обычно используется для определения границ различных компонентов полупроводниковых устройств и выявления дефектов, которые вводят в кристаллографическую фазу устройства изменения.

Когда электронный луч проходит через образец, происходит упругое (без потерь энергии) и неупругое (с потерями энергии) рассеивание электронов. Доля неупруго рассеянных электронов увеличивается с

увеличением толщины образца. В режиме параллельной (одновременной) регистрации ПЭМ вклад неупруго рассеянных электронов негативно влияет на качество изображения, потому что возникают хроматические aberrации линз, используемых для увеличения объекта и формирования изображений. Сканирующая просвечивающая микроскопия (СПЭМ) менее восприимчива к таким хроматическим aberrациям, поскольку для формирования и увеличения изображений такие линзы не требуются. Это преимущество СПЭМ очень полезно для визуализации толстых (>200 нм) образцов, часто встречающихся при анализе отказов.

В просвечивающей электронной микроскопии, ПЭМ электроны ускоряются до 100 кэВ или выше (до 1 МэВ), фокусируются на тонкий образец (толщиной менее 200 нм) с помощью конденсорной линзовой системы и проходят через образец либо отклоняясь, либо не отклоняясь. Основными преимуществами ПЭМ являются высокое увеличение, в пределах от 50 до 10^6 , и ее способность получать как изображение, так и дифракционную картину с одного и того же образца. Исследование выполнялось по существующим методикам на электронных микроскопах *Tesla BS-540* и *Tesla BS-613* (рисунок 2.10) с ускоряющим напряжением 100 и 120 кВ соответственно, полезным увеличением до 250 тыс. раз и разрешающей способностью 4,5 А.



Рисунок 2.10 – Просвечивающий электронный микроскоп *Tesla BS-613*

2.8. Электронно-зондовый микроанализ (ЭЗМА)

Метод ЭЗМА включает в себя комбинацию рентгеноспектрального микроанализа и растровой электронной микроскопии.

С помощью ЭЗМА могут быть решены следующие задачи:

- исследование поверхности излома сталей и сплавов;
- качественный и количественный анализ химического состава отдельных фаз;
- анализ распределения элементов в микрообъемах, включая исследование диффузионных зон.

Электронно-зондовый микроанализ (ЭПМА) — это неразрушающий метод, позволяющий определить состав небольших объемов твердого материала. В электронно-зондовом микроанализаторе генерируется электронный пучок и направляется на исследуемый образец, а для обнаружения рентгеновских лучей, испускаемых образцом, используется дисперсионный спектрометр по длине волны.

При использовании рентгеноспектрального микроанализа можно получить информацию на участке размером от 1 до 2 мкм и глубиной 1–2 мкм.

Электронно-зондовый микроанализ применялся для выяснения влияния различных видов предварительных термических обработок на перераспределение хрома, никеля и титана в пределах отдельных зерен и фазовых составляющих.

ЭЗМА проводился на электронно-зондовом микроанализаторе JXA-5 фирмы JEOL и SX 100 фирмы Cameca (рисунок 2.11). Микроанализатор JXA-5, оборудованный тремя волновыми спектрометрами, позволяет выполнять определение содержания элементов от F до U в пробе с локальностью до 1 мкм.

Микроанализатор SX 100 оборудован пятью волновыми спектрометрами, позволяет проводить определение элементов от Be до U с содержанием от 0,01 до 100 мас. %, имеет энергодисперсионную приставку

Bruker для определения элементов от Na до U с содержанием от 0,1 до 100 мас. %.



Рисунок 2.11 – Электронно-зондовый микроанализатор «Cameca SX 100»

2.9. Растровая электронная микроскопия (РЭМ)

РЭМ предназначена, в первую очередь, для получения увеличенных изображений объектов вплоть до субнанометровых размеров. Как следует из названия, изображение исследуемых объектов в РЭМ, формируется в результате сканирования образца сфокусированным пучком электронов (пучком первичных электронов), последовательно точка за точкой. При этом при взаимодействии электронного пучка с поверхностью исследуемого объекта происходит возбуждение большого количества разнообразных сигналов (рисунок 2.12).

Детектируя, любой из возбуждаемых сигналов можно построить карту распределения интенсивности (микрограмма) этого сигнала. Результаты, полученные посредством, использования разных детекторов позволяют производить всестороннее исследование и сформировать представление об исследуемом объекте.

Для проведения исследований методом РЭМ объекты должны отвечать ряду требований. Во-первых, исследуемые объекты должны иметь подходящий размер, ограниченный сверху размерами шлюза рабочей камеры

и быть устойчивыми к облучению пучком электронов с дозой около 10^3 мкКл/см². Во-вторых, поскольку исследования проводятся в вакуумной камере, образцы должны быть стабильны и не возгоняться/испаряться при давлении 10^{-4} Па. Наконец, исследуемые образцы не должны способствовать избыточному накоплению заряда, спровоцированного электронным пучком, другими словами, удельное сопротивление материала образца не должно превышать величину 10^4 Ом/см.



Рисунок 2.12 – Многообразие сигналов, возникающих в результате взаимодействия электронного пучка с поверхностью образца

Вторичные электроны (ВЭ) – электроны исследуемого материала, получившие от электронов пучка (первичные) энергию достаточную для преодоления потенциального барьера и способные покинуть его. Основная часть ВЭ выходит с глубины до 10 нм, т.е. область генерации сигнала минимальна, а пространственное разрешение максимальное.

а) Секторальный детектор вторичных электронов

Изображения, полученные в режиме регистрации вторичных электронов (ВЭ) детектором Эверхарта-Торнли, более всего схоже с изображениями, получаемыми в оптической микроскопии при боковом освещении образца. Это явление носит название светооптической аналогии в электронной

микроскопии и значительно упрощает интерпретацию полученных изображений. Сигнал ВЭ чувствителен к морфологии поверхности исследуемого объекта, а также тонким моноатомным покрытиям, в том числе и загрязнениям, способным значительно изменить работу выхода для электронов по сравнению с материалом подложки.

б) Внутрелинзовый детектор вторичных электронов

Главной особенностью, как следует из названия, является его расположение. Это позволяет собирать большую часть сигнала ВЭ, что, в свою очередь, значительно увеличивает чувствительность. Требования к образцам при этом заметно повышаются, кроме того, здесь уже нельзя игнорировать углеродные загрязнения, возникающие в результате сканирования электронным пучком, что приводит к значительному уменьшению максимального времени экспозиции.

Сфокусированный пучок электронов, попадая в образец, как видно из рисунка 2.12, вызывает рентгеновскую флюоресценцию, содержащую, как тормозную компоненту, так и характеристические линии атомов элементов, входящих в состав материала образца. Анализируя спектр рентгеновского излучения, можно оценить состав образца, как качественно, так и количественно. Для регистрации рентгеновского излучения используется полупроводниковый детектор, охлажденный до температуры около -40°C . Энергетическое разрешение такого детектора составляет величину около 120 эВ, что не позволяет анализировать энергетические сдвиги характеристических линий за счет химических связей, а также ограничивает нижний порог анализируемых элементов бором ($Z=5$). Элементы с меньшим атомным номером не могут быть достоверно обнаружены методом EDX. Чувствительность метода зависит от материала исследуемого образца и составляет величину около 0.1% по весу.

Сканирующая электронная микроскопия позволяет исследовать поверхность изломов образцов после испытаний, а также определять химический состав в локальных зонах.

В исследованиях использовался сканирующий электронный микроскоп evo-50 фирмы «Карл Цейс» (Германия) (рисунок 2.13).



Рисунок 2.13 – Сканирующий электронный микроскоп evo-50 фирмы «Karl Zeiss» (германия)

2.10. Коррозионные испытания

Проводились на металле после эксплуатации и аварийного разрушения по методу АМ ГОСТ 6032-2013. Метод использовался для выявления склонности к межкристаллической коррозии путем кипячения образцов в растворе кислот с последующим металлографическим анализом и механическими испытаниями на изгиб.

Глава 3. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ТЕРМИЧЕСКОГО СТАРЕНИЯ НА СВОЙСТВА АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ 08X18H10T

3.1. Влияние длительных выдержек при повышенной температуре на эволюцию структуры стали 08X18H10T

Механические свойства стали 08X18H10T в состоянии поставки, после дополнительной термообработки (аустенизации) и стабилизирующего отжига исследовались при нормальной и повышенных температурах в интервале температур старения 450–750 °С. Результаты испытания сведены в таблицу 3.1.

Таблица 3.1 – Механические свойства стали 08X18H10T в состоянии поставки и после аустенизации

Состояние	Температура испытаний, °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
Исходное (И)	20	663	338	51	75
	450	420	274	29	59
	550	400	253	32	61
	650	337	245	25	66
	750	243	196	49	80
После аустенизации (А)	20	620	274	48	75
	450	375	182	29	68
	550	354	152	28	69
	650	311	143	25	66
	750	214	134	36	75

Анализ полученных результатов механических испытаний показывает, что сталь 08X18H10T в состоянии после горячей прокатки обладает более высокими прочностными свойствами (временное сопротивление σ_B и условный предел текучести $\sigma_{0,2}$) по сравнению с состоянием после аустенизации. Это утверждение справедливо как для испытаний при нормальной температуре, так и для испытаний при повышенных температурах.

При этом пластические свойства исследуемой стали оказываются практически идентичными для состояния после горячей прокатки и аустенизации.

Микроструктура трубы из стали 08X18H10T после горячей прокатки представляет собой аустенитную матрицу (рисунок 3.1) с мелкодисперсными выделениями карбидов титана TiC (рисунок 3.2), границы зерен свободны от выделений [97]. По сечению стенки трубы наблюдается зональная разностроение: до 1,5 мм от внутренней поверхности она среднезернистая (балл 5), переходит далее в мелкозернистое строение, что так же свидетельствует о неполноте термической обработки металла в состоянии поставки.

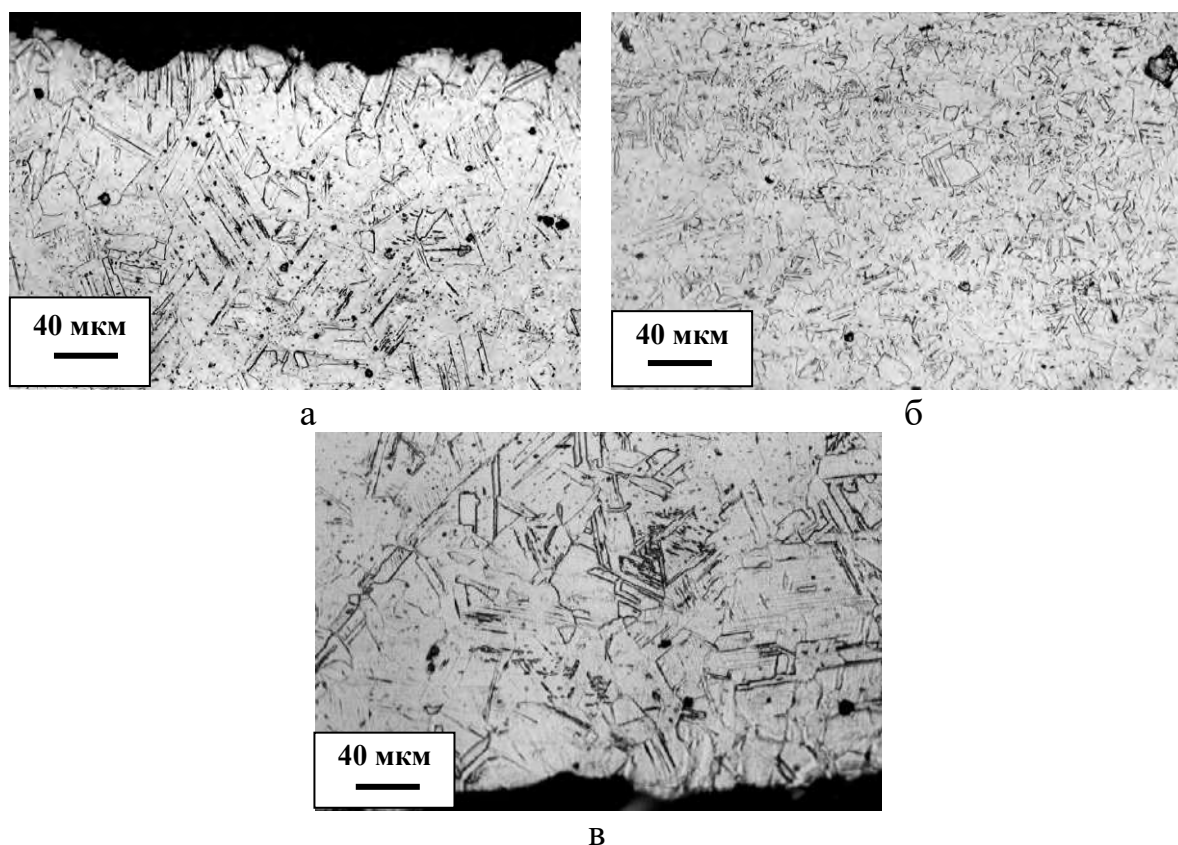


Рисунок 3.1 – Микроструктура трубы из стали 08X18H10T в состоянии после горячей прокатки (x250): *а* – внешний край сечения стенки трубы; *б* – середина сечения стенки трубы; *в* – внутренний край сечения стенки трубы

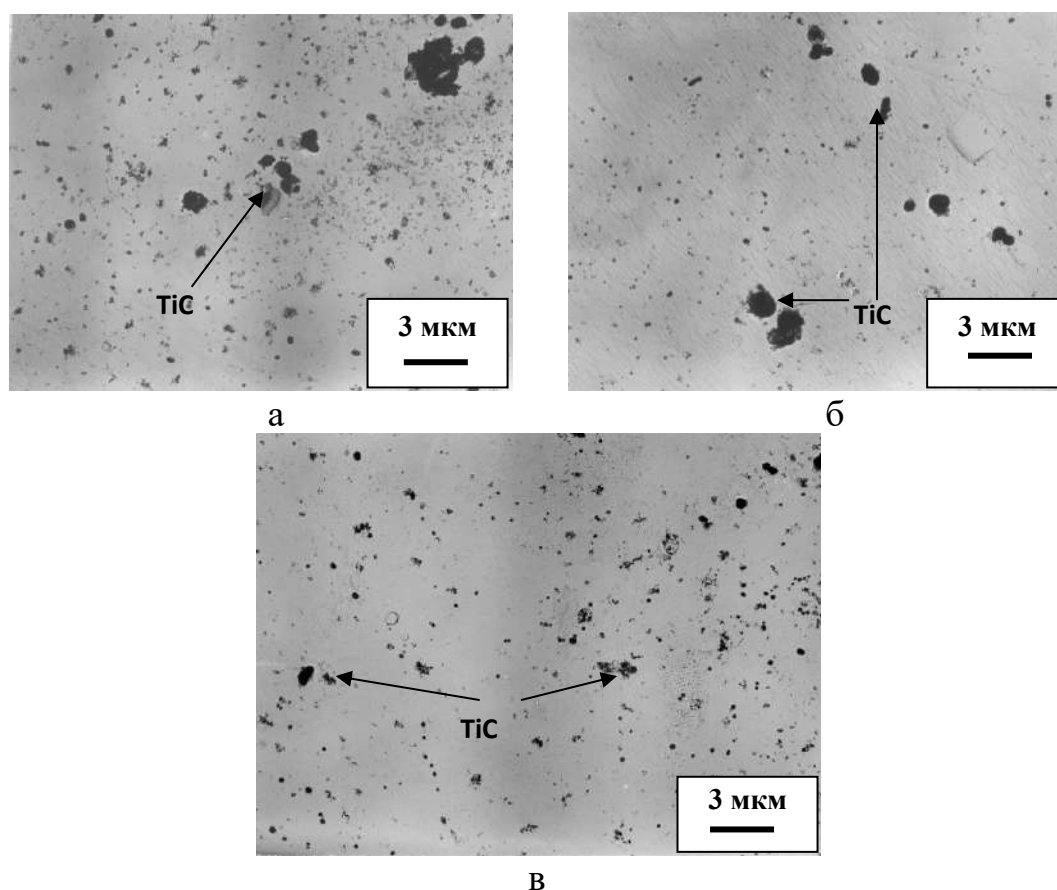


Рисунок 3.2 – Распределение карбидов в тонкой структуре стали 08X18N10T в состоянии после горячей прокатки (x3400):
а – внешний край сечения стенки трубы; *б* – середина сечения стенки трубы;
в – внутренний край сечения стенки трубы

После дополнительной термической обработки труб из стали 08X18N10T по режиму закалки и последующего стабилизирующего отжига для микроструктуры характерно равномерное выделение из твердого раствора аустенитной матрицы по границам зерен и двойников, кроме карбидов TiC, мелкодисперсных карбидов Cr_7C_3 . На электронно-микроскопических снимках микрошлифов в стабилизированном после закалки состоянии карбидные выделения в теле зерен распределяются преимущественно по границам двойников. Размер зерна соответствовал 2–3 баллу.

При кратковременных (длительностью до 500 ч) изотермических выдержках при 450 °C в микроструктуре исследуемой стали 08X18N10T не наблюдалось существенных изменений как в состоянии поставки (после горячей прокатки), так и после аустенизации.

Увеличение продолжительности выдержки свыше 1000 часов при температуре нагрева 450 °С привело к образованию внутризеренных тонкодисперсных карбидных выделений типа MeC , плотность которых больше у металла в состоянии после горячей прокатки.

Увеличение времени выдержки до 5000 часов не изменяет тип карбидных выделений. Однако их плотность их, а размеры – увеличиваются. Причем в металле после горячей прокатки этот процесс идет интенсивнее, чем в стали 08X18H10T после аустенизации.

В металле в состоянии горячей прокатки после 10 тыс. часов выдержки уже при 450 °С обнаруживается большее количество выделений карбидов $Me_{23}C_6$ по границам зерен и этот процесс фазовых превращений в твердом растворе при 450 °С, по-видимому, еще не завершен.

Повышение температуры нагрева до 550 °С при кратковременном старении (длительностью до 500 часов) не изменяет характера структурных превращений. По данным рентгеноструктурного анализа в металле в состоянии поставки доминирующей карбидной фазой остается карбид титана TiC .

Увеличение длительности выдержки до 5000 часов при 550 °С стали 08X18H10T в состоянии горячей прокатки вызывает существенные изменения в тонкой структуре, вследствие выпадения из твердого раствора матрицы мелкодисперсных частиц Me_7C_3 (рисунок 3.3, а) с дальнейшей их коагуляцией по границам зёрен, что сопровождается повышением твердости аустенитной матрицы вследствие когерентной связи с ней выделений.

Установлено, что для аналогичных изменений в микроструктуре стали 08X18H10T после аустенизации требуется большая продолжительность выдержки при нагреве.

Дальнейшее увеличение выдержки до 5000 часов (при нагреве до 550 °С) инициирует образование в металле после горячей прокатки устойчивой субзеренной структуры с ориентированными областями декорированными карбидами (рисунок 3.3, б) без изменения фазового состава.

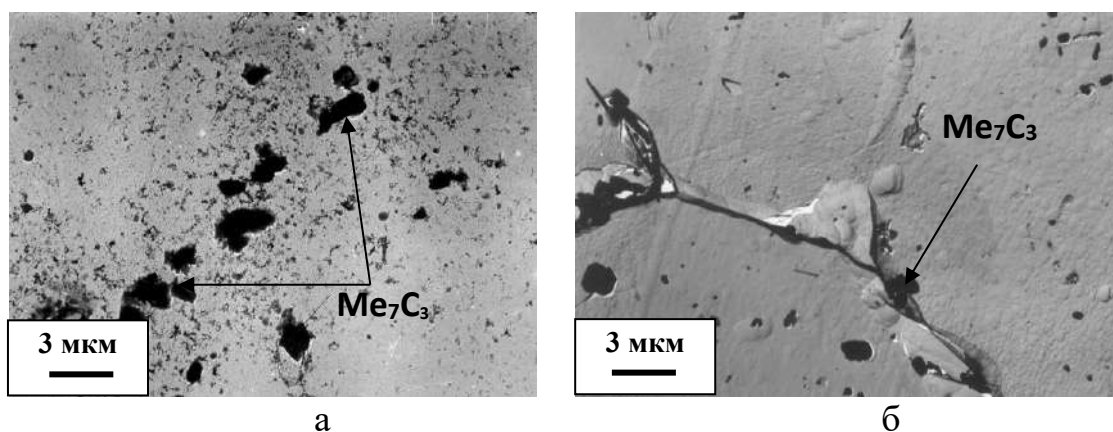


Рисунок 3.3 – Распределение карбидов в тонкой структуре стали 08X18H10T в состоянии после горячей прокатки (х3400) после выдержки при 550 °С в течение: *а* – выдержка 2000 ч; *б* – 5000 ч

С повышением температуры нагрева до 650 °С процесс выделения избыточных фаз идёт интенсивнее и замечен в металле после горячей прокатки по выделению $Cr_{23}C_6$ на границах двойников (рисунок 3.4, *а*). Увеличение продолжительности выдержки при нагреве вызывает фазовое расслоение и нарушение когерентности между аустенитной матрицей и частицами второй фазы, что приводит к изменению её морфологии, выражающейся в коагуляции карбидов $Me_{23}C_6$ на границах зёрен (рисунок 3.4, *б*) и благоприятствует превращению их в σ -фазу, которая образуется прежде всего в тройных узлах стыков границ зёрен [98].

Структурно-фазовые превращения в стали 08X18H10T протекают несколько медленнее. Увеличение времени выдержки при 650 °С до 5 тыс. ч не изменяет фазовый состав в горячекатанном металле. Структурные превращения заключаются в росте частиц σ -фазы и количестве мелкодисперсных игольчатых выделений TiC в теле аустенитных зёрен.

Аустенизированный металл в этих условиях претерпевает начало фазовых превращений $Me_{23}C_6 \rightarrow \sigma$ -фаза (рисунок 3.4, *в*), но при этом между металлом в состоянии поставки и после дополнительной термообработки сохраняются некоторые различия в количестве и степени дисперсности σ -фазы и карбидов.

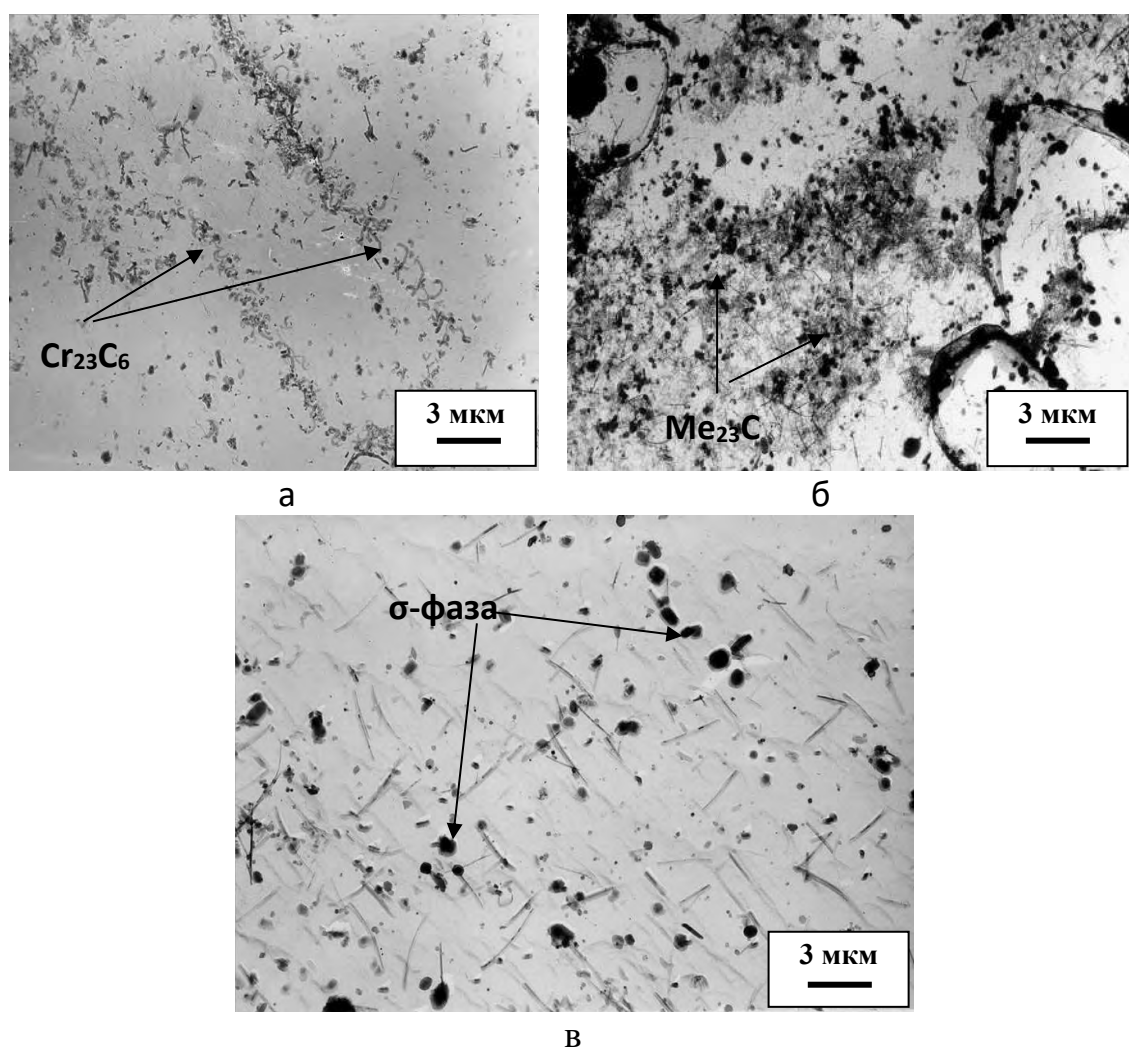


Рисунок 3.4 – Распределение карбидов в тонкой структуре стали 08X18N10T в состоянии горячей прокатки (х3400) после выдержки при 650 °С: а – 500 ч; б – 2000 ч; в – 5000 ч

Высокотемпературное старение при 750 °С протекает довольно быстро. Хорошо различимые зернограницные выделения наблюдаются (рисунок 3.5, а) при выдержках до 100 часов в горячекатанном металле, в котором уже после выдержки 500 часов имеют место выделения σ -фазы (рисунок 3.5, б).

С увеличением выдержки до 1000-5000 часов размер карбидных частиц и σ -фазы существенно увеличивается вследствие их коагуляции (рисунок 3.5, в). При этом ослабляется кристаллографическая взаимозависимость между σ -фазой и γ -твердым раствором, и это свидетельствует о росте σ -фазы не из когерентно связанных с матрицей карбидов.

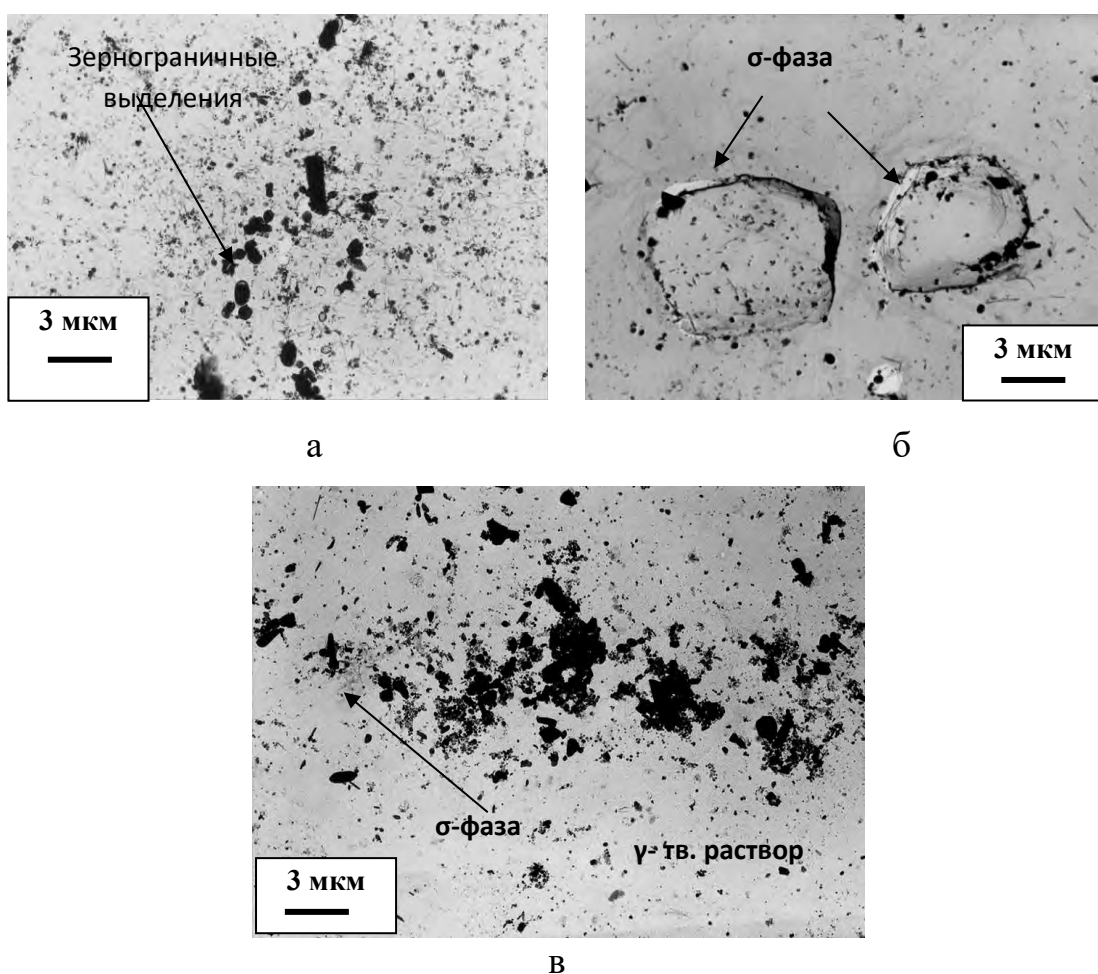


Рисунок 3.5 – Распределение карбидов в тонкой структуре стали 08X18N10T в состоянии горячей прокатки (х3400) после выдержки при 750 °С: *а* – выдержка 100 ч; *б* – 500 ч; *в* – 5000 ч

Влияние температурно-временных параметров термического старения на механические свойства стали 08X18N10T оценивалось по результатам изменения прочностных и пластических характеристик при нормальной и повышенных до 750 °С температурах после изотермических экспозиций длительностью до 10 тыс. часов при температурах 450, 550, 650 °С. Результаты кратковременных испытаний представлены в таблице 3.2.

Из данных таблицы 3.2 видно, что длительные выдержки по повышенной температуре (изотермическое старение) вызывает рост временного сопротивления σ_B , который достигает максимума при 450 °С нагрева и это более явно выражено для металла в состоянии после горячей прокатки, чем после дополнительной аустенизации. При этом значения условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, мало меняются после всех режимов

изотермического старения и остаются выше минимального значения по ГОСТ 14249-80 ($\sigma_{0,2} \geq 200$ МПа).

Таблица 3.2 – Механические свойства стали 08X18H10T после изотермического старения

Состояние	$T_{ст},$ °C	$\tau_{ст},$ тыс. ч.	Фазовый состав	$T_{исп},$ °C	Механические свойства			
					$\sigma_B,$ МПа	$\sigma_{0,2},$ МПа	$\delta, \%$	$\psi, \%$
И + СТ	450	5	$Me_7C_3 +$ TiC	20	743	350	47	72
				450	463	245	24	65
				550	427	221	26	67
				650	354	226	22	70
				750	241	196	39	85
И + СТ	450	10	$Me_{23}C_6 +$ TiC	20	722	258	47	69
				450	438	223	24	60
				550	394	210	24	58
				650	341	213	22	63
А + СТ	450	2	$Me_7C_3 +$ TiC	20	644	185	47	64
				450	365	146	25	57
				550	340	140	20	67
				650	273	147	27	64
				750	198	140	25	70
А + СТ	450	5	$Me_7C_3 +$ TiC	20	680	264	49	70
				450	424	179	23	59
				650	308	150	23	70
				750	250	149	28	74
А + СТ	550	2	$Me_7C_3 +$ TiC	20	620	282	60	66
				450	379	167	25	55
				550	337	132	32	53
				650	317	153	28	55
А + СТ	550	5	$Me_{23}C_6 +$ TiC	20	600	251	56	54
				450	389	148	27	48
				650	312	126	23	57
				750	249	147	23	60
И + СТ	650	2	$\sigma +$ $Me_{23}C_6 +$ TiC	20	667	246	42	68
				450	379	197	19	69
				550	344	184	16	70
				650	297	170	23	71
				750	202	162	32	77
И + СТ	650	5		20	732	313	39	62
				450	407	163	19	60

			$\sigma +$ $\text{Me}_{23}\text{C}_6 +$ TiC	550	374	223	20	67
				650	328	189	22	68
A + C _T	650	2	$\text{Me}_7\text{C}_3 +$ TiC	20	702	300	39	67
				450	413	243	23	60
				550	377	172	22	62
				650	313	189	22	64
				750	222	178	36	70
A + C _T	650	5	$\text{Me}_{23}\text{C}_6 +$ TiC	20	650	277	41	69
				450	390	194	22	62
				650	323	178	18	69
				750	236	139	28	64

Примечание: И + Ст – состояние горячей прокатки с последующим старением;
A + Ст – аустенизация с последующим старением.

Хотя показатель запаса пластичности, оцениваемый отношением временного сопротивления к условному пределу прочности $\sigma_{0,2}/\sigma_B$ [99, 100], после исследованных режимов старения несколько повышается для металла в состоянии горячей прокатки, однако, это сопровождается заметным снижением способности металла к равномерному удлинению δ , что косвенно свидетельствует о снижении способности к деформационному упрочнению.

Эта тенденция развивается с увеличением температуры старения вне зависимости от исходного состояния металла, хотя при этом минимальные значения удлинения остаются достаточно высокими ($\delta \geq 40\%$).

Вязкость разрыва при растяжении, характеризуемая величиной относительного сужения ψ , также остается при нормальной температуре на достаточно высоком уровне после всех режимов старения. Однако для металла после аустенизации, состаренного при 550 °C, наблюдается падение сужения до самого низкого значения $\psi = 52\%$.

Таким образом, термическое старение при длительных выдержках в интервале температур до 650 °C слабо влияет на кратковременные механические свойства при нормальной температуре, хотя в структуре и фазовом составе металла уже наблюдаются существенные изменения (таблица 3.2).

Влияние длительности изотермического старения на механические свойства при нормальной температуре выявило, что при старении при температуре нагрева 450 °С различие между металлом после горячей прокатки и после аустенизации в значениях прочностных и пластических свойств после выдержки в течение 10 000 часов невелики, а их абсолютные значения сохраняются на высоком уровне.

Влияние старения в течение 5000 часов в интервале температур 450...650 °С на временное сопротивление при разрыве (σ_B) при повышенных температурах испытаний не обнаруживается и, вне зависимости от исходного состояния материала и температурно-временного режима старения. Временное сопротивление σ_B снижается с повышением температуры испытаний закономерно и аналогично состоянию до старения. Эта тенденция сохраняется и в отношении условного предела текучести $\sigma_{0,2}$, значения которого превышают допускаемые напряжения для соответствующих температур.

Вместе с этим температурная зависимость относительного удлинения δ и относительного сужения ψ имеют характерные провалы с *минимумом* в диапазоне температур 450...650 °С и последующим возрастанием пластичности при 750 °С, что связано со структурными и фазовыми превращениями. Начальное падение относительного удлинения после старения 450 °С вызвано выделением дисперсных карбидных частиц, особенно заметным в металле, предварительно подвергнутом аустенизации и состаренном при температуре 550 °С.

В отличие от пластичности при удлинении провал вязкости, характеризуемый сосредоточенной деформацией, наблюдается в более широком интервале температур до 750 °С для аустенизированного металла, при этом старение при температуре 550 °С, что дает наиболее неблагоприятное сочетание значений прочности и пластичности ($\sigma_{0,2} = 132$ МПа, $\delta = 32\%$, $\psi = 53\%$).

В целом влияние изотермического старения на механические свойства при повышенных температурах проявляется в резком падении характеристик пластичности, особенно заметных для металла термообработанного на твердый раствор (аустенизация). При этом морфология карбидных выделений σ -фазы не оказывают решающей роли, в то время как для σ -фазы характерна повышенная травимость и заметная её коагуляция в периферийной зоне, что свидетельствует о нарушении когерентности на границах раздела фаз.

На основании полученных экспериментальных результатов можно констатировать следующее [101]:

1. На ранних стадиях изотермического старения аустенитной стали 08X18H10T при 450–550 °C (длительность выдержки 5000–10000 ч) образуются выделения мелкодисперсных карбидов, когерентных с аустенитной матрицей, что определяет при нормальной температуре её упрочнение, эффект которого с повышением температуры испытаний снижаются и полностью исчезает при 750 °C.

2. С увеличением длительности выдержки и температуры нагрева при изотермическом старении до 650 °C резко увеличиваются размеры карбидных частиц $Me_{23}C_6$ которые, при определенном сочетании температурно-временных параметров, превращаются в σ -фазу с низкой когерентностью γ -твердым раствором, однако это незначительно отражается на механические свойства стали 08X18H10T при комнатной температуре.

3. При повышенных температурах испытаний проявляется четкая взаимосвязь характеристик пластичности (провалы удлинения и сужения в интервале температур 450–650 °C) со структурными изменениями. При этом для металла после аустенизации и стабилизирующего отжига характерно наиболее неблагоприятное сочетание минимальных значений кратковременной прочности и пластичности.

3.2. Влияние длительных выдержек при повышенной температуре на жаропрочность стали 08X18H10T

Результаты испытаний образцов стали 08X18H10T по определению параметров ползучести при длительном деформировании металла представлены в таблице 3.3.

Сравнение влияния исходного состояния металла с состоянием после изотермического старения показывает, что разрушающее напряжение (σ_p) при длительном разрыве в интервале температур 450–750 °С (таблица 3.4), не зависит от его исходного состояния металла. Длительная прочность и разрушающее напряжение значительно превышает величину допускаемых напряжений при соответствующих температурах.

Таблица 3.4 – Влияние исходного состояния и термического старения на разрушающее напряжение при длительном разрыве стали 08X18H10T

Состояние образца	Температура испытаний, °С					
	450	500	550	600	650	700
Расчетное напряжение $[\sigma]$, МПа	112	108	102	90	55	27
Разрушающее напряжение σ_p , МПа						
Исходное состояние (И)	400	315	250	200	145	100
После аустенизации (А)	380	300	240	185	138	95
Исходное состояние + старение 450 °С	365	305	245	205	150	90
Исходное состояние + старение 650 °С	395	310	245	200	140	100
Аустенизация + старение 450 °С	380	315	235	195	135	90
Аустенизация + старение 550 °С	375	310	240	215	130	90
Аустенизация + старение 650 °С	375	310	230	195	130	90

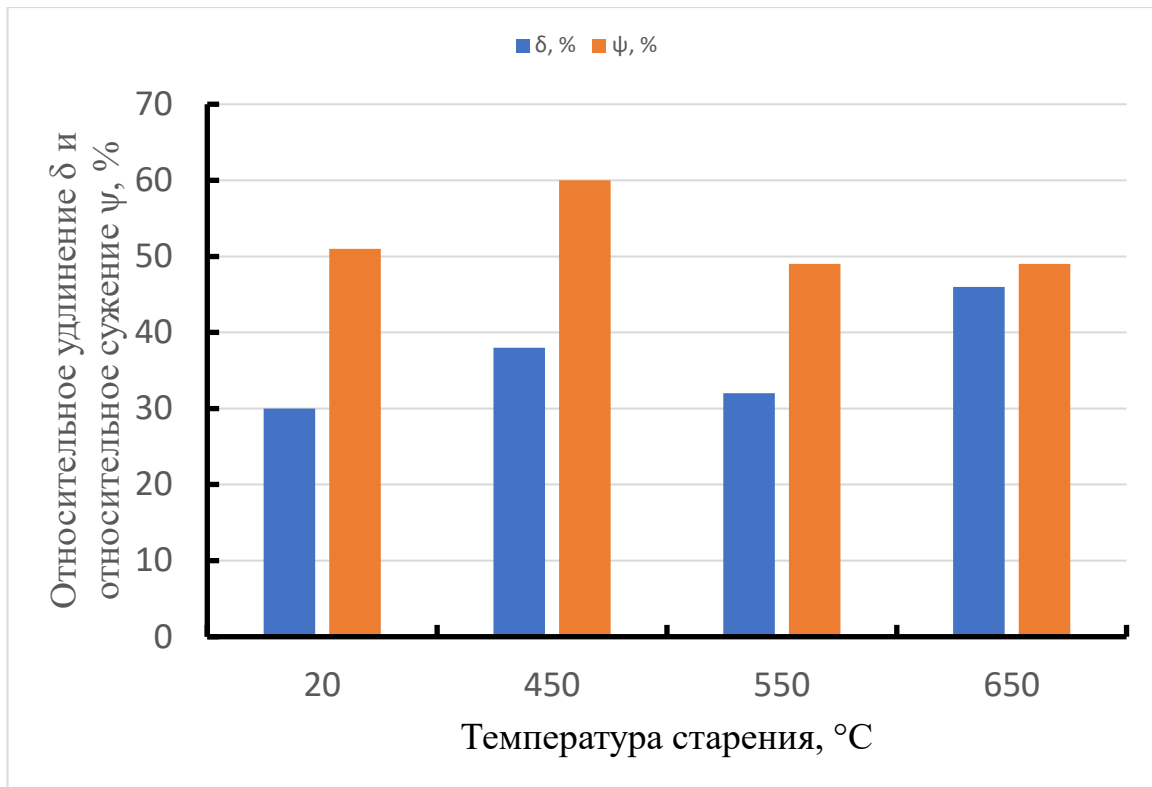
Таблица 3.3 – Данные параметров ползучести при длительном деформировании металла

Состояние	T _{ст} , °C	t _{ст} , тыс. ч	T _{исп} , °C	σ _p , МПа	Время, ч				Удлинение, %			Ψ _к , %
					τ _к	τ _{II}	τ _I	τ ₂	δ _н	δ _{кΣ}	δ _{II}	
Исходное			550	250	2138	0,14	0	0	1,5	20	4,0	49,6
			550	300	933	0,14	0	0	3,0	1,6	6,0	42,2
			600	200	1550	0,55	0,30	0,55	–	28,6	1,8	51,8
				200	1374	0,11	0,51	0,18	–	33,2	1,3	51,1
				250	246	0,12	0,28	0,42	–	24,1	0,34	45,3
				250	502	0,24	0,49	0,70	–	37,8	0,40	32,7
			650	200	228	0,39	0,12	0,2	–	41,0	5,0	62,1
			650	250	123	0,18	0	0	1,5	23,0	4,4	53,1
Исходное + Старение	450	5	600	200	1159	0,12	0,12	0,26	–	37,7	1,2	60,0
				250	870	0,12	0,67	0,18	–	39,6	1,4	63,8
Исходное + Старение	650	2	600	200	464	0,56	0,56	0,11	–	43,6	12,0	36,7
				250	436	0,44	0,27	0,39	–	46,2	10,6	61,3
Аустенизация	–	–	600	200	5750	0,49	0,87	0,69	0,5	17,5	1,7	40,0
Аустенизация + Старение	450	2	600	200	985	0,39	0	0,56	1,5	18,0	3,7	15,1
				250	386	0,31	0,36	0,62	–	12,0	1,0	31,0
Аустенизация + Старение	450	5	600	200	2663	0,61	0,14	0,68	–	16,0	1,5	37,0
	550	2	600	200	3312	0,60	1,0	–	–	5,0	0,55	6,0
	550	5	650	200	276	0,18	0	0,18	0,8	14,0	2,0	29,0
Аустенизация + Старение	650	2	600	200	1382	0,80	0,35	0,86	–	18,0	3,6	68,0
	650	2	600	200	2443	0,41	0,74	0,10	–	2,0	0,8	8,2

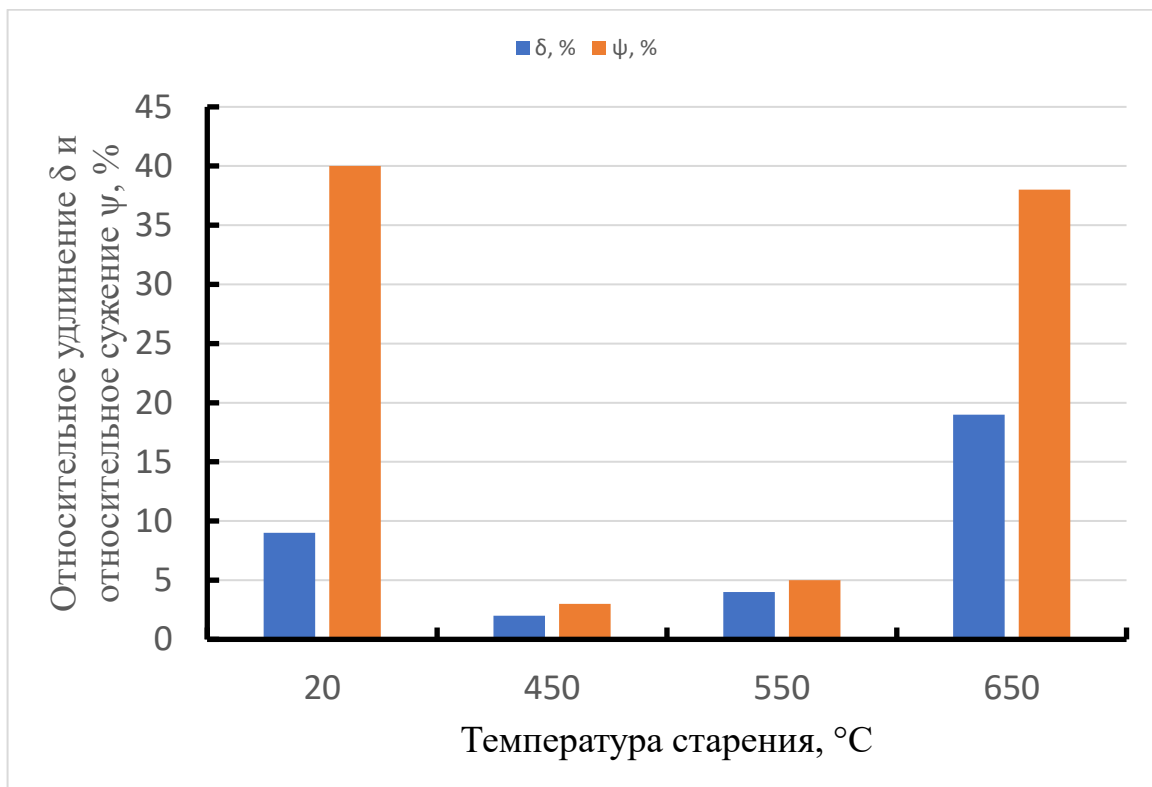
В отличие от прочностных характеристик влияние температурно-временных параметров старения наиболее ярко выражено в изменении пластичности при длительном разрыве.

Из графика (рисунок 3.6,*а*), видно, что длительная пластичность металла в состоянии поставки незначительно изменяется в процессе старения до 5000 часов в диапазоне 450–650 °C, в то время как в изменении длительной пластичности термообработанного металла наблюдаются синхронные минимумы удлинения δ_к и сужения ψ_к (рисунок 3.6,*б*) после старения при 550 °C, выше которой падение пластичности уже замедляется.

На основании данных всех экспериментов по длительному разрушению построены графические зависимости (рисунок 3.7) минимальных значений пластичности от температуры испытания при ползучести.



а

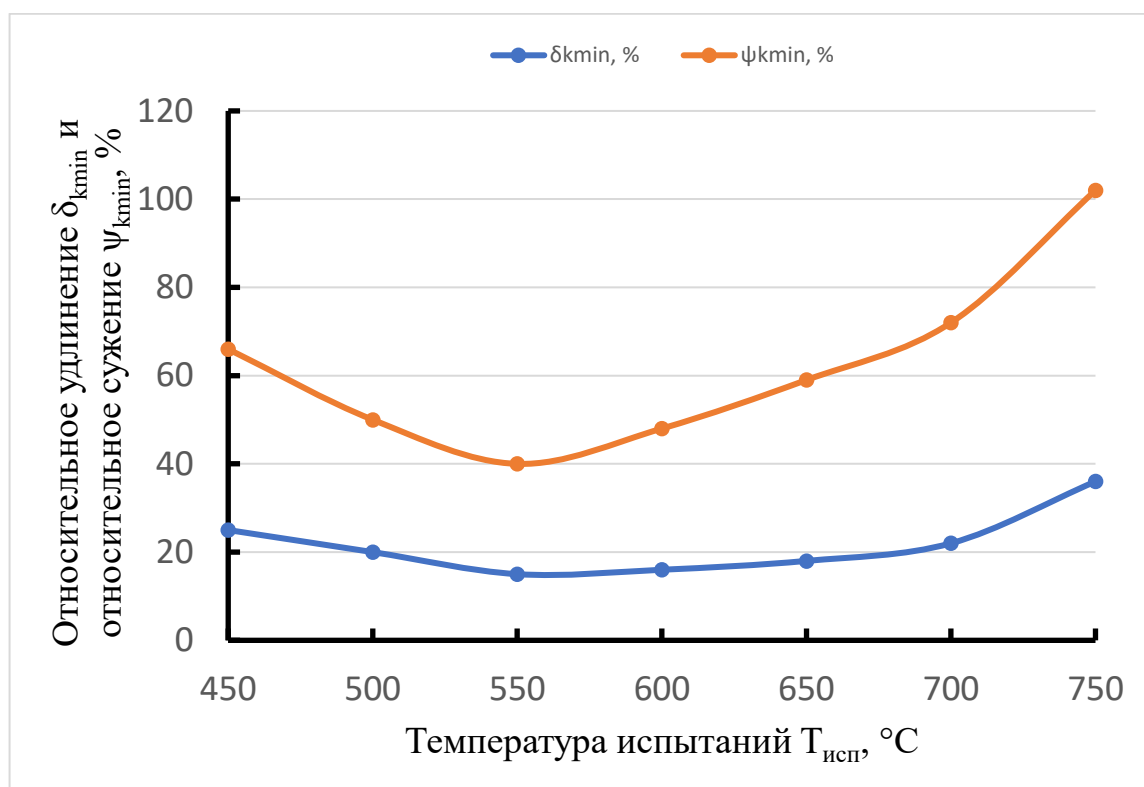


б

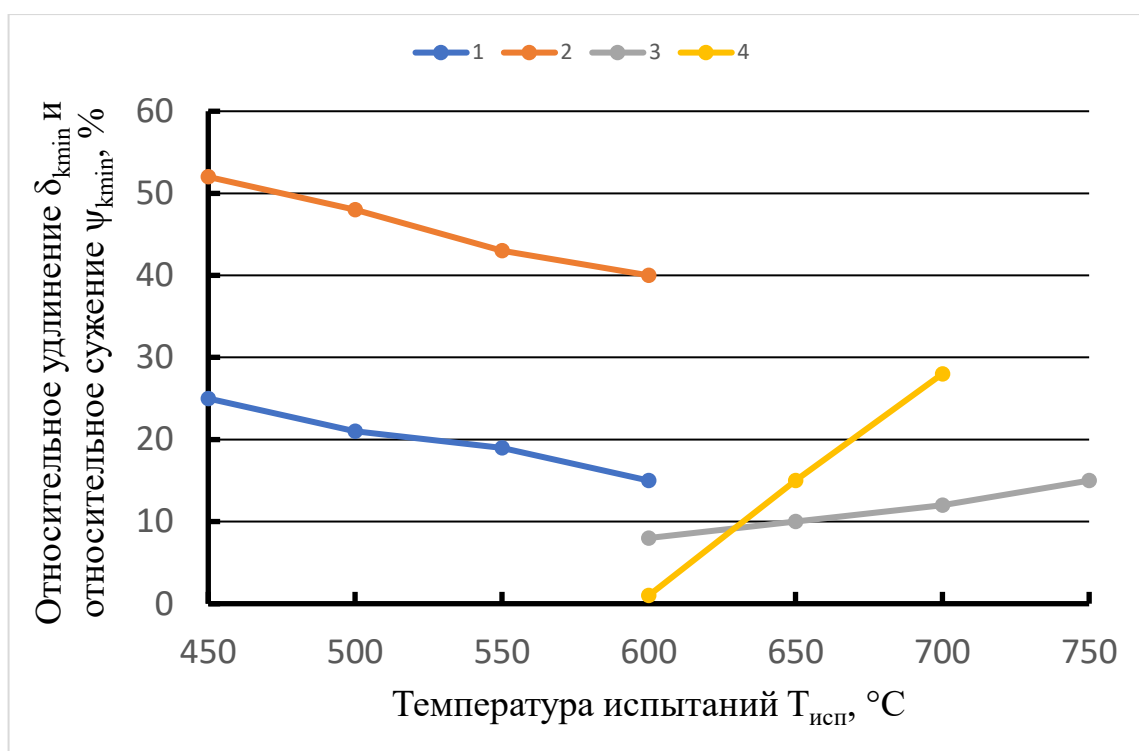
Рисунок 3.6 – Влияние температуры старения на пластичность при длительном разрыве ($\sigma = 200$ МПа, $T_{\text{исп}} = 600$ °C) при выдержке 2000 (а) и 5000 (б) часов

Из графика видно, что для металла в состоянии поставки имеет место существенное снижение $\delta_{\min} \geq 15\%$ к $\psi \geq 25\%$ в интервале температур испытания 550–650 °С, что свидетельствует о протекании процесса старения непосредственно во время испытания, при этом тот же металл после изотермического старения менее склонен к снижению пластичности (рисунок 3.7).

Для стали 08X18H10T в аустенизированном состоянии с ростом температуры испытания характерно охрупчивание (рисунок 3.7, б) в диапазоне температуры 550–600 °С. С увеличением температуры испытаний с 600 до 700 °С охрупчивание снижается с ростом деформирующих напряжений.



а



б

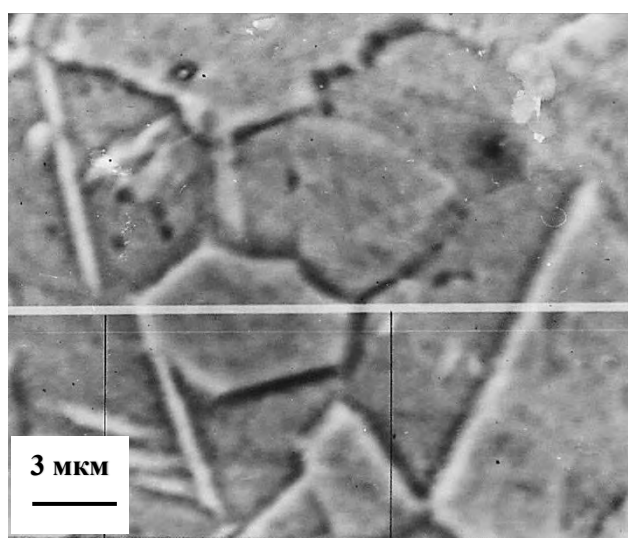
Рисунок 3.7 – Зависимость минимальных значений пластичности от исходного состояния металла и температуры при длительном разрыве: а – сталь 08X18H10T в исходном состоянии; б: 1 – δ_{kmin} сталь 08X18H10T в состоянии после аустенизации; 2 – ψ_{kmin} сталь 08X18H10T в состоянии после аустенизации; 3 – δ_{kmin} сталь 08X18H10T в состоянии после аустенизации и старения (550 °C 2000 часов); 4 – ψ_{kmin} сталь 08X18H10T в исходном состоянии и старения (550 °C 2000 часов);

Анализ температурно-временной зависимости длительной пластичности ($T_{исп} = 600$ °C, $\sigma = 200$ МПа) показывает (рисунок 3.6, б), что минимальные значения относительного удлинения и сужения при длительном разрыве имеют место при долговечности 1000 часов. При этом они практически не зависят от исходного состояния металла. В тоже время для металла в состоянии после аустенизации после длительного термического старения в течение 5000 часов значения пластичности (относительного удлинения и относительного сужения) находятся на низком уровне и граничат с горячей хрупкостью.

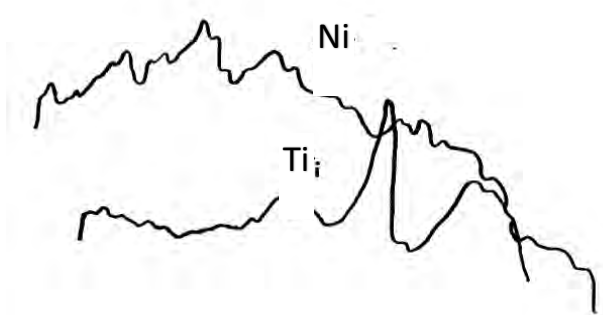
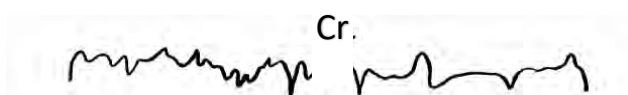
С помощью рентгеноспектрального микроанализа изучали различия в распределении концентраций основных легирующих элементов (титана, хрома, никеля) в окрестностях границ в зависимости от степени развития

явления горячего охрупчивания [102, 103]. Микрозондовый анализ проводился в режиме непрерывного сканирования в интервале 30–60 мкм. Результаты регистрировались на сканограммах, где приведены профили рентгеновских интенсивностей концентраций легирующих элементов по зерну и при пересечении зондом границ зерен.

В металле в состоянии поставки концентрационных изменений по хрому в приграничных зонах не наблюдается (рисунок 3.8), а «всплески» концентрации титана имеют место на частицах карбонитридов в теле зерна.



а



б

Рисунок 3.8 – Распределение элементов химического состава в микроструктуре стали 08X18H10T в состоянии поставки:
а – микрофотография участка сканирования (х3000); *б* – концентрационные кривые легирующих элементов, сканограмма

В том же металле после аустенизации со стабилизирующим отжигом так же не наблюдается концентрационных изменений по хрому в приграничных зонах (рисунок 3.9), а более частые «всплески» концентрации титана соответствуют большому количеству карбонитридов.

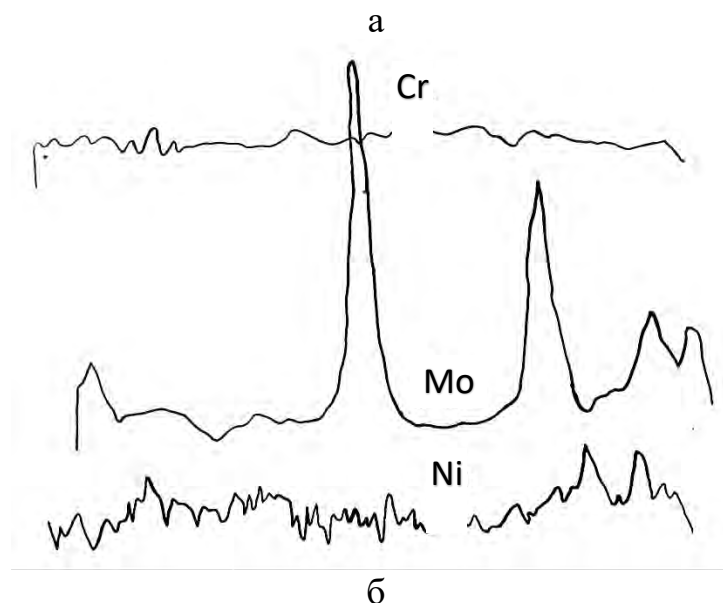
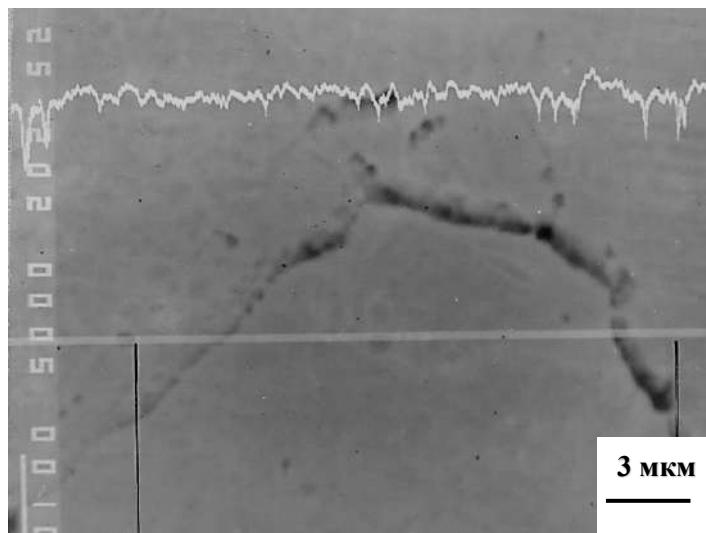
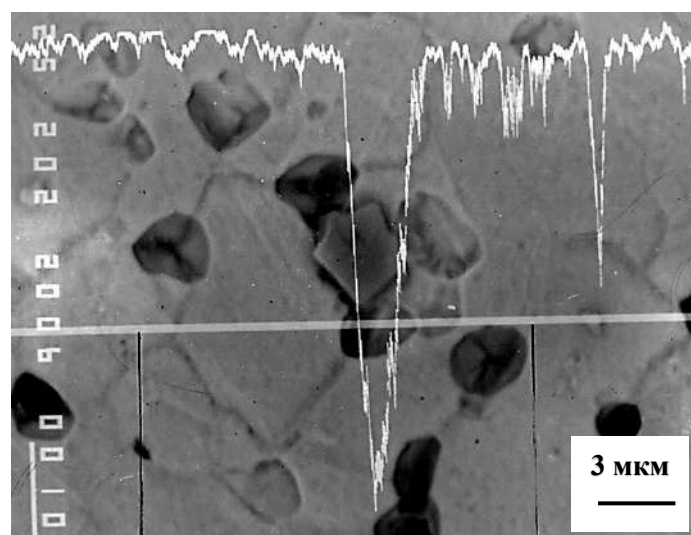
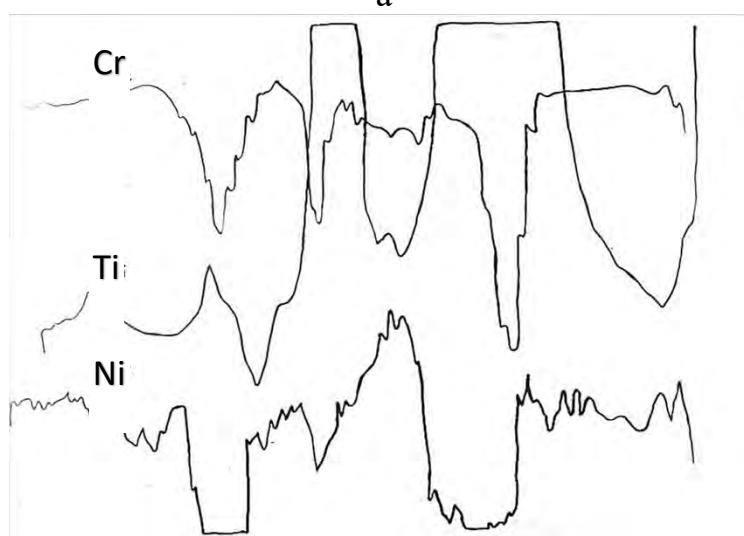


Рисунок 3.9 – Распределение элементов химического состава в микроструктуре стали 08X18H10T после аустенизации (А):
а – микрофотография участка сканирования (х3000); *б* – концентрационные кривые, сканограмма

После термического старения 650 °С в течение 5000 часов наблюдается резкое снижение концентрации хрома при сканировании скоплений включений (рисунок 3.10).



а



б

Рисунок 3.10 – Распределение элементов химического состава на границе раздела σ -фазы с аустенитной матрицей после старения 650 °С в течение 5000 часов:

а – микрофотография участка сканирования (x3000); б – концентрационные кривые, сканограмма

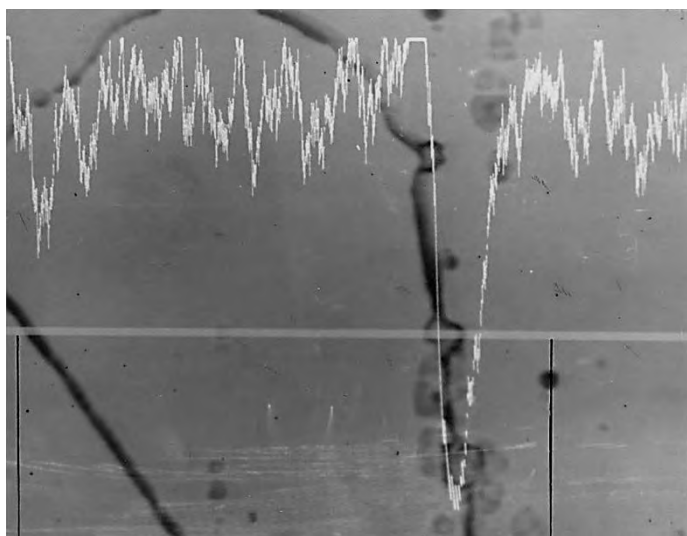
На межфазных границах обнаруживается присутствие неизвестной интерметаллидной фазы, близкой по форме и расположению (по границам зёрен) к σ -фазе, но отличающуюся от нее по составу (γ -фаза, либо Me_{23}C_6).

Так для σ -фазы характерно повышенное содержание хрома, а для неизвестной фазы характерно резкое снижение содержания хрома (рисунок 3.10) при одновременном увеличении концентрации титана. Зарождение такой фазы, по-видимому, связано с тем, что в аустенитных сталях типа 08X18H10T титан не расходуется полностью на связывание углерода в первичные карбиды

титана. Поэтому часть титана остается растворенной в аустените и с повышением соотношения Ti/C титана к углероду увеличивается и количество растворенного титана.

Свободный титан в интервале температур 550–700 °С при превращении $\text{Me}_{23}\text{C}_6 \rightarrow \sigma$ -фаза реагирует с освобождающимся углеродом на границах раздела σ -фаза/аустенит сегрегируя в виде мелких частичек промежуточной фазы, обогащенной титаном. Это дает основание предположить наличие ферротитанида, являющегося интерметаллидом переменного состава. Кристаллографические параметры этой фазы установить не удалось. Необходимо отметить, что в работе японских исследователей [104, 105], обнаруживших зернограницные выделения с высокой концентрацией титана, резко снижалась длительная прочность, в то время как в нашем случае длительная прочность даже несколько повышалась.

Влияние промежуточной фазы на падение горячей пластичности подтверждается исследованием хрупко разрушившегося образца термообработанного по режиму: Аустенизация + старение 550 °С в течение 2000 часов. Испытания металла проводились при температуре нагрева $T = 600$ °С при напряжениях $\sigma = 250$ МПа в течение $\tau = 3175$ часов. Сканограмма образца представлена на рисунке 3.11.



а

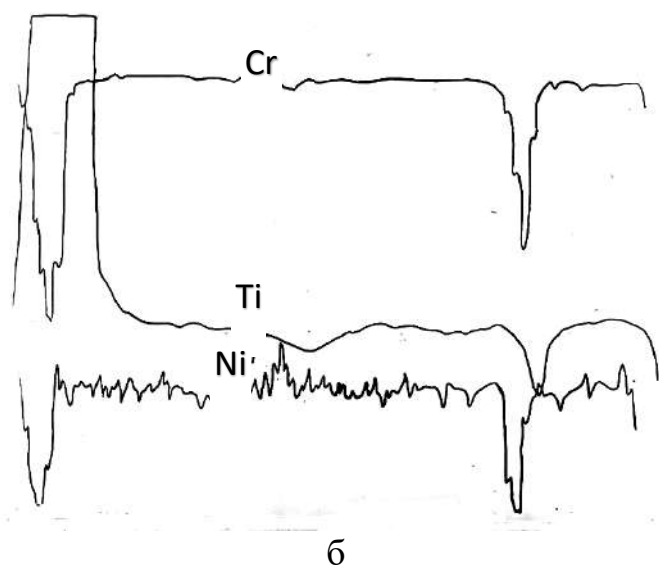


Рисунок 3.11 – Распределение элементов химического состава на границе раздела σ -фаза с аустенитной матрицей (сталь 08X18H10T после аустенизации (А) и испытания на длительную прочность при 600 °С, $\sigma = 200$ МПа в течение 3175 часов):
а – микрофотография участка сканирования (x3000); *б* – концентрационные кривые, сканограмма

При сканировании межзеренной области в зоне разрушения исследуемого образца наблюдается синхронные минимумы концентрационных кривых Cr_{ka} , Ti_{ka} , Ni_{ka} . Это свидетельствует о нарушении сплошности границы раздела между зерном и включением, вследствие длительного разрушения с низкой пластичностью. Так как сканирование по частице при этом указывает на резкое снижение концентрации хрома и рост концентрации титана, то это предположить, что низкая высокотемпературная длительная пластичность связана с выпадением промежуточной фазы, обогащенной железом и титаном.

На основании полученных экспериментальных данных можно заключить [106]:

1. На ранних стадиях старения аустенитной стали 08X18H10T при 450–550 °С в течение 5000–10000 часов возникают выделения мелкодисперсных карбидов когерентных с аустенитной матрицей. Это определяет при нормальной температуре её упрочнение, эффект которого с повышением температуры испытаний снижаются и практически исчезает при 750 °С.

2. С увеличением времени и температуры старения до 650 °С резко увеличиваются размеры карбидных частиц Me_{23}C_6 которые, при определенном сочетании температурно-временных параметров превращаются в σ -фазу с низкой когерентностью γ -твердым раствором. Однако это незначительно отражается на механических свойствах при нормальной температуре.

3. При повышенных температурах кратковременных испытаний проявляется четкая взаимосвязь характеристик пластичности (провалы удлинения и сужения в интервале 450–650 °С) со структурными изменениями. При этом для металла после аустенизации и стабилизирующего отжига характерно наиболее неблагоприятное сочетание минимальных значений кратковременной прочности и пластичности.

4. Старение при 450 °С незначительно влияет на характеристики жаропрочности; старение в интервале 550–650 °С вызывает провалы длительной пластичности и вязкости, достигающих значений горячей хрупкости у металла с дополнительной термообработкой по режиму стабилизирующего отжига.

5. Высокотемпературное охрупчивание при 550–650 °С является следствием низкой когерентной связи частиц промежуточной интерметаллидной фазы, зарождающейся на границах, раздела σ -фаза с обедненной хромом околограничной зоной аустенитной матрицы. При этом длительная прочность в отсутствии деформации ползучести остается высокой.

6. В целом термическое старение аустенитной стали 08X18H10T вызывает изменение фазового состава, обуславливающего горячее охрупчивание металла.

Выводы к главе 3

1. На ранних стадиях изотермического старения аустенитной стали 08X18H10T при 450–550 °С (длительность выдержки 5000–10000 ч) образуются выделения мелкодисперсных карбидов, когерентных с

аустенитной матрицей, что определяет при нормальной температуре её упрочнение, эффект которого с повышением температуры испытаний снижаются и полностью исчезает при 750 °С.

2. С увеличением длительности выдержки и температуры нагрева при изотермическом старении до 650 °С резко увеличиваются размеры карбидных частиц $Me_{23}C_6$ которые, при определенном сочетании температурно-временных параметров, превращаются в σ -фазу с низкой когерентностью γ -твердым раствором, однако это незначительно отражается на механические свойства стали 08X18H10T при комнатной температуре.

3. При повышенных температурах испытаний проявляется четкая взаимосвязь характеристик пластичности (провалы удлинения и сужения в интервале температур 450–650 °С) со структурными изменениями. При этом для металла после аустенизации и стабилизирующего отжига характерно наиболее неблагоприятное сочетание минимальных значений кратковременной прочности и пластичности.

4. На ранних стадиях старения аустенитной стали 08X18H10T при 450–550 °С в течение 5000–10000 часов возникают выделения мелкодисперсных карбидов когерентных с аустенитной матрицей. Это определяет при нормальной температуре её упрочнение, эффект которого с повышением температуры испытаний снижаются и практически исчезает при 750 °С.

5. С увеличением времени и температуры старения до 650 °С резко увеличиваются размеры карбидных частиц $Me_{23}C_6$ которые, при определенном сочетании температурно-временных параметров превращаются в σ -фазу с низкой когерентностью γ -твердым раствором. Однако это незначительно отражается на механические свойствах при нормальной температуре.

6. При повышенных температурах кратковременных испытаний проявляется четкая взаимосвязь характеристик пластичности (провалы удлинения и сужения в интервале 450–650 °С) со структурными изменениями. При этом для металла после аустенизации и стабилизирующего отжига

характерно наиболее неблагоприятное сочетание минимальных значений кратковременной прочности и пластичности.

7. Старение при 450 °С незначительно влияет на характеристики жаропрочности; старение в интервале 550–650 °С вызывает провалы длительной пластичности и вязкости, достигающих значений горячей хрупкости у металла с дополнительной термообработкой по режиму стабилизирующего отжига.

8. Высокотемпературное охрупчивание при 550–650 °С является следствием низкой когерентной связи частиц промежуточной интерметаллидной фазы, зарождающейся на границах, раздела σ -фаза с обедненной хромом околограничной зоной аустенитной матрицы. При этом длительная прочность в отсутствии деформации ползучести остается высокой.

9. В целом термическое старение аустенитной стали 08X18H10T вызывает изменение фазового состава, обуславливающего горячее охрупчивание металла.

Глава 4. ИССЛЕДОВАНИЕ ВЛИЯНИЯ ДЕФОРМАЦИОННОЙ НАСЛЕДСТВЕННОСТИ НА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИЕ СВОЙСТВА СТАЛИ 08X18H10T

4.1. Методика исследования влияния деформационной наследственности на физико-механические свойства стали 08X18H10T

Задачей исследований, результаты которых представлены в данной главе, явилось определение влияния на физико-механические свойства исследуемого металла его термомеханической наследственности металлургического и машиностроительного производства.

В связи с меньшей чувствительностью к термическому старению, эксперименты проводились только на металле в состоянии поставки, из которого изготавливались образцы на растяжение диаметром 5 мм.

Учитывая низкую чувствительность аустенитной стали типа 18-8 к наклепу при малых $\varepsilon \leq 0,05$ деформациях, образцы подвергались предварительному растяжению со скоростью 4 мм/мин на разрывной машине УММ-5 на 5 мм ($\varepsilon = 0,1$) и 10 мм ($\varepsilon = 0,2$) при 20 °С и на машине АИМА-5-2 на 9–10 мм ($\varepsilon = 0,18-0,20$) при 450 °С и 600 °С с переменной скоростью деформирования в интервале 2-5 мм/мин. После такого деформирования образцы контролировались на величину изменения диаметра по длине рабочей части и его общее удлинение.

Предварительно деформированные по различным режимам образцы испытывались на кратковременную и длительную прочность, по результатам оценивали влияние деформационной наследственности на механические свойства и жаропрочность, характер разрушения, микроструктуру.

4.2. Влияние холодной деформации на физико-механические свойства стали 08X18H10T

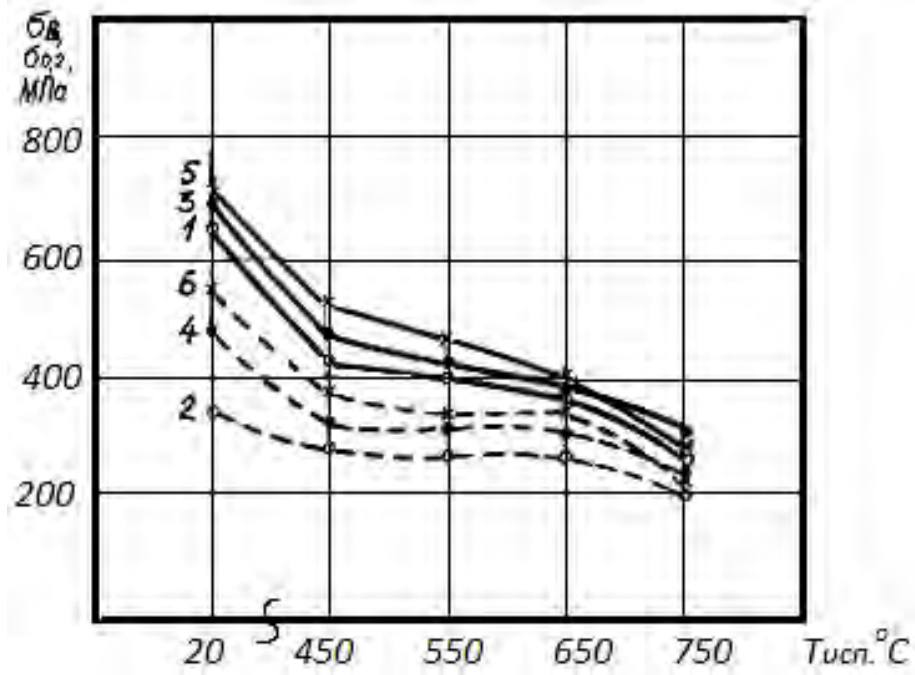
Влияние предварительной холодной деформации на физико-механические свойства исследовали в зависимости от степени деформации.

В таблице 4.1 приведены усредненные результаты кратковременных испытаний в интервале температур 20...750 °С образцов, предварительно деформированных при 20 °С на $\varepsilon = 0,1$ и $\varepsilon = 0,2$.

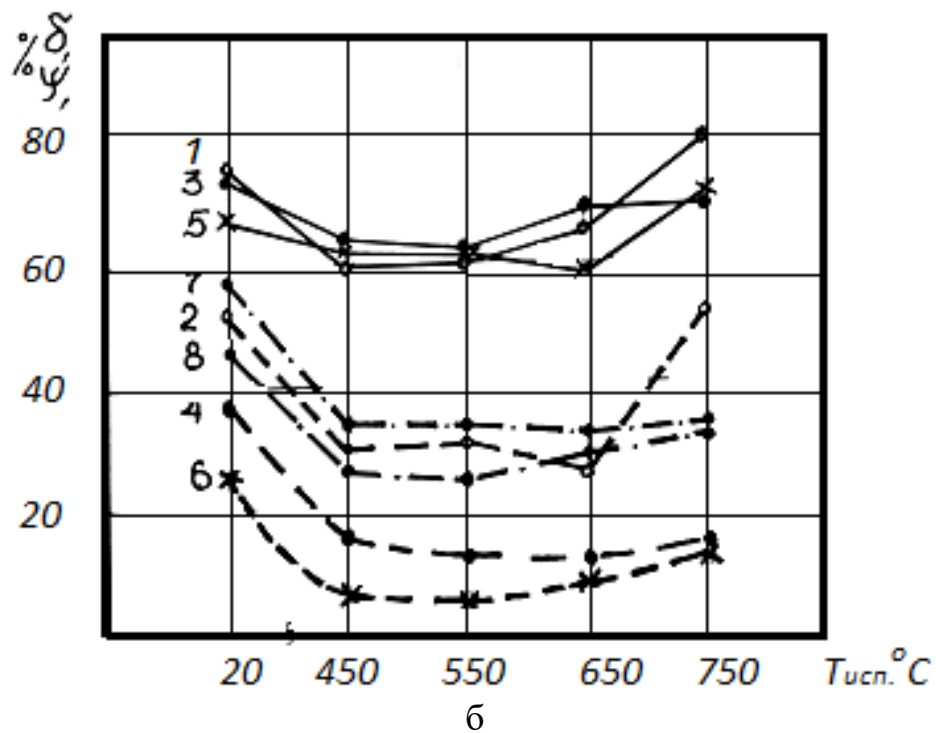
Таблица 4.1 – Механические свойства предварительно деформированной при 20 °С стали 08X18H10T

Температура испытаний $T_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	Предел прочности $\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	Условный предел текучести, $\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	Относительное удлинение $\delta, \%$	Относительное сужение $\psi, \%$
Степень деформации $\varepsilon = 0,1$ (10%)				
20	691	470	38	73
450	458	344	15	65
550	410	333	14	64
650	370	278	12	70
750	270	237	13	70
Степень деформации $\varepsilon = 0,2$ (20%)				
20	711	550	26	68
450	500	373	6	64
550	448	330	4	63
650	379	326	7	57
750	254	228	10	71

Графическое сравнение характеристик кратковременной прочности и пластичности по средним значениям (рисунок 4.1, а), показывает, что с ростом степени предварительной холодной деформации растет предел прочности $\sigma_{\text{в}}$ и текучести как при нормальной, так и повышенных температурах до 650 °С, выше которой эффект упрочнения резко снижается и при 750 °С эффект упрочнения практически незначителен (рисунок 4.1, б, кривые 1 и 2).



а



б

Рисунок 4.1 – Влияние предварительной холодной деформации (при 20 °С) на механические свойства стали 08X18H10T:

○ – $\varepsilon = 0$; ● – $\varepsilon = 0,1$; х – $\varepsilon = 0,2$;

а – прочностные свойства; 1; 3; 5 – σ_B —————; 2; 4; 6 – $\sigma_{0,2}$ - - - - -;

б – пластические свойства; 1; 3; 5 – ψ —————; 2; 4; 6 – δ - - - - -; 7 – $\sum \delta_{\varepsilon=0,1}$;
8 – $\sum \delta_{\varepsilon=0,2}$;

Таким образом, деформационное упрочнение наследуется при нормальной температуре и при кратковременном приложении нагрузки при повышенных до 650 °С температурах, причем приращение значений предела текучести вдвое выше, чем предела прочности.

Наибольшее влияние предварительная холодная деформация оказывает на пластичность, характеризуемую равномерным удлинением δ , которое с увеличением степени деформации снижается во всем исследованном интервале температур, достигая минимума $\delta = 5\%$ в области 460...650 °С, что свидетельствует о высокой склонности к локализации деформации металла после предварительного пластического упрочнения и это подтверждается так же высокими значениями сужения ψ , которое остается на уровне исходного металла (рисунок 4.1, б, кривые 1, 3, 5). В целом такое состояние не может рассматриваться как хрупкость материала, так как суммарный ресурс пластичности при предварительной и окончательной деформации оказывается близким к величине удлинения исходного металла (рисунок 4.1, б, кривые 2, 7, 8) при однократном деформировании до разрушения.

В таблице 4.2 представлены результаты испытаний холоднодеформированного металла на сопротивление длительному разрушению в диапазоне 450...750 °С и результаты анализа первичных кривых ползучести в логарифмических координатах, ранжированных по температурным уровням и напряжениям.

Результаты испытаний показывают, что в области температур до 750 °С имеет место снижение длительной прочности, а наработка до разрушения (τ_k) при ползучести непропорциональна степени предварительной холодной деформации (рисунок 4.2). При этом с повышением температуры выше 650 °С влияние холодной деформации снижается (кривые 3, 4, 5).

Влияние холодной деформации на длительную пластичность однозначно: ресурс пластичности (τ_k) снижается пропорционально величине предварительной деформации, при этом суммарные деформации удлинения до

разрушения остаются примерно равномерными (рисунок 4.3, кривые 4, 5, 1), аналогично тому, как и при кратковременном растяжении (рисунок 4.1, б).

Таблица 4.2 – Результаты испытаний холоднодеформированного металла на сопротивление длительному разрушению

ε	$T_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_p, \text{МПа}$	$\tau_k, \text{ч}$	τ_{II}	τ_1	τ_2	$\delta_k, \%$	$\delta_{II}, \%$	$\psi_k, \%$
0,1	550	300	516	0,136	0,31	0,40	10,5	0,36	25,9
0,2	550	300	532	0,15	0,286	0,549	8,7	0,46	16,8
0,1	600	250	544	0,258	0,46	0,772	12,0	0,6	37,3
0,2	600	250	148	0,302	0,229	0,446	10,0	1,1	42,0
0,1	650	200	217	0,37	0,157	0,359	10,0	2,0	36,0
0,2	650	200	364	0,25	0,214	0,538	8,0	1,1	1,7
0,1	650	250	52	—	0,231	0,385	15,0	—	32,0
0,1	700	140	210	0,25	0,114	0,257	16,0	2,0	50,0
0,2	700	140	67	—	0,104	0,343	25,0	—	63,0
0,1	750	100	150	—	0,16	0,267	35,0	—	71,0
0,1	750	100	383	—	0,225	0,386	26,0	—	39,0
0,2	750	100	57	—	0,176	0,316	18,0	—	60,0
0,2	750	100	100	—	0,190	0,370	24,0	—	63,0

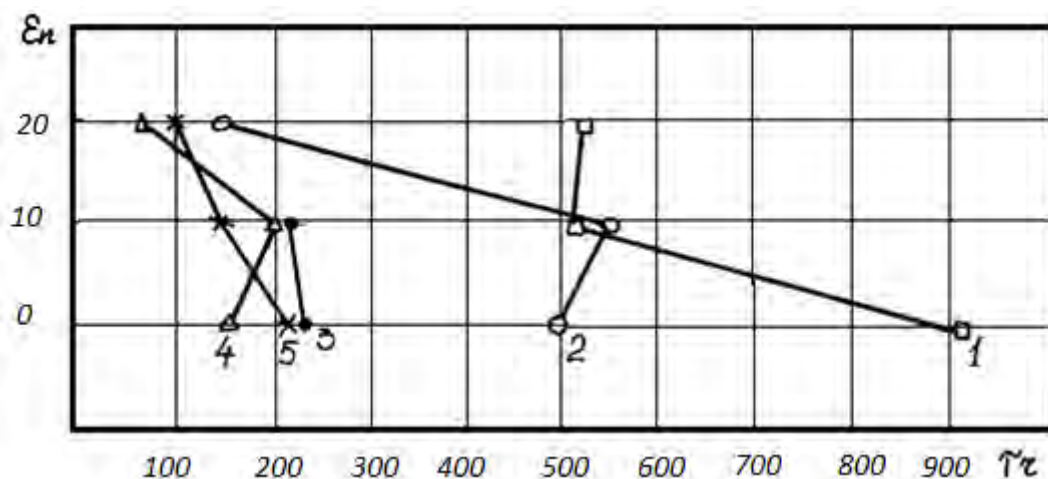


Рисунок 4.2 – Влияние холодной деформации на живучесть при ползучести:

□ – 550 °C, $\sigma_i = 300$; ○ – 600 °C, $\sigma_i = 250$; ● – 650 °C, $\sigma_i = 200$; Δ – 700 °C, $\sigma_i = 140$; × – 750 °C, $\sigma_i = 100$;

Таким образом, результаты экспериментов по кратковременному и длительному разрушению свидетельствует о том, что предварительная холодная деформация исследуемой аустенитной стали снижает

жаропрочность металла что особенно отрицательно отражается на длительную пластичность при растяжении.

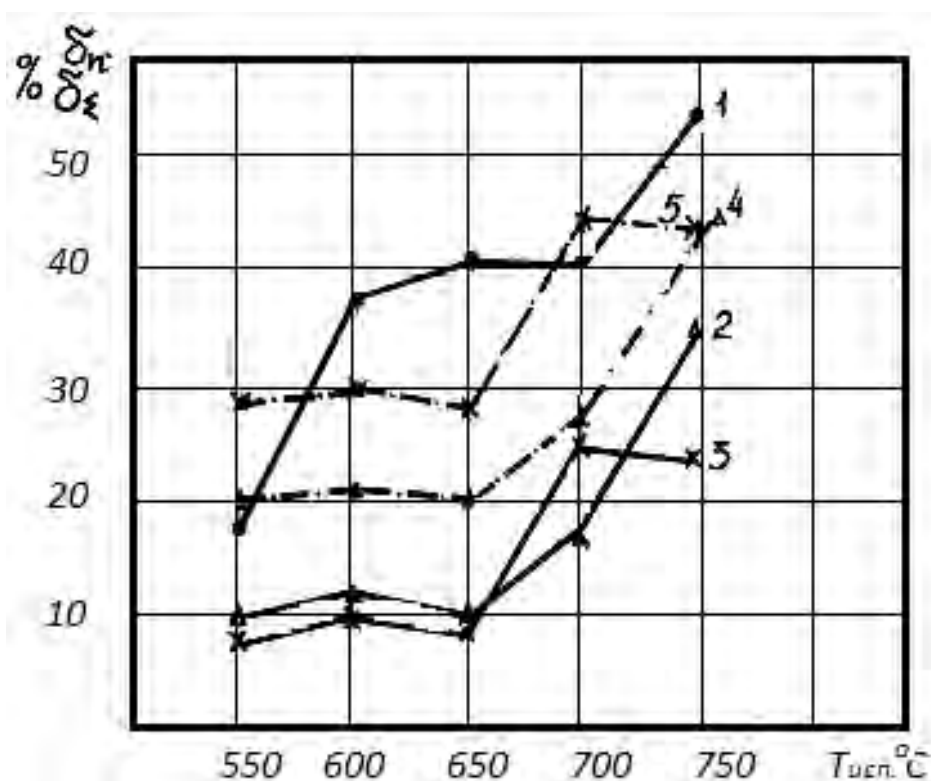


Рисунок 4.3 – Влияние холодной деформации на пластичность при ползучести:

- – $\varepsilon = 0$; Δ – $\varepsilon = 0,1$; $\times$ – $\varepsilon = 0,2$; 1, 2, 3 – удлинение ползучести δ_k —;
- 4, 5 – суммарное удлинение δ_Σ -----

4.3. Влияние горячей деформации на физико-механические свойства стали 08X18H10T

Изучение влияния на физико-механические свойства предварительной горячей деформации проводилось в зависимости от температуры при постоянной степени деформирования ($\varepsilon = 0,2$).

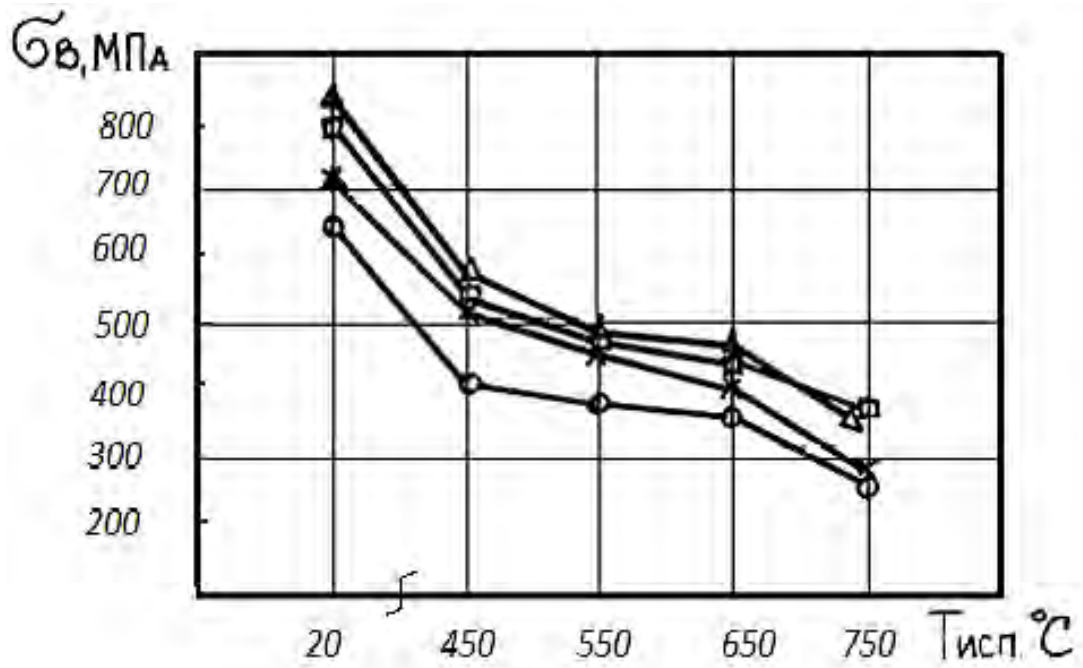
В таблице 4.3 приведены результаты кратковременных испытаний в интервале 20...750 °C образцов деформированных при 450 °C и 600 °C.

Таблица 4.3 – Результаты кратковременных испытаний образцов, деформированных со степенью деформации $\varepsilon = 0,2$ при 450 и 600 °С

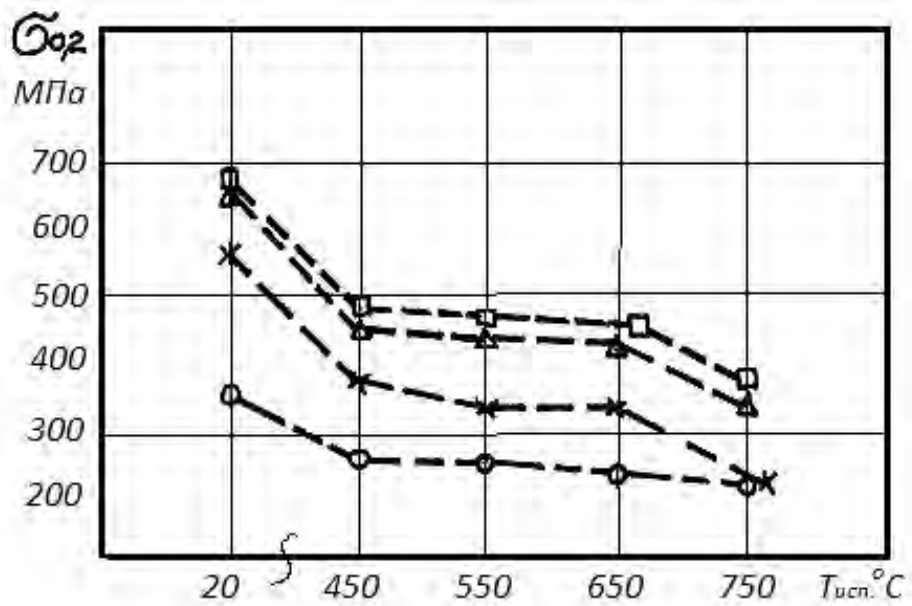
Температура испытаний $T_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	Предел прочности $\sigma_{\text{в}}, \text{МПа}$	Условный предел текучести $\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	Относительное удлинение δ , %	Относительное сужение ψ , %
Температура предварительного деформирования 450 °С				
20	814	623	37	70
450	534	488	9	59
550	468	438	6	57
650	437	440	8	60
750	353	333	16	67
Температура предварительного деформирования 600 °С				
20	843	489	35	66
450	558	457	12	58
550	461	426	8	51
650	459	444	10	56
750	358	340	15	67

Графическое сравнение изменений характеристик прочности по средним значениям (рисунок 4.4) показывает, что предварительная горячая деформация более эффективно повышает кратковременную прочность, чем равная ей по величине холодная деформация, как при нормальной, так и повышенных температурах.

В отличие от холоднодеформированного металла эффект упрочнения выше 650 °С не только не снижается, но и достигает по пределу прочности ($\sigma_{\text{в}}$) максимальных значений при 750 °С (рисунок 4.5, кривые 3, 5). Это является следствием того, что по сравнению с холодным упрочнением аустенитной матрицы при горячей деформации возникает ячеистая субзеренная структура более устойчивая при повышенных температурах. Следует отметить, что горячее деформирование наиболее эффективно повышает предел текучести $\sigma_{0,2}$ (рисунок 4.5, кривые 4, 6), а абсолютные значения его не менее чем в 1,5 раза выше в интервале 450–750 °С.



а



б

Рисунок 4.4 – Влияние температуры предварительного деформирования на прочностные свойства при кратковременном растяжении:
 $\circ - \varepsilon = 0$; $\times - \varepsilon = 0,2, T = 20^\circ C$; $\square - \varepsilon = 0,2, T = 450^\circ C$; $\Delta - \varepsilon = 0,2, T = 650^\circ C$;

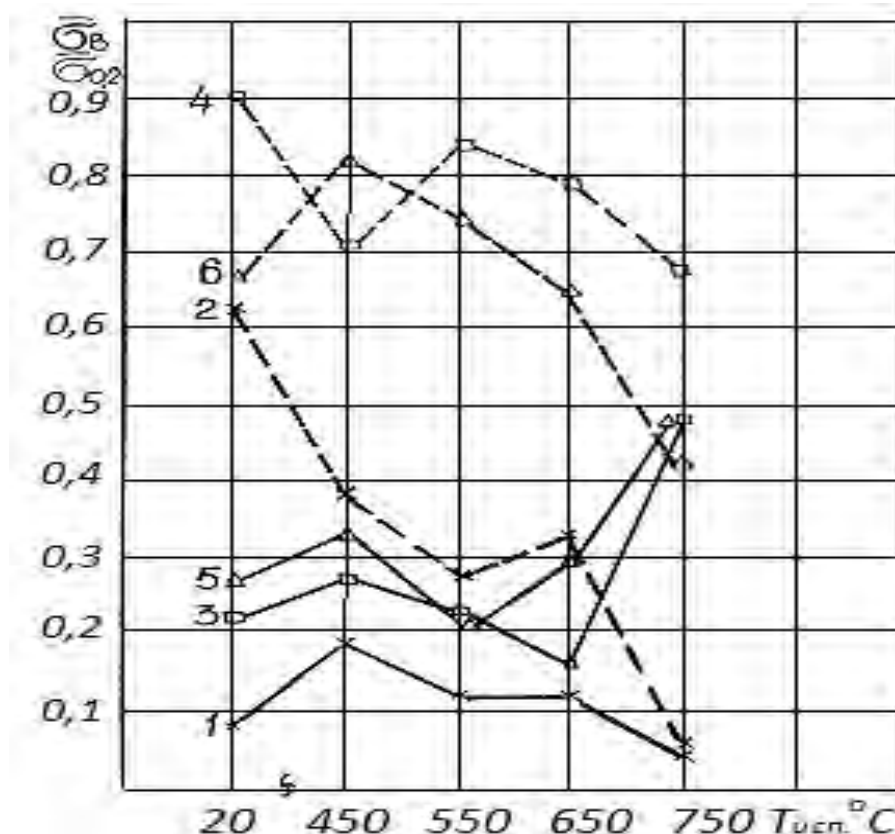


Рисунок 4.5 – Зависимость степени деформационного упрочнения ($\varepsilon = 0,2$) от температуры испытания:

— σ_b ; х – $T_d = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (кривые 1 и 2); Δ – $T_d = 20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (кривые 5 и 6);
 - - - $\sigma_{0,2}$; $\square$ – $T_d = 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ (кривые 3 и 4);

Влияние горячей деформации на пластичность металла аналогично рассмотренному выше влиянию холодной деформации: при высокой вязкости разрушения относительное удлинение δ снижается в диапазоне температур 450–750 $^{\circ}\text{C}$ и достигает минимума 6 % при 550 $^{\circ}\text{C}$ (рисунок 4.6, кривые 3 и 4), а суммарная величина удлинения (δ_{Σ}) близка значениям для исходного металла (рисунок 4.6, кривые 5, 6, 7).

В таблице 4.4 сведены данные результатов испытаний горячедеформированного металла на сопротивление длительному разрушению при 450...750 $^{\circ}\text{C}$ и результаты анализа первичных кривых ползучести в логарифмических координатах. Анализ результатов завершённых экспериментов показывает, что в отличие от холодной деформации предварительная горячая деформация в интервале 450...600 $^{\circ}\text{C}$ повышает живучесть (τ_k) при ползучести (рисунок 4.7,а) до 600 $^{\circ}\text{C}$ (кривая 1),

а с ростом температуры до 750 °С наступает резкое разупрочнение и уменьшение времени τ_k до значений характеристик для холоднодеформированного металла, т.е. более низких, чем для металла в исходном состоянии.

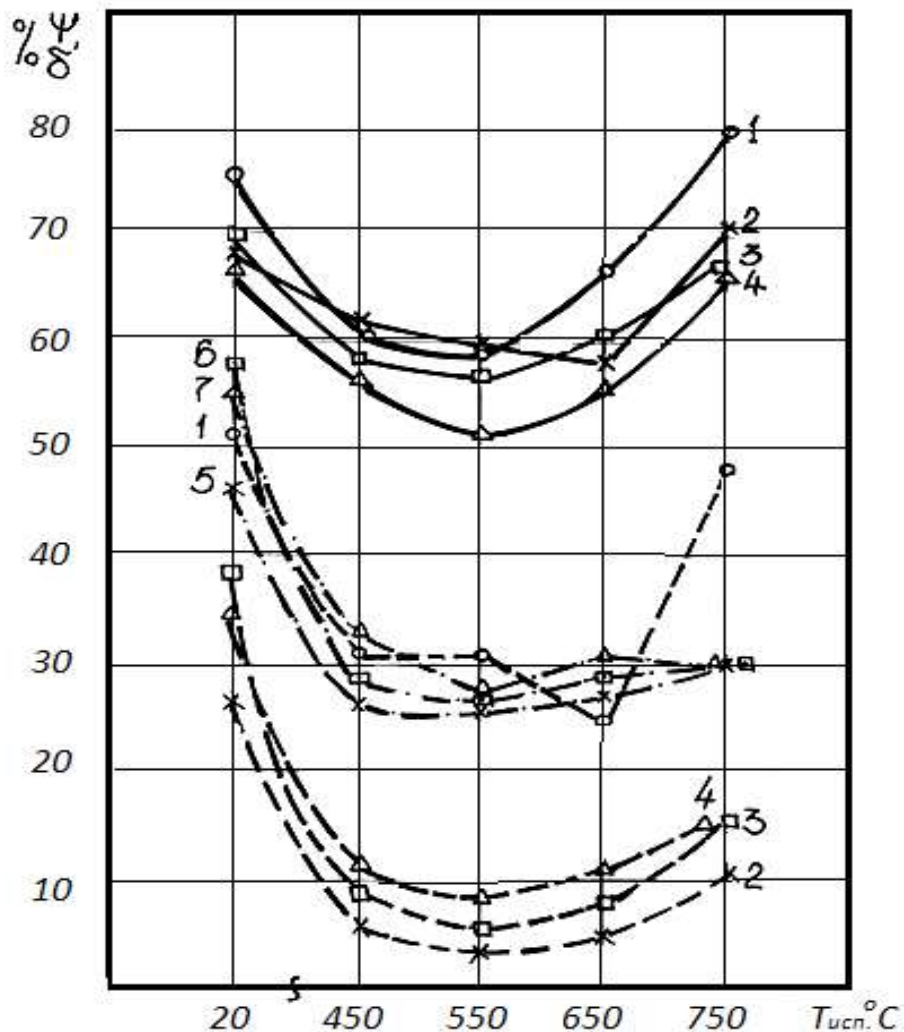


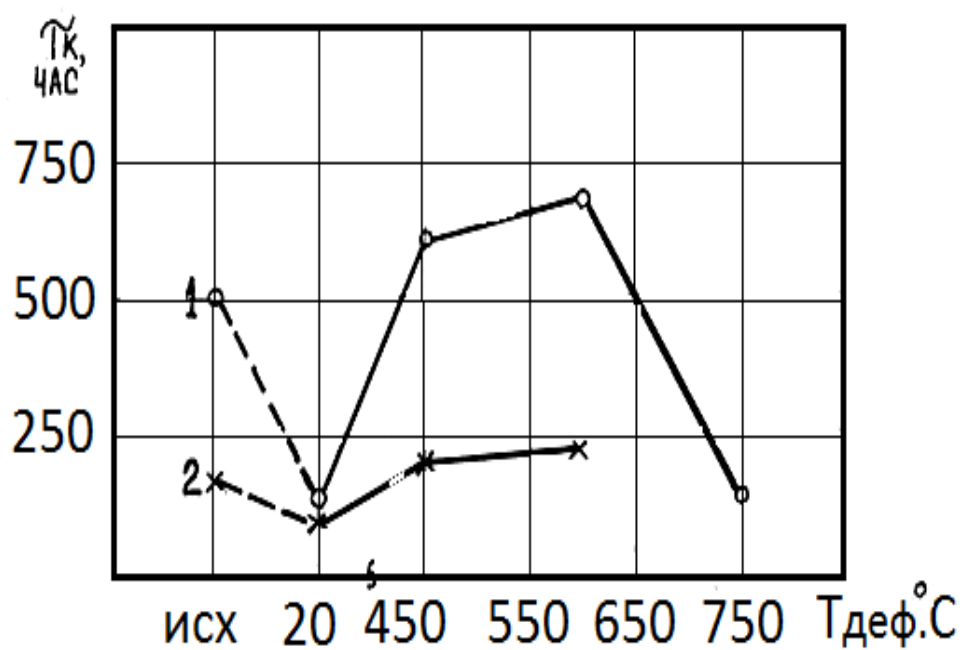
Рисунок 4.6 – Влияние температуры предварительного деформирования на пластичность при кратковременном растяжении:

○ – $\varepsilon = 0$; 2. х – $\varepsilon = 0,2$, $T = 20^{\circ C}$; 3. □ – $\varepsilon = 0,2$, $T = 450^{\circ C}$; 4. Δ – $\varepsilon = 0,2$, $T = 650^{\circ C}$; 5. х – $\sum \varepsilon$, $T = 20^{\circ C}$; 6. □ – $\sum \varepsilon$, $T = 450^{\circ C}$; 7. Δ – $\sum \varepsilon$, $T = 650^{\circ C}$; ----- δ ; ——— Ψ ;

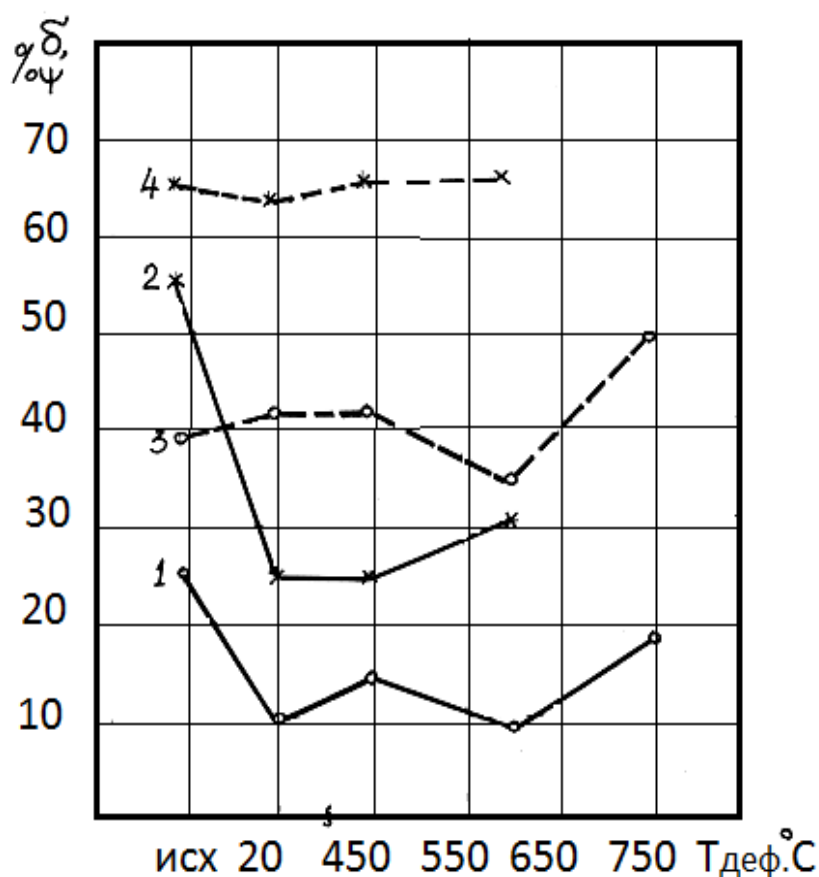
Влияние на длительную пластичность горячей деформации аналогично холодной деформации (рисунок 4.7, б) т.е. ресурс длительной пластичности δ_k (кривые 1, 3) снижается примерно на величину предварительной деформации вне зависимости от её температуры, при этом вязкость разрушения (Ψ_k) остается на уровне недеформированного (исходного) металла (кривые 3, 4).

Таблица 4.4 – Результаты испытаний горячедеформированного металла ($\epsilon = 0,2$) на сопротивление длительному разрушению

$T_{\text{деф}}, ^\circ\text{C}$	$T_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_p, \text{МПа}$	$\tau_k, \text{Ч}$	τ_{II}	τ_1	τ_2	$\delta_k, \%$	$\delta_{II}, \%$	$\psi_k, \%$
750	450	400	2554	0,48	0,36	0,623	22	1,3	64
450	600	250	1262	0,315	0,344	0,531	15	0,9	25
450	600	250	602	0,42	0,322	0,528	14	1,3	40
600	600	250	698	0,215	0,458	0,711	8	0,5	33
750	600	250	103	0,30	0,272	0,437	17,5	1,0	48
650	650	200	62	0,29	0,134	0,261	25	2,0	58
450	750	100	192	0,105	0,156	0,312	26	0,7	65
600	750	100	204	0,197	0,216	0,367	30	0,9	64



а



б

Рис. 4.7. Влияние температуры предварительного деформирования на свойства жаропрочности:

a – время до разрушения: 1. $\circ$ – $T = 600^{\circ}\text{C}$, $\sigma_p = 250$ МПа; 2. $\times$ – $T = 750^{\circ}\text{C}$, $\sigma_p = 100$ МПа; *б* – пластические свойства: ----- ψ ; ———— δ_k ; $\circ$ – $T = 600^{\circ}\text{C}$, $\sigma_p = 250$ МПа; $\times$ – $T = 750^{\circ}\text{C}$, $\sigma_p = 100$ МПа;

В целом полученные данные показывают, что влияние предварительной горячей деформации, хотя и менее отрицательно, чем холодной деформации, однако оно столь же неблагоприятно снижает ресурс пластичности металла, как при кратковременном, так и длительном нагружении.

Выводы к главе 4

1. Показано, что ресурс пластичности при ползучести и время до разрушения являются функцией наследственности напряженно-деформированного состояния.

2. Установлено, что хотя предварительно холоднодеформированный материал обладает повышенными прочностными свойствами при кратковременном растяжении, эффект упрочнения снимается ростом температуры испытаний.

3. Показано, что снижение длительной прочности холоднодеформированного металла стали 08X18H10T, имеет место до 750 °С. Ресурс длительной пластичности снижается пропорционально величине предварительной холодной и горячей деформации.

4. Выявлено, что горячая деформация более интенсивно повышает кратковременную прочность, чем холодная, равная ей по величине степени деформации.

5. Экспериментально показано, что горячая деформация повышает время до разрушения при ползучести до 600 °С, с ростом температуры нагрева при испытаниях до 750 °С проявляется резкое разупрочнение.

Глава 5. ВЫСОКОТЕМПЕРАТУРНАЯ ПОВРЕЖДАЕМОСТЬ СТАЛИ 08X18H10T

5.1. Влияние термоциклирования на повреждаемость

Задачей настоящего исследования являлось изучение особенностей повреждаемости аустенитной стали и влияние нестабильности термического воздействия на нее.

Условия термической нестабильности имитировали термоциклированием без напряжений в диапазоне температур 450...750 °С с периодичностью 24 ч при суммарной выдержке до 2000 ч, в течение которой через 150, 300, 500, 1500 ч проводилось исследование микроструктуры.

Влияние перегревов на физико-механические свойства изучали на металле, как в состоянии поставки, так и после эксплуатации длительностью до 100 тыс. ч.

Особенности разрушения при кратковременных и длительных нагружениях аустенитной стали исследовали фрактографически и анализировали путем сравнения характеристик долговечности, длительной пластичности, деформационной способности.

Ранее в главе 3 были рассмотрены основные структурные изменения аустенитной стали в результате длительного изотермического старения. Изменения особо заметны у материала, прошедшего стабилизирующий отжиг, старение которого в области температур 550 °С приводят к резкому снижению удлинения и сужению, вследствие наделений из твердого раствора по границам зерен, главным образом, σ -фазы, а с увеличением времени старения также и промежуточной интерметаллидной фазы богатой титаном.

Термоциклическая обработка металла в состоянии поставки в течение 150 ч стимулировала образование σ -фазы и иглообразных выделений TiC (рисунок 5.1); дальнейшее ТЦО до 300 ч способствовало коагуляции частиц σ -фазы (рисунок 5.2) [57].

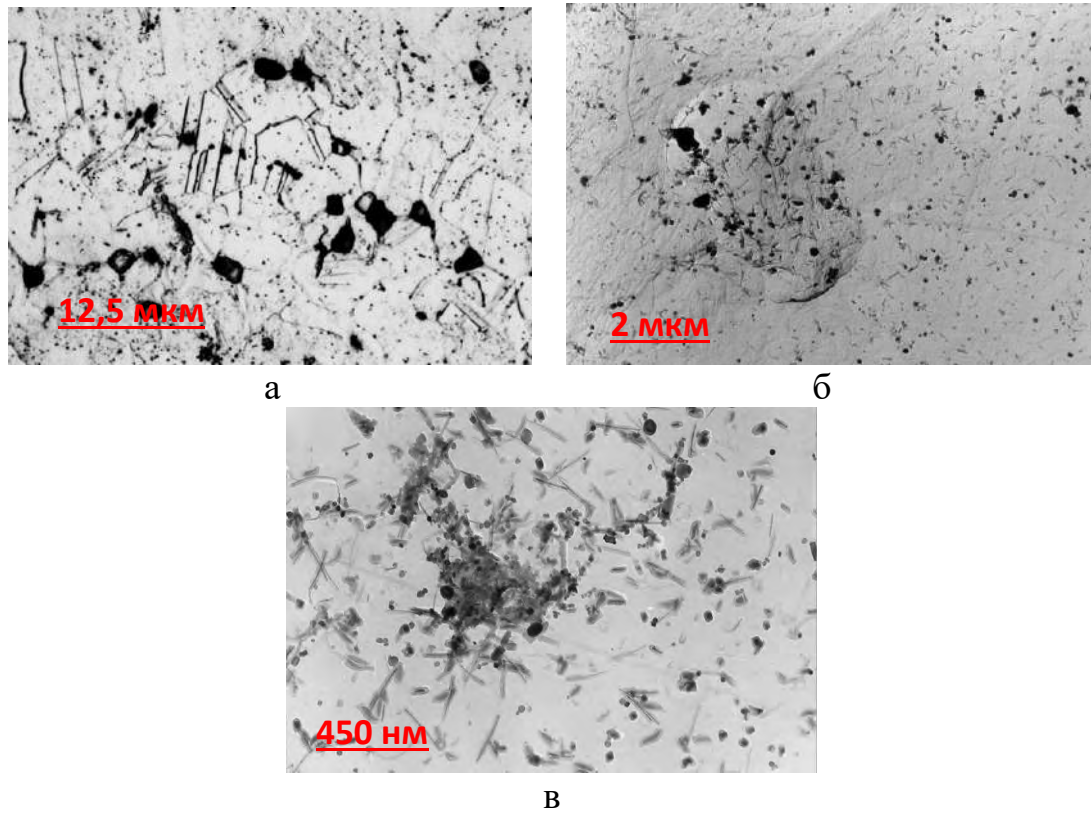


Рисунок 5.1 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 150 ч: а – оптическая микроскопия; б, в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

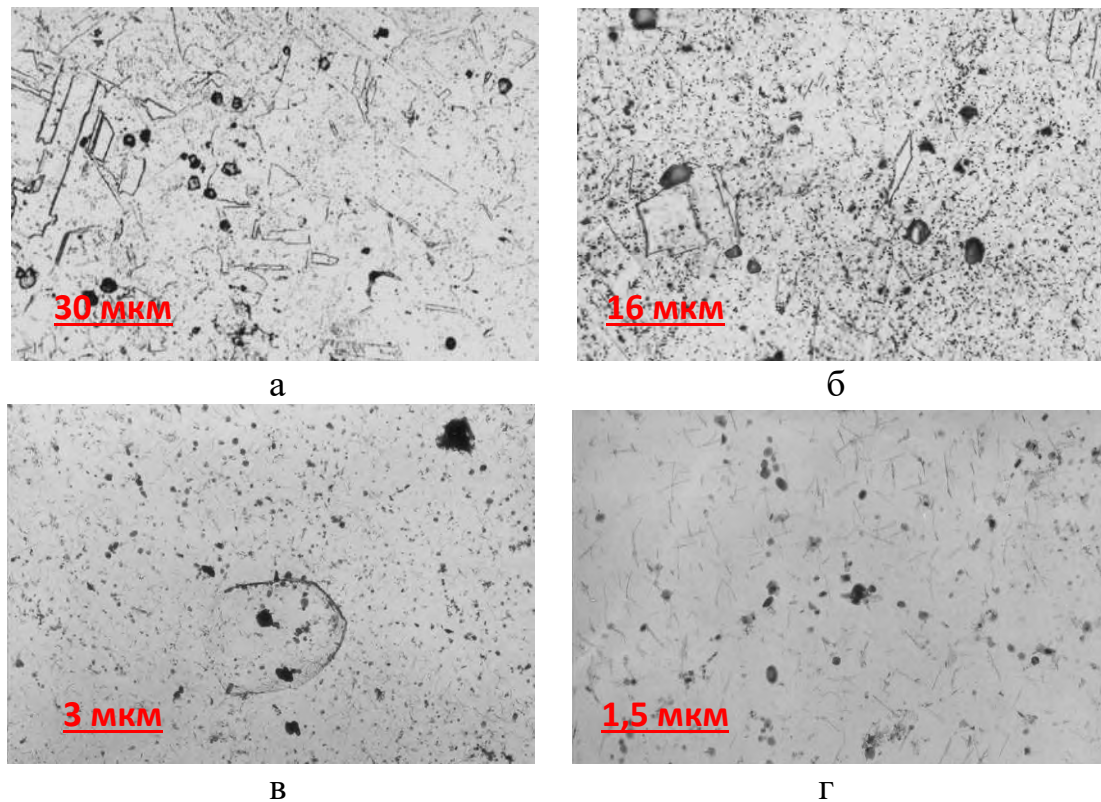


Рисунок 5.2 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 300 ч: а, б – оптическая микроскопия; в, г – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

Процесс роста и коагуляции σ -фазы продолжается до 600 ч (рисунок 5.3). При дальнейшей обработке до 1000 ч (рисунок 5.4) и выше (рисунок 5.5) происходит диспергация σ -фазы, которую идентифицировать металлографически становится затруднительно, так она теряет свою прежнюю форму.

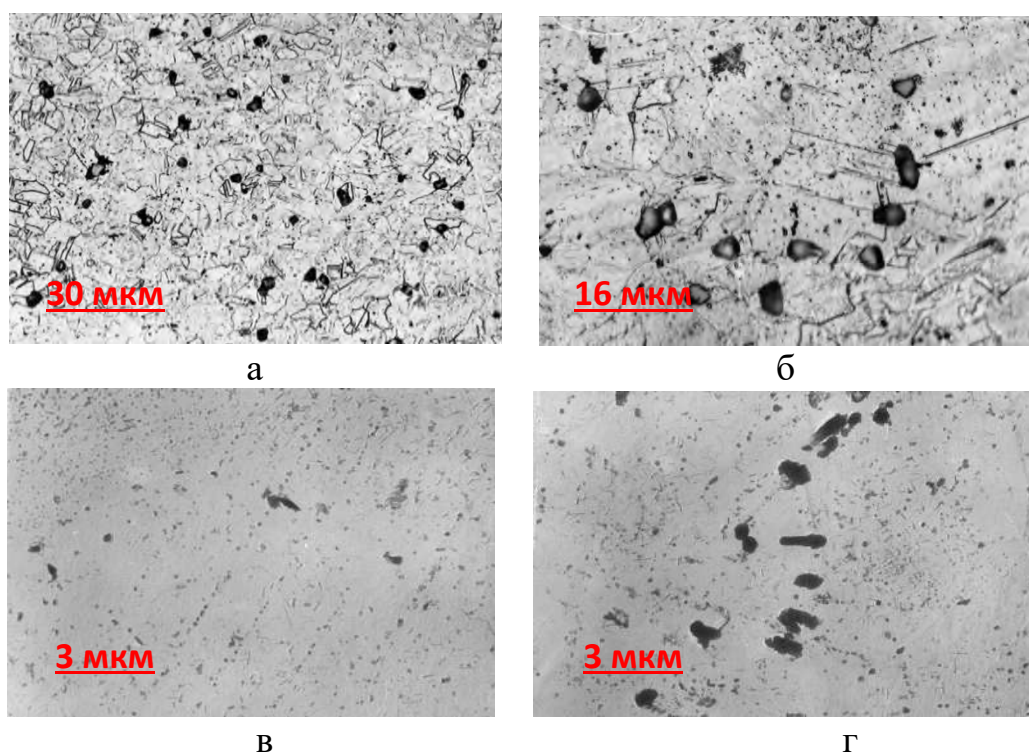
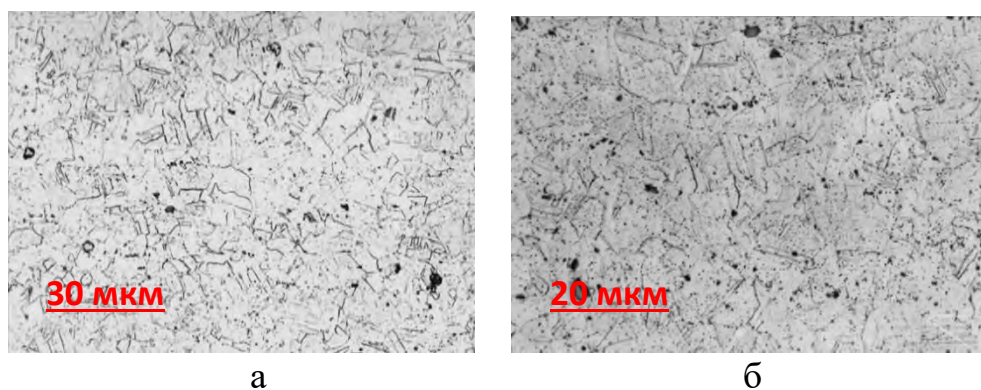
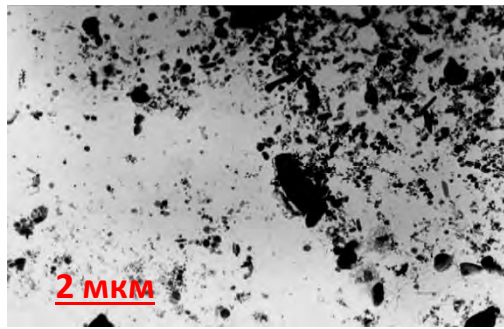


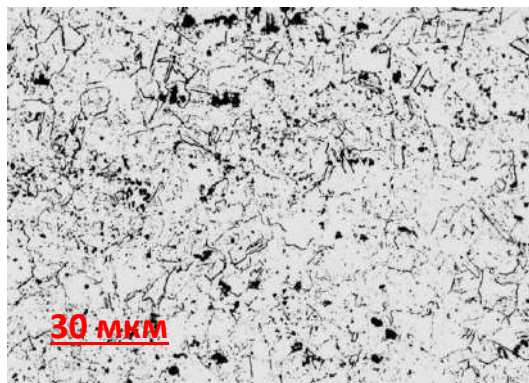
Рисунок 5.3 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 500 ч: а, б – оптическая микроскопия; в, г – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)



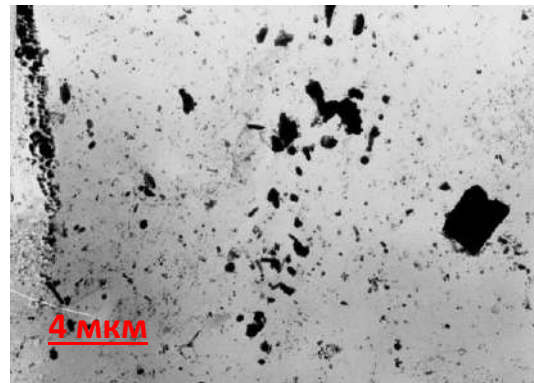


в

Рисунок 5.4 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 1000 ч: а, б – оптическая микроскопия; в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

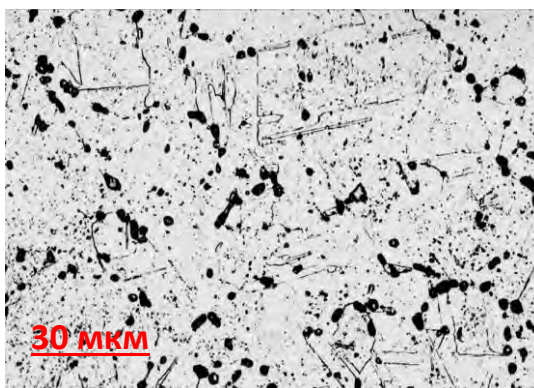


а

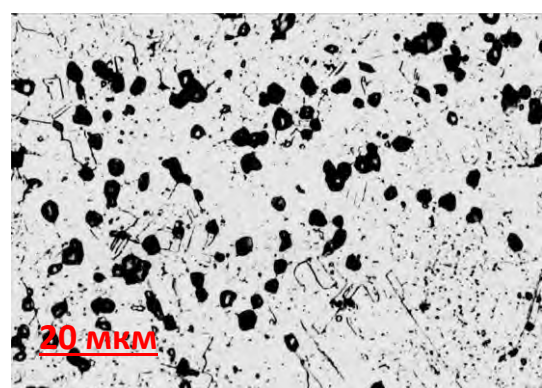


б

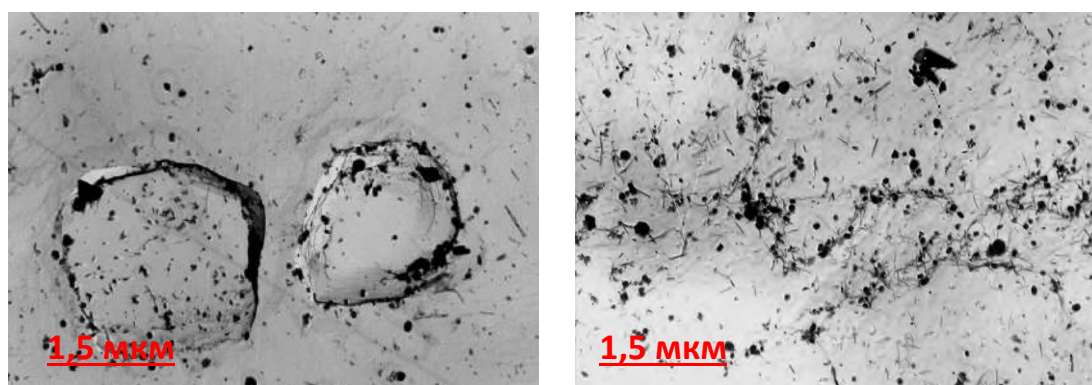
Рисунок 5.5 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 1500 ч: а – оптическая микроскопия; б – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)



а



б

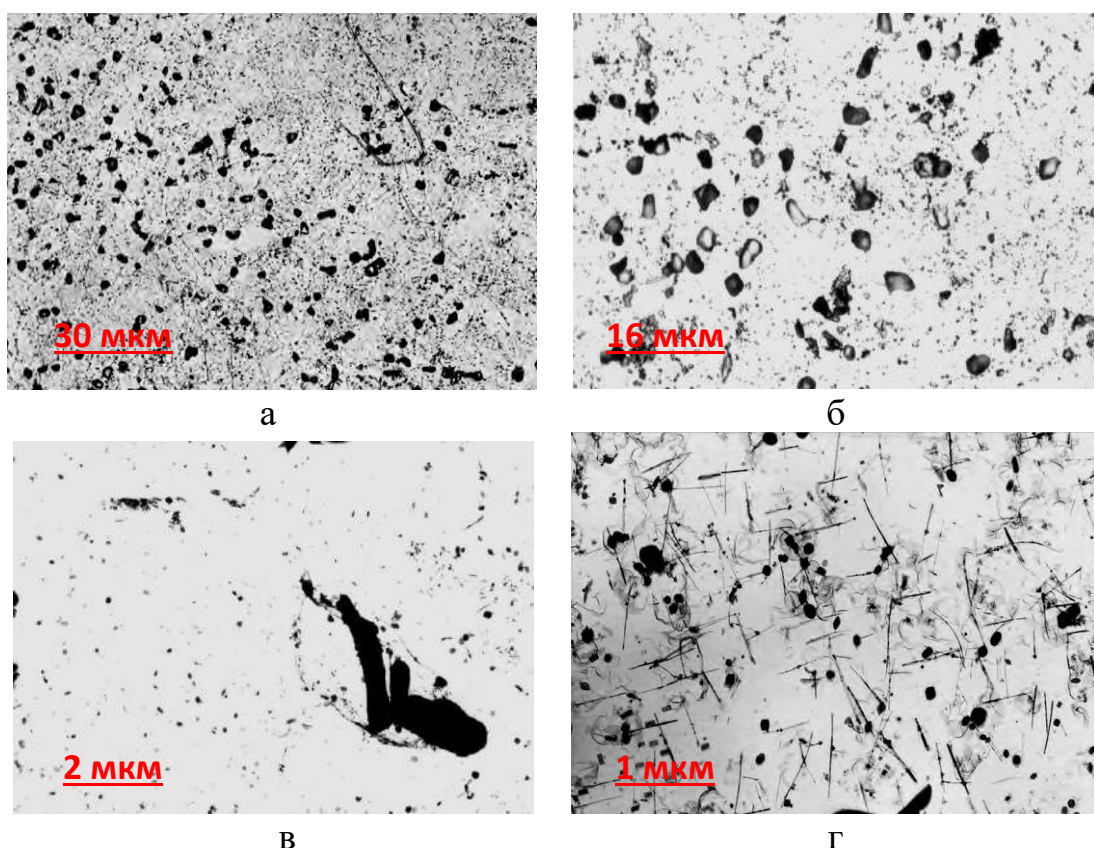


В

Г

Рисунок 5.6 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 150 ч и старения 650 °С, 5 тыс. ч: а, б – оптическая микроскопия; в, г – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

Аналогичные процессы, но на более ранней стадии наблюдаются в металле, предварительно состаренном при 650 °С и времени 5 тыс. ч, в течение которого образовалась σ -фаза, а интенсивный рост ее частиц наблюдается в период ТЦО до 500 ч (рисунки 5.6–5.8).



а

б

В

Г

Рисунок 5.7 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 300 ч и старения 650 °С, 5 тыс. ч: а, б – оптическая микроскопия; в, г – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ))

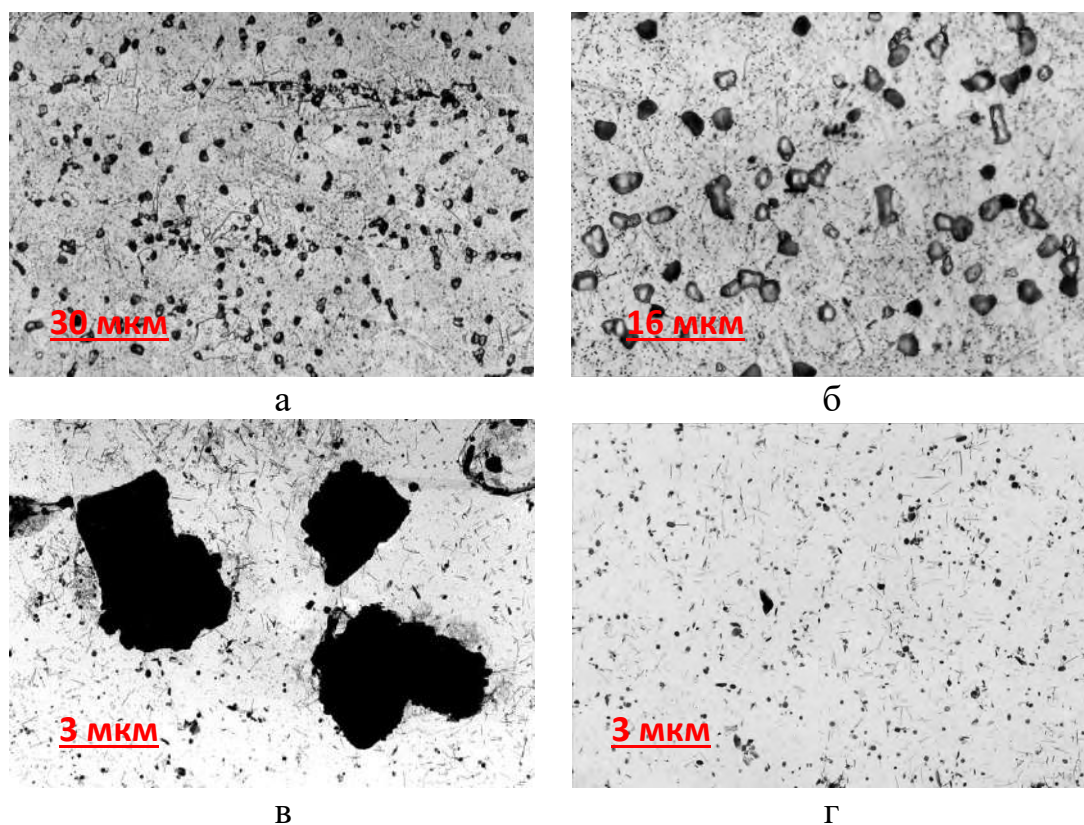


Рисунок 5.8 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 500 ч и старения 650 °С, 5 тыс. ч: а, б – оптическая микроскопия; в, г – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

При дальнейшей ТЦО свыше 500 ч наступает диспергация σ -фазы (рисунки 5.9 и 5.10). Изменение морфологии (диспергация) σ -фазы прослеживается зондовым микрохимическим анализом при сканировании наиболее крупных включений, когда наблюдается снижение интенсивностей концентрационных кривых хрома и одновременным ростом концентрации титана, что свидетельствует о присутствии промежуточной интерметаллидной фазы на границе раздела σ -фазы и аустенитной матрицы (рисунок 5.11).

ТЦО металла, в структуре которого после старения при более высокой температуре (750 °С и времени 2,5 тыс. ч) уже имелись скоагулированные частицы σ -фазы, еще более ускоряет ее диспергацию, которая начинается уже после 300 ч ТЦО (рисунок 5.12) и завершается к 500 ч (рисунки 5.13–5.15).

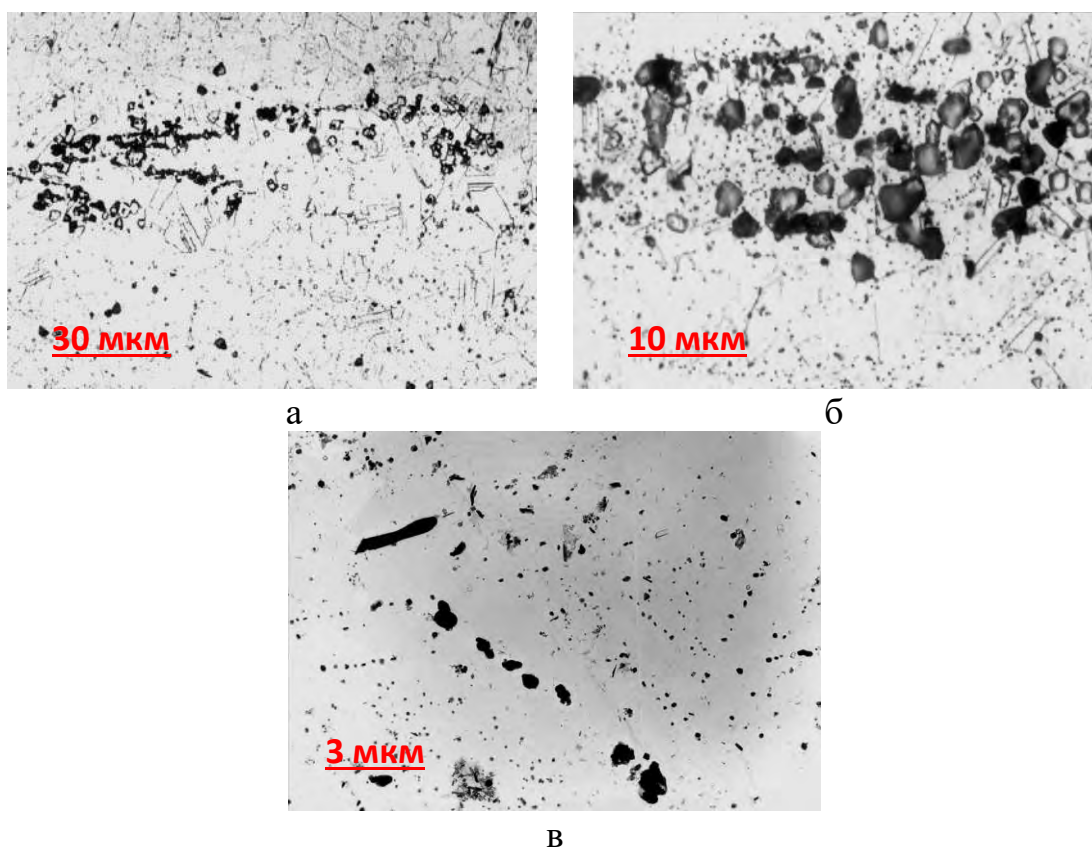
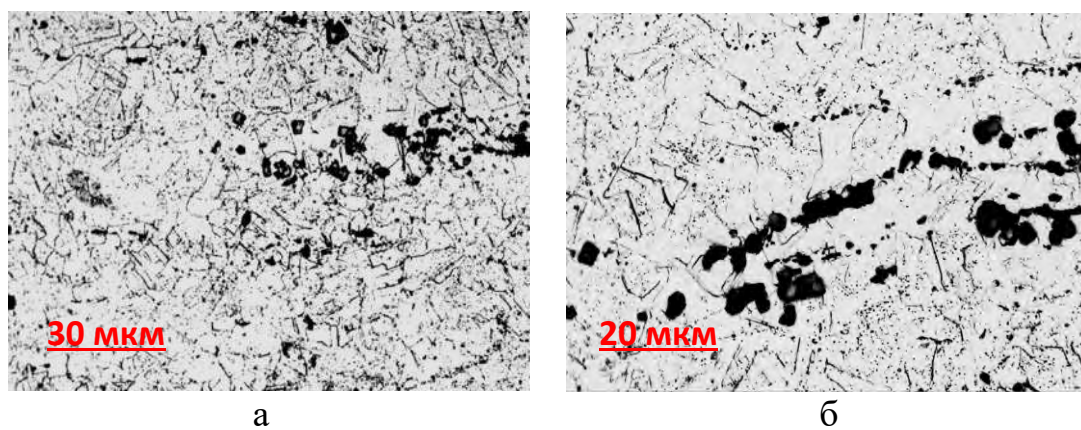
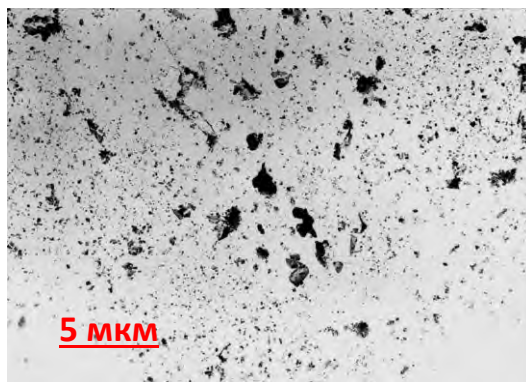
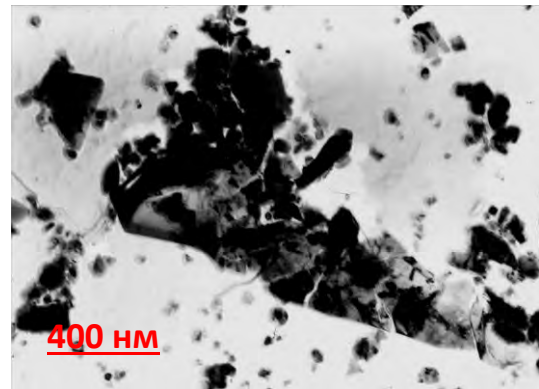


Рисунок 5.9 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 1000 ч и старения 650°C, 5 тыс. ч:
а, б – оптическая микроскопия; в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)



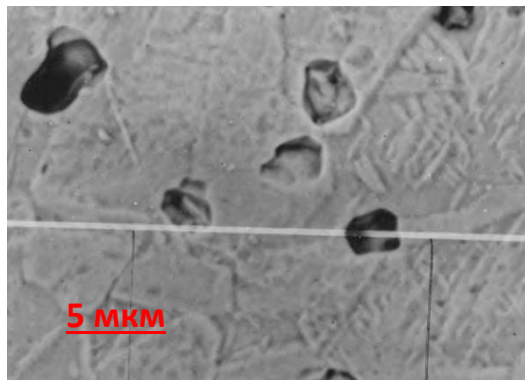


в

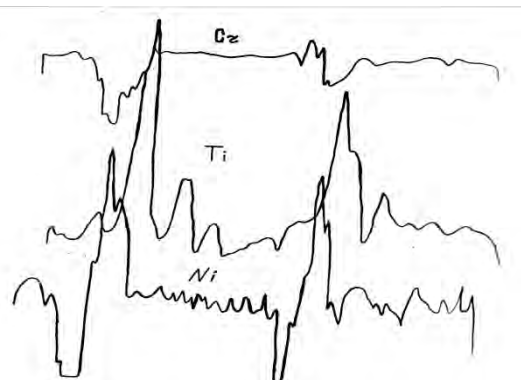


г

Рисунок 5.10 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 1500 ч и старения 650°C, 5 тыс. ч: а, б – оптическая микроскопия; в, г – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

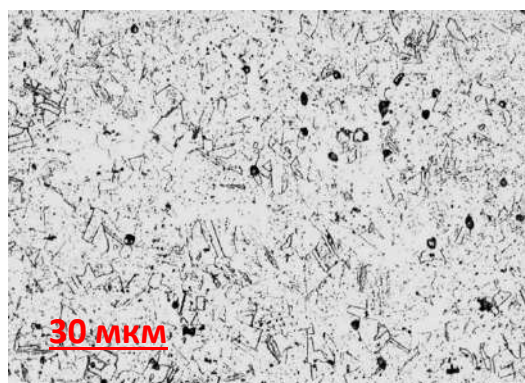


а

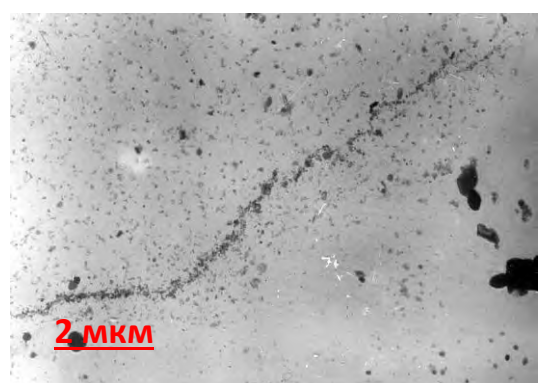


б

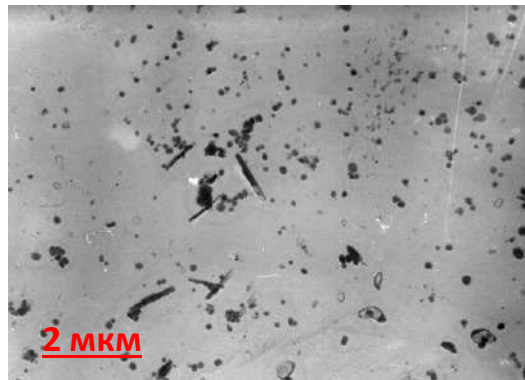
Рисунок 5.11 – Распределение элементов химического состава на границе раздела σ -фазы и аустенитной матрицы (08X18H10T после старения 650 °C, 5 тыс. ч + ТЦО 1 тыс. ч): а – микрофотография участка сканирования; б – концентрационные кривые (сканограмма)



а

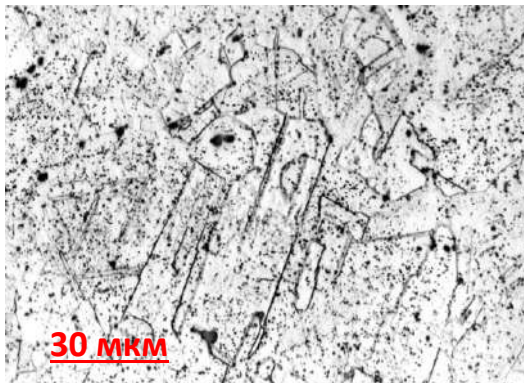


б

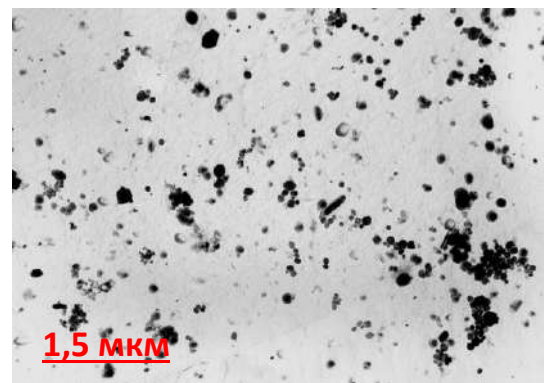


в

Рисунок 5.12 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 150 ч и старения 750 °С, 2,5 тыс. ч: а – оптическая микроскопия; б, в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

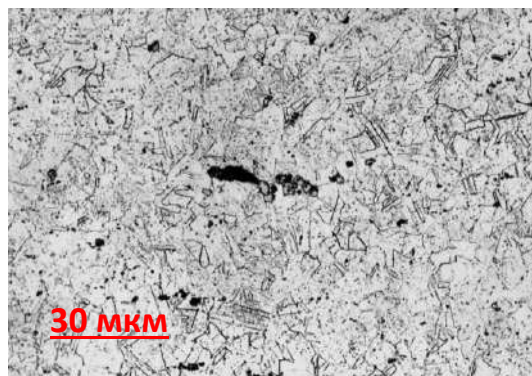


а

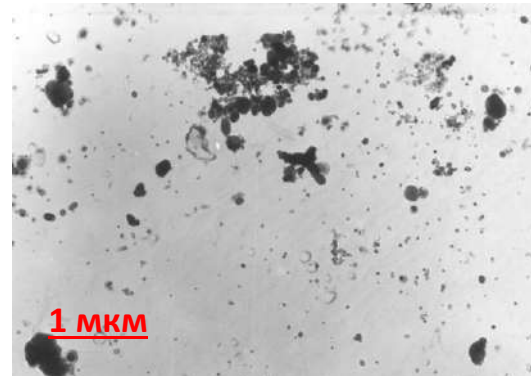


б

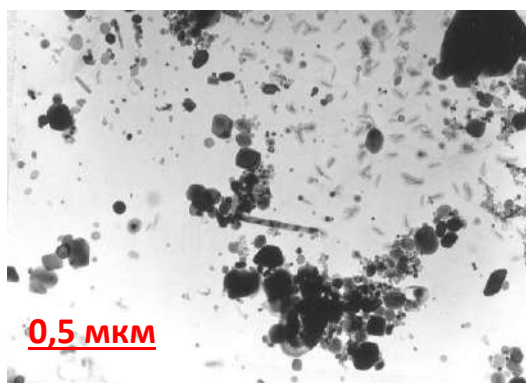
Рисунок 5.13 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 500 ч и старения 750 °С, 2,5 тыс. ч: а – оптическая микроскопия; б – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)



а

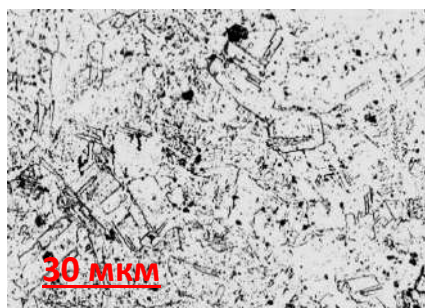


б

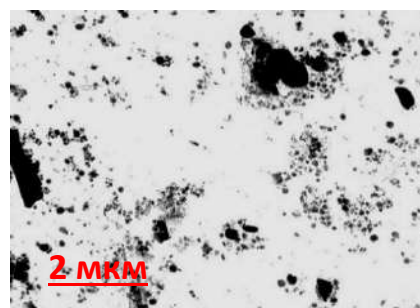


в

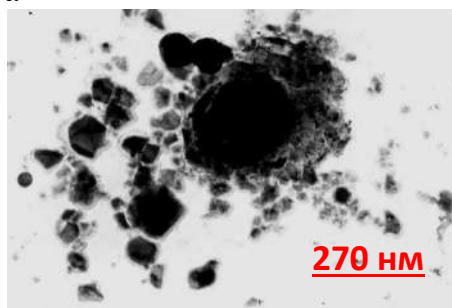
Рисунок 5.14 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 1000 ч и старения 750 °С, 2,5 тыс. ч: а – оптическая микроскопия; б, в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)



а



б



в

Рисунок 5.15 – Структура металла в состоянии поставки после ТЦО с выдержкой 1500 ч и старения 750 °С, 2,5 тыс. ч: а – оптическая микроскопия; б, в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

В главе 3 было показано, что дополнительная термообработка со стабилизирующим отжигом задерживает начало образования σ -фазы при изотермическом старении. Аналогично этому и при ТЦО предварительно термообработанного металла наблюдается вначале только ускоренное выделение игольчатых карбидов (рисунок 5.16 и 5.17), а с увеличением продолжительности ТЦО свыше 500 ч протекает их коагуляция (рисунок 5.18

и 5.19), а начало образования σ -фазы пластинчатой морфологии наступает лишь после 1500 ч ТЦО (рисунок 5.20).

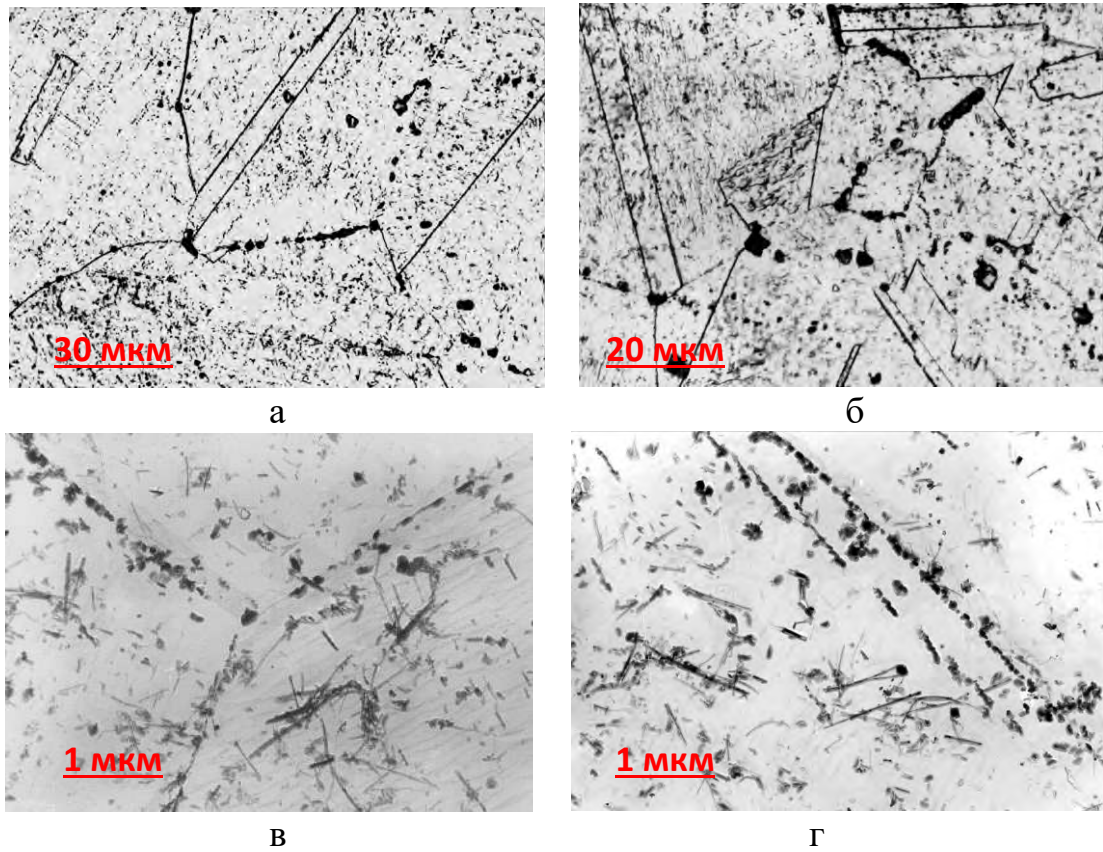
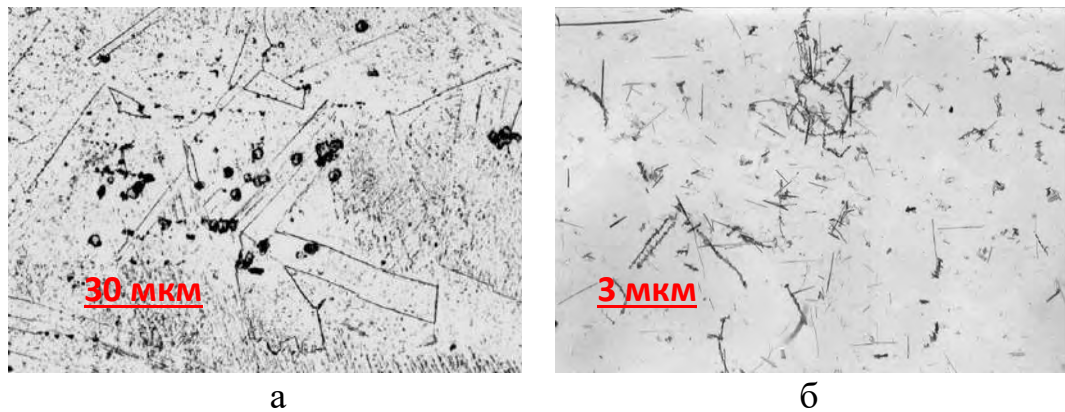
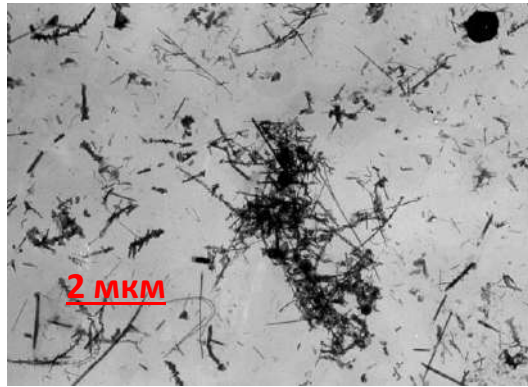


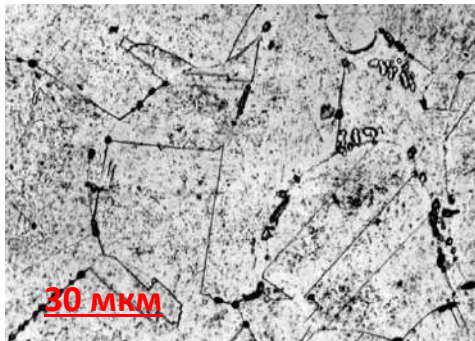
Рисунок 5.16. Структура термообработанного металла (ТО + Ст 450 °С, 5 тыс. ч) после ТЦО 150 ч: а, б – оптическая микроскопия; в, г – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)



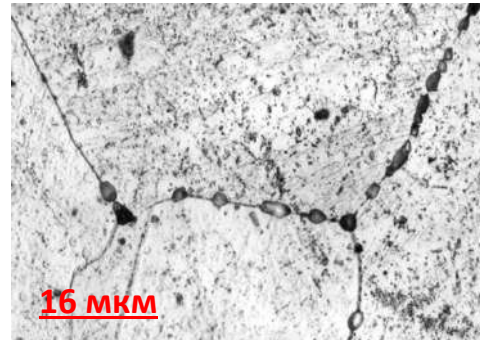


В

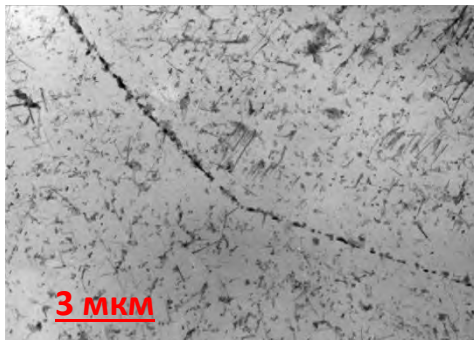
Рисунок 5.17 – Структура термообработанного металла (ТО + Ст 450 °С, 5 тыс. ч) после ТЦО 300 ч: а – оптическая микроскопия; б, в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)



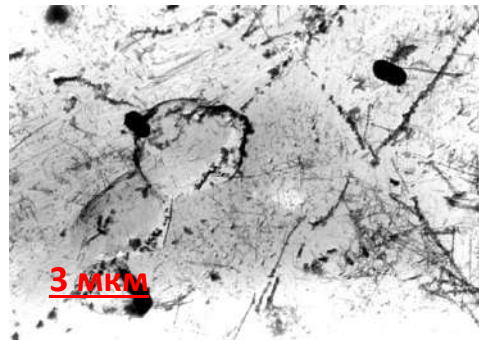
а



б



в



г

Рисунок 5.18 – Структура термообработанного металла (ТО + Ст 450 °С, 5 тыс. ч) после ТЦО 500 ч: а, б – оптическая микроскопия; в, г – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

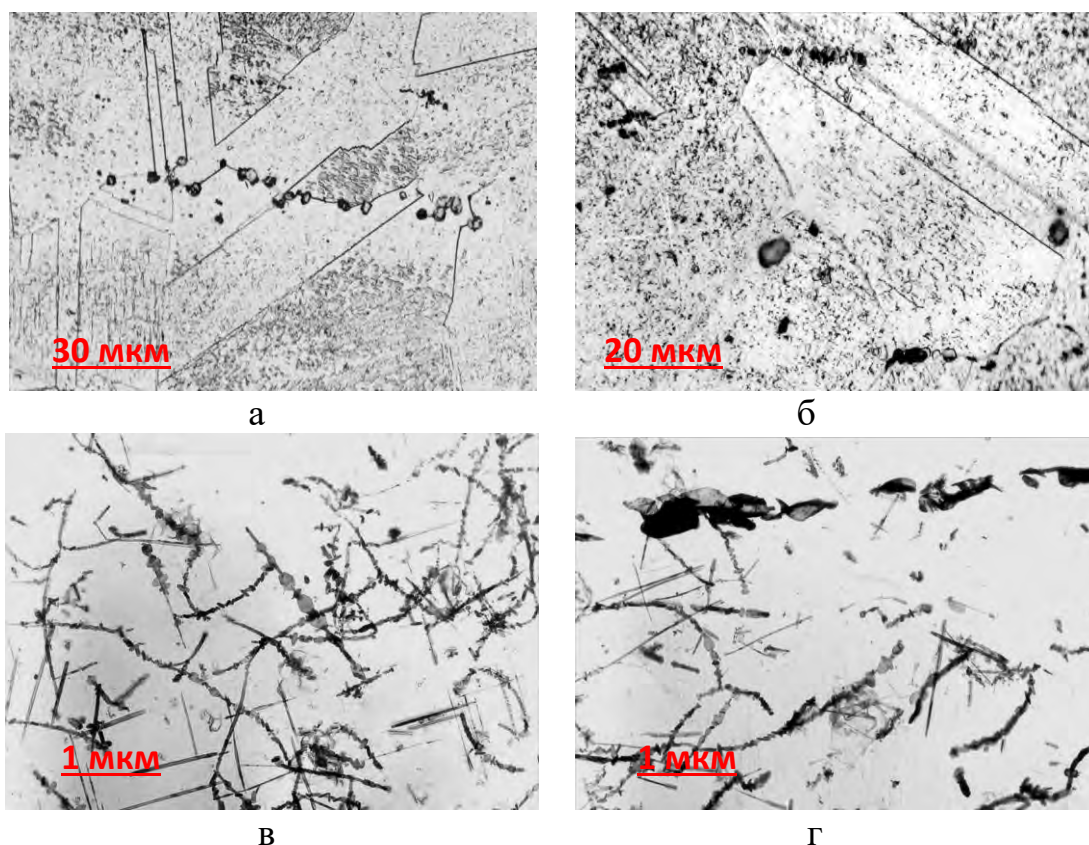


Рисунок 5.19 – Структура термообработанного металла (ТО + Ст 450 °С, 5 тыс. ч) после ТЦО 1000 ч: а, б – оптическая микроскопия; в, г – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

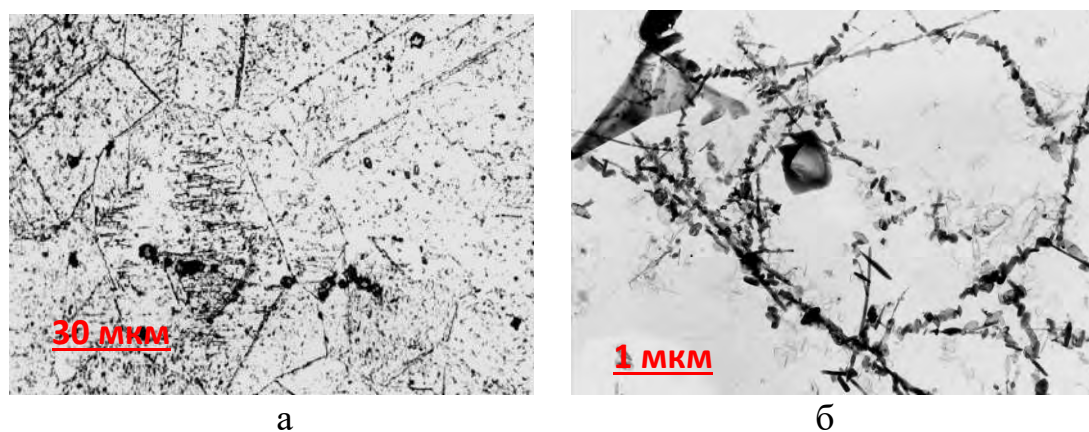


Рисунок 5.20 – Структура термообработанного металла (ТО + Ст 450 °С, 5 тыс. ч) после ТЦО 1500 ч: а – оптическая микроскопия; б – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

Предварительно термообработанный и состаренный при 650° С (5 тыс. ч) металл уже претерпел начало фазового превращения $Me_{23}C_6 \rightarrow \sigma$ -фаза (рисунок 5.19). Поэтому на ранних стадиях ТЦО (до 5 тыс. ч) в нем одновременно протекают процессы коагуляции игольчатых выделений TiC и σ -фазы, что подтверждается фазовым рентгеноструктурным анализом.

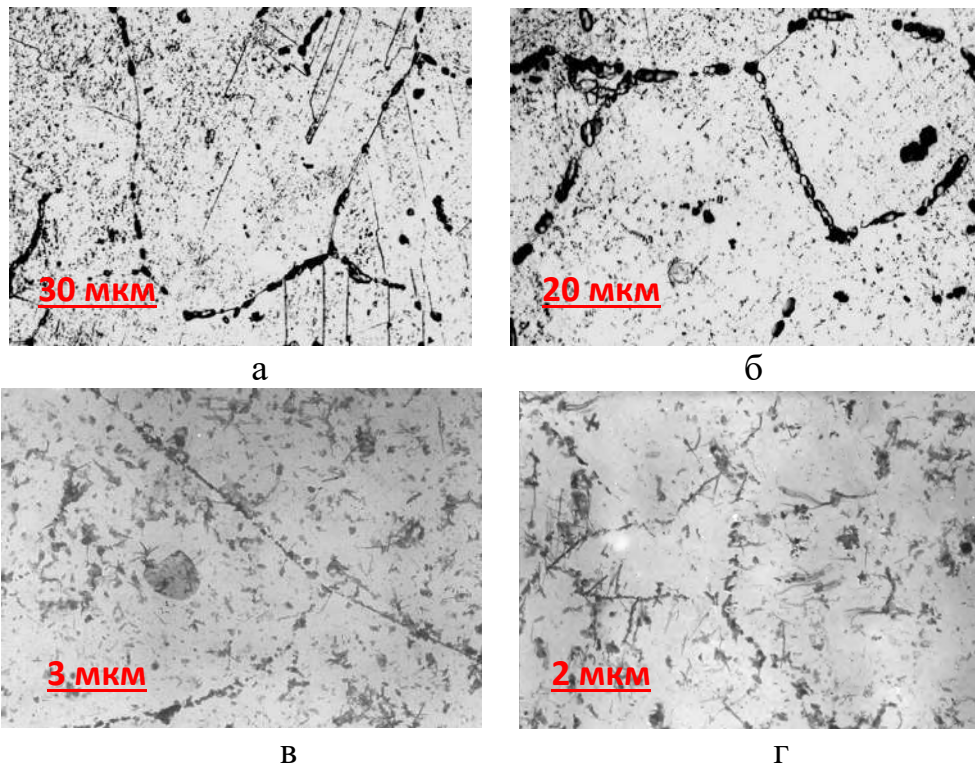


Рисунок 5.21 – Структура термообработанного металла (ТО + Ст 650° С, 5 тыс. ч) после ТЦО 150 ч: а, б – оптическая микроскопия; в, г – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

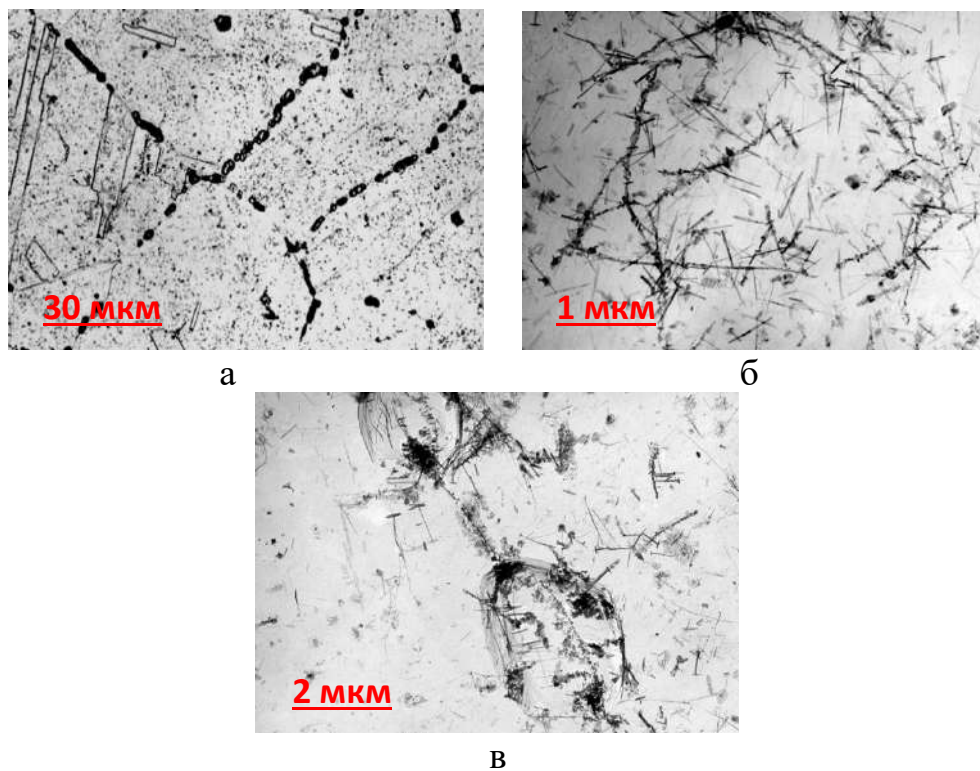


Рисунок 5.22 – Структура термообработанного металла (ТО + Ст 650° С, 5 тыс. ч) после ТЦО 300 ч: а – оптическая микроскопия; б, в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

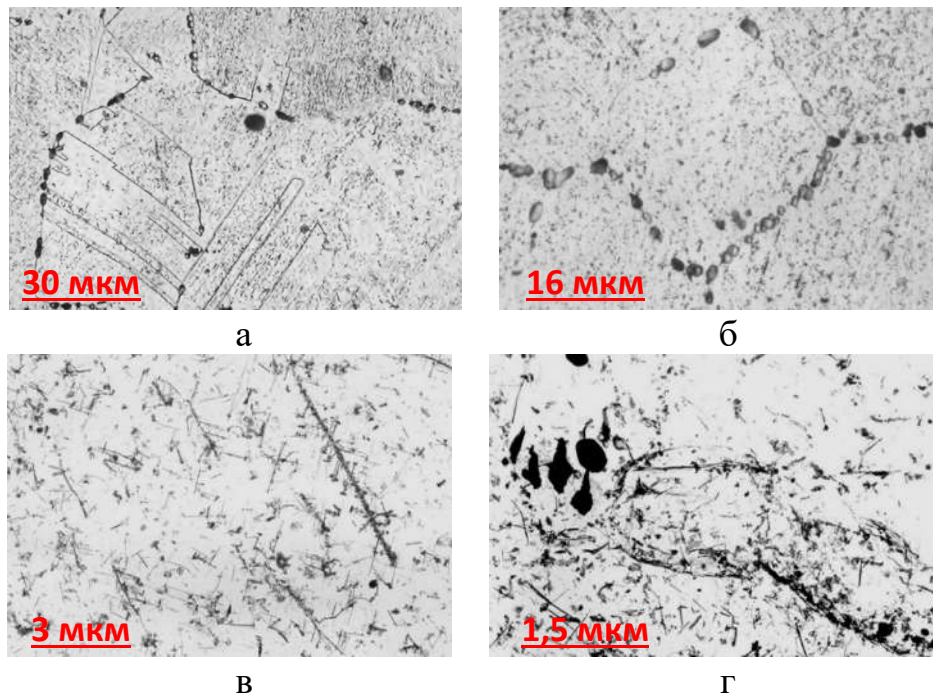


Рисунок 5.23 – Структура термообработанного металла (ТО + Ст 650°C, 5 тыс. ч) после ТЦО 500 ч: а, б – оптическая микроскопия; в, г – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

Увеличение времени ТЦО до 1000 ч вызывает диспергацию σ -фазы (рисунки 5.24 и 5.25) с образованием обогащенной титаном промежуточной фазы.

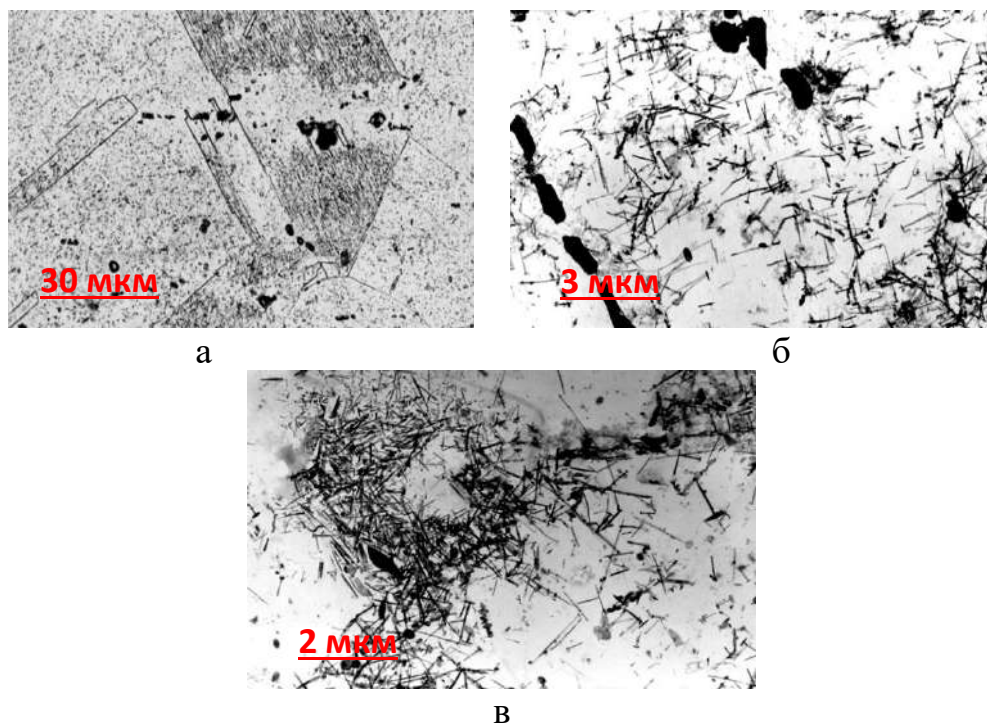


Рисунок 5.24 – Структура термообработанного металла (ТО + Ст 650°C, 5 тыс. ч) после ТЦО 1000 ч: а – оптическая микроскопия; б, в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

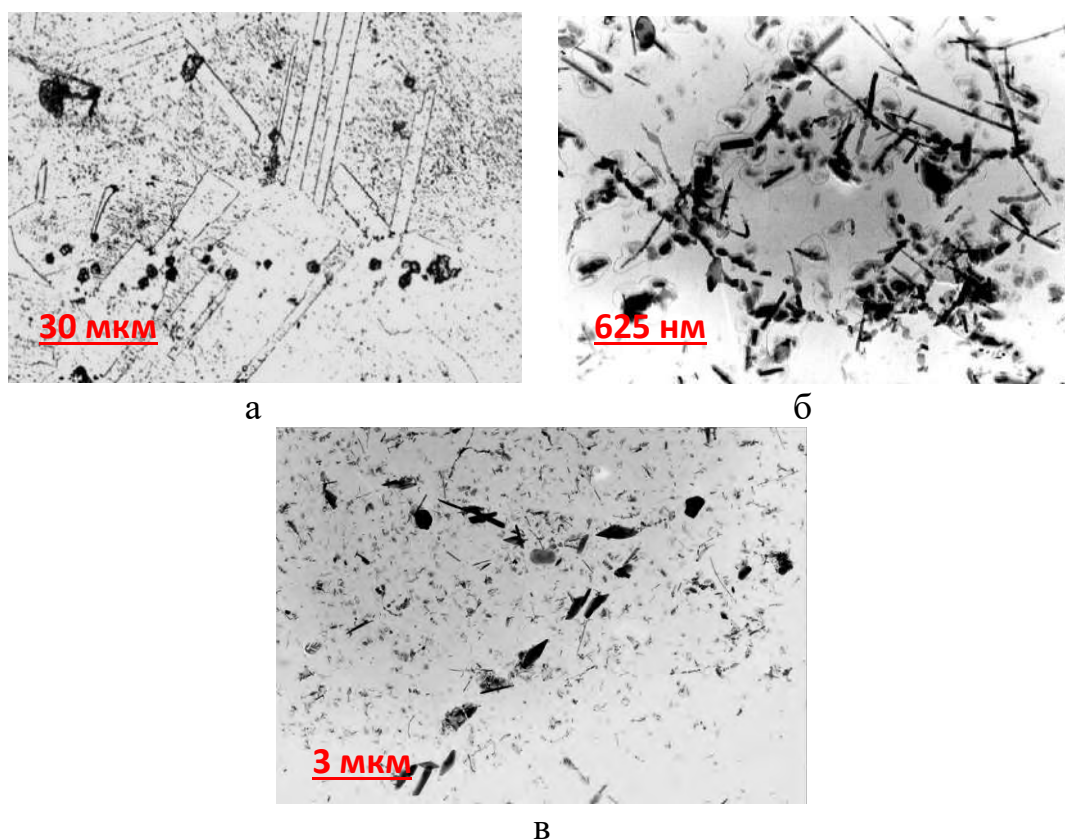


Рисунок 5.25 – Структура термообработанного металла (ТО + Ст 650°C, 5 тыс. ч) после ТЦО 1500 ч: а – оптическая микроскопия; б, в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

В таблице 5.1 приведены результаты механических испытаний при нормальной и повышенных температурах образцов после 80 циклов $460\text{ }^{\circ}\text{C} \leftrightarrow 760\text{ }^{\circ}\text{C}$ старения (~ 2000 ч).

Графическое сравнение характеристик кратковременной прочности (рисунок 5.26, а) и пластичности (рисунок 5.26, б) показывает, что в целом влияние термоциклирования аналогично изотермическому старению, хотя изменение свойств ускоряется подобно микроструктурным изменениям морфологии и распределения составляющих фаз.

Интенсифицирующее влияние термоциклирования вызвано тем, что в области однофазного твердого раствора циклическая термоактивация вызывает состояние периодического усиления процесса фазового расслоения и огрубления зерна аустенита за счет появления дислокаций несоответствия и избыточной концентрации точечных дефектов кристаллического строения, при этом свойства кратковременной прочности при нормальной температуре

малочувствительны к фазовым и структурным изменениям при температурах до 750 °С.

Таблица 5.1 – Результаты механических испытаний металла после ТЦО (2 тыс. ч)

Состояние	T _{исп} , °С	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	δ , %	ψ , %
И	20	664	294	43	68
	450	390	197	20	68
	650	295	168	21	69
	750	202	120	29	79
ТО + СТ 450 °С, 5 тыс. ч	450	372	158	24	65
	650	288	152	24	67
	750	215	102	29	70
ТО + СТ 550 °С, 5 тыс. ч	450	340	126	22	58
	650	270	123	21	62
	750	196	123	22	66
ТО + СТ 650 °С, 5 тыс. ч	450	384	185	24	67
	650	285	148	25	73
	750	205	130	31	82
И + СТ 650 °С, 5 тыс. ч	450	336	156	21	72
	650	193	114	29	70
	750	109	74	44	84

5.2. Влияние перегревов на повреждаемость стали 08X18H10T

Учитывая, что склонность к хрупкости при ползучести проявлялась только у металла, подвергавшегося до старения термообработке по режиму стабилизирующего отжига, представлялось важным оценить возможное влияние эксплуатационных перегревов на физико-механические свойства аустенитной стали 08X18H10T [35]. С этой целью испытывали и исследовали металл труб аварийных печных змеевиков установок гидроочистки.

Опыт эксплуатации показывает, что аварийные разрушения труб печных змеевиков из аустенитной стали 08X18H10T имеют место при различных сроках эксплуатации. В таблице 5.2 сведены результаты кратковременных

механических испытаний и фазового анализа электролитически выделенных осадков исследованного металла.

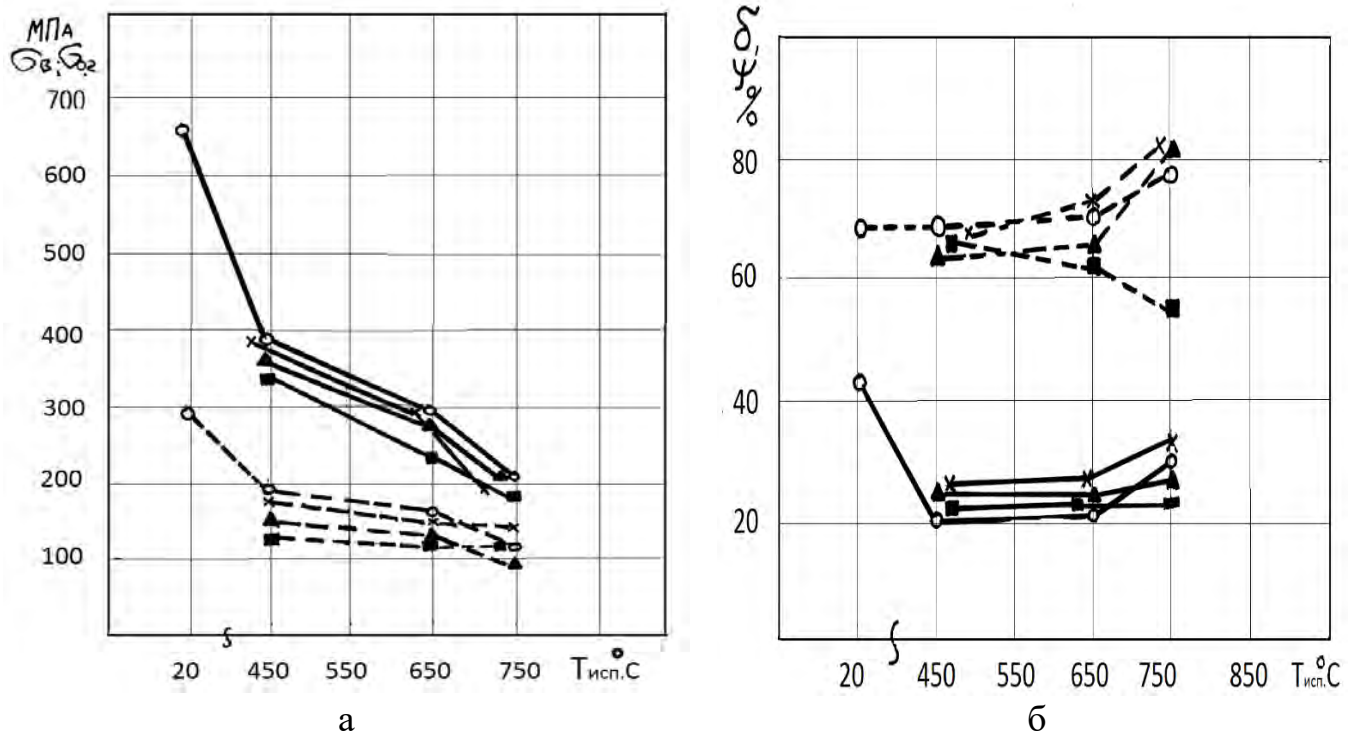


Рисунок 5.26 – Влияние термоциклирования 450 $\leftrightarrow$ 750 °C (80 циклов, 2 тыс. ч) на кратковременные механические свойства:

а – прочностные свойства: — $\sigma_{в}$; - - - $\sigma_{0,2}$;

б – пластические свойства: — δ ; - - - ψ ;

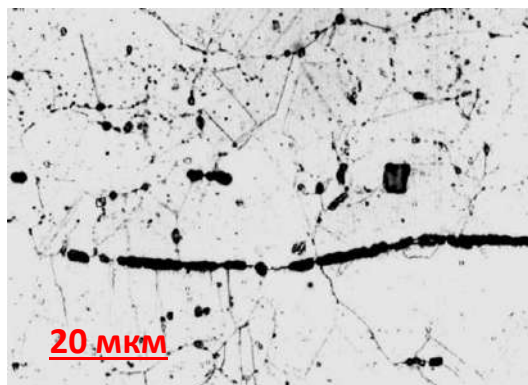
$\circ$ – И; $\blacktriangle$ – ТО + Ст 450 °C, 5 тыс. ч; $\blacksquare$ – ТО + Ст 550 °C, 5 тыс. ч; $\times$ – И + Ст 650 °C, 5 тыс. ч;

Так в аварийном металле, несмотря на относительно малый срок эксплуатации, уже имеет место присутствие σ -фазы (рисунки 5.27, 5.28). Однако, существенных изменений кратковременных механических свойств при 20 °C не отмечается.

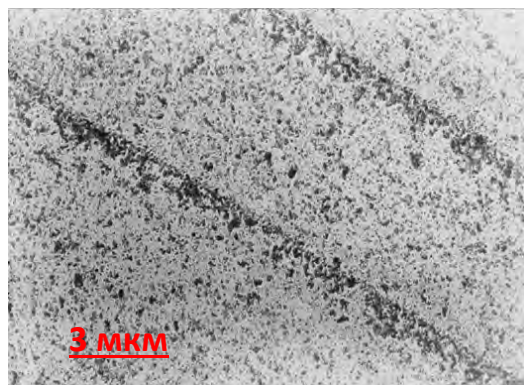
При высокотемпературных испытаниях проявляется снижение предела текучести $\sigma_{0,2}$ до уровня допускаемых напряжений $[\sigma]$. В случае длительных сроков эксплуатации для микроструктуры аварийных металлов (рисунок 5.29), характерны более крупные выделения σ -фазы, однако её влияние на кратковременные механические свойства при 20 °C незначительно.

Таблица 5.2 – Результаты кратковременных механических испытаний и фазового анализа образцов аварийного и термообработанного металла

Время наработки, тыс. ч	Обработка	$T_{\text{исп}}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_B, \text{МПа}$	$\sigma_{0,2}, \text{МПа}$	$\delta, \%$	$\psi, \%$	Фазовый состав
102	аварийный	20	660	380	44	68	σ -фаза + TiC
		500	385	247	18	59	
	ТО (1150°C, 1 ч)	20	532	235	54	72	TiC
		450	427	166	32	73	
		650	387	80	38	64	
	ТО + старение (650°C, 100 ч)	20	541	221	68	76	TiC + Me_{27}C_3
		450	402	97	21	47	
		650	450	82	21	52	
115	аварийный	20	628	419	35	71	σ -фаза + TiC
		450	461	233	20	66	
135	аварийный	20	662	456	35	64	σ -фаза + TiC
		450	372	241	17	68	
		550	367	245	19	66	
		650	309	198	18	68	
30	аварийный	20	596	248	47	70	σ -фаза + TiC
		450	368	210	20	75	
		550	342	176	22	71	
		650	295	138	24	67	
		750	168	93	32	68	
50	аварийный	20	472	381	44	75	σ -фаза + TiC
		450	381	372	17	64	
		550	348	266	10	75	
		650	259	217	21	75	
поставка	Старение (550°C, 5000 ч) + (900 °C, 1 ч) + (550°C, 10 000 ч)	20	523	184	44	38	Me_{23}C_6 + TiC
		550	389	108	33	36	
		650	320	102	25	53	
		750	230	108	29	45	



а



б

Рисунок 5.27 – Структура аварийного металла:

а – оптическая микроскопия; б – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

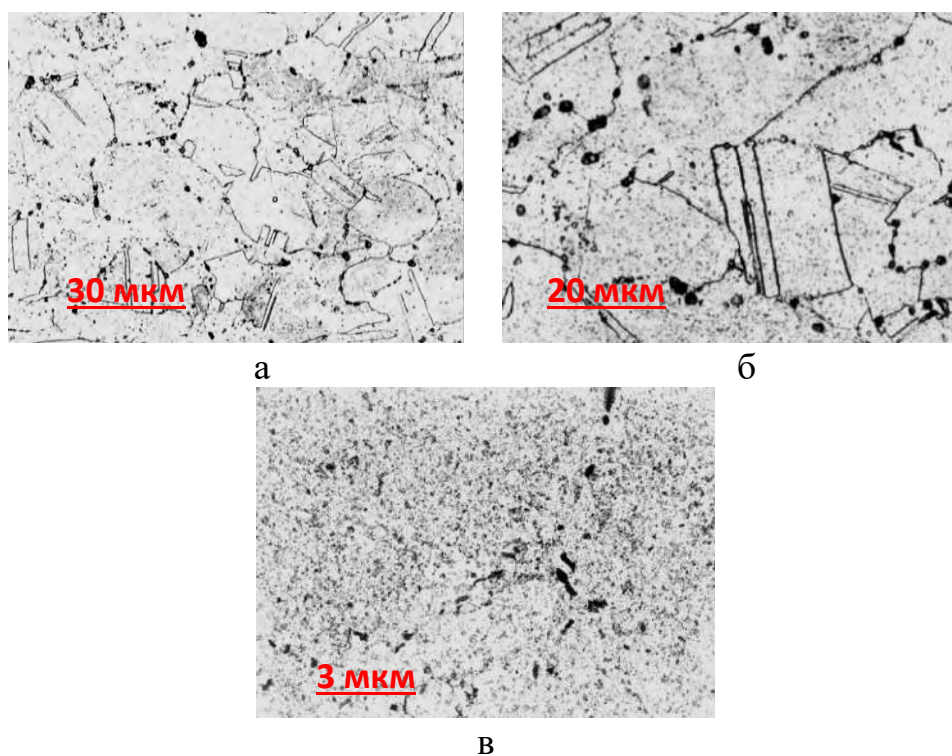


Рисунок 5.28 – Структура аварийного металла:
а, б – оптическая микроскопия; в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

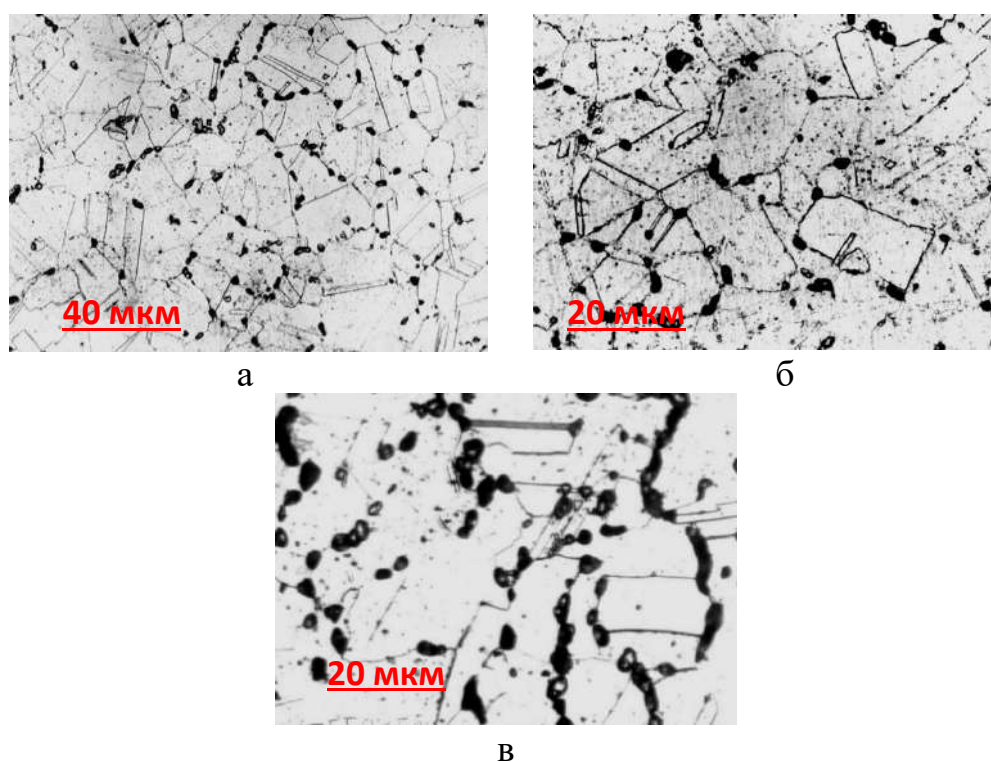


Рисунок 5.29 – Микроструктура аварийного металла с различных установок

Исследование «аварийных металлов» методом зондового микроанализа выявило понижение концентрации хрома по границам зерен к двойникам вблизи областей залегания σ -фазы (рисунки 5.30 и 5.31).

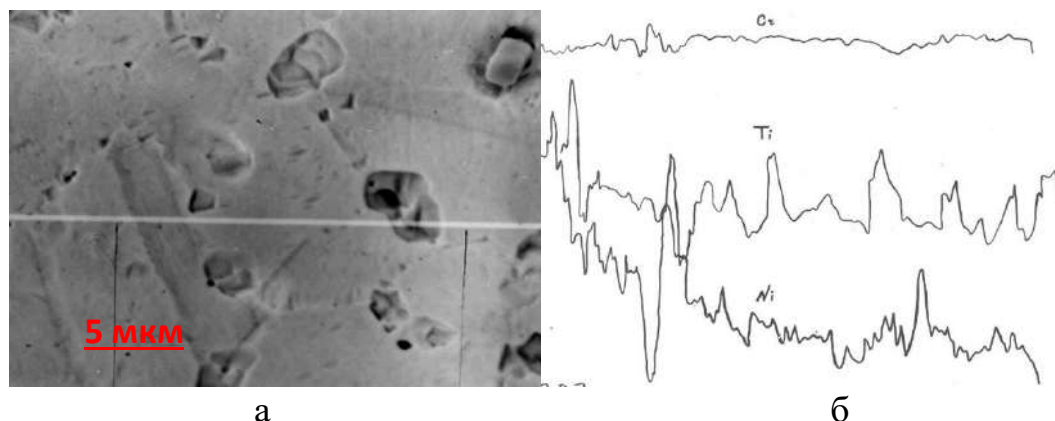


Рисунок 5.30 – Распределение элементов химического состава на границе раздела σ -фазы с аустенитной матрицей в аварийном металле (наработка 30 тыс. ч): а – микрофотография участка сканирования; б – концентрационные кривые

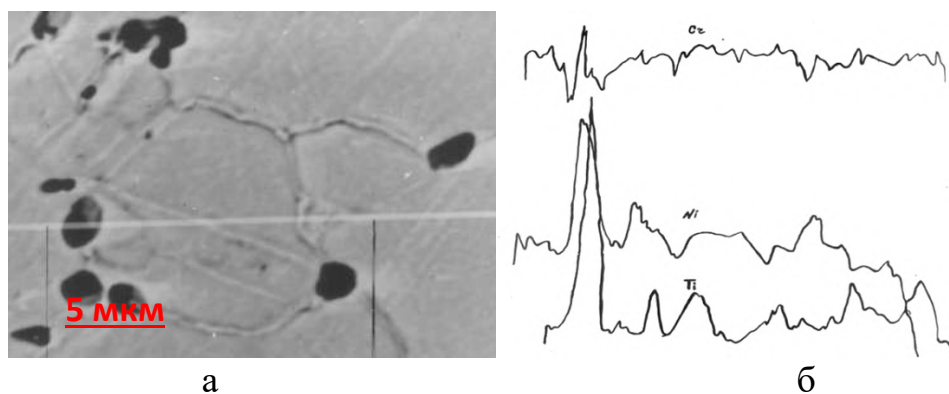


Рисунок 5.31 – Распределение элементов химического состава на границе раздела σ -фазы с аустенитной матрицей в аварийном металле (наработка 135 тыс. ч): а – микрофотография участка сканирования; б – концентрационные кривые

Влияние кратковременных и длительных перегревов моделировали по различным режимам, как на аварийном, так и на металле в состоянии поставки. Нагрев аварийного металла до температуры (1150 °С, 1 ч) полностью растворил σ -фазу, однако вызвал снижение высокотемпературного предела текучести $\sigma_{0,2}$ до значений ниже уровня допускаемых напряжений $[\sigma]$.

Нагрев аварийного металла до 750 °С, 1000 ч вызвал рост частиц σ -фазы (рисунок 5.32), что по результатам микрозондового анализа,

сопровождалось обеднением хромом приграничных объемов вблизи σ -фазы (рисунок 5.33).

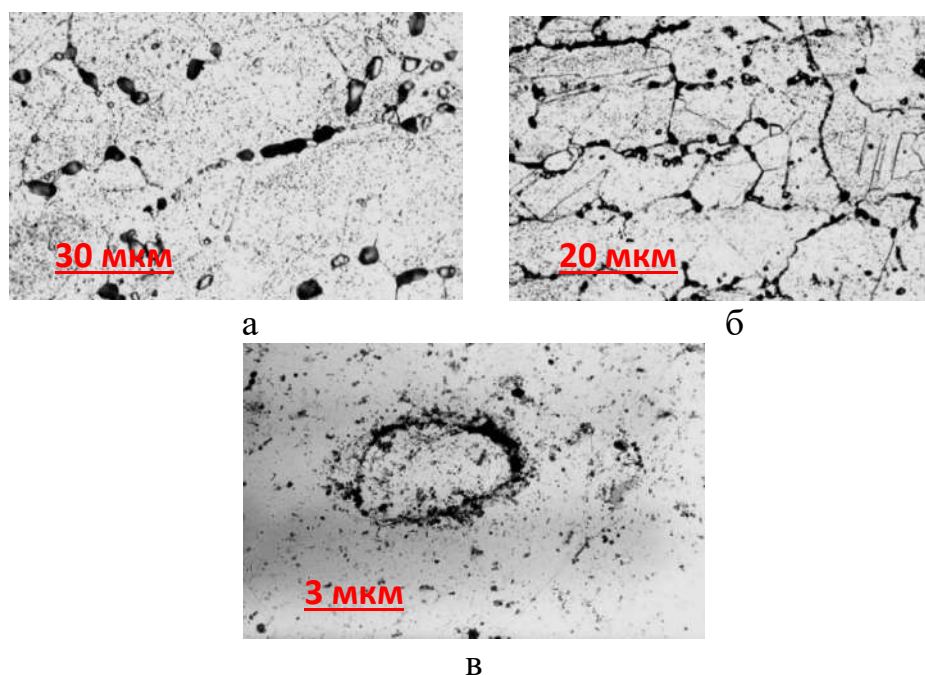


Рисунок 5.32 – Структура аварийного металла после старения 750 °С, 1 тыс. ч: а, б – оптическая микроскопия; в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

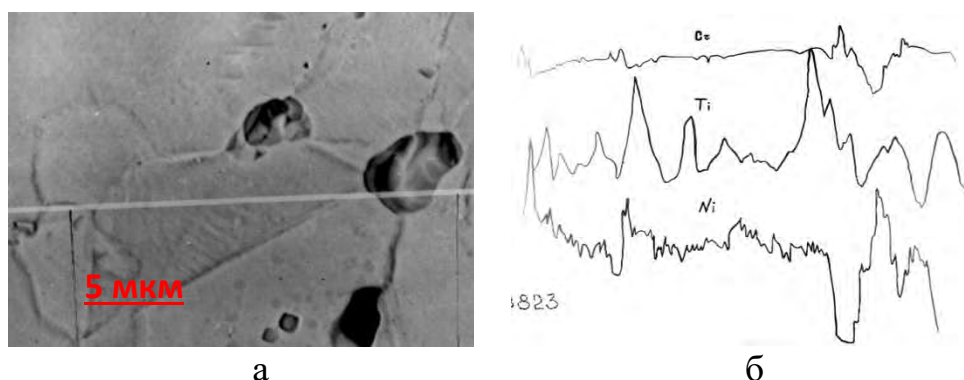


Рисунок 5.33 – Распределение элементов химического состава на границе раздела σ -фазы с аустенитной матрицей в аварийном металле (наработка 30 тыс. ч) после старения 750 °С, 1 тыс. ч: а – микрофотография участка сканирования; б – концентрационные кривые

В исследуемом металле в состоянии поставки со старением (550 °С, 5 тыс. ч), после перегрева 900 °С, 1 ч обнаруживается растворение хромистых карбидов в аустенитной матрице, что способствовало изменению микрохимического состава приграничных областей, а дальнейшее старение

этого металле при 550 °С вызвало образование карбидов по границам зерен (рисунок 5.34), но не упрочнило их, о чем свидетельствует снижение предела текучести при высокотемпературных механических испытаниях (таблица 5.2).

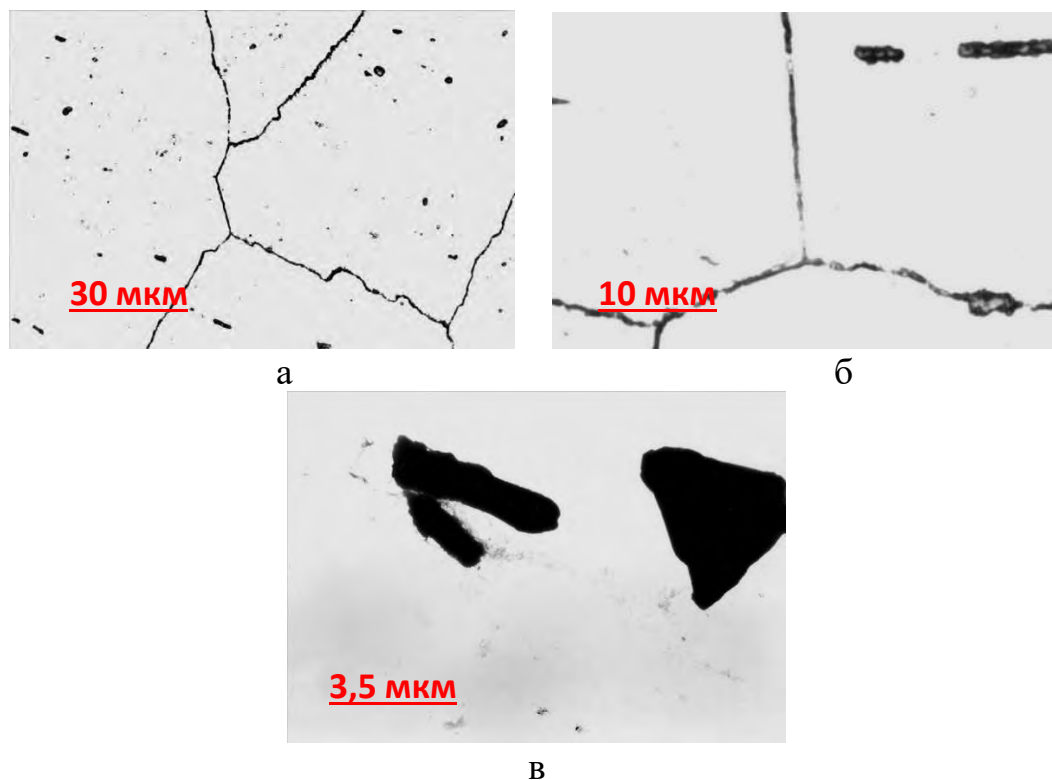


Рисунок 5.34 – Структура стали 08X18H10T в состоянии поставки с последующим старением (550 °С, 5 тыс. ч + 900 °С, 1 ч + 550 °С, 10 тыс. ч): а, б – оптическая микроскопия; в – тонкая структура, распределение карбидов (ПЭМ)

Микронзондовый анализ выявил присутствие в стали 08X18H10T двух видов избыточных фаз, близких по форме и расположению (по границам зерен), но отличающихся по составу. Так для σ -фазы характерно повышенное содержание хрома. Для неизвестной фазы характерно резкое снижение содержания хрома, с одновременным увеличением содержания титана.

Анализ данных о влиянии перегрева показывает, что наиболее существенным является снижение значений предела текучести в интервале температур 450–600 °С ниже уровня допускаемых напряжений (рисунок 5.35). Такое падение несущей способности материала в интервале расчетных температур эксплуатации может быть причиной больших пластических

деформаций труб и даже их разрушения, что может иметь место в случае малых сроков эксплуатации.

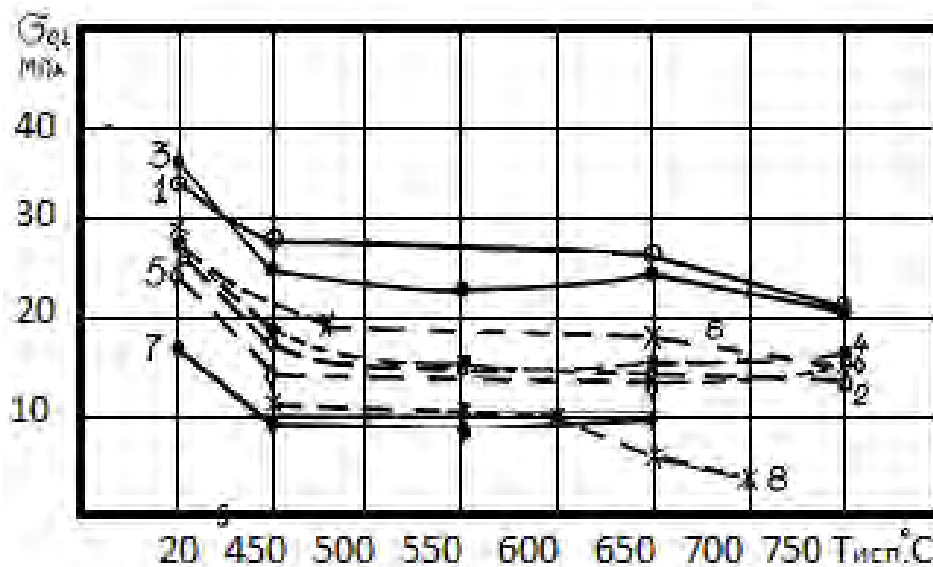


Рисунок 5.35 – Влияние перегревов на предел текучести стали 08X18H10T: 1 – И (состояние поставки); 2 – ТО (термообработанная); 3 – И + Ст. 450 °С, 5 тыс. ч; 4 – ТО + Ст. 450 °С, 5 тыс. ч; 5 – ТО + Ст. 550 °С, 5 тыс. ч; 6 – ТО + Ст. 650 °С, 5 тыс. ч; 7 – И + Ст. 550 °С, 5 тыс. ч + Пт. 900 °С, 1 ч + Ст. 550 °С, 10 тыс. ч; 8 – предельные допускаемые напряжения

5.3. Повреждаемость стали 08X18H10T

Ранее в главе 3 было показано, что старение наиболее неблагоприятно воздействует на пластичность (δ) и вязкость (ψ) при длительном разрушении в условиях ползучести, при этом возможны сочетания напряжений и температуры, при которых наступает низко пластичное разрушение.

Исследование в сканирующем электронном микроскопе “Carl Zeisse” evo-50 показало, что излом образца с малой пластичностью при длительном разрыве в значительной степени межзёренный с зернограницными включениями избыточных фаз (рисунок 5.36).

Вместе с этим 20–30% поверхности излома имеет типичное ямочное строение вязкого отрыва (рисунок 5.37, б). В случае хрупкого разрушения аналогичного образца излом имеет межзёренный характер (рисунок 5.37, а) с отдельными лунками выпавших крупных включений в месте тройных стыков границ, однако при этом число “вскрытых” границ (гладких) мало и

поверхность, в основном, пористая, что свидетельствует о развитии пор в приграничных областях.

Микроструктурное исследование продольного сечения зоны разрушения также подтверждает, что «охрупчивание» под напряжением ползучести происходит преимущественно по границам зёрен (рисунок 5.37, б).

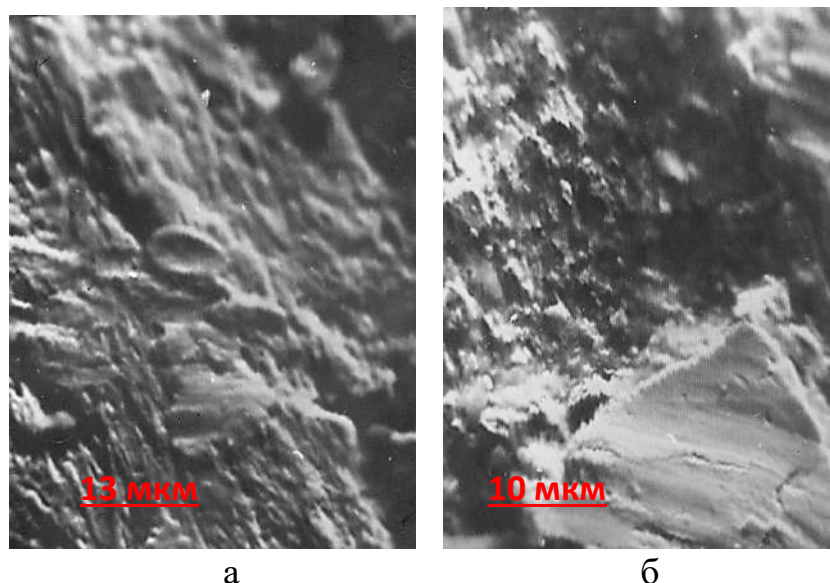


Рисунок 5.36 – Фрактография поверхности разрушения металла с малой пластичностью:

а – межзеренный характер разрушения; б – ямочное строение излома

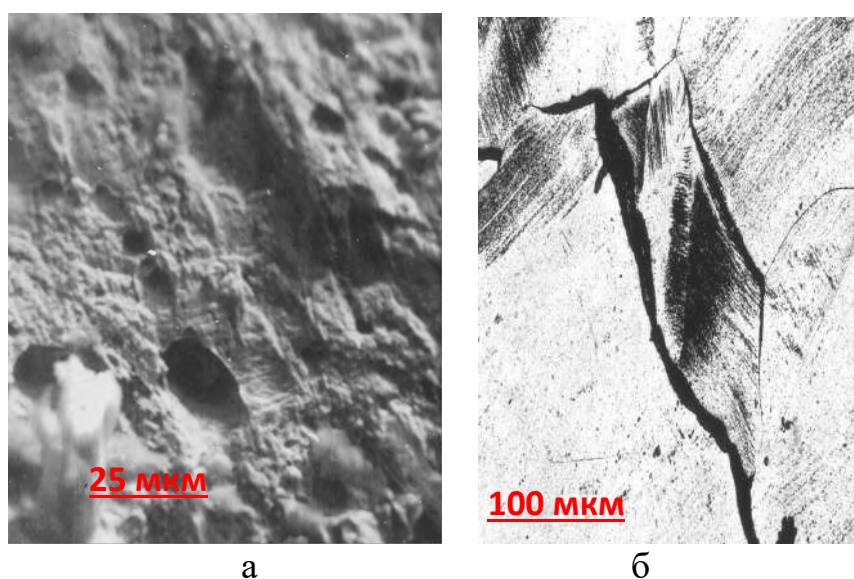


Рисунок 5.37 – Структура образца металла (ТО + Ст. 450 °С, 2 тыс. ч) с разрушением:

а – фрактография поверхности разрушения (x400); б – шлиф, микроскопия разрушения по границам зерен (x100)

Таблица 5.3 – Параметры ползучести при температуре испытания 600 °С

Состояние	Т _{ст} , °С	τ _с тыс. ч	σ _р МПа	Время					Удлинение			Сужение
				τ _к	τ _п	τ _{1%}	τ _{2%}	τ _п	δ _к ^Σ мм	δ _п %	δ _п %	
И	—	—	20	1550	0,50	0,33	0,55	0,55	28,6	2,0	2,0	51,8
			20	1374	0,10	0,50	0,18	0,51	33,2	1,3	6,0	50,0
И + Ст.	450	5	20	1159	0,12	0,12	0,27	0,71	35,8	1,0	8,0	56,4
			20	870	0,12	0,67	0,18	0,51	39,6	1,4	6,0	63,8
И + Ст.	650	2	20	464	0,56	0,56	0,11	0,80	43,6	12,0	24	36,7
			20	436	0,50	0,27	0,39	0,79	46,2	10,6	20,5	61,3
И + Ст. + Пр. 900° С, 1 ч	650	2	20	491	0,81	0,13	0,33	0,53	37	0,8	4,7	62
			20	535	0,13	0,31	0,37	0,68	33	0,5	5,0	49
			20	700	0,10	0,19	0,42	0,67	32	0,6	7,0	48
ТО	—	—	20	5750	0,49	0,87	0,70	0,73	17,5	1,7	4,4	40
			20	3949	0,31	0,10	0,31	0,85	28	2,0	5,5	32,7
			20	4220	0,48	0,33	0,76	0,78	13,6	1,2	2,2	29,4
ТО + Ст.	450	2	18	5125	0,14	0,39	0,95	0,90	4	0,7	1,4	0
			20	1205	0,67	—	—	0,83	0,6	0,2	0,3	0
			20	768	0,39	0	0,56	0,91	8	3,7	6,4	31
ТО + Ст.	550	2	20	3312	0,61	1	—	0,91	5	0,55	0,65	6
			20	3175	0,51	0,74	—	0,79	4	0,65	1,1	2
ТО + Ст.	550	5	20	328	0,23	0	0	0,61	1	5	5,2	15
			20	276	0,18	0	0,18	0,51	23	2	2,8	29
ТО + Ст.	650	2	20	1382	0,80	0,35	0,86	0,73	18	3,6	10	68
			20	2443	0,41	0,74	1	0,82	2	0,8	1,2	8

Графическое сравнение «постадийных» кривых относительной долговечности (рисунки 5.38, 5.39) показывает, что механизмы деформирования и разрушения чувствительны к исходному состоянию металла и неодинаковы, о чем свидетельствуют изломы графиков.

В наиболее неблагоприятной области температур 450–650 °С разрушение преимущественно зернограничное и роль структурного фактора преобладает в развитии непластичного разрушения, однако относительная долговечность на критической стадии проявляет чувствительность и к уровню напряжений, а общая долговечность (τ_к) значительно превосходит долговечность пластичного материала.

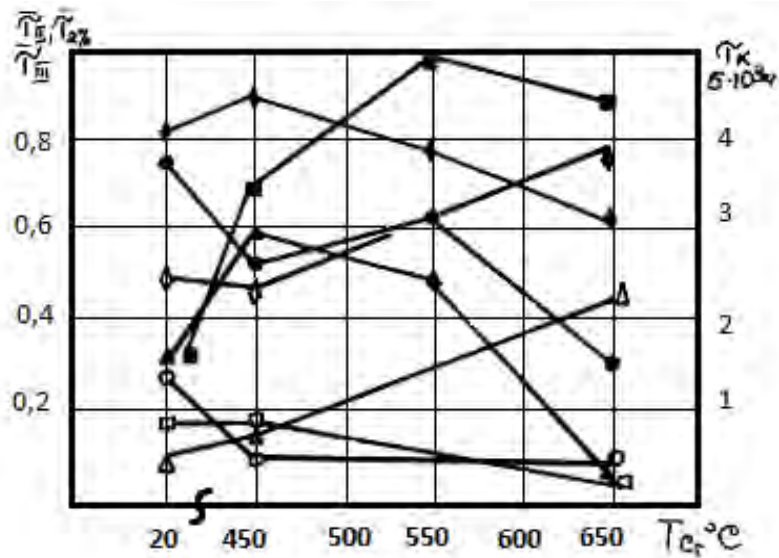


Рисунок 5.38 – Зависимость параметров ползучести ($\sigma_i = 200$ МПа, $T_{исп} = 600$ °C) от температуры старения:
○, △, ◇, □ – И; ●, ▲, ◆, ■ – ТО

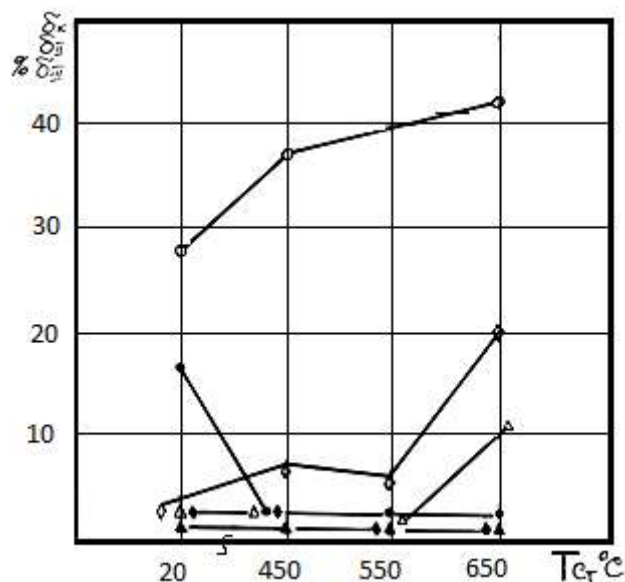


Рисунок 5.39 – Зависимость минимальной пластичности при ползучести ($\sigma_i = 200$ МПа, $T_{исп} = 600$ °C) от температуры старения:
○, △, ◇, □ – И; ●, ▲, ◆, ■ – ТО

В целом, и зависимости от исходной обработки и термомеханических условий старения, кинетика развития процессов деформирования и разрушения различаются. Так при малой продолжительности старения и при температуре 450 °C фазово-структурные изменения незначительны и металл сохраняет достаточно высокие значения предельно допустимых деформаций

ползучести, которые будут не ниже 2 %, если металл не подвергался перегревам.

При большой продолжительности старения в области 560–550 °С в металле происходит образование σ -фазы, возрастает концентрационная неоднородность приграничных областей, в которых реализуется при низких напряжениях деформация ползучести, что вызывает зернограничное порообразование с пониженной остаточной микродеформацией [49, 28, 26, 15], а значения предельно допустимой деформации ползучести будет не выше 1 %.

В случаях эксплуатации при температурах выше 550 °С в металле будет иметь место ускоренное образование σ -фазы, и при более высоких температурах (до 650 °С) возможно так же образование сложной промежуточной интерметаллидной фазы на границах раздела σ -фаза/аустенитная матрица; промежуточная фаза вызывает непластичное хрупкое зернограничное разрушение при ползучести, при этом предельно допустимая ползучесть, ограничиваемая наступлением третьей стадии (σ_{III}), падает до величины 0,5 %.

5.4. Методика оценки долговечности печных змеевиков из стали 08X18H10T

Надежность конструкций при повышенных температурах обеспечивается соответствующим уровнем допускаемых напряжений, пределами деформаций, а также стабильностью микроструктуры.

Выполненные исследования показывают, что между любым отдельным свойством аустенитной стали 08X18H10T, и долговечностью нет надежных соотношений. Чтобы иметь возможность использовать установленные закономерности изменения свойств для прогнозирования работоспособности, необходимо выявить соотношение всех свойств, характеризующих состояние металла. Поскольку эти свойства тесно взаимосвязаны между собой и зависят

от условий старения, степень влияния каждого из них отдельно оценить затруднительно.

Анализ результатов, полученных на лабораторных и промышленных образцах, указывает, что долговечность в функции эксплуатационных условий змеевиков печей гидроочистки, определяется, прежде всего, пластичностью (деформационной способностью). Учитывая возможный статистический разброс свойств металла, нужно проверять, сохраняет ли материал в условиях службы свои вязкие и пластические свойства, или в результате микроструктурных изменений возможно опасное уменьшение деформационной способности гетерогенизированного материала в условиях ползучести.

Экстраполяция средней величины длительной пластичности при разрыве вследствие разброса данных затруднительна, поэтому в качестве допускаемых можно ожидать снижение до уровня минимальных экспериментальных значений. Всё это заставляет считаться с возможностью в отдельных случаях разрушений труб при деформации ползучести меньшей, чем 2 %, регламентируемой техническими условиями.

Учитывая, что замена печных змеевиков из аустенитной стали требует значительных капитальных затрат, представляется возможным основываться на комплексной оценке состояния металла, прогнозировать его долговечность, сопоставляя его деформационную способность с деформацией, фактически имеющей место в трубах на момент контроля.

Исходя из предшествующей длительности и температурного режима эксплуатации (с учетом температур парового выжига коксовых отложений) целесообразно в период очередных капитальных ремонтов произвести из наиболее теплонапряженных мест вырезку участков труб длиной 350-400 мм для углубленного исследования состояния металла и его «паспортизации» на момент контроля. По результатам исследования металла, для обеспечения надежной работы, необходимо:

– в отсутствии в структуре металла σ -фазы и при значениях, в интервале температур 450...650 °С, предела текучести $\sigma_{0,2}$, превышающих не менее, чем на 10 % допустимые напряжения $[\sigma]$ – осуществлять дальнейшую эксплуатацию в соответствии с техническими условиями;

– в отсутствии в структуре металла σ -фазы и при значениях предела текучести $\sigma_{0,2}$ меньших $1,1[\sigma]$ – осуществлять дальнейшую эксплуатацию в соответствии с техническими условиями в отбраковочными толщинами, рассчитанными с учетом фактических значений предела текучести;

– при наличии в структуре металла тонких выделений σ -фазы, равномерно распределенных в теле аустенитных зерен и на границах между ними, дальнейшую эксплуатацию осуществлять в соответствии с техническими условиями и контролем деформации ползучести до 2 % по реперам, установленным не менее чем на двух трубах;

– при наличии в структуре металла σ -фазы, коагулированной преимущественно на границах зерен, и значениях длительной пластичности на контрольных образцах при 550 °С не менее 5% – дальнейшую эксплуатацию осуществлять в соответствии с техническими условиями с ограничениями деформации ползучести до 1,5 % и контролем её по реперам, установленным не менее, чем на двух трубах каждого потока или экрана;

– при выявлении в структуре металла межзёрренных диспергированных образований σ -фазы и значений длительной пластичности при 550 °С на контрольных образцах не менее 3% – дальнейшую эксплуатацию осуществлять в соответствии с техническими условиями с ограничениями деформации ползучести до 1,0 % и контролем её по реперам не менее, чем на двух трубах каждого потока или экрана;

– контроль металла в течение последующей эксплуатации должен осуществляться через 50 тыс. ч при условии положительных результатов предыдущих исследований. Трубы, достигшие регламентированных величин деформации ползучести, контролируемой по реперам, подлежат замене.

5.5. Коррозионное растрескивание сварных соединений трубопроводов из стали 08X18H10T охлаждающей колонны

При эксплуатации трубопроводов из стали 08X18H10T охлаждающей колонны установки дизельного топлива наблюдали образование трещин в сварных соединениях, в основном в зоне термического влияния, имеющих межкристаллитный характер распространения. Период зарождения трещин и их роста на всю толщину стенки труб составляет, в среднем, 5–8 лет. Минимальное зафиксированное радиографическим контролем время до образования таких трещин приблизительно 4 года.

Повреждения наблюдаются в сварных соединениях труб, изготовленных в заводских условиях и при монтажно-ремонтных работах на эксплуатируемых установках. Не обнаружено зависимости склонности к появлению дефектов от ориентации и расположения сварных соединений в системе трубопроводов (вертикальные, горизонтальные участки, доньшки коллекторов). Эти данные, а также массовый характер повреждений сварных соединений свидетельствуют об их эксплуатационном происхождении.

Наряду с многочисленными кольцевыми трещинами в исследованных сварных соединениях были обнаружены осевые трещины, распространяющиеся от линии сплавления в основной металл перпендикулярно сварному шву.

Осевые трещины инициируются в зоне сплавления, ограниченно распространяются в металл корневой части шва и развиваются, главным образом, в основной металл трубы. Распространение таких трещин в основном металле, как и кольцевых трещин, имеет ветвистый, явно выраженный межкристаллитный характер. При этом осевые трещины развиваются в продольном и перпендикулярном направлениях, в результате чего наблюдаются большая протяженность и значительный объем межкристаллитного разрушения металла.

Трубопроводы и другие элементы печных змеевиков установок гидроочистки дизельного топлива в процессе эксплуатации находятся под воздействием внутреннего давления, собственного веса, нагрузок, связанных с самокомпенсацией температурных перемещений труб.

Кроме того, в сварных соединениях, изготовленных без последующей термической обработки, имеются остаточные напряжения, уровень и характер распределения которых по сечению шва при многопроходной сварке трубопроводов зависит от жесткости сварного соединения, схемы разделки кромок, порядка заполнения разделки и других сварочно-технологических факторов. Величина остаточных напряжений, как правило, превышает предел текучести стали $\sigma_{0,2}$. Вследствие этого возникают значительные пластические деформации, особенно в корневой зоне у границы сплавления. Уровень этих пластических деформаций также определяется условиями проведения процесса сварки.

На напряженно-деформированное состояние, реализующееся в процессе сварки, накладываются циклы упругопластического деформирования при пусках-остановах установки. При этом напряжения и деформации в сварных соединениях при эксплуатации сохраняют все особенности распределения, характерные для состояния непосредственно после сварки – на внутренней поверхности сварных соединений действуют высокие напряжения растяжения в сочетании с накопленной пластической деформацией.

Цель проводимых исследований – установить влияние теплоносителя (воды высоких параметров) и остаточных напряжений на склонность к межкристаллитному коррозионному растрескиванию сварных соединений трубопроводов из стали 08X18H10T в охлаждающих колоннах.

Проводили металлографический анализ трещин, развивающихся с внутренней поверхности сварных соединений трубопроводов. Для подтверждения зернограницного характера повреждений осуществляли фрактографические исследования изломов. Выполняли радиографический анализ оксидов в анклав трещин.

Для оценки сопротивления коррозии под напряжением сварных соединений из стабилизированной стали 08X18H10T ($Ti/C > 7$) использовали образцы, вырезанные из реальных трубопроводов с толщиной стенки 12 мм со сварными швами, выполненными ручной аргонодуговой сваркой с присадочной проволокой.

Напряженное состояние создавали по методу постоянной деформации образцов. Деформацию осуществляли изгибом образцов в специальном приспособлении таким образом, чтобы зона растяжения приходилась на зону термического влияния сварного соединения. Загнутый до параллельности сторон образец фиксировали стяжкой. При этом напряжения в наиболее деформированной зоне образцов превышали предел текучести, а деформация изгибом составляла 75 %. Испытания на коррозию таких U-образных образцов проводили в автоклавах емкостью 1,5 л в статических изотермических условиях при полном погружении в среду.

В качестве коррозионной среды использовали глубоко обессоленную воду (бидистиллат). Температуры испытаний 300 и 350 °C, давление воды составляло ~ 16,5 МПа. В опытах варьировали начальную концентрацию растворенного в жидкой фазе кислорода.

Расчет коэффициента распределения кислорода между жидкой и паровоздушной фазами в объеме автоклава проводили, исходя из заданных параметров испытаний и объема автоклава согласно закону Генри. Стойкость против коррозионного растрескивания под напряжением оценивали по времени до появления трещин. Первый осмотр образцов на наличие трещин проводили через 250 ч, далее – через каждые 500 ч.

В первой серии испытаний образцы вырезали из штатного трубопровода в исходном состоянии – после ручной аргонодуговой сварки с присадкой проволоки марки Св-04Х19Н11М3. Параметры испытаний: температура среды 350 °C, давление 16,5 МПа, pH^{20} 6,2...6,5, начальная концентрация растворенного в воде кислорода 8,9 мг/кг. В этих же условиях проводили опыты в присутствии стружки металлического циркония в реакционном

пространстве автоклава, а также опыты с добавлением в воду гидразингидрата, что обеспечило исходное значение водородного показателя pH^{20} 8,2.

Для опытов второй серии использовали сварные соединения, выполненные в процессе ремонта установок гидроочистки дизельного топлива. Технология сварки аналогичная. Эту серию испытаний проводили в следующих структурных состояниях сварных соединений: 1 – исходном (непосредственно после сварки); 2 – после провоцирующего нагрева образцов при 650 °С в течение 1 ч, 3 – после провоцирующего нагрева при 650 °С, 1 ч, последующей аустенитизации при 1050 °С, 1 ч и охлаждения с выключенной печью.

Исследовали также склонность к межкристаллитному растрескиванию под напряжением (МКР) в высокотемпературной воде стали 08X18H10T, не подвергнутой термическому воздействию сварки.

Сталь испытывали после термической обработки при 1050–800 °С в состоянии, не склонном к МКК, в том числе и после выдержки при 350–750 °С длительностью от 0,5 до 3000 ч (данные температурно-кинетических кривых Роллансона). Нагружение образцов проводили по методу постоянной деформации при $\sigma > \sigma_{0,2}$.

Проводили также исследования склонности стали к МКР в условиях растяжения со скоростью деформации $1,3 \cdot 10^{-7} \text{с}^{-1}$. В качестве коррозионной среды использовали обессоленную воду.

Температурный интервал испытаний (250...340 °С) включал температуру среды установки (300 °С) при работе на мощности. Начальная концентрация растворенного в жидкой фазе кислорода 8,33 мг/кг. При испытаниях в этих условиях определяли относительное сужение ψ .

В поврежденных сварных соединениях выявлены трещины, развивающиеся с внутренней стороны поверхности вблизи линии сплавления швов с основным металлом. Трещины имеют ветвистый характер и весьма слабое раскрытие. Поражение захватывает большие объемы металла. При этом многочисленные тонкие ответвления распространяются

преимущественно в основной металл и, в меньшей степени, в металл зоны термического влияния сварки. Все трещины имеют межкристаллитный характер развития.

При металлографических исследованиях сварных соединений, вырезанных из поврежденных участков трубопроводов, выявлена крупнозернистая аустенитная структура металла в околошовной зоне, образовавшаяся под воздействием высокотемпературного цикла сварки. В то же время, основной металл трубы имеет мелкозернистую структуру.

Фрактографические исследования поверхностей свидетельствуют о зернограничном характере разрушения. Границы зерен гладкие со следами слабо развитого рельефа. Несколько искаженная форма зерен может быть следствием микропластических деформаций, предшествующих разрушению.

Сопоставление особенностей трещин в сварных соединениях трубопроводов и других элементов контура циркуляции охлаждающей воды, топографии их возникновения, межкристаллитного характера распространения, напряженно-деформированного состояния металла на внутренней поверхности сварных соединений, контактирующей с водой высоких параметров, позволило однозначно квалифицировать разрушение сварных соединений как процесс межкристаллитного растрескивания под напряжением.

Известно, что стабилизированные аустенитные нержавеющие стали после нагрева в зоне опасных температур 650...550 °С, вызывающих их сенсibilизацию, не проявляют склонности к межкристаллитной коррозии (МКК) в процессе испытаний при потенциалах активно-пассивного перехода (по методу АМ ГОСТ 6032).

В условиях коррозии под напряжением в воде, содержащей хлориды и кислород или даже один из этих компонентов, аустенитные стали, как правило, подвергаются разрушению по механизму транскристаллитного коррозионного растрескивания.

Нестабилизированные стали после нагрева в интервале температур 650–550 °С находятся в сенсibilизированном состоянии и проявляют склонность к МКК. В условиях, способствующих коррозии под напряжением в воде высоких параметров, разрушение этих сталей происходит по границам зерен, где за счет выделения карбидов и различной скорости диффузии хрома и углерода в аустените происходит обеднение хромом приграничных участков.

Однако выдержка сенсibilизированных сталей в высокотемпературной воде даже при их склонности к МКК не вызывает высокой скорости роста трещин в ненапряженном металле: за 20...30 лет эксплуатации МКК обычно не превышает 50 мкм. По данным лабораторных исследований и опыта эксплуатации, выдержка сенсibilизированных сталей в чистой воде высоких параметров приводит при наличии растягивающих напряжений к увеличению скорости роста межкристаллитных трещин до 1...10 мм/год, и этот процесс классифицируется как МКР.

Согласно литературным данным и нашим экспериментальным результатам, стабилизированные аустенитные стали марок 08X18H10T, 321, 347 не проявляют склонности к межкристаллитной коррозии при испытаниях в соответствии с ГОСТ 6032 или по методу Штрауса. Это означает, что они не сенсibilизируются при нормируемом этими документами нагреве в интервале опасных температур 650–550 °С, в том числе и в процессе сварки за короткое время пребывания металла околошовной зоны в этом температурном интервале.

Межкристаллитный характер разрушения сварных соединений трубопроводов колонны охлаждения установки для гидроочистки дизельного топлива определяет необходимость испытания металла дефектных сварных соединений на склонность к МКК.

Многочисленные испытания не выявили склонности металла сварных соединений, пораженных трещинами при эксплуатации, к МКК при испытании по методам АМ ГОСТ 6032 и ПДРА ГОСТ 9.914-91.

На границах зерен в околошовной зоне таких сварных соединений могут наблюдаться единичные случаи выделений карбидов и в очень узкой зоне – частичное обеднение межзеренных границ хромом. Однако это не может рассматриваться как признак сенсibilизации металла в общепринятом значении этого термина. Сканирование границ зерен в различных направлениях с одновременной регистрацией рентгеновского излучения хрома никаких флуктуации интенсивности, которые могли бы быть связаны с понижением концентрации хрома на границе, не выявляют, несмотря на наличие лунок травления в предполагаемых местах выделения карбидов хрома.

Состав циркулирующего в трубопроводах теплоносителя ограничен нормами бескоррекционного водного режима для одноконтурных систем. Это вода высокой чистоты с низкой удельной проводимостью, практически свободная от хлоридов (<70 мг/кг) при pH 6,5 (в среде нормируется также концентрация железа <50 мг/кг и меди <20 мг/кг). Содержание кислорода в теплоносителе не нормируется. В периоды нормальной эксплуатации концентрация кислорода в теплоносителе колеблется от 0,2 до 0,8 мг/кг, однако в периоды ППР насыщение воды кислородом может достигать 8 мг/кг.

Развитие МКР в высокотемпературной воде требует более высокого уровня растягивающих напряжений в металле по сравнению с транскристаллитным коррозионным растрескиванием. Обычно МКР интенсивно развивается в металле при напряжениях, превышающих предел текучести. Можно считать, что возможность развития МКР в отсутствие специфических активаторов среды (хлор-ионов) обусловлена большим участием механического фактора. Механические напряжения в процессе коррозионного растрескивания увеличивают степень дефектности пассивного слоя металла и обеспечивают у острия трещины высокую плотность тока – до $i = 1,2$ мА/см².

Механизм МКР несенсибилизированного аустенита пока не изучен: нет достаточных экспериментальных данных, а также достаточно полных теорети-

ческих предпосылок и соображений. Однако и в этом случае электрохимическая природа МКР очевидна.

У сталей, не подверженных МКР без нагрузки при потенциалах активно-пассивного перехода, растягивающие напряжения должны не менее чем на порядок увеличивать плотность тока на границах зерен, которая в отсутствии нагрузки мало отличается от матричной (внутрикристаллитной).

Известно, что напряжения ненамного увеличивают скорость коррозионного растрескивания нержавеющей сталей, пока не происходит заметной пластической деформации металла. В некоторых работах описано МКР несенсибилизированной Cr–Ni–Mo-стали, возникающее при воздействии на тонкую структуру аустенита и создания локальной деформации у границ зерен.

Наряду с высоким уровнем напряжений определенную роль в МКР могут играть внешние факторы среды, такие как температура и ее окислительные свойства. В условиях, имитирующих состояние воды в присутствии кислорода, электрохимический потенциал стали 08X18H10T составляет 0,3 В. В условиях свободного радиолиза с образованием сильных окислителей он может быть еще выше.

Лабораторные исследования сварных соединений при температурах 300 и 350 °С в условиях высоких напряжений, деформаций и весьма высокой начальной концентрации растворенного в коррозионной среде кислорода выявили их склонность к коррозионному растрескиванию (таблица 5.4). Разрушения наблюдались после большого инкубационного периода: (более 3000 ч), после которого трещины росли с высокой скоростью. При выдержке 250...500 ч после инкубационного периода образцы разрушаются более чем на 2/3 толщины. На рисунке 5.40 показаны трещины на поверхности испытанных образцов.

Во всех случаях трещины распространяются вдоль линии сплавления с интенсивными ответвлениями в основной металл и имеют преимущественно межкристаллитный характер. Следовательно, они однозначно могут быть

идентифицированы как трещины, возникающие при коррозионном растрескивании под напряжением по механизму МКР.

Таблица 5.4 – Результаты испытаний на сопротивление МКР стали в высокотемпературной воде при нагружении по методу постоянной деформации

Параметры среды		Длительность испытаний, ч, при температурах, °С		
Cl ⁻ , мг/кг	pH ²⁰	250	280	320
—	6,5–6,8	3000 (не разр.)	3000 (не разр.)	3000 (не разр.)
0,5	6,5–6,8	3000 (разр.)	2750 (разр.)	2750 (разр.)
0,5	4,0–4,5	—	—	3000 (разр.)
5,0	6,5–6,8	2750 (разр.)	—	2750 (разр.)
Обозначения: Cl ⁻ - содержание хлор-ионов в коррозионной среде; не разр. и разр. – образец при испытаниях не разрушился и разрушился соответственно.				

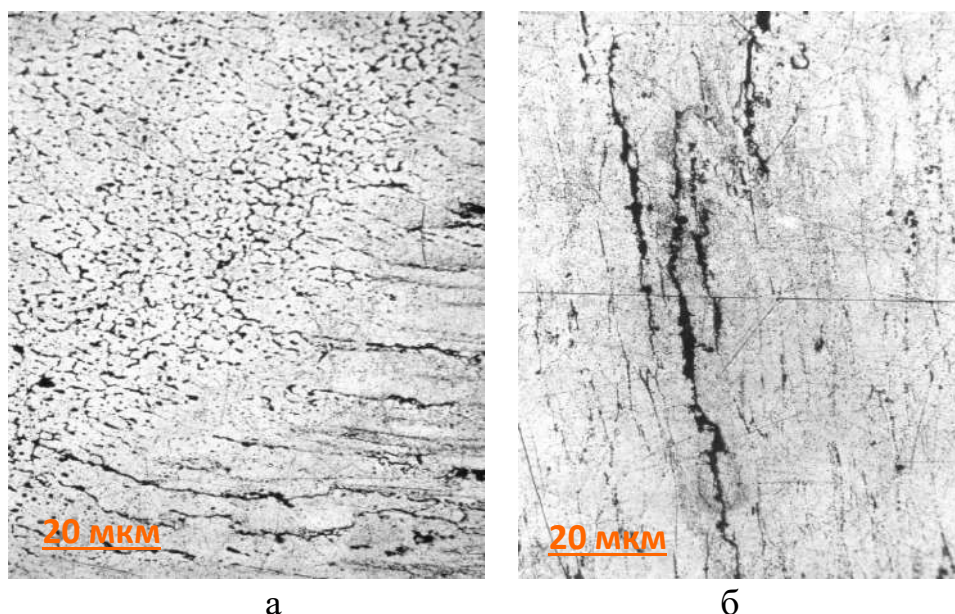


Рисунок 5.40 – Микроструктура стали 08X18H10Т (несенсибилизированный основной металл) в области трещин, возникающих при испытании U-образных образцов на коррозионное растрескивание под напряжением в течение 2750 ч в высокотемпературной воде с хлор-ионами при начальной концентрации растворенного кислорода 7,5–8,0 мг/кг:
 а — 0,5 мг/кг [Cl⁻]; б — 100 мг/кг [Cl⁻]

Трещины в сварных соединениях, образующиеся при автоклавных испытаниях в лабораторных условиях, по морфологии и характеру распространения идентичны трещинам, наблюдаемым в сварных соединениях реальных трубопроводов, изготовленных из стали 08X18H10T, подвергающихся воздействию воды с концентрацией хлор-ионов $< 0,8$ мг/кг при 290°C . Добавление в реакционную среду стружки циркония интенсифицирует процесс. Рост трещин ускоряется, трещины разветвляются и развиваются преимущественно в основной металл. Снижение растворенного кислорода при незначительном повышении водородного показателя (введением гидразингидрата) оказывает на процесс ингибирующее влияние. За 3000 ч испытаний трещин в образцах не обнаружено.

Опытами подтверждено, что исследованные сварные соединения не проявили склонности к МКК при испытании по методу АМ ГОСТ 6032 ни в зоне термического влияния сварки, ни по линии сплавления, ни по металлу шва. При этих испытаниях коррозионное растрескивание наблюдалось после выдержки образцов ~ 3000 ч в растворах с концентрацией хлор-ионов 0,5 и 5,0 мг/кг при температурах $250\ldots 320^{\circ}\text{C}$, pH 6,5 - 6,8 (таблица 5.4). Отличительной особенностью наблюдаемых при этом разрушений является межкристаллитный характер распространения трещин, существенно большая локализация разрушения и меньшее число центров зарождения трещин, чем это обычно наблюдается при транскристаллитном коррозионном разрушении, а также высокая скорость роста трещин.

Испытания образцов со скоростью деформации $1,3 \cdot 10^{-7} \text{с}^{-1}$ показали склонность стали 08X18H10T к замедленному деформационному коррозионному растрескиванию при определенном сочетании температуры и концентрации растворенного кислорода в среде.

Обнаружено, что в интервале $250\ldots 340^{\circ}\text{C}$ имеет место экстремальная зависимость относительного сужения ψ от температуры испытаний. Для среды с начальной концентрацией кислорода $7,5\ldots 8$ мг/кг при $250\ldots 290^{\circ}\text{C}$ относительное сужение разрушенных образцов $\psi = 30\%$. Это сопровождается

образованием на цилиндрической поверхности образцов вторичных кольцевых трещин коррозионного характера. При 300 °С относительное сужение резко возрастает до $\psi > 50 \%$.

В интервале 320...340 °С изменение температуры не влияет на относительное сужение, однако и в этом интервале его величина ниже, чем при испытаниях на воздухе.

В растворе с 0,5 мг/кг хлор-ионов при содержании кислорода 7,5...8 мг/кг наблюдается снижение относительного сужения при 250...290 °С. Однако при 320 °С присутствие ионов хлора оказывает отрицательное влияние на стойкость стали к замедленному деформационному коррозионному растрескиванию.

При испытаниях стали 08X18H10T в воде с начальной концентрацией кислорода 3,5...4 мг/кг сохраняется общий характер экстремальной зависимости пластичности от температуры с максимальным ее снижением при 270 °С. При этом интервал температур склонности к хрупкому разрушению сужен и сдвинут в сторону меньших значений. Существенно меньше и степень влияния среды на снижение пластичности стали.

При растяжении с небольшой скоростью деформации развитие трещин в стали 08X18H10T в несенсибилизированном состоянии может иметь межкристаллитный или смешанный характер, в зависимости от состояния металла, состава и параметров среды. Топография разрушения свидетельствует о том, что в условиях, вызывающих склонность к замедленному деформационному коррозионному растрескиванию, поверхность разрушения содержит достаточную долю хрупкого излома и очаги инициирования трещин по всему периметру сечения.

Рассмотренные результаты коррозионных испытаний подтверждают возможность МКР стали 08X18H10T в несенсибилизированном состоянии в деминерализованной и хлоридсодержащей воде высоких параметров.

Влияние перечисленных факторов на возможность возникновения и развития МКР определяет следующие пути повышения долговечности

сварных соединений: 1 – снижение окислительных свойств среды, что может быть реализовано в эксплуатационной практике установок для гидроочистки дизельного топлива; 2 – снижение остаточных сварочных напряжений растяжения.

Кардинальным способом нивелировать отрицательное влияние сварки на уровень остаточных сварочных напряжений, пластических деформаций и структурных изменений, и тем самым уменьшить риск повреждаемости, увеличить долговечность и гарантировать ресурс работы оборудования является применение высокотемпературной термической обработки.

Применительно к прямым участкам трубопроводов и для сварных соединений днищ с корпусами колонн в качестве эффективного режима термической обработки была предложена аустенитизация при 1050 °С в течение 1 ч.

Опыты проводили на металле экспериментального трубопровода со сварными соединениями, выполненными ручной сваркой. Аустенитизацию осуществляли с использованием гибких радиационных нагревательных ковровых блоков установки. Малогабаритные электронагревательные комплексы набирали из специальных керамических изоляторов, в пазах которых, открытых в сторону нагреваемой поверхности, размещается излучатель – нагреваемая переменным током проволока (типа Х27Ю5). Сверху тонкие ковровые блоки закрывали слоем теплоизоляции (8 ~ 40 мм), что минимизировало потери при проведении нагрева.

В результате проведенного численного моделирования температурного и напряженно-деформированного состояния, а также серии экспериментов определен оптимальный режим термической обработки для сварных соединений днищ с корпусами РГК:

- аустенитизация при 1050 °С в течение 1 ч, скорость нагрева $v_H < 10$ °С /мин и $v_H > 20$ –30 °С /мин в интервалах 20–550 и 550–1050 °С соответственно;
- охлаждение с выключенной печью в интервале 1050–850 °С, далее – на воздухе до 20 °С.

Показано, что такая высокотемпературная термическая обработка сварных соединений днищ с корпусами охлаждающих колонн приводит к снижению на 70...80 % остаточных сварочных напряжений растяжения в районе корня шва, растворению карбидов, выделившихся по границам зерен при многопроходной сварке и рекристаллизации металла в околошовной зоне, что в совокупности позволит существенно повысить долговечность сварных соединений в эксплуатационных условиях.

5.6. Применение сварки при ремонте печных змеевиков из стали 08X18H10T

Поврежденный участок трубы печных змеевиков из стали 08X18H10T ремонтируются путем вырезки дефектного участка и варки вставки из трубы той же марки стали.

Перед началом сварочных работ необходима тщательная подготовка кромок. Обычно применяется разделка под углом $\alpha = 60^\circ$ с притуплением порядка $c = 1-2$ мм. Поверхность должна быть чистой, обезжиренной и сухой, исключая любые загрязнения и посторонние вещества, способные повлиять на качество шва (рисунок 5.41). Свариваемые кромки труб собирают на прихватках с зазором $b = 2-3$ мм.

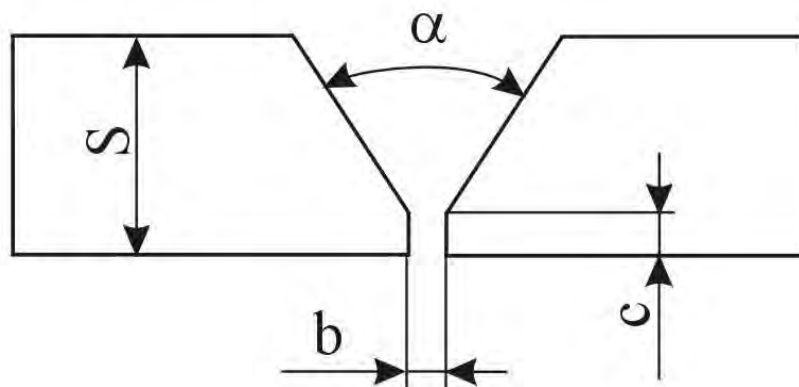


Рисунок 5.41 – Форма разделки кромок при сварке труб из стали 08X18H10T диаметром 219 мм с толщиной стенки 10 мм

Оптимальным методом для ремонта труб из сплава 08X18H10T считается аргонодуговая сварка неплавящимся электродом (TIG). Этот метод обеспечивает минимальное тепловложение и наилучшую защиту сварочной ванны, предотвращая появление пор и трещин.

Рекомендуемая марка присадочной проволоки для сварки труб из нержавеющей стали 08X18H10T – Св-08X19H10Г2Б. Эта проволока обладает высоким уровнем стойкости к трещинообразованию и повышенной сопротивляемостью к межкристаллитной коррозии.

Для повышения производительности процесса сварки при заполнении разделки кромок соединяемых труб применяется полуавтоматическая сварка плавящимся электродом с использованием защитного газа (обычно аргон), что позволяет достичь качественного однородного шва даже при больших объёмах восстановительных работ.

Помимо сварки плавящимся электродом в защитном газе находит применение комбинированный способ: корневой шов заваривают ручной аргонодуговой сваркой неплавящимся электродом с применением присадочной проволоки Св-08X19H10Г2Б, а заполнение разделки кромок производят путем сварки плавящимся покрытым электродом. Электроды, используемые для ручной дуговой сварки, должны соответствовать характеристикам стали 08X18H10T. Наиболее распространённые марки электродов – ОК 61.30 («ESAB») или аналогичные аналоги отечественного производства, обеспечивающие необходимую стабильность горения дуги и высокие антикоррозионные характеристики наплавленного металла.

Среди отечественных производителей широко распространены следующие марки электродов, предназначенные для сварки высоколегированных коррозионностойких сталей типа 08X18H10T:

1. ОЗЛ-8 (Производитель: СпецЭлектрод):

– Назначение: сварка изделий из коррозионностойких хромоникелевых сталей, таких как 08X18H10, 12X18H9, 08X18H10T.

– Особенности покрытия: Основное покрытие.

- Коэффициент наплавки: около 13,0 г/А·ч.
- Напряжение тока: постоянный ток обратной полярности.

Эти электроды обеспечивают качественное формирование шва и хорошую отделяемость шлака, подходят для сварки во всех пространственных положениях.

2. НИАТ-1 (Производитель: выпускался различными предприятиями СССР, ныне производится ограниченными партиями):

- Назначение: сварка аналогичных марок высоколегированных сталей.
- Особенности покрытия: Основное покрытие.
- Режимы сварки: постоянный ток обратной полярности.

Эти электроды зарекомендовали себя благодаря устойчивости к образованию пор и трещин, обеспечивая хорошие показатели прочности и пластичности сварных соединений.

Контроль сварных соединений осуществляется визуально, ультразвуковым и рентгеновским методами.

На качество сварных швов большое влияние оказывает отсутствие дефектов в металле корневого шва, которое зависит от величины тока дуги. При визуальном осмотре образцов, выполненных на сварочном токе 50 А, было обнаружено отсутствие обратного валика, которое свидетельствует о неполном проплавлении корня шва. Увеличение сварочного тока до 70 А привело к образованию горячих трещин, которые были обнаружены на рентгеновских снимках (рисунок 5.42).

Вероятной причиной образования трещин является чрезмерный перегрев металла шва в процессе сварки, так как при визуальном осмотре и на рентгеновских снимках отчетливо видны провалы обратного валика. В целях минимизации тепловложения было решено, каждый слой (корневой и облицовочный) выполнять со временем выдержки между проходами до полного остывания при сварочном токе 60 А. Такое технологическое решение позволило получить сварной шов свободных от горячих трещин (рисунок 5.43).

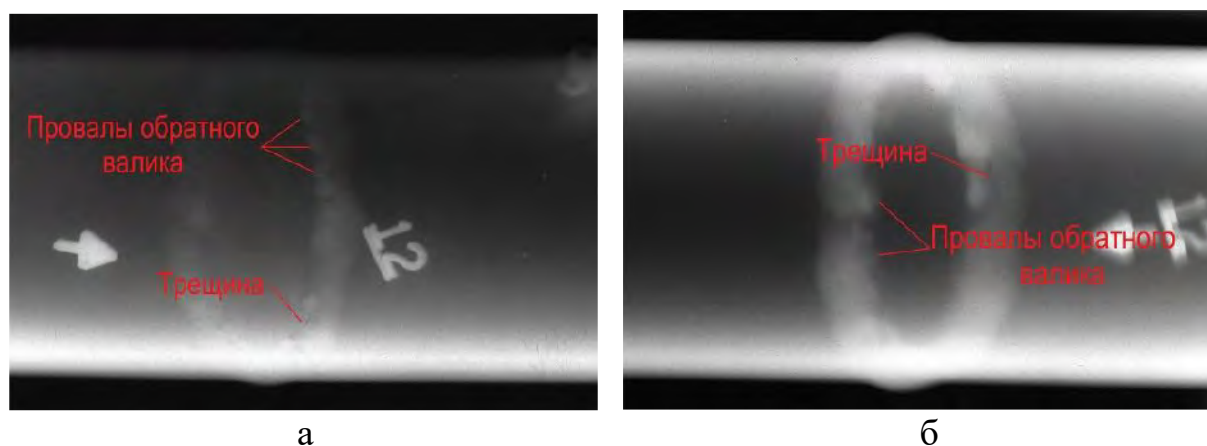


Рисунок 5.42 – Рентгеновские снимки образцов при сварочном токе 50 А (а) и 70 А (б)

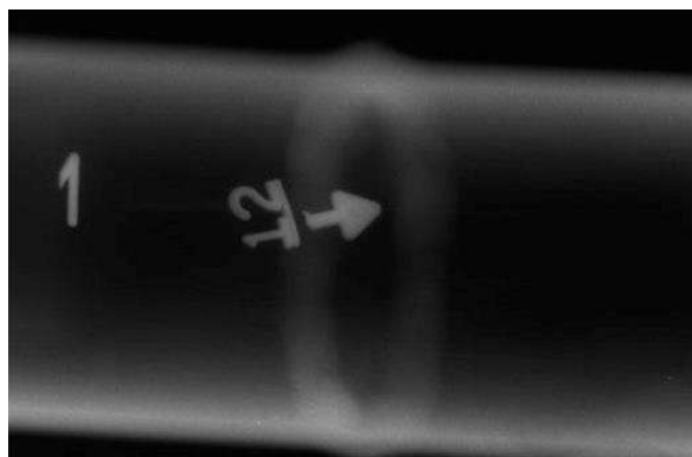


Рисунок 5.43 – Рентгеновский снимок образца, выполненный за три прохода при сварочном токе 60 А

5.7. Исследование структуры металла сварного соединения стали 08X18H10T

Методами оптической и электронной микроскопии была исследована структура в центральной части сварного соединения труб из стали 08X18H10T, околошовной зоны и основного металла вдали от сварного шва (рисунок 5.44), полученного способом полуавтоматической сварки плавящимся электродом в защитном газе. Сварной шов формировался за счет расплавления и кристаллизации собственного металла свариваемых кромок и присадочного металла, выполненных с разделкой кромок.

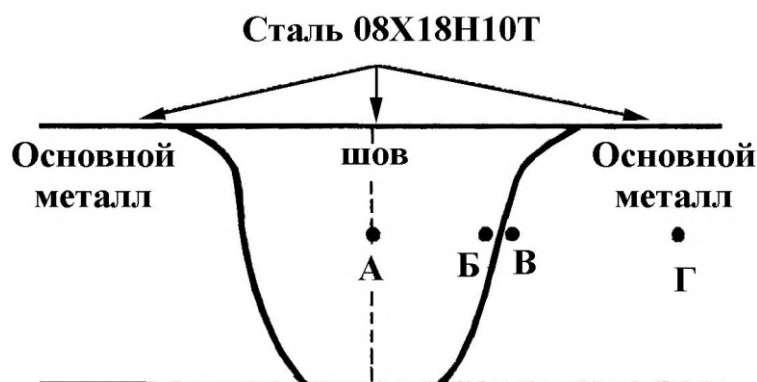


Рисунок 5.44 – Схема исследования образца со сварными соединениями
Точки А, Б, В, Г – места, где проводилось исследование. Точки Б, В – околосварная зона. Точка Г отстоит от центра шва на расстоянии 19,9 мм

Были диагностированы: фазовый состав, зеренная и дислокационная структура основного металла соединения, а также сварного шва и околосварной зоны. Целью исследования являлось изучение фазового состава, зеренной и дислокационной структуры основного материала и их изменения вследствие изготовления сварного соединения.

Поверхность шлифов готовили методом электролитической полировки с последующим электролитическим травлением по стандартной технологии [107]. Электронно-микроскопические исследования выполнялись на микроскопе TEM Scietex F200 при ускоряющем напряжении 200 кВ.

Тонкие фольги готовились методом электролитической полировки в насыщенном растворе хромового ангидрида в ортофосфорной кислоте при 25 °С. Рентгеноструктурные исследования проводились на аппарате ДРОН–6,8 в монохроматизированном $\text{FeK}\alpha$ -излучении с записью на диаграммную ленту в автоматическом режиме. Все рефлексы на дифрактограммах проиндицированы с целью определения основных фазовых составляющих, а затем проведен расчет количественных характеристик.

В ходе рентгеноструктурных, оптических и электронно-микроскопических измерений определяли параметры кристаллических решеток, присутствующих в материалах фаз, их объемную долю, причем после выявления размер зерен, фазовых прослоек, карбидных частиц,

скалярную плотность дислокаций определяли методом секущей [107, 108]. Была также исследована сплошность металла сварного соединения, наличие в нём дефектов и полей напряжений.

Фазовый состав основного металла свариваемой стали. Сталь 08X18H10T относится к классу аустенитных сталей, поэтому основной фазой является γ -фаза, т. е. твердый раствор элементов замещения (Ni и Cr) и внедрения (углерода) с параметром кристаллической решетки $a_\gamma = 0,36$ нм. Результаты структурно-фазового анализа основного металла стали 08X18H10T представлены в таблице 5.5.

Таблица 5.5 – **Фазовый состав основного металла стали 08X18H10T**

Фаза V_ϕ , масс. %	
γ	98
α	0
TiC	1,7
$M_{23}C_6$	0,3

Наряду с основным карбидом TiC (параметр кристаллической решетки $a = 0,433$ нм) в матрице присутствуют мелкие частицы карбида $M_{23}C_6$ на базе хрома, в основном $Cr_{23}C_6$, слегка легированный железом.

Карбид TiC в матрице выделяется в виде неравноосных частиц, рисунок 5.45.

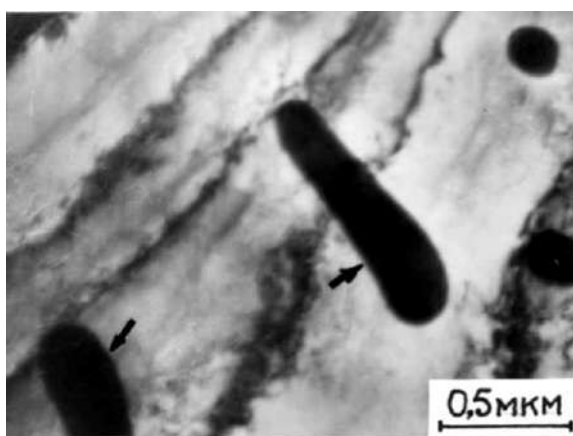


Рисунок 5.45 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры стали 08X18H10T (основной материал) вдали от сварного шва

Средние размеры частиц в материале основного металла составляют: длина – 0,4...0,5 мкм, ширина – 0,20...0,25 мкм. Объёмная доля TiC – 1,5...2,0 %. Эти значения получены методами рентгеноструктурного анализа и дифракционной электронной микроскопии с последующим усреднением. Необходимо учесть, что, если весь титан находится в карбиде, а высокая теплота образования карбида TiC этому способствует, объёмная доля этого карбида должна быть вблизи 2 %. В этом случае в карбиде TiC часть углерода находится в количестве 0,22 мас. %.

Вторым карбидом является карбид $M_{23}C_6$ на базе хрома, т.е. в основном $Cr_{23}C_6$, слегка легированный железом. Этот карбид наблюдается в виде сферических частиц (рисунок 5.46). Объёмная доля этого карбида невелика и составляет величину ~0,1 %.

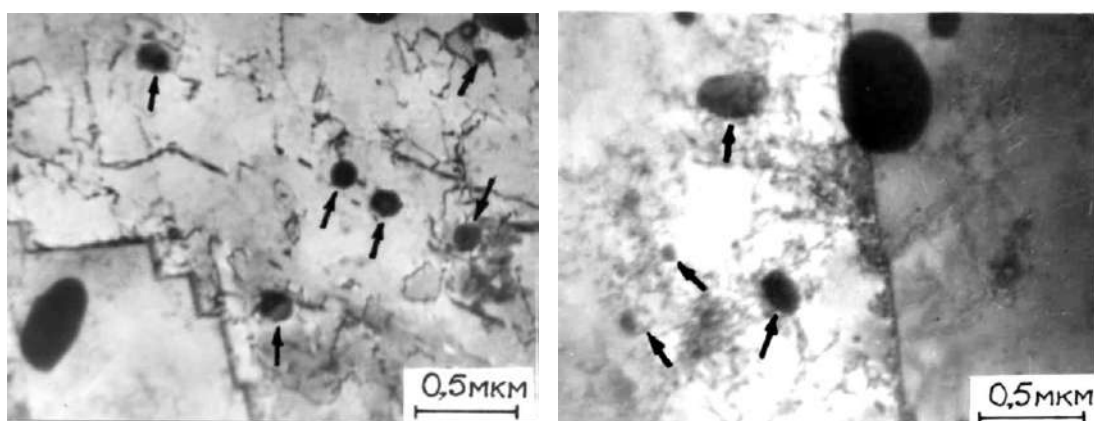


Рисунок 5.46 – Электронно-микроскопическое изображение тонкой структуры основного материала (сталь 08X18H10T) на расстоянии 19,9 мм от зоны сплавления сварного шва. Стрелками отмечены частицы карбида $M_{23}C_6$

Остальную часть объёма (~98 %) занимает γ -фаза. Параметры γ -фазы основного металла (сталь 08X18H10T) представлены в таблице 5.6.

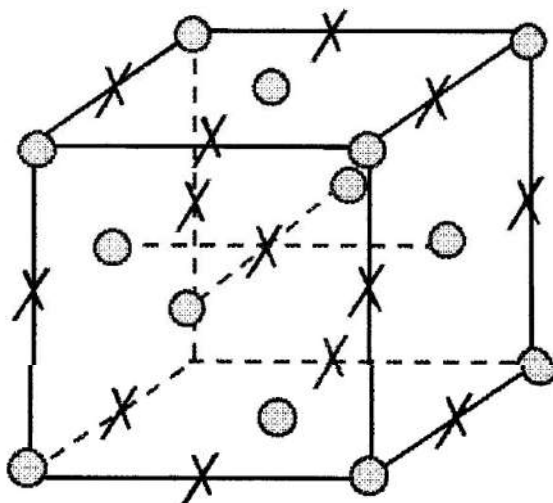
Параметры $a\gamma$ и $\Delta d/d$ измерены методом рентгеноструктурного анализа, D – методом оптической микроскопии, ρ , χ и τ – методом электронно-микроскопического анализа.

Оценка содержания углерода в твердом растворе. Выше было указано, что 0,22 мас. % углерода находится в карбидах. Остальной углерод

должен находиться на дефектах кристаллического строения и в γ -твердом растворе в позициях внедрения (рисунок 5.47) в октаэдрических междуузлиях.

Таблица 5.6 – Параметры γ -фазы основного металла (сталь 08X18H10T)

Параметр	Значение
Параметр кристаллической решетки a_γ , нм	0,3583
Напряжения II рода $\Delta d / d$	1,2
Средний размер зерна D , мкм	10
Скалярная плотность дислокаций $\rho \cdot 10^{-10}$, см ⁻²	0,65
Амплитуда кривизны кручения кристаллической решетки χ , см ⁻¹	нет
Амплитуда внутренних (дальнодействующих) напряжений τ , МПа	<10



○ - узлы, которые могут быть занятыми атомами железа, никеля или хрома;

× - междуузлия (октаэдрические), часть из которых занята атомами углерода или азота

Рисунок 5.47 – Элементарная ячейка γ -твердого раствора

Количество растворенного в позициях внедрения углерода можно оценить. Для этого используем экспериментально измеренное значение параметра кристаллической решетки γ -фазы, приведенное выше, и сравним это значение со значением параметра γ -твердого раствора Fe-18Cr-10Ni без углерода. Последнюю величину найдем из соотношения [109]:

$$a_{\gamma(C_c=C)} = 2\sqrt{2}(R_{Cr}C_{Cr} + R_{Ni}C_{Ni} + R_{Fe}C_{Fe}) \quad (5.1)$$

где R_i – радиус, а C_i – концентрация соответствующего элемента. Величина a_{γ} колеблется в пределах 0,3564...0,3581 нм в зависимости от величины R_{Fe} . Известно, что радиус атома железа в различных сталях различен и может изменяться в пределах 0,125...0,127 нм [110]. В соответствии с этим a_{γ} для безуглеродистого аустенита ожидается в пределах 0,3584...0,3581 нм. Концентрация атомов углерода (C_C) в позициях внедрения γ -твердого раствора может быть определена из соотношения:

$$C_C = \frac{a_{\gamma(C_C)} - a_{\gamma(C_C=0)}}{2\sqrt{2}K} \quad (5.2)$$

где $a_{\gamma(C_C)}$ – экспериментально измеренный параметр кристаллической решетки γ -твердого раствора, $a_{\gamma(C_C=0)}$ – теоретически определенный по формуле (5.1), K – коэффициент, равный 0,044...0,065 [111]. Использование формул (5.1) и (5.2) позволило определить концентрацию углерода в γ -фазе в пределах 0,27...0,66 мас. %, с наиболее вероятным значением 0,45 %. Можно сделать вывод, что на дефектах кристаллического строения находится 0,1 мас. % углерода. Остальной углерод находится в γ -твердом растворе. Общий баланс углерода в исследованной стали приведен ниже. Видно, что углерод распределен между достаточно различными позициями (таблица 5.7).

Таблица 5.7 – Баланс углерода в стали 08X18H10T

Фаза С, масс. %	
γ -твердый раствор	0,45
TiC	0,22
M ₂₃ C ₆	0,11
Дефекты кристаллического строения	0,10

Зеренная и дефектная структура основного металла сварного соединения. Зеренная структура исходного материала (γ -твердый раствор) изображена рисунок 5.48. Средний размер зерна D – колеблется в пределах 9...10 мкм, т. е. оно достаточно мелкое. Скалярная плотность дислокаций измерялась специально вдали от зоны воздействия сварки. В материале после

сварки вдали от шва $\rho = 6,5 \cdot 10^9 \text{ см}^{-2}$. Для отожженного материала такая величина ρ значительна. Однако в аустенитных сталях в связи с возможностью фазового наклепа такая величина ρ встречается довольно часто [112].

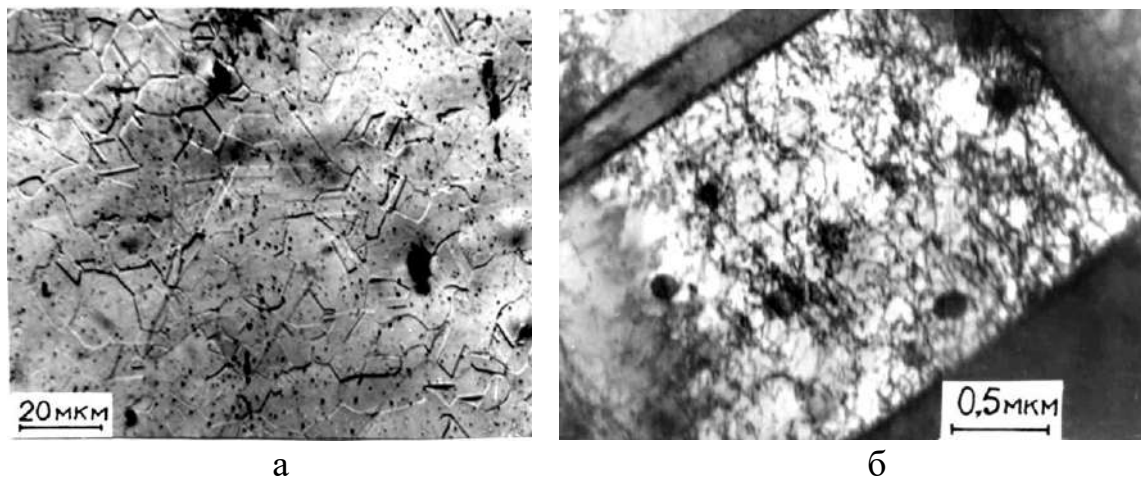


Рисунок 5.48 – Оптическое изображение зеренной (а) и дислокационной (б) структуры основного металла (сталь 08X18H10T) вдали от сварного шва

Дефектная структура и фазовый состав в области сварного шва и околошовной зоне (зоне термического влияния). В структуре шва и околошовной зоны углерод преимущественно локализован в карбидах TiC. В основном металле углерод присутствует в виде обогащенных зон в γ -твердом растворе. Эти зоны имеют вид полос в направлении, параллельном плоскости прокатки.

Из рисунка 5.49 видно, что по границам зерен γ -фазы, наряду с α -фазой, присутствует карбид TiC. Частицы карбида TiC присутствуют также внутри зерен. Фазовый состав материала шва приведен в таблице 5.8.

Количество карбида титана в шве таково, что в нем должен находиться весь углерод, а железо и легирующие элементы должны частично заменить в нем титан, т. к. его не хватает для формирования карбида. Не исключено, что не только углерод, но и элементы замещения частично из околошовной зоны перешли в металл шва. Поэтому шов содержит значительную долю α -фазы.

Таблица 5.8 – Фазовый состав металла шва стали 08X18H10T

Фаза V_{ϕ} , масс. %	
γ	76
α	18–20
TiC	5–6
$M_{23}C_6$	0

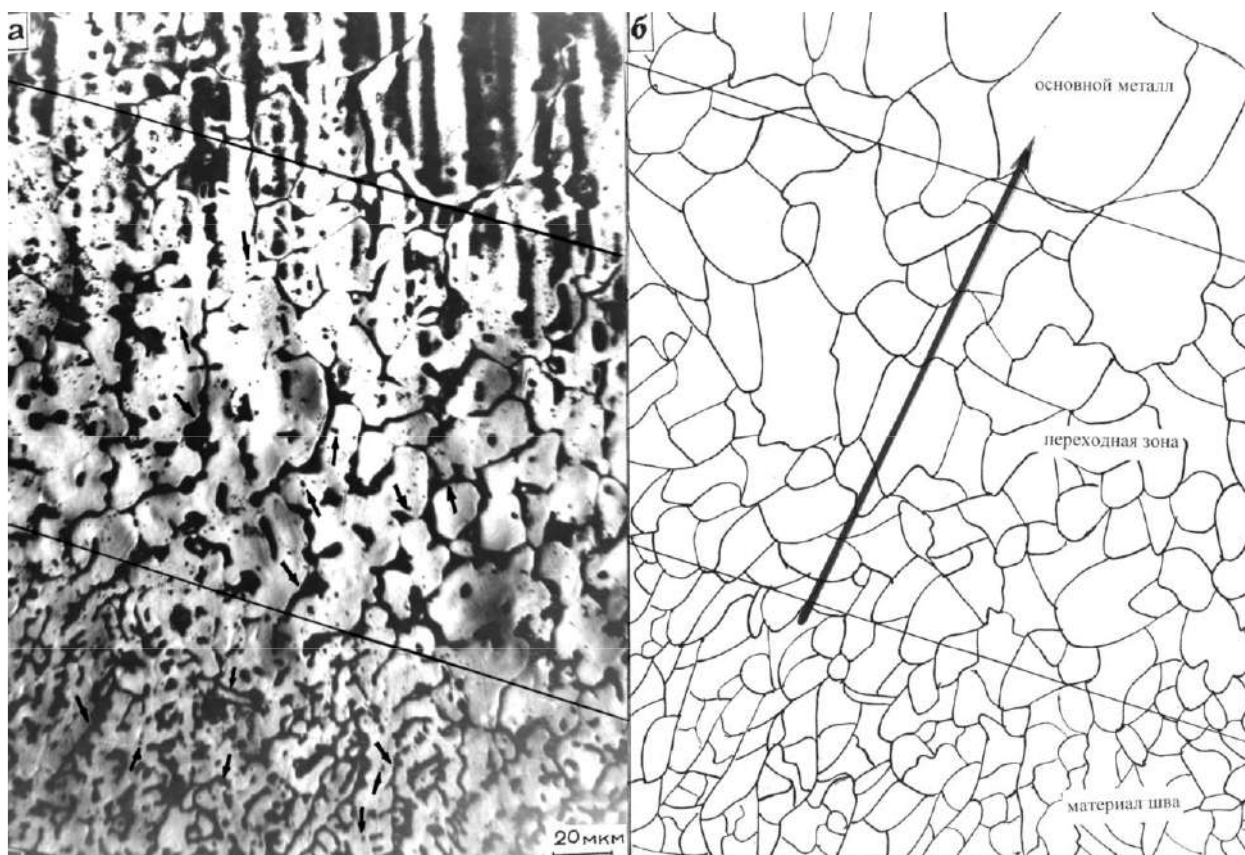


Рисунок 5.49 – Оптическое изображение участка сварного шва (а), переходной (околошовной) зоны и основного металла. В зоне шва и околошовной зоне стрелками отмечены прослойки α -фазы вдоль границ зерен и частицы карбида TiC в теле зерен и на границах. На схеме зеренной структуры (б) указано направление увеличения размера зерен

В среднем, в металле объемная доля карбида TiC (если весь углерод локализован в нем) должна составлять не более 1,6 %. Зона шва оказалась обогащенной карбидами TiC. В этой зоне, наряду с γ -фазой и карбидами TiC, обнаружена значительная доля α -фазы (~18%). Произошедшее перераспределение легирующих элементов уменьшило количество карбидов в переходной зоне и повлекло за собой изменение фазового состояния в зоне

шва. Основной металл и переходная зона представлены двухфазной смесью (γ + TiC). Структура металла в зоне шва – трехфазная смесь (γ + α + TiC).

Зеренная структура в центре шва устроена весьма своеобразно: по границам зерен γ -фазы расположены прослойки α -фазы, вблизи которых концентрируются частицы TiC (рисунок 5.50).

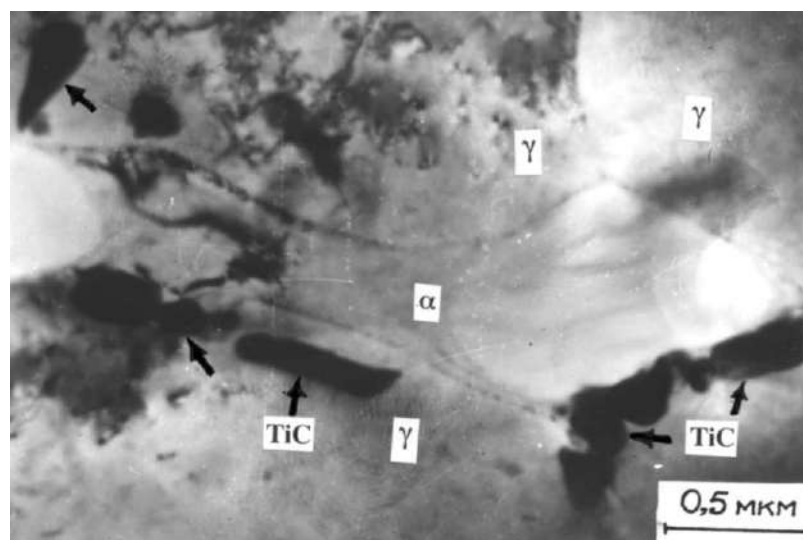


Рисунок 5.50 – Электронно-микроскопическое изображение структуры центральной области сварного шва. По границам зерен γ -фазы располагаются прослойки α -фазы. Стрелками отмечены частицы карбида TiC. Сталь 08X18H10T

Часть TiC расположена на малоугловых границах внутри фазы (рисунок 5.51).

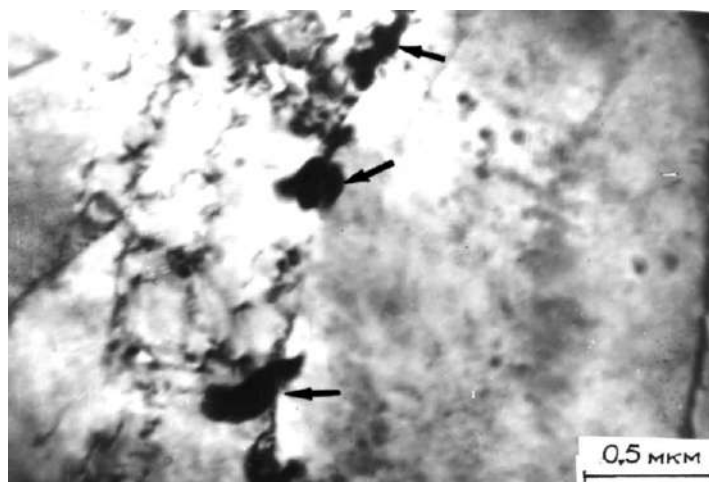


Рисунок 5.51 – Выделение TiC (отмечены стрелками) по малоугловым границам γ -фазы в центральной части сварного шва. Сталь 08X18H10T. Электронно-микроскопическое изображение

Несомненно, в остывающем металле шва происходила диффузия по границам зерен γ -фазы и перераспределение элементов, что привело к образованию столь своеобразно «сконструированного» многофазного материала.

Объемная доля карбидов TiC в зоне шва значительна и убывает к околошовной зоне, α -фаза присутствует только в зоне шва. За их пределами исчезновение α -фазы и убывание карбида TiC компенсируется увеличением доли γ -фазы.

Размер зерен и скалярная плотность дислокаций в области металла сварного шва. Изменения в химическом и фазовом составе, возникающие при сплавлении исследуемой стали, повлекли за собой количественные изменения в дефектной подсистеме. Размер зерен оказался максимальным в зоне термического влияния. Этот факт свидетельствует о наиболее медленной скорости охлаждения и большем времени температурной выдержки в этой зоне. Одновременно установлено, что скалярная плотность дислокаций минимальна в основном объеме материала и максимальна — в зоне термического влияния.

Наблюдение дислокационной структуры (рисунок 5.52) показало, что выбранный режим сплавления не повлек за собой возникновения больших внутренних напряжений. В частности, плотность экстинкционных контуров невелика, а изгиб дислокационных сегментов свидетельствует о небольшой амплитуде внутреннего поля. Поэтому можно утверждать, что рост скалярной плотности дислокаций в околошовной зоне целиком обусловлен изменением концентраций легирующих элементов в этой зоне. Известно, что изменение концентрации твердого раствора в твердом состоянии влечет рост скалярной плотности дислокаций для компенсации возникновения внутренних напряжений [113].

Контроль качества сварного соединения осуществлялся в процессе его формирования (плавления и кристаллизации металла шва) акустикоэмиссионным методом, а также методом рентгенографии. На основе

регистрирующего и измерительного комплекса аппаратуры проведено исследование информативных параметров акустической эмиссии от отдельных составляющих процесса сварки: источников электромагнитных полей, шумов от истечения защитного газа аргона, процессов плавления и кристаллизации металла шва, источников зарождения и развития трещин.

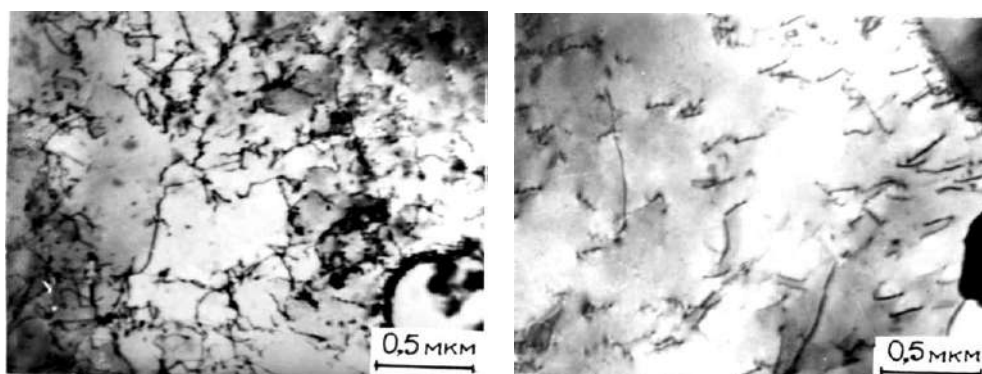


Рисунок 5.52 – Дислокационная структура материала центральной части сварного шва. Сталь 08X18H10T

С помощью многоканального амплитудного анализатора установлено, что разделение сигналов акустической эмиссии от помех, процессов плавления, кристаллизации и дефектообразования осуществляется по амплитудному признаку, а селекцию сигналов от зарождающихся трещин производят по числу импульсов в пределах каждого канала анализатора. Опасных и недопустимых дефектов типа непровара и трещин не обнаружено, что подтверждено методом рентгенографии [114–118].

5.8. Влияние условий малоциклового нагружения на склонность к локальному разрушению сварных соединений стали 08X18H10T

Сварные соединения стали 08X18H10T испытывали в состоянии после аустенитизации при температуре 1100 °С с выдержкой 1 час и охлаждением на воздухе.

Исследовано влияние температуры испытаний и длительности выдержки τ_1 в полупероде растяжения (частоты нагружения $\nu = 1/\tau_1$) на релаксационную стойкость сварных соединений [119], стойкость против образования [120] и развития [121] локального разрушения в ЗТВ, в условиях малоциклового нагружения. Призматические образцы с поперечным сварным швом, по линии сплавления которого наносили один краевой надрез типа Менаже, подвергали знакопеременному малоцикловому нагружению чистым изгибом по трапецеидальному циклу.

Длительность выдержки в полупероде сжатия составляла 10 мин, а в полупероде растяжения $\tau_1 = 1; 24$ и 168 ч, что обеспечило изменение частоты цикла нагружения в диапазоне от $1,0$ до $6 \cdot 10^{-3}$ цикл/ч. В процессе проведения испытаний для оценки релаксационной стойкости, анализировали начальные три цикла низкочастотного малоциклового нагружения в жестком режиме, так как затем процесс деформирования стабилизировался.

Температура испытания оказывает значительное влияние на упрочнение и скорость релаксации напряжений сварных образцов (таблица 5.9). Для стали 08X18H10T упрочнение при длительном малоцикловом нагружении наблюдается в диапазоне температур $500 \dots 650$ °С. Это связано с тем, что субструктура стали 08X18H10T, стабилизированная дисперсными карбидами титана, устойчива против развития рекристаллизации при термическом старении [122]. С ростом температуры значительно повышается скорость релаксации (ползучести) при одновременном понижении уровня эффективного напряжения $\sigma_{\text{эф}}$.

С повышением температуры испытаний наблюдается непрерывное снижение долговечности N_p , свидетельствующее об ускорении процесса накопления повреждений границ зерен (рисунок 5.53). Этому способствует высокая склонность стали 08X18H10T к дисперсионному твердению.

Повышение температуры испытаний с 500 до 650 °С способствовало возрастанию, примерно, в $3\text{--}4$ раза интенсивности локального разрушения у

сварных соединений стали 08X18H10T при длительном малоцикловом нагружении с $\varepsilon_a = 0,2\%$ и $\nu = 4,2 \cdot 10^{-2}$ цикл/час.

Таблица 5.9 – Влияние температуры испытания на релаксацию напряжений у сварных соединений стали 08X18H10T

Т _{исп.}	σ_0^3 МПа	σ_0^1 МПа	Упрочнение σ_0^3 / σ_0^1	Скорость релаксации V_p , МПа/ч					$\sigma_{эф}^3$
				2 ч	4 ч	8 ч	16 ч	24 ч	
500	348	335	1,04	1,74	0,87	0,87	0,44	0,29	342
550	285	270	1,06	4,28	2,85	1,43	0,71	0,48	279
650	268	258	1,04	18,8	10,7	6,03	3,35	2,2	258

Примечания: 1. Анализируется релаксационная кривая третьего цикла; 2. σ_0^1 и σ_0^3 – начальное условное напряжение соответственно 1 и 3 цикла; 3. $\sigma_{эф}^3$ – эффективное условное напряжение третьего цикла.

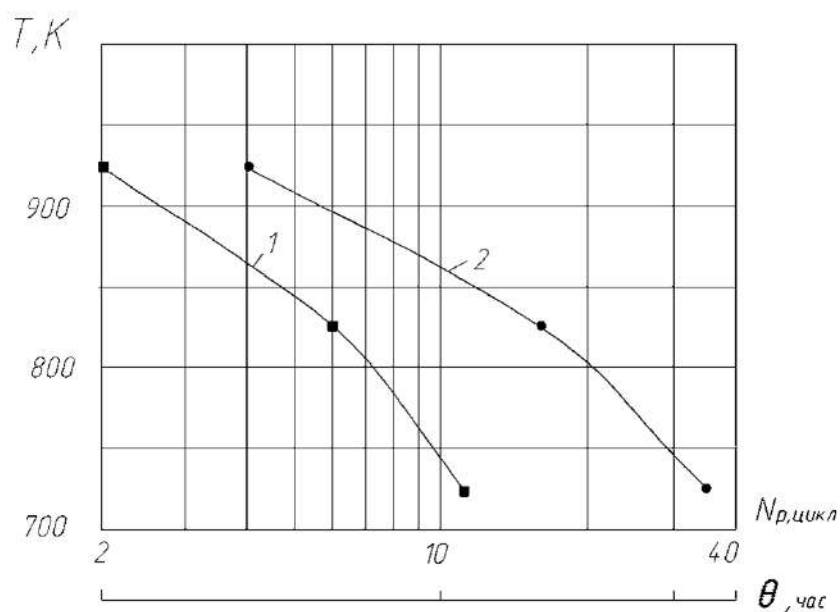


Рисунок 5.53 – Температурная зависимость длительной малоцикловой прочности сварных соединений стали 08X18H10T с надрезом Менаже при $\varepsilon_a = 0,5$ (1) и $0,2\%$ (2); $\nu = 4,2 \cdot 10^{-2}$ цикл/час

Снижение частоты ν по своему воздействию эквивалентно увеличению длительности нагружения с малой скоростью деформации или температуры испытаний. В этих условиях наиболее полное развитие получает процесс релаксации напряжений (ползучести), межзеренного проскальзывания и

межзеренного разрушения в виде длительного статического повреждения. Накоплению поврежденности способствует также рост пластической деформации в полуциклах, увеличение размаха пластической деформации и исчерпание длительной пластичности и прочности материала. Можно заключить, что понижение ν вызывает реакцию материала аналогичную той, которую мы наблюдали при повышении температуры испытания.

Таким образом, с понижением частоты цикла нагружения следует ожидать заметного снижения числа разрушающих циклов N_p , однако время испытания должно возрасти.

Следует отметить, что увеличение длительности деформирования (длительности выдержки τ_1 в полуцикле растяжения) способствует более полному развитию процесса дисперсионного твердения. Этим видимо, можно объяснить резкое повышение склонности к упрочнению стали 08X18H10T при увеличении τ_1 (таблица 5.10). Полученные результаты свидетельствуют о том, что релаксация напряжений протекает более ускоренно в первые 2...4 часа испытаний. Дальнейшее увеличение τ_1 (снижение частоты нагружения) не приводит к существенному снижению уровня напряжений. Учитывая повышенную релаксационную стойкость, стали 08X18H10T следует предположить, что долговечность и трещиностойкость ее сварных соединений будет заметно зависеть от длительности деформирования τ_1 .

Увеличение длительности цикла – уменьшение частоты нагружения ν с 1,0 до $6 \cdot 10^{-3}$ цикл/час, при $\epsilon_0 = 0,2\%$ способствовало снижению долговечности сварных образцов из стали 08X18H10T, примерно, в 7 раз (рисунок 5.54).

Можно увидеть, что экспериментальные точки хорошо укладываются на кривые малоцикловой прочности.

Высокая релаксационная стойкость стали 08X18H10T способствовала незначительному снижению $\sigma_{эф}$ при значительном увеличении длительности нагруженного состояния образца. Малая скорость релаксации высокого уровня $\sigma_{эф}$ инициировала более полное развитие процесса ползучести и интенсивное накопление длительного статического повреждения. Поэтому с

уменьшением ν количество циклов N_p резко снижается, однако время необходимое для достижения предельного статического разрушения, заметно возрастает (рисунок 5.55).

Таблица 5.10 – Влияние τ_1 на упрочнение и релаксационную стойкость сварных соединений стали 08X18H10T при $\varepsilon_a = 0,5\%$ и 650°C

τ_1 , ч	Степень упрочнения	σ_0^3 МПа	Скорость релаксации $\Delta \sigma_0^3 / \Delta \tau$, через					$\sigma_{эф}$, МПа
			0,25 ч	0,50 ч	0,75 ч	1,0 ч	1,25 ч	
1	1,05	322	115,9	70,8	55,8	45,1	33,7	295
24	1,17	340	2 ч	4 ч	8 ч	16 ч	24 ч	283
			27,2	17,9	10,6	5,3	3,5	
168	1,34	330	24 ч	48 ч	72 ч	144 ч	168 ч	271
			3,4	1,9	1,3	0,6	0,55	

Примечания: 1. Анализируется релаксационная кривая третьего цикла. 2. σ_0^3 – начальное условное напряжение третьего цикла.

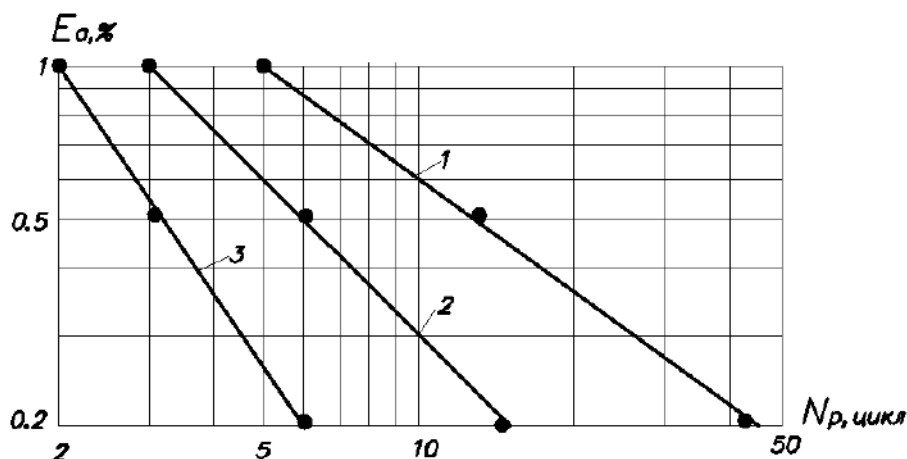


Рисунок 5.54 – Влияние частоты нагружения ν на долговечность сварных соединений сталей 08X18H10T с надрезом Менаже при $T = 650^\circ\text{C}$: $\nu = 1,0$ (1); $4,2 \cdot 10^{-2}$ (2); и $6 \cdot 10^{-3}$ (3) цикл/час

Было изучено влияние частоты малоциклового нагружения $\nu = 1; 4,2 \cdot 10^{-2}$ и $6 \cdot 10^{-3}$ цикл/час на кинетику несущей способности и процесса разрушения сварных соединений при $\varepsilon_a = 0,5\%$ и 650°C (рисунок 5.56).

При «высокочастотном» малоцикловом нагружении ($\nu = 1$ цикл/час) наблюдается относительно стабильный характер кривой $\sigma_{эф} = f(N)$. После первых циклов нагружения происходит упрочнение – увеличение $\sigma_{эф}$.

Образование макротрещины при $N_p = 6$ циклам и дальнейшее ее развитие не вызывает потерю несущей способности вплоть до $N = 40$ циклам.

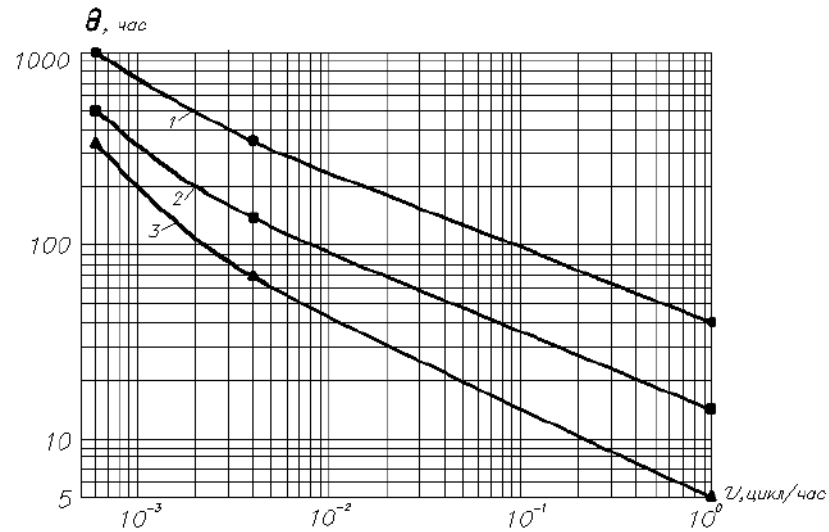


Рисунок 5.55 – Зависимость времени до разрушения от частоты нагружения ν сварных соединений стали 08X18H10T с надрезом Менаже при $T = 650$ °C: 1 – $\varepsilon_a = 0,2\%$; 2 – $\varepsilon_a = 0,5\%$; 3 – $\varepsilon_a = 1\%$

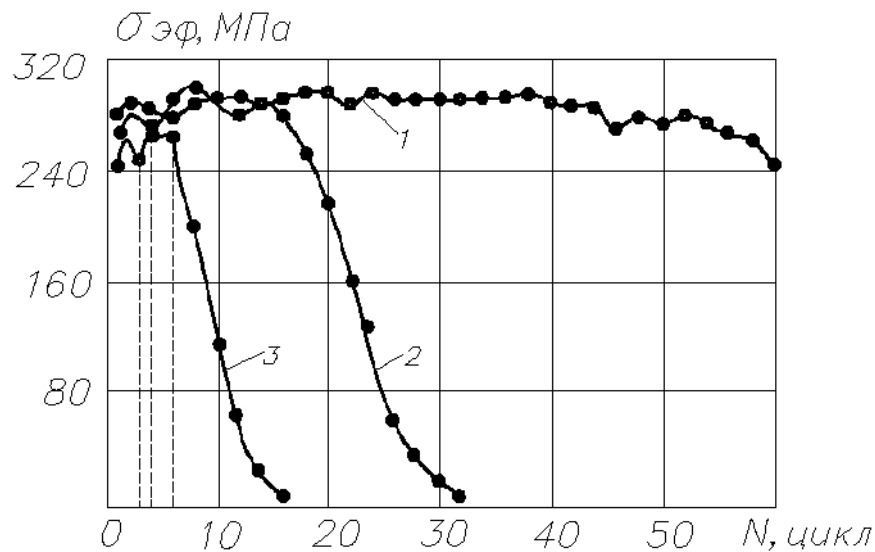


Рисунок 5.56 – Кривые зависимости эффективного напряжения $\sigma_{эф}$ в сварных образцах стали 12X18H12T от количества циклов нагружения с частотой $\nu = 1$ (1); $4,2 \cdot 10^{-2}$ (2) и $6 \cdot 10^{-3}$ цикл/час (3). Пунктирной линией показано количество циклов N_p .

При этом «живучесть» образца составила ~ 34 цикла. После 40 цикла наблюдается снижение несущей способности, характеризуемое постоянным относительно небольшим уменьшением $\sigma_{эф}$ в циклах. После 60 циклов нагружения от момента образования трещина достигла глубины $\sim 4,5$ мм.

Снижение частоты нагружения до $\nu = 4,2 \cdot 10^{-2}$ цикл/час способствует более полному развитию процесса релаксации (ползучести) в сварных образцах. Действительно, высокая релаксационная стойкость стали 08X18H10T обеспечивает чрезвычайно малую скорость уменьшения $\sigma_{эф}$, что эквивалентно нагружению образца с малой скоростью деформации, при которой реализуется межзеренное проскальзывание и интенсивное накопление длительного статического повреждения от ползучести.

Характер кривой $\sigma_{эф} = f(N)$ резко отличается от подобной зависимости полученной при $\nu = 1$ цикл/час. При $N_p = 4$ цикл. образуется макротрещина, а после 16-го цикла нагружения наблюдается значительное снижение несущей способности образца. В этом случае «живучесть» составила всего 12 циклов. После 28 циклов нагружения образец практически разрушился.

Снижение частоты нагружения до $\nu = 6 \cdot 10^{-3}$ цикл/час в еще большей степени понижает трещиностойкость сварных соединений (рисунок 5.57).

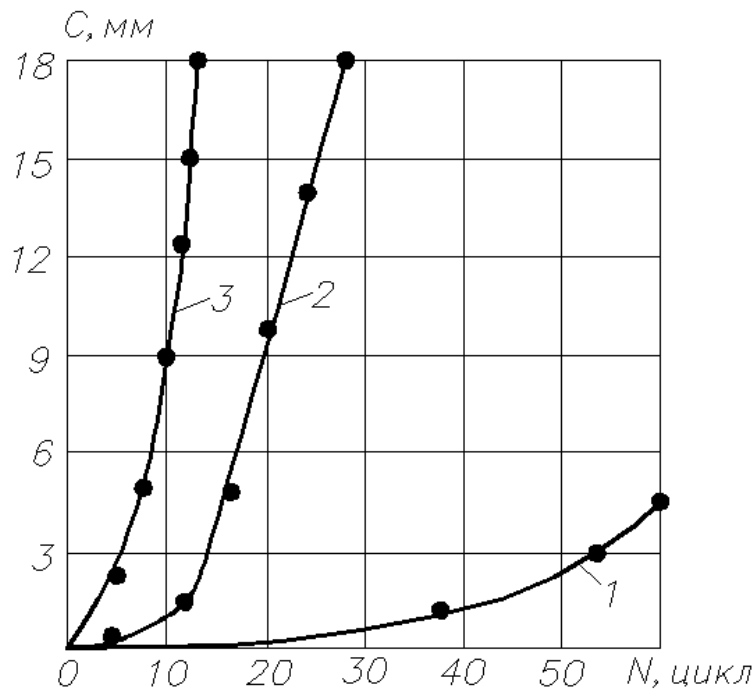


Рисунок 5.57 – Кривые роста трещин в сварных соединениях стали 08X18H10T при низкочастотном малоцикловом нагружении с частотой $\nu = 1$ (1); $4,2 \cdot 10^{-2}$ (2) и $6 \cdot 10^{-3}$ цикл/час (3), $\varepsilon_a = 0,5\%$ и 650°C

Исходная поврежденность металла ЗТВ после сварки, а также дальнейшее изменение его структурного состояния в процессе малоциклового

нагружения определяют кинетику несущей способности и разрушения сварных соединений аустенитной стали 08X18H10T. Циклическое нагружение в условиях интенсивного развития деформационного старения приводит к снижению пластичности и повышению склонности стали к хрупкому разрушению. При этом сопротивление деформации и разрушению зависит также и от длительности цикла нагружения и температуры.

Исследования фазового состава металла ЗТВ сварных соединений стали 08X18H10T после испытаний показали, что в стали присутствуют карбиды TiC и $Cr_{23}C_6$. Под влиянием температуры, упругопластической деформации при длительных выдержках происходит процесс растворения, выделения и коагуляции карбидных частиц, кинетика которого определяет стабильность структуры и свойств стали.

Выделение карбидов приводит к повышению прочности и снижению пластичности, а коагуляция их меняет свойства в обратном направлении. Прочность стали существенно зависит от формы, характера и размера карбидных частиц. Мелкодисперсные карбиды титана, упрочняя матрицу, способствуют локализации деформации и разрушению в приграничных участках зерен. Крупнодисперсные карбиды типа $Me_{23}C_6$, выделяясь преимущественно по границам зерен, тормозят развитие трещин в процессе пластической деформации [123, 124]. Интенсивность карбидообразования зависит от уровня напряжений $\sigma_{эф}$, длительности нагружения, температуры и других факторов и влияет на кинетику локального разрушения.

На первой стадии малоциклового нагружения наблюдается упрочнение – повышение $\sigma_{эф}$ в циклах. Повышение сопротивления деформированию связано преимущественно с выделением мелкодисперсных карбидов, эффективно блокирующих дислокации, на которых они зарождаются. Карбиды титана образуют мелкодисперсные выделения в основном на растянутых дислокациях, то есть на тонких дисках дефектов упаковки [125]. Эти выделения весьма устойчивы и вместе с дефектами, образующимися в результате пересечения дислокаций, образуют ряды стенок, непроходимых

для дислокаций. Эти стенки можно рассматривать как наложенную сетку границ, по которой скольжение затруднительно [124].

Такой характер выделения карбидной фазы способствовал значительному упрочнению матрицы. Это в еще большей степени уменьшает количество подвижных дислокаций способных совершить акт пластической деформации и тем самым снизить величину локальных напряжений $\sigma_{\text{л}}$. В результате скорость релаксации $\sigma_{\text{л}}$ (ползучести) заметно снижается и получает развитие процесс межзеренного проскальзывания, обеспечивающего локализацию деформации охрупченных границ зерен. Именно поэтому у стали 08X18H10T не наблюдается следов грубого внутризеренного скольжения, а деформация осуществляется по механизму тонкого скольжения, следы которого выявляются методом электронной микроскопии.

На второй стадии стабилизации процесса деформирования за счет возврата может происходить частичная релаксация $\sigma_{\text{л}}$. Этому также способствует разупрочнение приграничных объемов зерен за счет обеднения хромом и углеродом вследствие выделения и роста карбидов типа Me_{23}C_6 .

Даже при высоких температурах и низких скоростях деформации не удастся получить полной релаксации напряжений в границах. Доля границ, на которых наблюдается проскальзывание, растет со временем, достигая сравнительно быстро 100%. В некоторых местах границ, например, на стыке трех зерен, величина $\sigma_{\text{л}}$ может достигнуть уровня предела локальной длительной прочности, что приведет к зарождению клиновидной трещины по дислокационной схеме.

Тройной стык зерен является линейным дефектом структуры межзеренных границ, блокирующий проскальзывание по границам также как сама граница зерна блокирует линии скольжения в зерне. При высокой пластичности зерен $\sigma_{\text{л}}$ успевают релаксировать раньше благодаря микропластическим сдвигам. Однако, у тройного стыка полная релаксация $\sigma_{\text{л}}$ посредством межзеренных сдвигов невозможна из-за ограниченного числа плоскостей скольжения – границ зерен.

Поэтому основным фактором, определяющим условия развития клиновидных межзеренных трещин, является релаксационная микропластичность в объеме зерен около тройных стыков. Дальнейшее развитие процессов карбидообразования в теле и на границах зерен приводит к образованию межзеренных клиновидных трещин.

Слияние отдельных клиновидных трещин приводит к образованию сетки трещин, имеющих относительно невысокую скорость роста. Дальнейшее малоцикловое нагружение, способствующее поддержанию высокого уровня $\sigma_{эф}$ в образцах ускоряет интенсивность развития отдельных трещин и способствует их объединению в магистральную. При достижении магистральной трещины критической глубины начинается четвертая стадия разрушения – потеря несущей способности, сопровождающейся развитием трещины с большой скоростью на значительную протяженность охрупченных границ.

Таким образом, структурные превращения в стали 08X18H10T при низкочастотном малоцикловом нагружении связаны с дисперсионным твердением карбидами титана аустенитного зерна, интенсивность которого определяется условиями нагружения и прежде всего величиной пластической деформации, температуры и частоты малоциклового нагружения.

5.9. Работоспособность сварных соединений элементов печных змеевиков нефтеперерабатывающих установок в условиях длительной эксплуатации

Длительная эксплуатация приводит к изменению свойств металла сварных соединений труб печных змеевиков нефтеперерабатывающих установок. В связи с этим в период ревизии [126] или диагностирования технического состояния печей [127] предусмотрен контроль сварных соединений внешним осмотром и различными физическими неразрушающими методами. Кроме того, действующие нормативные

документы предусматривают выполнение стилоскопирования материалов новых элементов змеевиков, изготовленных из легированных сталей, независимо от наличия сертификата, а также измерение твердости непосредственно на оборудовании. Неразрушающий контроль сварных швов, сваренных в процессе монтажа или ремонта, должен охватывать 100% сварных соединений.

Считается, что неразрушающий контроль может обеспечить надежную эксплуатацию сварных соединений и печных змеевиков в целом. Металлографические исследования и механические испытания образцов, вырезанных из сварных соединений, не являются обязательными методами контроля и проводятся только в необходимых случаях [126, 127].

Вырезка контрольного участка для исследования физико-механических свойств металла труб и сварного соединения необходима для определения возможности дальнейшей эксплуатации печных змеевиков, отработавших проектный ресурс. При этом исследование разрушающими методами должно проводиться как минимум на одном однородном (монтажном или ремонтном) и одном разнородном (ремонтном) сварном соединении, работающих с наибольшей температурой стенки в камерах радиации [128].

Ремонтная сварка элементов печного змеевика из теплоустойчивых хромомолибденовых сталей аустенитными электродами без термической обработки разрешена как временный вариант на срок до ближайшего капитального ремонта или более длительный [129], определяемый с привлечением отраслевой научно-исследовательской организации.

Исследование металла контрольных участков сварных соединений печных змеевиков в соответствии с документами [128, 129] выполняется в следующем объеме:

- оценка химического и фазового состава основного и наплавленного металла;

- определение наличия микродефектов в поперечном сечении сварного соединения, а также микроструктуры в зонах шва и термического влияния, межкристаллитной коррозии (для аустенитных сталей);
- измерение твердости по поперечному сечению в зонах шва и термического влияния;
- определение механических свойств при комнатной и рабочей температурах.

Исследование механических свойств сварных соединений, работающих в условиях ползучести, должно включать испытания на длительную прочность [129]. По результатам кратковременных и длительных испытаний (в зависимости от температуры эксплуатации и материального исполнения) элементов змеевиков оценивается остаточная работоспособность печного змеевика.

В таблице 5.11 представлены результаты исследования контрольных участков труб печных змеевиков из 08X18H10T со сварными швами. Расчетные температуры стенки печных змеевиков составляли 265...580°C, срок эксплуатации – 87 000...410 000 ч.

Таблица 5.11 – Эксплуатационные параметры сварных соединений печных змеевиков

Маркировка сварного соединения	Марка стали свариваемых труб	Температура эксплуатации, °C	Срок эксплуатации печного змеевика, тыс. ч	Фактически примененные сварочные материалы
10	08X18H10T	462	192	Э-08X19H10Г2Б (ЦЛ-15)
11	08X18H10T	475	192	Э-08X19H10Г2Б (ЦЛ-15)
12	08X18H10T	430	201	Э-08X19H10Г2Б (ЦЛ-15)
13	08X18H10T	450	201	Э-10X25H13Г2 (ОЗЛ-6)

Вследствие применения для сварки труб из коррозионностойкой стали 08X18H10T электрода Э-10X25H13Г2 (ОЗЛ-6) вместо Э-08X19H10Г2Б (ЦЛ-15) после длительной эксплуатации при температуре 450 °C произошло

охрупчивание металла сварного шва и снижение пластичности сварного соединения с маркировкой «13». Ударная вязкость KCU понизилась до 15 Дж/см² при минимально допустимой 70 Дж/см², а угол изгиба, равный 40°, был меньше минимального значения (100°) по РД 26-02-80–2004 «Змеевики сварные для трубчатых печей. Требования к проектированию, изготовлению и поставке».

Применение для сварки труб из стали 08X18H10T высокохромистого сварочного материала, формирующего аустенитно-ферритную структуру с высоким содержанием феррита в металле сварного шва, не стабилизированную ниобием, привело к развитию 475-градусной хрупкости, т.е. к внутрифазовому перераспределению хрома в феррите, выделению и растворению карбидов хрома в α -фазе при температуре эксплуатации, недостаточной для выделения σ -фазы (350...550 °С). При нагреве до температуры 700 °С с выдержкой в течение 1 ч и охлаждением на воздухе предвыделения в феррите, вызывающие фазовый наклеп, растворились, а ударная вязкость сварного соединения повысилась до 70 Дж/см².

Бездефектные сварные соединения труб из той же стали 08X18H10T, выполненные в соответствии с требованиями нормативных документов, имели после длительной эксплуатации удовлетворительные механические свойства при комнатных и повышенных температурах (таблица 5.12).

По результатам проведенных испытаний на длительную прочность шесть контрольных вырезов металла сварных соединений, работавших при температурах ползучести (выше 550 °С), в четырех из них (пределы длительной прочности сварного соединения на срок последующей эксплуатации, равный межремонтному периоду (35 000 ч), оказались ниже пределов длительной прочности основного металла (таблица 5.12).

Кроме того, при удовлетворительных значениях кратковременных характеристик пластичности ($\delta_{20} = 19,0... 22,0\%$, $\psi_{20} = 78,0\%$) металл с маркировкой «2» имел ограниченный ресурс длительной пластичности – $\delta_k < 2\%$ (табл. 5.12). Для сварных соединений с пониженными пределами

длительной прочности предел прочности или предел текучести при расчетных температурах также имели меньшие значения, чем соответствующие прочностные характеристики основного металла труб (таблица 5.13), а модули разности пределов текучести сварного соединения и основного металла были максимальными.

Таблица 5.12 – Характеристики длительной прочности и длительной пластичности металла исследованных вырезов печных змеевиков

Номер образца	Расчетная температура, °C	Предел длительной прочности на срок 35000 ч, МПа		Минимальное значение относительного удлинения после разрушения l_k , %	Минимальное значение относительного сужения после разрушения ψ_k , %
		Сварное соединение	Основной металл*	Сварное соединение	
1	580	42,5	50,5	10,07	17,8
2	580	58,0	73,5	1,18	1,99
3	570	52,5	44,5	6,31	32,53
6	555	45,5	52,5	6,27	17,18
7	570	46,0	54,4	13,36	55,1
9	580	50,5	45,0	29,09	82,37
* Наименьшее из значений, определенных для металла двух свариваемых труб					

Таблица 5.13 – Средние значения кратковременных характеристик прочности металла сварных соединений и основного металла труб, работавших в условиях ползучести

Маркировка образцов	Расчетная температура, °C	Предел прочности σ_b при расчетной температуре, МПа		Предел текучести $\sigma_{0,2}$ при расчетной температуре, МПа		$\Delta\sigma_{0,2}$, МПа	Твердость HB	
		Сварное соединение	Основной металл	Сварное соединение	Основной металл		Сварное соединение	Основной металл
1	560	240	312	160	174	14	120–196	137
2	580	283	295	269	247	12	122–220	137
3	570	562	562	256	256	0	130–143	143
6	555	332	337	278	308	30	165–185	163
7	570	297	266	172	202	30	131–216	156
9	580	219	211	174	166	8	93–191	114

Если по результатам испытаний на растяжение при расчетной температуре можно качественно оценить соотношение длительной прочности

сварного соединения и основного металла, то оценка длительной прочности сварных соединений печных змеевиков по результатам измерений твердости затруднительна (рисунок 5.58).

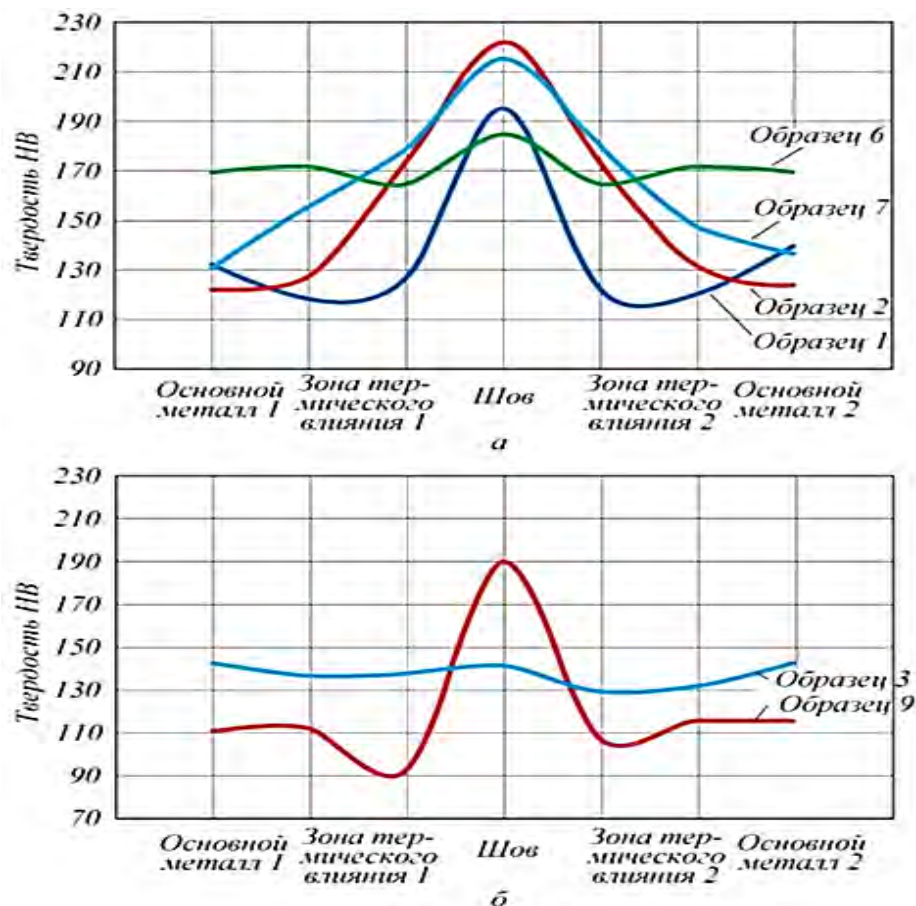


Рисунок 5.58 – Распределение твердости по зонам сварных соединений с длительной прочностью ниже (а) и выше (б) длительной прочности основного металла

Отсутствие однозначной зависимости длительной прочности от твердости объясняется тем, что твердость зон сварных соединений определяется химическим составом и структурными составляющими, а длительная прочность зависит также от агрегатной прочности зон металла с различными свойствами, от величины разупрочненных прослоек с низкими значениями предела текучести и предела ползучести, от наличия контактного упрочнения, локальных зон с микрповреждениями, от состояния границ зерен и степени их поврежденности.

Результаты проведенных исследований показали, что для безопасной эксплуатации печного змеевика необходимо проведение испытаний сварного соединения на длительную прочность, если предел текучести сварного соединения при повышенной температуре ниже предела текучести основного металла трубы.

Так как в большинстве случаев снижение механических свойств сварных соединений печных змеевиков после длительной эксплуатации до недопустимого уровня обусловлено неправильным подбором основных и сварочных материалов, в период ремонта печи следует особое внимание уделить определению химического состава труб и сварных швов переносными приборами.

Выводы к главе 5

1. Термоциклическое воздействие при температурах до 750 °С на исследуемую аустенитную сталь оказывает интенсифицирующее влияние на фазовые превращения и ускоряет процессы старения и фазового расслоения, огрубления границ зерен. При этом, аналогично изотермическому старению свойства кратковременной прочности малочувствительны при нормальной температуре.

2. Нециклические перегревы в области температур существования σ -фазы активизируют фазовые и микрохимические процессы и вызывают изменения физико-механических свойств при изотермическом старении.

3. Эксплуатационная надежность аустенитной стали зависит как от исходного состояния металла, так и от термомеханических условий старения в условиях эксплуатации металла труб печных змеевиков установок гидроочистки топлива.

4. Большие продолжительности старения металла сопровождаются образованием σ -фазы, нарушением концентрационной однородности зернограницных областей и локализации в них порообразования в условиях

ползучести, что ограничивает ресурс длительной пластичности при удлинении порядка 1-1,5 %.

5. Старение при температурах выше 550 °С ускоряет сигматизацию аустенитной стали, и вне зависимости от исходного состояния, ведёт к образованию на границах раздела с аустенитной матрицей промежуточной фазы, которая снижает ресурс длительной пластичности, а в случае металла термообработанного по режиму стабилизирующего отжига становится причиной хрупкости при ползучести.

6. Установлено, что в процессе сварки происходит перераспределение легирующих элементов по объему металла сварного соединения и зоны термического влияния, которое вызывает качественное и количественное изменение фазового состава по сравнению с исходным состоянием. В частности, увеличивается количество карбида титана и появляется много α -фазы, локализуемой по границам зерен γ -фазы. Дислокационная структура в металле сварного соединения достаточно низкоэнергетическая. Это свидетельствует о низком уровне остаточных напряжений.

7. Установлена общая закономерность влияния температурно-временных условий малоциклового нагружения на охрупчивание структуры ЗТВ и формирование склонности к локальному разрушению сварных соединений стали 08X18H10T. В условиях высокотемпературного низкочастотного малоциклового нагружения наиболее полное развитие получает процесс накопления длительного статического повреждения. При этом, с понижением частоты малоциклового нагружения количество циклов до образования локального разрушения значительно уменьшается, а основным критерием долговечности становится время.

8. Экспериментально доказано, что снижение частоты цикла нагружения по своему повреждающему воздействию эквивалентно увеличению температуры испытаний. Установлено, что при рабочей температуре до 650 °С сварные соединения стали 08X18H10T в состоянии после аустенитизации

сохраняют удовлетворительную стойкость против локального разрушения металла ЗТВ.

9. Показано, что повышение стойкости против локального разрушения металла ЗТВ сварных соединений стали 08Х18Н10Т, может быть обеспечено за счет эксплуатации энергетического оборудования и трубопроводов в проектных условиях. Установлено, что увеличение температуры и числа нарушений стационарного режима работы сварных конструкций (внеплановые пуски и остановки, колебания мощности и другие причины) способствует заметному снижению ресурса.

10. Установлено, что для безопасной эксплуатации печного змеевика необходимо проведение испытаний сварного соединения на длительную прочность, если предел текучести сварного соединения при повышенной температуре ниже предела текучести основного металла трубы.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ ПО РАБОТЕ

На основании результатов выполненных исследований можно заключить:

1. На ранних стадиях изотермического старения аустенитной стали 08X18H10T при 450–550 °С (длительность выдержки 5000–10000 ч) образуются выделения мелкодисперсных карбидов, когерентных с аустенитной матрицей, что определяет при нормальной температуре её упрочнение, эффект которого с повышением температуры испытаний снижаются и полностью исчезает при 750 °С.

2. С увеличением длительности выдержки и температуры нагрева при изотермическом старении до 650 °С резко увеличиваются размеры карбидных частиц $Me_{23}C_6$ которые, при определенном сочетании температурно-временных параметров, превращаются в σ -фазу с низкой когерентностью γ -твердым раствором, однако это незначительно отражается на механические свойства стали 08X18H10T при комнатной температуре.

3. С увеличением времени и температуры старения до 650 °С резко увеличиваются размеры карбидных частиц $Me_{23}C_6$ которые, при определенном сочетании температурно-временных параметров превращаются в σ -фазу с низкой когерентностью γ -твердым раствором. Однако это незначительно отражается на механические свойствах при нормальной температуре.

4. Старение при 450 °С незначительно влияет на характеристики жаропрочности; старение в интервале 550–650 °С вызывает провалы длительной пластичности и вязкости, достигающих значений горячей хрупкости у металла с дополнительной термообработкой по режиму стабилизирующего отжига.

5. Высокотемпературное охрупчивание при 550–650 °С является следствием низкой когерентной связи частиц промежуточной интерметаллидной фазы, зарождающейся на границах раздела σ -фаза с

обедненной хромом околограничной зоной аустенитной матрицы. При этом длительная прочность в отсутствии деформации ползучести остается высокой.

6. Показано, что снижение длительной прочности холоднодеформированного металла стали 08X18H10T, имеет место до 750 °С. Ресурс длительной пластичности снижается пропорционально величине предварительной холодной и горячей деформации.

7. Экспериментально показано, что горячая деформация повышает время до разрушения при ползучести до 600 °С, с ростом температуры нагрева при испытаниях до 750 °С проявляется резкое разупрочнение.

8. Термоциклическое воздействие при температурах до 750 °С на исследуемую аустенитную сталь оказывает интенсифицирующее влияние на фазовые превращения и ускоряет процессы старения и фазового расслоения, огрубления границ зерен. При этом, аналогично изотермическому старению свойства кратковременной прочности малочувствительны при нормальной температуре.

9. Большие продолжительности старения металла сопровождаются образованием σ -фазы, нарушением концентрационной однородности зернограничных областей и локализации в них порообразования в условиях ползучести, что ограничивает ресурс длительной пластичности при удлинении порядка 1–1,5 %.

10. Старение при температурах выше 550 °С ускоряет сигматизацию аустенитной стали, и вне зависимости от исходного состояния, ведёт к образованию на границах раздела с аустенитной матрицей промежуточной фазы, которая снижает ресурс длительной пластичности, а в случае металла термообработанного по режиму стабилизирующего отжига становится причиной хрупкости при ползучести.

11. Под влиянием термического цикла сварки труб из стали 08X18H10T происходит увеличение количества карбида титана и появляется много α -фазы, локализуемой по границам зерен γ -фазы. Дислокационная структура

в металле сварного соединения достаточно низкоэнергетическая. Это свидетельствует о низком уровне остаточных напряжений.

12. В условиях высокотемпературного низкочастотного малоциклового нагружения сварного соединения стали 08X18H10T наиболее полное развитие получает процесс накопления длительного статического повреждения. При этом, с понижением частоты малоциклового нагружения количество циклов до образования локального разрушения значительно уменьшается, а основным критерием долговечности становится время.

13. Экспериментально доказано, что снижение частоты цикла нагружения по своему повреждающему воздействию эквивалентно увеличению температуры испытаний. Установлено, что при рабочей температуре до 650 °С сварные соединения стали 08X18H10T в состоянии после аустенитизации сохраняют удовлетворительную стойкость против локального разрушения металла ЗТВ.

14. Показано, что повышение стойкости против локального разрушения металла ЗТВ сварных соединений стали 08X18H10T, может быть обеспечено за счет эксплуатации энергетического оборудования и трубопроводов в проектных условиях. Установлено, что увеличение температуры и числа нарушений стационарного режима работы сварных конструкций (внеплановые пуски и остановки, колебания мощности и другие причины) способствует заметному снижению ресурса.

15. Установлено, что для безопасной эксплуатации печного змеевика необходимо проведение испытаний сварного соединения на длительную прочность, если предел текучести сварного соединения при повышенной температуре ниже предела текучести основного металла трубы.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. *Коломбье З, Гохман И.* Нержавеющие и жаропрочные стали. – М.: Металлургиздат, 1958. – 101 с.
2. *Гудремон Э.* Специальные стали. – М.: ГНТИ, т.1, 1959. – 822 с.
3. *Приданцев М.В., Ланская К.А.* Стали для котлостроения. – М.: Металлургиздат, 1959. – 161 с.
4. *Меськин В.С.* Основы легирования стали. – М.: ГНТИ, 1959. – 322 с.
5. Bergman G., Shomaker D. Acta Cryst. – 1954, V.7. – P.857-865.
6. *Агафонов А.В.* Пуск и освоение установок гидроочистки дизельного топлива. – М.: ЦНИИТЭ нефтегаз, 1965. – 22 с.
7. Wallwork D., Croll J. A review of the Strengthening Mechanisms in Iron and Nickel Based Fe-Ni-Cr Alloys Used at High Temperatures. – Review of High Temperature Materials, 1976, vol. 3, №2. – P. 255-264.
8. *Коломбье З, Гохман И.* Нержавеющие и жаропрочные стали. – М.: Металлургия, 1988. – 301 с.
9. *Васильченко Г.С., Гордиенко Л.К., Рыбовалов Ю.П.* Упрочнение турбинных дисков из стали ЭН-756 методом многократной механико-термической обработки. //Физика и химия обработки материалов.1969, №3. – С.50-57.
10. *Буланов Ю.П., Опарина Л.М.* Особенности миграции «диффузионных» границ в аустенитных сталях в условиях ползучести. // В сб. материалов конференции «Деформация и разрушение термостойких сталей и сплавов», Москва, 1981. – С. 109-113.
11. *Гуляев А.П., Мирошникова К.В.* О причинах снижения предела текучести аустенитных сталей при длительных нагревах. // Металловедение и термическая обработка металлов, 1965, №2. – С.23-26.
12. *Гуляев А.П., Андрушова Н.В.* О причинах, вызывающих межкристаллитную коррозию в нержавеющей сталях. // Металловедение и термическая обработка металлов, 1972, №7. – С.27-33.

13. *Паршин А.М.* Структура, прочность, пластичность нержавеющей жаропрочных сталей и сплавов, применяемых в судостроении. – Л.: Судостроение, 1972. – 289 с.
14. *Гордиенко Л.К.* Субструктурное упрочнение металлов и сплавов. – М., Наука, 1973. – 211 с.
15. *Маэхара Я.* Влияние различных факторов на характеристики выделения σ -фазы в двухфазных нержавеющей сталях. // Перевод №КД-75706, источник «Тэцу то Хаганэ», 1982, том 68, №6 – С.673-678.
16. *Крутасова Э.И.* Надежность металла энергетического оборудования. – М.: Энергоиздат, 1981. – 240 с.
17. Morris D., Harris D. Rupture in tipe 316 steinless steel at temperatures 525 °C and 900 °C. // Metal Science, 1978, v. 12, №11. – p. 525-549.
18. Zeedijk H., Dortland W., Etienne C.F. Kruipbeschadiging en restlevenstuur van kruipvaste stalen. // Polytechnisch tijdschrift – Procestechnekek, 1983, v.38, №1. – p. 21-25.
19. *Розенберг В.М.* Ползучесть металлов. – М.: Металлургия, 1987. – 260 с.
20. Свойства сталей и сплавов, применяемых в котлотурбостроении. Руководящие указания. – Л.: ЦКТИ, 1966. – 26 с.
21. *Логунцов И.Н., Зленко В.Ф.* Старение котельной аустенитной стали Х18Н12Т. // Теплоэнергетика, 1960, №4. – С.38-42.
22. Steiker R., Vinker S. Met. Seitnt. rev Metallugie, 1963, 60, №78. – p. 67-72.
23. *Филимонов И.П.* Миграция границ зерен под влиянием распада пересыщенного твердого раствора. // Физика металлов и металловедение, 1964, т.18, вып. 15. – С 36-44.
24. *Масленков С.Б.* Жаропрочные стали и сплавы. – М.: Металлургия, 1983. – 216 с.
25. *Антикайн П.А., Зыков А.К.* Эксплуатационная надежность объектов котлонадзора. – М.: Металлургия, 1985. – 328 с.

26. Nakagawa R., Ootoguro J. The effect of Ti on steel iron and steel. // Inst. of Japan, 1980. v.46. №5. P.134-142.
27. Захаров М.В., Захаров А.М. Жаропрочные сплавы. – М.: Металлургия, 1972. – 384 с.
28. Грабин В.Ф., Денисенко А.В. Металловедение сварки низко и среднелегированных сталей. – Киев: Наук. думка, 1978. – 276 с.
29. Лившиц Л.С., Хакимов А.Н. Металловедение сварки и термическая обработка сварных соединений. 2-е изд., перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1989. – 336 с.
30. Кудрявцев И.В., Наумченков Н.Е. Усталость сварных конструкций. – М.: Машиностроение, 1976. – 270 с.
31. Земзин В.Н., Шрон Р.З. Термическая обработка и свойства сварных соединений. – Л.: Машиностроение, Ленингр. отд-ние, 1978. – 367 с.
32. Прочность конструкций при малоцикловом нагружении. Под ред. Н.А. Махутова, А.Н. Романова. – М.: Наука, 1983. – 270 с.
33. Конечно-элементное моделирование технологических процессов в машиностроении: учебное пособие. Под ред. С.И. Феклистова. – М.: Издательский дом ТОНЧУ, 2010. – 488 с.
34. Новиков И.И. Теория термической обработки металлов: учебник для вузов, 4-е изд., перераб. и доп. – М.: Металлургия. 1986. – 480 с.
35. Гордеева Т.А., Жегина И.П. Анализ изломов при оценке надежности материалов. – М.: Машиностроение, 1978. – 200 с.
36. Арзамасов Б.Н., Сидорин И.И., Косолапов Г.Ф. Материаловедение. – М.: Машиностроение, 1986. – 384 с.
37. Сильман К.И. Материаловедение: учеб. пособие для студ. высш. учеб. заведений. / Г.И. Сильман. – М.: Издательский центр «Академия», 2008. – 336 с.
38. Овчинников В.В. Материаловедение: учебник / В.В. Овчинников. – М.: ИД «ФОРУМ»; ИНФРА-М, 2011. – 320 с.

39. *Овчинников В.В.* Технология термической обработки: учебник / В.В. Овчинников. – М.: ИД «ФОРУМ»; ИНФРА-М, 2013. – 320 с.
40. *Овчинников В.В.* Оборудование термических цехов: учебник / В.В. Овчинников. – М.: ИД «ФОРУМ»; ИНФРА-М, 2014. – 368 с.
41. Механокоррозионная прочность сварных соединений и конструкций: сборник статей / составитель В.Н. Сорокин. – М.: Издательский дом «Спутник +», 2013. – 324 с.
42. Усталостные испытания при высоких частотах нагружения / под ред. А.В. Кузьменко. – Киев: Наук. думка, 1979. – 336 с.
43. *Ассонов А.Д.* Технология термической обработки деталей машин. – М.: Машиностроение, 1969. – 262 с.
44. *Баскаков А.П.* Скоростной безокислительный нагрев и термическая обработка в кипящем слое. – М.: Металлургия, 1968. – 223 с.
45. *Бакишин Ю.А., Ушаков Б.К., Секей А.Г.* Технология термической обработки стали. – М.: Металлургия, 1986. – 424 с.
46. *Бернштейн М.Л.* Термомеханическая обработка металлов и сплавов. – М.: Металлургия, 1968. – 1172 с.
47. *Бернштейн М.Л., Займовский А.А., Капуткина Л.М.* Термомеханическая обработка стали. – М.: Металлургия, 1983. – 480 с.
48. *Бессонов А.Ф.* Установки для высокотемпературных комплексных исследований. – М.: Машиностроение, 1974. – 192 с.
49. *Блантер М.Е.* Теория термической обработки. – М.: Металлургия, 1984. – 328 с.
50. *Йех Я.* Термическая обработка стали. Справочник. №-е изд., пер. С чеш. – М.: Металлургия, 1979 – 264 с.
51. *Зуев В.М.* Термическая обработка металлов. – М.: ИЦ “Академия”, 2001. – 288 с.
52. *Лысак А.И., Николаев Б.И.* Физические основы термической обработки стали. – Киев: “Техника”, 1975. – 304 с.

53. *Петров Н.П., Трошкин И.Т., Веслов Б.П.* Термическая обработка стали в контролируемых атмосферах. – М.: Машиностроение, 1969. – 151 с.
54. *Рейцес В.Б.* Термическая обработка. – М.: Машиностроение, 1980. – 192 с.
55. *Раузин Я.Р.* Термическая обработка хромистой стали. Издание 4-е, перераб. и доп. – М.: Машиностроение, 1978. – 277 с.
56. Термическая обработка в машиностроении. Справочник. / под ред. Ю.М. Лахтина, А.Г. Рихштадта. – М.: Машиностроение, 1980. – 783 с.
57. *Федюкин В.К., Смагаринский М.Г.* Термоциклическая обработка металлов и деталей машин. – Л.: Машиностроение, Ленигр. отд-ние, 1989. – 255 с.
58. *Фигнер И.В.* Термическая обработка сплавов. Справочник. – Л.: Машиностроение, Ленигр. отд-ние, 1982. – 304 с.
59. Химико-термическая обработка металлов и сплавов. Справочник. /Борисенко Г.В., Васильев Л.А., Ворошин А.Г. и др. – М.: Металлургия, 1981. – 424 с.
60. *Лахтин Ю.М., Коган А.Д.* Машиностроительные материалы. – М.: Машиностроение, 1976. – 325 с.
61. Жаропрочные стали и сплавы: справочник / С.Б. Масленников. – М.: Металлургия, 1983. – 192 с.
62. *Земзин В.Н.* Жаропрочность сварных соединений. – Л.: Машиностроение, 1972. – 223 с.
63. *Новикова Д.П.* Высокотемпературная металлография сварных соединений. – Киев: Наукова думка, 1989. – 152 с.
64. *Медовар Б.И.* Сварка жаропрочных аустенитных сталей и сплавов. – М.: Металлургия, 1966. – 425 с.
65. *Силаев А.Ф., Федоров-Лутиков Г.П., Шешенев М.Ф.* Хромистые жаропрочные стали для энергомашиностроения. – М.: Металлургиздат, 1963. – 184 с.

66. *Химушин Ф.Ф.* Нержавеющие стали. – М.: Металлургия, 1967. – 670 с.
67. *Вязников Н.Ф.* Легированная сталь. – М.: Государственное научно-техническое издательство литературы по черной и цветной металлургии, 1963 – 273 с.
68. *Колобье Л., Гофман И.* Нержавеющие и жаропрочные стали. / перевод с франц. – М.: Металлургиздат, 1958. – 480 с.
69. *Косицына И.И.* Закономерности формирования структуры и свойств высокопрочных аустенитных сталей разных систем легирования с карбидным упрочнением: Дис....д-ра техн. наук. 05.16.01. Екатеринбург, 2004. – 259 с.
70. Методические указания по определению характеристик жаропрочности и долговечности металлов, турбин и трубопроводов. Утв. приказом Минэнерго России от 30.06.2003 № 271.
71. *Бернштейн М.Л.* Стали и сплавы для работы при высоких температурах. – М.: Металлургия, 1956. – 240 с.
72. *Геллер Ю.А.* Инструментальные стали. – М.: Металлургия, 1983. – 527 с.
73. *Смирнов М.А., Счастливцев В.М., Журавлев Л.Г.* Основы термической обработки стали. – Екатеринбург, Изд-во УрО РАН, 1999. – 496 с.
74. *Согарадзе В.В., Уваров А.И.* Упрочнение аустенитных сталей. – М.: Наука, 1999. – 270 с.
75. *Натапов Б.С.* Термическая обработка металлов: учеб. пособие для вузов. – Киев, Вища школа, 1980. – 288 с.
76. *Жу У., Уанг Ж.Л.* Растровая электронная микроскопия для нанотехнологий. / пер. с англ. – М.: БИНОМ, 2013. – 576 с.
77. *Зевайль А., Томас Дж.* Трехмерная электронная микроскопия в реальном времени. – М.: ИД «Интеллект», 2013 – 328 с.
78. *Гоулдстейн Дж., Ньюбери Д.* Растровая электронная микроскопия и рентгеновский микроанализ. – М.: Мир, 1984, книга 2. – 489 с.

79. *Нан До, Чжун Лиин Ван.* Справочник по микроскопии для нанотехнологии. / пер. с англ. – Изд-во МГУ имени Ломоносова, 2011. – 712 с.
80. *Хириш П., Хови А., Николсон Р., Пэшли Д., Уэлан М.* Электронная микроскопия тонких кристаллов. – М.: Мир, 1968. – 575 с.
81. *Уикли Б.* Электронная микроскопия для начинающих. – М.: Мир, 1975. – 326 с.
82. *Энгель Л., Клингеле Г.* Растровая электронная микроскопия. Разрушение: Справочник. – М.: Металлургия, 1986. – 232 с.
83. *Калин Б.А., Волков Н.В., Польский В.И.* Растровая электронная микроскопия. – М.: МИФИ, 2008. – 56 с.
84. Сканирующая электронная микроскопия и рентгеноструктурный анализ – М.: Техносфера, 2009. – 235 с.
85. *Эгертон Р.Ф.* Физические принципы электронной микроскопии. Введение в просвечивающую, растровую и аналитическую электронную микроскопию. / Р.Ф. Эгертон, пер. с англ. – М.: Техносфера, 2005. – 616 с.
86. *Шалькевич А.Б., Вознесенская Н.М., Покровская Н.Г., Маркова Е.С.* Высокопрочные конструкционные и коррозионностойкие стали для самолетов нового поколения. //В сб. 75 лет. Авиационные материалы. Избранные труды «ВИАМ» 1932–2007: Юбилейный науч.-технич. сб. М.: ВИАМ. 2007. С. 142–150.
87. *Викторов Н.А.* Горячая пластичность стали 08X18H10T. //Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. №6. С. 8–9.
88. *Тарасенко Л.В., Шалькевич А.Б.* Образование фазы Лавеса в жаропрочной аустенитной стали при длительных нагревах // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. №3. С. 21–24.
89. *Сунов А.В., Канев В.П., Одесский П.Д.* Металловедение и термическая обработка стали и чугуна. Термическая и термомеханическая обработка стали и чугуна: Справочник. М.: Интермет Инжиниринг. 2007. С. 137–145.
90. *Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Шевченко Н.В., Корзников А.В.*

Эволюция структурно-фазовых состояний при пластических деформациях аустенитной стали 17Cr–14Ni–2Mo //ФММ. 2011. Т. 112. №4. С. 436–448.

91. Рудской А.И., Колбасников Н.Г. Управление структурой и свойствами стали при горячей деформации //Заготовительные производства в машиностроении. 2012. №10. С. 22–30.

92. Антикайн П.А., Зыков А.К. Эксплуатационная надежность объектов котлонадзора. – М.: Металлургия, 1985. – 328 с.

93. Мамаева Е.И., Бакиров М.Б., Чуваев С.В., Федорова О.А. Микроструктура и механические свойства сварных соединений трубопроводов АЭС после длительной эксплуатации. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2006. №7. С.36-42.

94. Зубченко А.С., Харина И.Л., Рунов А.Е., Мухин А.В., Коровин Н.Ю. Коррозионное растрескивание сварных соединений трубопроводов из стали 08X18H10T энергоблоков с реакторами типа РБМК. // Металловедение и термическая обработка металлов. 2007. №2. С.36-42.

95. Кангезова Е.А., Овчинников В.В. Влияние термического старения на структуру и свойства аустенитной стали 08X18H10T. // Заготовительные производства в машиностроении. 2014. №7. – С.38-46.

96. Кангезова Е.А., Овчинников В.В. Влияние деформационной наследственности на физико-механические свойства стали 08X18H10T при высоких температурах нагрева. // Научные технологии в машиностроении. 2014. №11. – С.38-44.

97. Литовченко И.Ю., Тюменцев А.Н., Шевченко Н.В., Корзников А.В. Эволюция структурно-фазовых состояний при пластических деформациях аустенитной стали 17Cr–14Ni–2Mo //ФММ. 2011. Т. 112. №4. С. 436–448.

98. Тарасенко Л.В., Шалькевич А.Б. Образование фазы Лавеса в жаропрочной аустенитной стали при длительных нагревах // Металловедение и термическая обработка металлов. 2011. – №3. – С. 21–24.

99. Викторов Н.А. Горячая пластичность стали 08X18H10T. //Металловедение и термическая обработка металлов. 2011.– №6. – С. 8–9.

100. Антикайн П.А., Зыков А.К. Эксплуатационная надежность объектов котлонадзора. – М.: Металлургия, 1985. – 328 с.
101. Чуликова Ж.Е., Овчинников В.В. Влияние длительных выдержек при повышенной температуре на эволюцию структуры стали 08X18H10T. // Заготовительные производства в машиностроении. 2023. – (21) – №6. – 278–287. DOI: 10.36652/1684-1107-2023-21-6-278-287
102. Жу У., Уанг Ж.Л. Растровая электронная микроскопия для нанотехнологий. / пер. с англ. – М.: БИНОМ, 2013. – 576 с.
103. Сканирующая электронная микроскопия и рентгеноструктурный анализ – М.: Техносфера, 2009. – 235 с.
104. Nakagawa R., Ootoguro J. The effect of Ti on steel iron and steel. // Inst. of Japan, 1980. – v.46. – №5. – P.134-142.
105. Чуликова Ж.Е., Овчинников В.В. Влияние длительных выдержек при повышенной температуре на жаропрочность стали 08X18H10T. // Заготовительные производства в машиностроении. 2024 – 22. – №5. – С221–228. DOI: 10.36652/1684-1107-2024-22-5-221-228.
106. Хирш П., Хови А., Николсон Р. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. – М.: Мир, 1968. – 574 с.
107. Чернявский К.С. Стереология в металловедении. – М.: Металлургия, 1977. – 280 с.
108. Кан Р. Атомное строение металлов и сплавов. Т. 1. – М.: Мир. 1967. – 338 с.
109. Хансен М., Андерко К. Структуры двойных сплавов. Т. 2. – М.: Металлургия, 1962. – 1488 с.
110. Курдюмов Г.В., Утевский Л.М., Энтин Р.И. Превращения в железе и стали. – М.: Наука, 1977. – 236 с.
111. Ямпольская Л.И., Сизоненко Н.Р., Лычагин Д.В. Возврат и фазовые превращения в стали 1X18H9T // Эволюция дислокационной структуры, упрочнение и разрушение сплавов / Под ред. Н.А. Коневой. – Томск: ТГУ, 1992. – С. 94–106.

112. *Чалмерс Б.* Физическое металловедение. – М.: Металлургия, 1963. – 456 с.
113. *Апасов А.М.* Анализ разрушения сварных соединений в процессе сварки // Дефектоскопия. – 1996. – № 10. – С. 24–30.
114. *Апасов А.М., Апасов А.А.* Исследование акустической эмиссии при сварке изделий из аустенитных сталей // Сварочное производство. – 2001. – № 1. – С. 10–14.
115. *Апасов А.М., Апасов А.А.* Механизм зарождения, формирования и диагностики непровара в процессе сварки. Ч. 2 // Известия Томского политехнического университета. – Т. 308. – №2. – С. 120–126.
116. *Апасов А.М., Апасов А.А.* Механизм зарождения, формирования и диагностики непровара в процессе сварки. Ч. 3 // Известия Томского политехнического университета. – Т. 308. – №3. – С. 132–135.
117. *Апасов А.М., Апасов А.А.* Основы физической теории активной диагностики процесса сварки. – Томск: Изд-во ТПУ, 2004. – 248 с.
118. *Ильященко Д.П.* Влияние энергетических характеристик инверторного источника питания на химический состав и микроструктуру сварного шва из стали 12Х18Н10Т // Научно-технический вестник Поволжья. – 2013 – №. 4. – С. 178–180.
119. *Полетаев Ю.В.* Влияние релаксации напряжений в сварных соединениях аустенитных сталей на их склонность к локальному разрушению при малоцикловой ползучести. //Автоматическая сварка. 1986. №10. – С.18-20.
120. *Тарновский А.И., Полетаев Ю.В., Зубченко А.С.* Методика исследования накопления повреждений сварных соединений при малоцикловой ползучести // Автоматическая сварка. 1982. №11. С.15-17.
121. *Полетаев Ю.В.* Оценка Трещиностойкости сварных соединений в условиях малоцикловой ползучести. // Автоматическая сварка.1986. №5 С.17-20.
122. *Минц И.И., Березина Т.Г.* Устойчивость дислокационной структуры холоднодеформированных сталей X18H12T и X16H9M2 в условиях

высотемпературного старения. // В кн.: Физика металлов и металловедение. М.: Наука. 1972. Т.34. Вып.3. С. 615-620.

123. Земзин В.Н. Жаропрочность сварных соединений. Л.: Машиностроение, 1972. – 272 с.

124. Лозинский М.Г., Романов А.Н., Малов В.В. Исследование структуры аустенитной стали при различных формах цикла упругопластического высокотемпературного деформирования // В кн.: Структурные факторы малоциклового разрушения металлов. М.: Наука, 1977. С.65-86.

125. *Ilyaschenko D.P.* Thermal Imaging Investigations of Temperature Fields on the Surface of parts being Welded Item during Manual Arc Welding with Coated Electrodes/ D.P. Ilyaschenko, D.A. Chinakhov // Russian journal of nondestructive testing, 2011, vol. 47, No11, pp.724–729.

126. СТО-СА-03-004–2009. Трубчатые печи, резервуары, сосуды и аппараты нефтеперерабатывающих и нефтехимических производств. Требования к техническому надзору, ревизии и отбраковке. 2010.

127. Методика оценки остаточного ресурса трубчатых печей нефтеперерабатывающих, нефтехимических и химических производств. 1998.

128. РД РТМ 38.14.006–86. Методика определения сроков эксплуатации змеевиков печей установок каталитического риформинга, отработавших проектный ресурс. 1986.

129. СТО 38.17.003–2009. Стандарт организации. Сварка технологических трубопроводов и печных змеевиков при ремонте и реконструкции нефтеперерабатывающих и нефтехимических установок. 2012.

ПРИЛОЖЕНИЯ

Приложение 1

МИНИСТЕРСТВО НАУКИ И ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ РОССИЙСКОЙ ФЕДЕРАЦИИ
ФЕДЕРАЛЬНОЕ ГОСУДАРСТВЕННОЕ АВТОНОМНОЕ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЕ УЧРЕЖДЕНИЕ ВЫСШЕГО ОБРАЗОВАНИЯ
«МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»
(МОСКОВСКИЙ ПОЛИТЕХ)

УТВЕРЖДАЮ

АКТ

Проректор по учебной работе

Г.Х. Шарипзянова

« » 2026 г

(серьезная печать)

№

(место составления)

О внедрении в учебный процесс университета результатов диссертационной работы «Эволюция фазового состава и структуры стали 08X18H10T в условиях длительной эксплуатации труб при повышенных температурах», выполненной соискателем кафедры «Материаловедение» Чуликовой Жанной Евгеньевной.

Мы, нижеподписавшиеся директор департамента по образовательной политике, декан факультета машиностроения, заведующий кафедрой «Материаловедение» составили настоящий акт о том, что результаты диссертационной работы по теме «Эволюция фазового состава и структуры стали 08X18H10T в условиях длительной эксплуатации труб при повышенных температурах» имеют теоретическое и практическое значение для учебного процесса и внедрены в учебный процесс Московского политехнического университета при обучении студентов направления подготовки: 22.03.01 «Материаловедение и технологии материалов» (профиль «Перспективные материалы и технологии» дисциплина «Металлические материалы») в форме лекции по теме «Легированные стали».

Кафедра, внедрившая результаты: «Материаловедение».

Номер протокола и дата заседания кафедры, на котором рассмотрены результаты внедрения: протокол №7/26 от 05.03.2026.

Начало использования объекта внедрения: 07 февраля 2026 года.

Директор
департамента по
образовательной политике


(личная подпись)

А.Б. Максимов

Декан факультета,
внедривший разработку


(личная подпись)

Е.В. Сафонов

Заведующий кафедрой


(личная подпись)

В.В. Овчинников

Составлен в 2-х экземплярах:

1-й экземпляр – факультет машиностроения

2-й экземпляр – кафедра «Материаловедение»



КОЛОМЕНСКИЙ
ЗАВОД

АО «Коломенский завод»
140408, Россия, г. Коломна, ул. Партизан, д. 42
Тел.: +7 496 623-91-00 / Email: priemn@kolomnadiesel.ru
www.kolomnadiesel.com

№ 48/1
На № _____ от _____ / Д.В. Лавринович

УТВЕРЖДАЮ
И.о. директора РПСИК
АО «Коломенский завод»
/ Д.В. Лавринович

АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО
«КОЛОМЕНСКИЙ ЗАВОД»
г. Коломна 10250027
Московская область

АКТ

о внедрении результатов диссертационной работы Чуликовой Ж.Е.
на тему: «Эволюция фазового состава и структуры стали 08X18H10T в условиях длительной
эксплуатации труб при повышенных температурах», представленной на соискание ученой
степени кандидата технических наук по специальности 2.6.17. "Материаловедение"
(технические науки)

от 05.03.2026 г.

Центральная заводская лаборатория АО «Коломенский завод» в составе начальника ЦЗЛ Виноцкого А.А., начальника лаборатории Чанкотадзе Л.В. составили настоящий акт о том, что представленные результаты и рекомендации диссертационной работы Чуликовой Ж.Е. имеют практическую значимость, а именно: экспериментальные данные о влиянии деформационной наследственности и перегрева на физико-механические свойства стали 08X18H10T могут быть учтены в конструкции деталей клапанной группы; выявленные критичные участки и факторы риска, связанные с термодинамическими условиями работы аустенитных сталей позволят скорректировать правила технического обслуживания и продлить жизненный цикл среднеоборотных двигателей; полученные выводы о влиянии размерности зерна на сопротивление ползучести позволят разработать рекомендаций по выбору оптимального режима термической обработки готовых изделий; разработанная методика контроля и мониторинга состояния сварных соединений обеспечит повышение надежности трубопроводных конструкций из аустенитных нержавеющей сталей.

Начальник ЦЗЛ

А.А. Виноцкий

Начальник лаборатории

Чанкотадзе Л.В.



АКТ ВНЕДРЕНИЯ
результатов диссертационного исследования
на соискание ученой степени кандидата технических наук
Чуликовой Жанны Евгеньевны

Комиссия представителей АО «НПК «КБМ» в составе:
 председателя комиссии:

- первого заместителя технического директора – директора завода, Девяткова Г. Н.
 членов комиссии:

- главного технолога производства, к.т.н. Сеницына Д. А.;
 - заместителя главного технолога производства – начальника отдела
 технологической подготовки производства 517, Шевченко Д. Ю.;
 - начальника отдела 516, Федулова И. А.

составила настоящий акт в том, что отдельные научные результаты (математическая модель высокотемпературной повреждаемости стали 08X18H10T), полученные в диссертационной работе Чуликовой Ж. Е. на тему «Эволюция фазового состава и структуры стали 08X18H10T в условиях длительной эксплуатации труб при повышенных температурах» использованы в технологической инструкции на проведение термической обработки элементов оснастки из стали 08X18H10T (ТИ 01896-2026 Инв. № 10.128).

Данная инструкция также позволила уточнить и обосновать увеличение установленных сроков службы технологической оснастки, изготовленной из сталей аустенитного класса, для проведения операций термической обработки.

Рассмотрев информацию об Акте внедрения результатов диссертационного исследования на соискание ученой степени кандидата технических наук Чуликовой Жанны Евгеньевны

Постановили:

Акт внедрения результатов диссертационного исследования на соискание ученой степени кандидата технических наук Чуликовой Ж. Е. рассмотрен. Одобрить.

Голосовали «За» - единогласно

Председатель секции НТС
 ОВД № 2 (производство)

Члены секции:

главный технолог производства,
 кандидат технических наук

зам. главного технолога производства –
 начальник отдела 517,

начальник отдела 516,

Секретарь секции



/ Г. Н. Девятков /

/ Д. А. Сеницын /

/ Д. Ю. Шевченко /

/ И. А. Федулов /

/ А. И. Морозов /



ИНЖИНИРИНГОВЫЙ ЦЕНТР
ДВИГАТЕЛЕСТРОЕНИЯ

ООО «ИЦД ТМХ»
140408, Россия, г. Коломна, ул. Партизан, д. 42, офис 413
Тел.: +7 496 613 89 87 доб. 580 (475) / Email: info@icd-tmh.ru



УТВЕРЖДАЮ

Главный конструктор

ООО «ИЦД ТМХ»

/ С.А. Семенов

АКТ

о внедрении результатов диссертационной работы Чуликовой Ж.Е.
на тему: «Эволюция фазового состава и структуры стали 08X18H10T в условиях
длительной эксплуатации труб при повышенных температурах», представленной на
соискание ученой степени кандидата технических наук по специальности
2.6.17. "Материаловедение" (технические науки)

от 10.03.2026 г.

Управление по разработке продукции ООО «Инжиниринговый центр двигателестроения ТМХ» (ООО «ИЦД ТМХ») составило настоящий акт о том, что представленные результаты диссертационной работы Чуликовой Ж.Е. имеют теоретическую и практическую значимость. Выявленные закономерности влияния сигматизации аустенитной стали 08X18H10T на потерю пластичности позволяют скорректировать режимы термической обработки готовых изделий (стабилизирующий отжиг). Рекомендации по недопущению перегревов выше 550 °C в зонах концентрации напряжений (сварные швы коллекторов, переходники) позволяют увеличить межремонтные пробеги тепловозов. Созданная математическая модель высокотемпературной повреждаемости стали 08X18H10T позволяет расчетным путем прогнозировать момент накопления критической деформации ползучести (1—1,5 %) в наиболее теплонапряженных деталях тепловозов, что переводит систему ремонта с регламентной на техническое обслуживание по фактическому состоянию.

Заместитель главного конструктора

А.Н. Неткачев