

АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО «ВЫСОКОТЕХНОЛОГИЧЕСКИЙ НАУЧНО-
ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ ИНСТИТУТ НЕОРГАНИЧЕСКИХ МАТЕРИАЛОВ
ИМЕНИ АКАДЕМИКА А.А. БОЧВАРА»

Николаева Наталья Сергеевна

**ОПТИМИЗАЦИЯ СТРУКТУРНО-ФАЗОВОГО СОСТОЯНИЯ ФЕРРИТНО-
МАРТЕНСИТНЫХ СТАЛЕЙ В ПРОЦЕССЕ ТЕРМИЧЕСКОЙ ОБРАБОТКИ
В ТЕХНОЛОГИЧЕСКОМ ЦИКЛЕ ПРОИЗВОДСТВА
ОБОЛОЧЕЧНЫХ ТРУБ**

Специальность 2.6.1 –
«Металловедение и термическая обработка металлов и сплавов»

Автореферат диссертации
на соискание ученой степени кандидата технических наук

Научный руководитель
к.т.н. Леонтьева-Смирнова Мария Владимировна

Москва
2023 г

Актуальность темы исследования

Главной задачей при разработке конструкционных материалов для реакторов на быстрых нейтронах является обеспечение эффективного топливоиспользования при поэтапном повышении уровня выгорания топлива и достижения повреждающих доз на оболочках ТВЭЛОВ более 130 сна. В действующих реакторах типа БН в качестве материала оболочек ТВЭЛОВ используют аустенитные стали. Достижение перспективных выгораний топлива в ТВЭЛАХ с этими оболочечными материалами лимитируется, в основном, распуханием материала оболочек ТВЭЛОВ.

На сегодняшний день в качестве перспективных конструкционных материалов оболочек ТВЭЛОВ реакторов на быстрых нейтронах рассматриваются 9-12 % хромистые ферритно-мартенситные стали, что связано с экспериментально установленной высокой стойкостью сталей этого класса к вакансионному распуханию до повреждающих доз более 130 сна.

Основной проблемой для ферритно-мартенситных сталей является снижение прочностных характеристик при температурах эксплуатации выше 600 °С. В связи с этим, ключевой задачей при разработке 9-12 % хромистых сталей является повышение их длительной прочности при проектных температурах и напряжениях.

Рабочая температура на оболочках ТВЭЛОВ реакторов типа БН достигает 670-700 °С. Повышение характеристик ползучести и длительной прочности ферритно-мартенситных сталей может быть достигнуто изменением их структурно-фазового состояния, что связано с оптимальными термомодеформационными режимами при производстве оболочечных труб.

В России разработаны 12 % хромистые ферритно-мартенситные стали ЭК181 и ЧС139, обладающие более высокими характеристиками жаропрочности, по сравнению с российскими и зарубежными сталями аналогами, в частности ЭП450, ЭП823, НТ-9.

Освоение производства оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139, в частности разработка заключительной термической обработки, – один из основных этапов достижения требуемого комплекса физико-механических характеристик оболочек ТВЭЛОВ.

Цели и задачи исследования

Целью настоящей работы является повышение комплекса функциональных механических свойств путем оптимизации структурно-фазового состояния оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 для обоснованного применения этих материалов в качестве оболочек ТВЭЛОВ реакторов на быстрых нейтронах.

Для достижения цели были решены следующие задачи:

1. Выявление структурных особенностей оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 в зависимости от технологии термической обработки.

2. Установление влияния способов закалки на комплекс кратковременных и длительных механических свойств оболочечных труб из сталей ЭК181 и ЧС139.

3. Оценка термической стабильности и определение особенностей структурно-фазового состояния и механических свойств оболочечных труб из

сталей ЭК181 и ЧС139 при воздействии термического старения в интервале рабочих температур твэла 450-700 °С с выдержкой до 19000-22000 ч.

4. Оптимизация технологии термической обработки труб из сталей ЭК181, ЧС139.

5. Изготовление опытных партий оболочечных труб из сталей ЭК181, ЧС139 на производственной базе АО «МСЗ».

6. Оценка радиационной стойкости ферритно-мартенситной стали ЧС139 после облучения до высоких повреждающих доз 130-135 сна в реакторе БН-600.

Научная новизна работы

1. Для оболочечных труб из 12 % хромистых сталей ЭК181 и ЧС139, отличающихся системой легирования, в зависимости от способа термической обработки в технологическом цикле производства определены структурные характеристики матрицы, размер и состав карбидных фаз, структурная стабильность и комплекс функциональных свойств. Установлена взаимосвязь параметров закалки, структуры и свойств оболочечных труб.

2. Показаны преимущества применения скоростных нагрева и охлаждения при закалке оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 в термомодеформационном цикле производства. Установлено, что применение скоростных режимов закалки приводит к измельчению структурных составляющих (размер зерна, мартенситных пакетов, ширина мартенситных реек, размер карбидов типа $M_{23}C_6$) и изменению состава карбидов типа $M_{23}C_6$, что повышает кратковременные и длительные механические свойства оболочечных труб при максимальных рабочих температурах 670 и 700 °С.

3. Установлено, что высокая термическая стабильность труб из сталей ЭК181 и ЧС139 при температурах 450 и 550 °С, выдержка до 19000 ч достигается за счет малой скорости распада пересыщенного твердого раствора и сохранения структурных параметров сталей, в частности, размера карбидов типа $M_{23}C_6$ и бывших мартенситных реек, на исходном уровне. Структурная стабильность сталей при температурах 650 и 700 °С, выдержка до 19000-22000 ч определяется снижением их прочностных характеристик, что происходит в результате активизации процессов формирования субзеренной структуры и коагуляции карбидов типа $M_{23}C_6$ во всем временном интервале старения, начиная с выдержки 1000 ч.

4. Показано, что радиационная стойкость стали ЧС139 после облучения при 600 °С и дозе ~130 сна в реакторе БН-600 характеризуется высоким уровнем прочностных свойств оболочечных труб за счет образования в структуре дислокационных стенок, радиационно-индуцированных пор размером 1-3 нм, дисперсных карбонитридных фаз нанометрического размера и выделения радиационно-индуцированной χ -фазы, имеющей переменный состав (Cr-Mo-Ni-Si-W-N). Пластичность стали сохраняется на удовлетворительном уровне. Радиационное распухание стали ЧС139 после облучения при температуре 450-460 °С до повреждающей дозы ~135 сна не превышает 0,1 %.

Практическая значимость работы

Рекомендованные режимы закалки труб на установке форсированного нагрева «Атон» внедрены в производственный процесс изготовления особотонкостенных оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 в АО «МСЗ», и обеспечивают равномерность структуры и свойств по всей длине трубы и от одной трубы в партии к другой, что определяет стабильность качества трубной продукции. Получен акт о практическом применении результатов на предприятии АО «МСЗ» от 11.03.2022 г.

Изготовленные трубы $\varnothing 6,9 \times 0,4$ мм из сталей ЭК181 и ЧС139 использованы в качестве оболочек экспериментальных твэлов с нитридным уран-плутониевым топливом и облучены без замечаний в реакторе БОР-60. Получен акт о практическом применении результатов в АО «ВНИИНМ» от 06.07.2022 г.

Разработана Методика № 320.635.001М определения величины зерна сорбита особотонкостенных холоднодеформированных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181, ЧС139, которая была распространена на другие марки сталей ферритно-мартенситного класса (ЭП823 и ЭП450) и внедрена в процесс контроля качества изготавливаемой продукции (8009.00.043 ТУ, 8009.00.020 ТУ, 8009.00.028 ТУ). Получен акт об использовании на предприятии АО «МСЗ» от 18.03.2022 г.

Полученные данные по механическим свойствам оболочечных труб из сталей ЭК181, ЧС139 использованы при разработке технического проекта на твэл типа БН-1200М со СНУП топливом.

Основные положения и результаты, выносимые на защиту

1. Индивидуальные структурные особенности оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 в зависимости от химической композиции и технологии термической обработки.

2. Влияние различных способов закалки на комплекс кратковременных и длительных механических свойств оболочечных труб из сталей ЭК181 и ЧС139.

3. Особенности структурно-фазового состояния и структурная стабильность труб из сталей ЭК181 и ЧС139 при воздействии термического старения в интервале 450-700 °С с выдержкой до 19000-22000 ч.

4. Оптимальная технология и режимы термической обработки оболочечных труб различного типоразмера из сталей ЭК181, ЧС139, что подтверждено изготовлением опытных партий труб из этих сталей на производственной базе АО «МСЗ».

5. Особенности распухания, структурно-фазового состояния и механических свойств ферритно-мартенситной стали ЧС139 после облучения до повреждающих доз 130-135 сна в реакторе БН-600.

Личный вклад автора

Все результаты, приведенные в диссертации, получены самим автором или при его непосредственном участии. Автор составлял программы экспериментов и участвовал в их проведении. Проводил обработку и анализ всех полученных данных.

Персональное участие в отработке технологии трубного производства, в частности проведении экспериментов по выбору режимов заключительной термической обработки оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей.

Лично автором проведена подготовка образцов и их структурные исследования. Принимал непосредственное участие в проведении экспериментов по испытанию и исследованиям кратковременных и длительных механических свойств.

Автор лично проводил мероприятия по внедрению оптимизированных режимов термической обработки оболочечных труб из сталей ЭК181 и ЧС139 и в научно-техническом сопровождении изготовления опытных партий труб различных типоразмеров из этих сталей на заводе АО «МСЗ» (г. Электросталь).

Автор принимал непосредственное участие в обеспечении экспериментов, обработке и анализе результатов по реакторному облучению сталей ЭК181 и ЧС139 (программа экспериментов, подготовка НТД и образцов для облучения в составе материаловедческой сборки реактора БН-600; подготовка комплектующих, в том числе оболочечных труб, для изготовления твэлов с нитридным уран-плутониевым топливом для облучения в реакторе БОР-60).

Апробация работы

Результаты работы были представлены на следующих научных конкурсах: 30 Бочваровский конкурс среди молодых ученых и специалистов АО «ВНИИНМ» (Москва, 2011), 31 Бочваровский конкурс среди молодых ученых и специалистов АО «ВНИИНМ» (Москва, 2012), Конкурс инновационных проектов молодых работников организаций Госкорпорации «Росатом» «Инновационный лидер атомной отрасли» (Москва, 2013).

Основные результаты работы докладывались и обсуждались на следующих конференциях: Всероссийская конференция «Материалы ядерной техники» (Москва, 2012), семинар «Конструкционные материалы активных зон быстрых и термоядерных реакторов» (Москва, 2013), Международная научно-техническая конференция, посвященная 50-летию Белоярской АЭС (Заречный, 2014), Всероссийская конференция «Материалы ядерной техники» (Звенигород, 2014), Международная школа-конференция «Материалы для экстремальных условий эксплуатации: разработка, получение и применение» (Москва, 2014), Международный уральский семинар «Радиационная физика металлов и сплавов» (Кыштым, 2015), Всероссийская конференция «Материалы ядерной техники» (Москва, 2019), Молодежная научно-практическая конференция «Материалы и технологии в атомной энергетике» (Москва, 2021), научно-технический семинар «Конструкционные материалы активных зон быстрых и термоядерных реакторов» (Москва, 2022).

По теме диссертации опубликовано 12 работ, из них 6 статей в реферируемых журналах, входящих в перечень ВАК и Scopus/web of science, 6 публикаций в сборниках материалов и тезисов конференций различного уровня.

Структура и объем работы

Диссертационная работа состоит из введения, пяти глав, выводов, списка литературы и приложений. Объем работы составляет 151 страницу, включая 100 рисунков и 20 таблиц. Список литературы содержит 126 наименований.

Достоверность научных результатов

Достоверность полученных результатов подтверждается применением аттестованных методик исследований с использованием современного научно-исследовательского оборудования, отсутствием научных противоречий с результатами работ отечественных и зарубежных авторов.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цели работы и решаемые задачи, научная новизна и практическая значимость, изложены основные положения, выносимые на защиту.

В первой главе «Литературный обзор» проведен анализ научно-технической литературы по результатам исследования структуры и свойств 9-12 % хромистых ферритно-мартенситных сталей. Показано, что основным недостатком сталей этого класса является снижение структурной стабильности, и, следовательно, характеристик длительной прочности при температурах более 600 °С.

Рассмотрены перспективные способы обработки сталей ферритно-мартенситного класса. Показано, что использование термомеханической обработки, которая включает в себя горячую деформацию при температурах 700-1150 °С позволяет получить дополнительные центры зарождения карбидных и карбонитридных фаз и способствует их измельчению и равномерному распределению в структуре материала, что позволяет повысить характеристики длительной прочности при температурах 600-650 °С. При этом данный способ обработки является актуальным при производстве оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей только на этапе подготовки трубной заготовки и гильзы. Производство особотонкостенных труб для оболочек твэлов должно обеспечить получение труб с высокой точностью заданных размеров и высоким качеством наружной и внутренней поверхностей. На сегодняшний день, это реализуемо при использовании в технологическом цикле операций холодной деформации в сочетании с термической обработкой.

Отмечено, что в литературных источниках практически отсутствуют данные о технологии производства труб из ферритно-мартенситных сталей, а большинство исследований проведены на монолитных и плоских образцах. Таким образом, не рассмотрено важнейшее направление – технологическое освоение ферритно-мартенситных сталей, как перспективного конструкционного материала оболочек твэлов.

Во второй главе «Материалы и методики экспериментов» приведены химические составы различных плавок исследованных в работе ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 (Таблица 1). Исследования структуры и

свойств проводились на передельных и готовых трубах различного типоразмера из этих сталей.

Таблица 1 - Плавочные химические составы сталей 16X12B2ФТaP (ЭК181), 20X12HMBФAP (ЧС139)

Марка стали/ плавка	%, массовые доли															
	C	Cr	Mn	Mo	Nb	V	W	Ni	N	Si	P	S	Ta	Ce	Ti	B
ЭК181 044	0,15	11,17	0,74	0,01	0,01	0,25	1,13	0,03	0,04	0,33	0,010	0,006	Расч. 0,08	Расч. 0,15	–	0,006
ЧС139 868	0,21	11,85	0,57	0,51	0,30	0,31	1,26	0,73	0,085	0,29	0,007	0,007	Расч. 0,07	0,10	0,01	0,006
ЧС139 906	0,21	12,21	0,60	0,53	0,31	0,31	1,27	0,71	0,083	0,15	0,006	0,004	Расч. 0,075	Расч. 0,1	0,01	0,002

Для оценки структурно-фазового состояния оболочечных труб использовались следующие методы:

- оптическая микроскопия с использованием оптического микроскопа Olympus GX51, получение изображений проводилось с помощью программы Siamsphtolab;

- просвечивающая электронная микроскопия (ПЭМ) с использованием трансмиссионного электронного микроскопа Теснаі G2 20 TWIN с ускоряющим напряжением 200 кВ, оснащенный рентгеновским спектрометром EDAX;

- сканирующая электронная микроскопия (СЭМ) с использованием сканирующего электронного микроскопа Carl Zeiss NVision 40;

- разработанная автором методика № 320.635.001М определения величины зерна сорбита особотонкостенных холоднодеформированных труб из ферритно-мартенситных сталей.

Для определения механических свойств труб использовались следующие методы:

- измерение микротвердости по методу Виккерса;

- испытания на растяжение трубчатых и кольцевых образцов от оболочечных труб в исходном состоянии и после термического старения при различных временных выдержках;

- испытания на длительную прочность и термическую ползучесть трубчатых и поперечных образцов от труб различных типоразмеров.

Определение температуры $\alpha \rightarrow \gamma$ превращения сталей проводили на цилиндрических образцах на калориметре DSC 404 F1 Pegasus (Netzsch).

Испытания образцов после облучения проведены на базе АО «ГНЦ НИИАР» и АО «ИРМ» в условиях защитных камер по оригинальным методикам предприятий.

В третьей главе «Исследование влияния различных технологий термической обработки на структуру и механические свойства оболочечных труб $\varnothing 6,9 \times 0,4$ мм из ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139» обоснованы выбор режимов термической обработки, и использование на

заключительной стадии производства оболочечных труб скоростной закалки на установке форсированного нагрева «Атон».

На трубах размером $\varnothing 6,9 \times 0,4$ мм из сталей ЭК181 и ЧС139 проведены эксперименты по подбору режима заключительной термической обработки, в частности режима закалки на установке форсированного нагрева «Атон» (технология «Атон»), где основными контролируруемыми параметрами являются время обработки одного погонного метра трубы и температуры нагревателя двух зон. В отличие от камерных печей «VSQ» (технология «VSQ»), особенностью установки «Атон» являются скоростные нагрев и последующее охлаждение, что при определенном времени протяжки трубы обеспечивает однородность структуры по всей ее длине. Обработка каждой трубы происходит индивидуально.

При выборе режима закалки оболочечных труб варьировались время протяжки трубы (от 76 до 160 сек/м) и температура каждой зоны нагрева (от 1120 до 1200 °С). На данном этапе выбора термической обработки критериями были результаты структурных исследований, в частности, определение размера зерна, а также измерения микротвердости и определение кратковременных механических свойств при температурах испытания 20 и 700 °С после скоростной закалки и последующего отпуска. Проведенные исследования дали возможность установить и рекомендовать режим термической обработки для получения необходимого структурного состояния оболочечных труб $\varnothing 6,9 \times 0,4$ мм из сталей ЭК181 и ЧС139: закалка на установке «Атон» – 1130-1190 °С, 140-160 с/м + отпуск в печи «VSQ» – 720 °С, 2 ч.

Типичная структура оболочечных труб из сталей ЭК181 и ЧС139 после заключительной термической обработки, включающей закалку (технологии «VSQ» и «Атон») и последующий отпуск, представляет собой сорбит, имеющий ориентацию бывших мартенситных реек. В пределах одного зерна наблюдается несколько мартенситных пакетов различной ориентации. Отмечено, что в структуре стали ЭК181 содержится δ -феррит, объемная доля которого $5,0 \pm 0,5$ %, в структуре стали ЧС139 δ -феррит не зафиксирован.

В обеих сталях основным типом выделений являются карбиды типа $M_{23}C_6$, имеющие дискообразную или округлую формы и выделяющиеся преимущественно по границам бывших аустенитных зерен и мартенситных реек. Анализ рентгеновских спектров показал, что основными легирующими элементами в составе карбидов являются Cr, Fe, W и V, для стали ЧС139 отмечено легирование Mo.

Важной составляющей структурно-фазового состояния сталей являются дисперсные частицы карбонитридов типа V(C,N) размером менее 5 нм, которые равномерно распределены в структуре металла.

Показано, что основное различие структуры оболочечных труб, изготовленных по технологии «Атон», ее более дисперсное строение (размеры зерна, мартенситных реек, карбиды $M_{23}C_6$) по сравнению со структурой, сформированной в результате применения технологии «VSQ». Так, например, в стали ЭК181 средний размер зерна уменьшается с 23 ± 4 мкм до 12 ± 2 мкм, размер мартенситных реек – с $0,25-0,9$ мкм до $0,15-0,5$ мкм, размер карбидов типа $M_{23}C_6$ –

с 120 ± 9 нм до 105 ± 5 нм. Зерна δ -феррита в результате скоростной закалки обособлены друг от друга и имеют округлую форму со средним размером $2,0 \pm 0,3$ мкм и равномерно распределены в объеме металла, в то время как при закалке в камерной печи «VSQ» δ -феррит имеет блочную форму размером зерна 10 ± 3 мкм.

Таким образом, в результате высокой температуры нагрева до 1190 °С на установке форсированного нагрева «Атон» процесс скоростной закалки характеризуется резкой активизацией диффузионных процессов, при этом число зародышевых центров зерен увеличивается быстрее, чем линейная скорость их роста. При последующем охлаждении происходит мартенситное превращение – размер мартенситных пакетов ограничивается размером аустенитного зерна. В результате измельчения зерна при скоростной закалке увеличивается количество мартенситных пакетов на единицу площади, ширина мартенситных реек уменьшается по сравнению с технологией «VSQ».

Применение технологии «Атон» позволяет повысить характеристики прочности труб. Так, например, при температуре 700 °С предел прочности оболочечных труб повышается на ~ 20 % для стали ЭК181, и на ~ 30 % для стали ЧС139. Увеличение прочностных характеристик связано с переходом к дисперсной структуре. Кроме того, повышенная прочность труб, обработанных по технологии «Атон», связана с ростом содержания W и Mo в составе карбидов $M_{23}C_6$: в стали ЧС139 - W с $11,0$ до $18,5$ %, Mo с $2,4$ до $5,3$ %; в стали ЭК181 – W с $12,4$ до $19,3$ %

Пластичность сплавов, характеризуемая значением относительного удлинения, при температуре 20 °С для всех режимов термообработки остается примерно одинаковой $16-19$ %, при температуре испытания 700 °С наблюдается тенденция к ее увеличению.

Испытания оболочечных труб на длительную прочность и термическую ползучесть при температурах $670-700$ °С, соответствующих максимальной рабочей температуре оболочки твэла, показали, что применение скоростной закалки благоприятно влияет на характеристики длительной прочности и ползучести. Для стали ЧС139 при температуре 670 °С и напряжениях 100 и 120 МПа в результате применения скоростной закалки в совокупности с последующим стандартным отпуском длительная прочность, характеризуемая величиной времени до разрушения, возрастает в 2 раза. Для стали ЭК181 при температуре 670 °С и напряжении 100 МПа длительная прочность возрастает в 1,5 раза. Скорость ползучести труб, обработанных по технологии «Атон», меньше в $1,5-4$ раза в зависимости от режима испытания, относительно скорости ползучести труб, обработанных по технологии «VSQ».

Анализ полученных результатов показал, что характеристики длительной прочности труб из стали ЧС139 выше, чем для труб из стали ЭК181. На примере режимов 670 °С, 100 МПа и 700 °С, 60 МПа показано, что скорость ползучести $\dot{\epsilon}$ труб, изготовленных из стали ЭК181, выше в 3 и 2 раза, соответственно, по сравнению с трубами из стали ЧС139 (режим 670 °С, 100 МПа: значение $\dot{\epsilon}$ для стали ЧС139 составило $2,24 \cdot 10^{-4}$ %/ч, для стали ЭК181 - $7,23 \cdot 10^{-4}$ %/ч; режим 700 °С, 60 МПа: значение $\dot{\epsilon}$ для стали ЧС139 составило $3,79 \cdot 10^{-4}$ %/ч, для стали ЭК181–

$8,89 \cdot 10^{-4}$). Это связано с системой легирования стали ЧС139, а именно наибольшим содержанием в ней таких элементов как Mo, Nb и Ni, а также с структурными особенностями оболочечных труб.

В главе также представлены результаты исследования структуры и механических свойств образцов труб из сталей ЭК181 и ЧС139 после длительного термического старения при 450-700 °С. Наибольший массив данных при старении был получен на образцах труб, изготовленных по технологии «VSQ». Поэтому основная оценка термической стабильности сталей после старения проводилась на оболочечных трубах, изготовленных с применением этой технологии. Максимальная временная база составила 19000-22000 ч.

Старение до 19000 ч при температурах 450 и 550 °С характеризуется малой скоростью распада пересыщенного твердого раствора и сохранением структурных параметров сталей ЭК181 и ЧС139 на исходном уровне (рисунки 1 а-в). Отличительная особенность тонкой структуры обеих сталей, характеризующая ее стабильность, после проведенных режимов старения при 450 и 550 °С – это сохранение ориентации сорбита по бывшим мартенситным рейкам во всем временном интервале старения. Результаты проведенных исследований показали, что при температурах 450 и 550 °С характер распределения карбидов типа $M_{23}C_6$ и их средний размер остается практически неизменным во всем временном интервале старения.

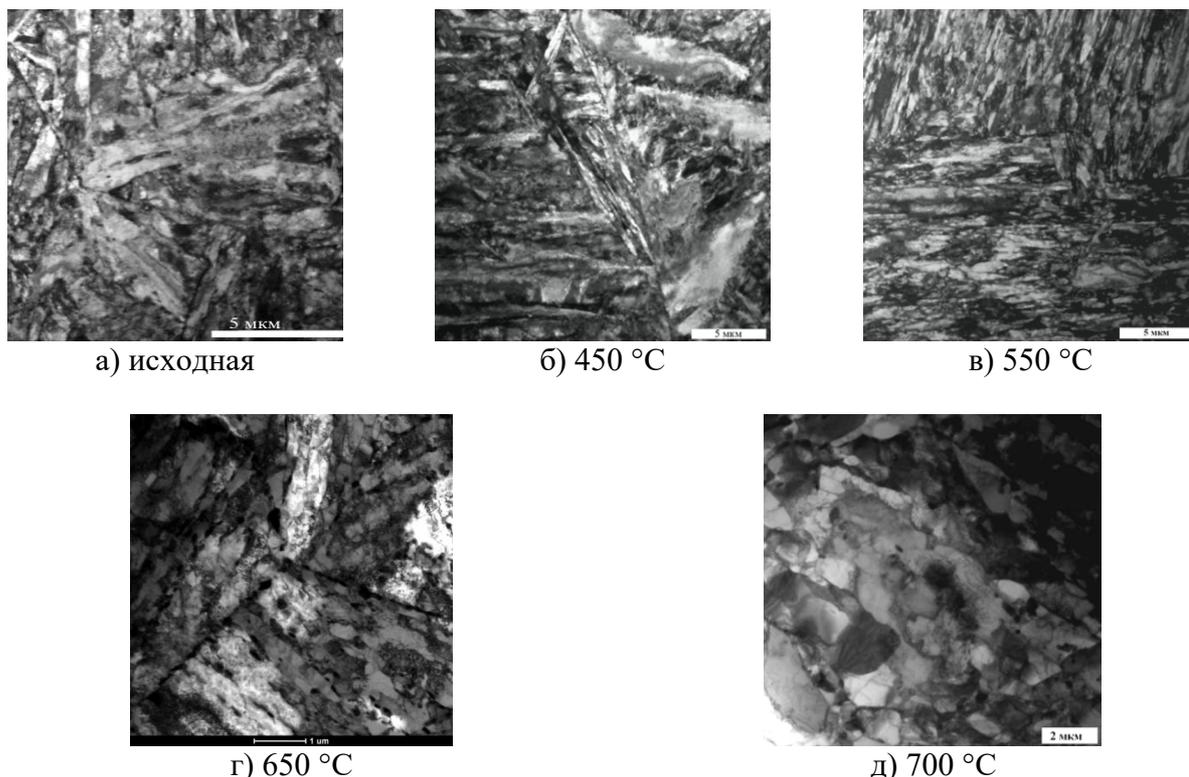


Рисунок 1 - Изображения характерной тонкой структуры сталей ЭК181 и ЧС139 в исходном состоянии (а) и после термического старения при 450 °С (б) и 550 °С (в) 650 °С (г) 700 °С (д) в течение 19000-22000 ч, ПЭМ

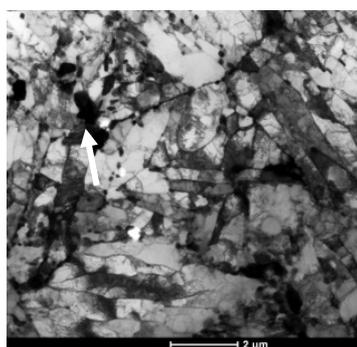
При температуре старения 650 °С в интервале 1000-8000 ч в сталях активизируются процессы снижения плотности и перераспределения дислокаций,

отмечено начало процессов полигонизации. В результате выдержки до 22000 ч в обеих сталях наблюдается как наличие областей с развитой субзеренной структурой с размером субзерен от 300 нм до 1 мкм, так и участки с сохранившейся речной структурой бывшего мартенситного рельефа (рисунок 1 г).

Исследование изменения карбидной фазы в структуре сталей после старения при 650 °С показали, что для стали ЭК181 средний размер карбидов типа $M_{23}C_6$ увеличивается в течение первых 8000 ч старения, в интервале 8000-22000 ч процессы коагуляции замедляются, максимальную долю ~45 % составляют карбиды размером 100-150 нм. Для стали ЧС139 активная коагуляция карбидов продолжается на всем интервале старения от 1000 до 22000 ч, максимальную долю ~35 % составляют карбиды размером 100-150 нм при максимальном времени выдержки.



а) 3000 ч, ПЭМ



б) 22000 ч, ПЭМ

Рисунок 2 - Выделение фазы Лавеса в структуре оболочечных труб из стали ЧС139 после термического старения при 650 °С в течение 3000 ч (а) и 22000 ч (б)

Особенностью структуры стали ЧС139 относительно стали ЭК181 при температуре старения 650 °С является выделение фазы Лавеса $Fe_2(Mo, W)$. Частицы фазы Лавеса размером 0,5-1 мкм, выделившиеся как внутри, так и по границам бывших аустенитных зерен, обнаружены в структуре труб из стали ЧС139 после старения в течение 3000 ч (рисунок 2 а).

При увеличении времени выдержки ее размеры не изменяются до 22000 ч (рисунок 2 б).

С повышением температуры старения до 700 °С увеличивается скорость структурных преобразований в сталях ЭК181 и ЧС139. После 1000 ч старения наблюдается образование субзерен, их размер ограничивается шириной бывших мартенситных реек. При этом для структуры характерно сохранение ориентации сорбита по бывшим мартенситным рейкам. С увеличением времени выдержки до 8000 ч – наблюдаются области с частичной миграцией субзеренных границ, размеры образовавшихся субзерен варьируются в следующих интервалах: для стали ЭК181 – 0,5-1,2 мкм, для стали ЧС139 – 0,3-1 мкм. В интервале старения 8000-19000 ч происходит формирование равноосных субзерен с областями свободными от дислокаций (рисунок 1 д). Размер таких субзерен для стали ЭК181 ~1,5 мкм, для стали ЧС139 ~1,2 мкм.

Максимальная скорость коагуляции карбидов типа $M_{23}C_6$ наблюдается в структуре обеих сталей в течение 1000 ч старения. В результате, происходит смещение максимума распределения карбидов типа $M_{23}C_6$ в сторону больших размеров. После 19000 ч старения для стали ЭК181 характерно наличие 3 максимумов в распределении карбидов типа $M_{23}C_6$ по размерам, и средний размер карбидов увеличивается более чем в 2 раза по сравнению с исходным состоянием.

Изменения структурно-фазового состояния сталей в процессе старения определяют уровень кратковременных механических свойств. Наибольший интерес в работе представляли данные предела прочности сталей после режимов старения при максимальных температурах 650 и 700 °С.

При температуре старения 650 °С, начиная с выдержки 3000 ч, происходит снижение прочностных характеристик образцов сталей. После 8000 ч значения предела прочности уменьшаются на ~30 % для стали ЧС139 и ~25 % для стали ЭК181 и достигают одного уровня 294 МПа и 284 МПа, соответственно. Наибольшее снижение прочности в стали ЧС139 связано с выделением фазы Лавеса после 1000 ч старения, которая вносит вклад в разупрочнение материала, а также с наибольшей интенсивностью коагуляции карбидов типа $M_{23}C_6$. В результате перераспределения легирующих элементов при длительных выдержках происходит обеднение твердого раствора стали, главным образом, Мо, являющимся наиболее эффективным упрочнителем. Под действием диффузионных процессов Мо, упрочняющий твердый раствор, переходит в карбидную фазу и фазу Лавеса.

В интервале старения 8000-22000 ч при 650 °С прочностные свойства сталей изменяются незначительно, что свидетельствует о стабилизации их структурного состояния.

Наибольшая скорость разупрочнения при 700 °С наблюдается в течение 3000 ч старения. В результате, предел прочности образцов обеих сталей уменьшается на 20-30 % по сравнению с исходным состоянием и составляет для стали ЭК181 – 227 МПа, для стали ЧС139 – 243 МПа. Такие изменения, в большей степени, связаны с наиболее интенсивной коагуляцией карбидов типа $M_{23}C_6$ и изменением дислокационной структуры в данном температурно-временном интервале старения. После 19000 ч старения значения предела прочности сталей снижается в ~ 2 раза по сравнению с исходным состоянием.

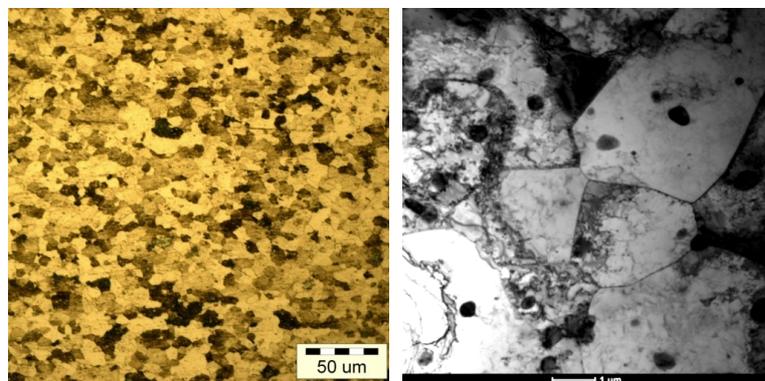
Структурная стабильность труб из сталей ЭК181 и ЧС139, изготовленных с применением различных технологий, была оценена по уровню изменения микротвердости HV_{0,05} на базе 13500 ч.

Показано, что дисперсность структурных составляющих (технология «Атон») оказывает положительное влияние на уровень микротвердости образцов труб при температурах старения 450 и 550 °С. При 650 и 700 °С, в результате активации диффузионных процессов, происходит перераспределение легирующих элементов, коагуляция карбидов, эволюция дислокационной структуры сталей. Как следствие - наблюдается разупрочнение труб, независимо от технологии их термической обработки.

В четвертой главе «Особенности технологии производства оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139. Изготовление опытных партий оболочечных труб» представлены результаты промышленного освоения и технологические особенности производства оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей.

Технологическая схема производства из исходной трубной заготовки включает в основном чередование этапов холодной деформации и термической

обработки. При производстве оболочечных труб в процессе пластической деформации прокаткой гильзы и передельных труб происходит изменение зеренной структуры сталей. При холодной прокатке труб из ОЦК-сталей формируется послойная неоднородность текстуры, которая объясняется различием в схеме деформирования разных слоев трубы.



а) оптическая
микроскопия

б) ПЭМ

Рисунок 3 – Типичная структура передельных труб из ферритно-мартенситных сталей после отжига по режиму 800-810 °С, 1 ч

800-810 °С, 1 ч является оптимальным для получения рекристаллизованного состояния. Вследствие этой термической обработки структура сталей состоит из равноосных зерен феррита размером 5-10 мкм и хаотично расположенных карбидов со средним размером 500-700 нм (рисунки 3 а, б).

Оценка состояния текстуры образцов труб из сталей ЧС139 и ЭК181 после отжига и холодной прокатки проведена методом восстановления функции распределения ориентаций (ФРО). Показано, что во внутренних слоях восстановление структуры и отжиг дефектов происходят интенсивнее, нежели во внешних слоях.

По результатам проведенной работы (глава 3) выбраны режимы заключительной термической обработки, включая скоростную закалку на установке «Атон»; с их внедрением изготовлены оболочечные трубы из сталей ЭК181 и ЧС139 типоразмеров $\varnothing 6,9 \times 0,4$ мм, $\varnothing 9,3 \times 0,6$ мм, $\varnothing 9,3 \times 0,5$ мм и $\varnothing 10,5 \times 0,5$ мм.

Результаты приемно-сдаточных испытаний показали, что все опытные партии труб соответствуют требованиям технических условий 8009.00.043ТУ.

В результате проведенных исследований структуры, микротвердости и кратковременных механических свойств, на примере образцов от труб $\varnothing 9,3 \times 0,6$ мм из сталей ЭК181 и ЧС139 из одной партии подтверждена однородность структуры и стабильность свойств по всей длине трубы и от одной трубы в партии к другой.

На изготовленных партиях труб получен комплекс кратковременных и длительных механических характеристик для проведения расчетных исследований по обоснованию работоспособности твэлов типа БН-1200М со СНУП топливом с оболочками из сталей ЭК181 и ЧС139.

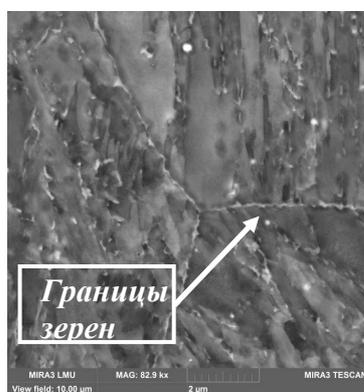
В пятой главе «Реакторные испытания ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139» представлены данные по облучению экспериментальных твэлов с оболочками из сталей ЭК181 и ЧС139 в реакторе БОР-60, а также результаты исследования образцов из стали ЧС139 после облучения их в составе материаловедческой сборки в активной зоне промышленного реактора БН-600.

Результаты испытаний на растяжение с целью определения кратковременных механических свойств образцов от оболочек экспериментальных твэлов из сталей ЭК181 и ЧС139 после первого этапа облучения в реакторе БОР-60 (повреждающая доза – 26,6 сна, выгорание топлива – 6,09 % т.а.) показали, что максимальное упрочнение по сравнению с исходным состоянием наблюдается при температуре облучения 350-460 °С, что связано с накоплением радиационных дефектов, а также радиационно-индуцированных нанокластеров. При этом оболочки твэлов из сталей ЭК181 и ЧС139 показали наличие запаса пластичности в низкотемпературном интервале.

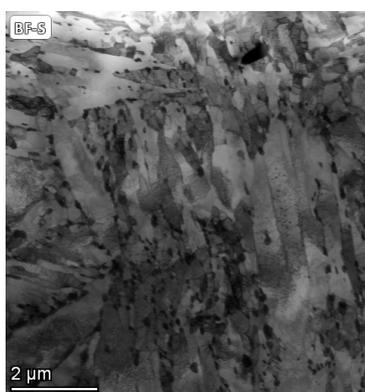
В материаловедческой сборке в активной зоне реактора БН-600 в течение 1021 эфф.суток (~24500 ч) были облучены образцы из ферритно-мартенситных сталей, в частности из стали ЧС139, до повреждающей дозы 130-135 сна: цилиндрические, образцы под давлением, патрубki.

Показано, что в области максимальной повреждающей дозы ~135 сна при температурах облучения 450-460 °С радиационное распухание стали ЧС139 не превышает 0,1 %.

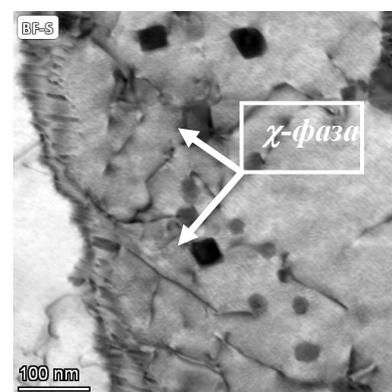
Структура стали после облучения при 600 °С до повреждающей дозы ~130 сна также, как и в исходном состоянии, представляет собой сорбит (рисунки 4 а, б). Границы бывших аустенитных зерен и мартенситных реек декорированы, в основном, выделениями карбидов типа $M_{23}C_6$, содержащих в своем составе Cr-W-V-Mo. Размер карбидов этого типа варьируется от 50 до 300 нм, и незначительно изменяется по сравнению с исходным состоянием. В структуре стали, как и в исходном состоянии, присутствуют дисперсные карбонитриды на основе V, Mo, W. Несмотря на длительность испытаний под облучением тонкая структура стали сохраняет свою ориентацию по бывшим мартенситным рейкам.



а) общий вид, СЭМ



б) реечная структура, ПЭМ



в) выделения χ-фазы внутри бывших мартенситных реек, ПЭМ

Рисунок 4 – Структура стали ЧС139 после облучения при температуре 600 °С до повреждающей дозы ~130 сна

Основные структурные преобразования в процессе облучения стали ЧС139 затрагивают субструктуру: происходит перестройка дислокационной структуры, миграция малоугловых границ с образованием новых субзерен. В пределах одного мартенситного пакета размер бывших реек увеличивается по сравнению с исходным состоянием (0,15-0,5 мкм) и варьируется от 0,2 до 0,8 мкм. В некоторых участках структуры внутри бывших мартенситных реек наблюдается образование субзерен (рисунок 4 б), их размеры 130-300 нм.

По границам и внутри бывших мартенситных реек выделяется радиационно-индуцированная интерметаллидная фаза типа χ размером около 50 нм, имеющая переменный состав (Cr-Mo-Ni-Si-W-N) (рисунок 4 в).

Радиационно-индуцированная пористость материала оболочек наблюдалась в виде пор размером 1-3 нм (рисунки 5 а, б), концентрация пор $\sim 10^{21} \text{ м}^{-3}$. Поры локализованы преимущественно на дефектах кристаллической структуры: свободных дислокациях, дислокационных стенках, границах зерен и межфазных границах. Из рисунка 5 б видно, что крупные карбиды являются подложкой для выделения более дисперсных фаз.

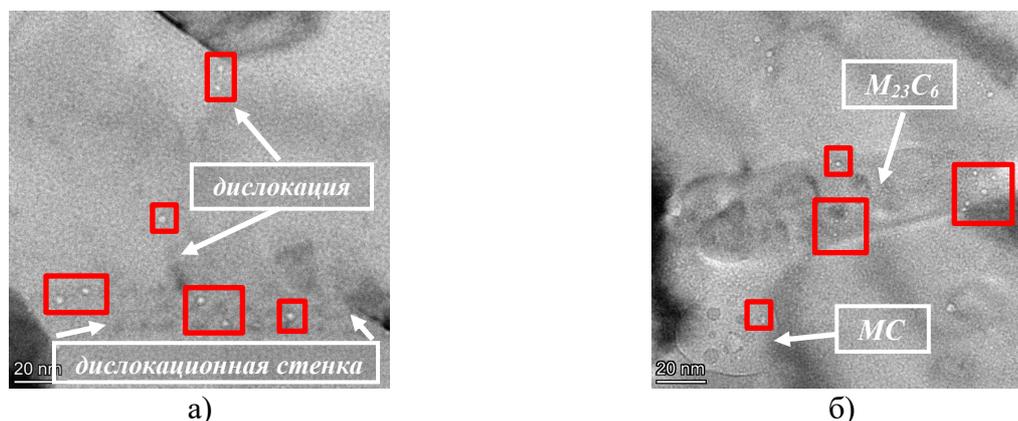


Рисунок 5 – Мелкие радиационно-индуцированные поры (выделенные области) на дислокациях (а) и межфазных границах (б) в структуре стали ЧС139 после облучения при 600 °С до повреждающей дозы ~ 130 сна, ПЭМ

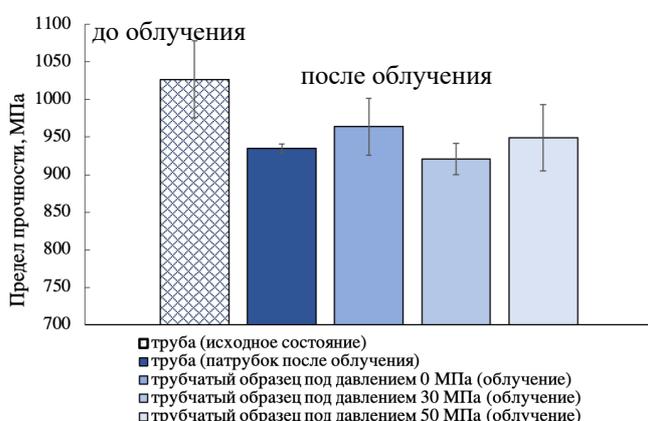


Рисунок 6 – Значения предела прочности при комнатной температуре испытания кольцевых образцов от оболочечных труб из стали ЧС139 в исходном состоянии и после облучения при 600 °С, ~ 130 сна

Значения предела прочности стали после облучения меняются незначительно по сравнению с исходным состоянием - при комнатной температуре испытания предел прочности стали снижется на 10 % по сравнению с исходным состоянием (рисунок 6).

Совокупность результатов кратковременных механических свойств, а также данных об изменении диаметра образцов под давлением (образцы сохранили исходные размерные параметры, их

рабочая часть не претерпела изменений) указывают на то, что в данных условиях облучения напряжения до 50 МПа не оказывают существенного влияния на скорость ползучести труб из стали ЧС139.

Пластичность оценена величиной относительного удлинения, отмечена тенденция к ее снижению при комнатной температуре испытаний.

В структуре стали под облучением одновременно протекают несколько взаимосвязанных процессов, обусловленных влиянием высокотемпературного облучения быстрыми нейтронами на зарождение вакансий, межузельных атомов, формирование дислокационных петель и сеток, а также на выделение радиационно-индуцированных фаз и карбидные превращения. Упрощенная результирующая схема такого комплексного влияния в технико-практическом аспекте может быть представлена двумя обобщениями, как итогами структурных преобразований:

- структурно-фазовые превращения при длительном термическом воздействии, которые вносят вклад в разупрочнение материала;
- структурно-фазовые превращения при воздействии облучения до высоких повреждающих доз, способствующие упрочнению материала.

Облучение при 600 °С до ~130 сна, принципиально и существенно воздействует на изменения дислокационной структуры и фазового состава стали. В процессе облучения происходит упрочнение материала за счет выделения радиационно-индуцированной χ -фазы размером около 50 нм, формирования дислокационных стенок и образования радиационно-индуцированных пор размером 1-3 нм.

ВЫВОДЫ

1. Установлены структурные характеристики и особенности оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 после заключительной термической обработки, включающей различную технологию закалки (технологии «VSQ» и «Атон») и последующего отпуска.

2. Показано, что структура сталей независимо от технологии заключительной термической обработки представляет собой сорбит, имеющий ориентацию бывших мартенситных реек. В пределах одного зерна наблюдается несколько мартенситных пакетов различной ориентации. В структуре стали ЭК181 содержится δ -феррит, объемная доля которого $5,0 \pm 0,5$ %, в структуре стали ЧС139 δ -феррит не зафиксирован.

Основные типы выделений в структуре обеих сталей: карбиды типа $M_{23}C_6$, имеющие дискообразную или округлую формы и выделяющиеся преимущественно по границам бывших аустенитных зерен и мартенситных реек, и дисперсные карбонитриды типа $V(C,N)$, которые равномерно распределены в структуре металла. Основными легирующими элементами в составе карбидов $M_{23}C_6$ являются Cr, Fe, W и V, для стали ЧС139 отмечено легирование Mo.

3. Установлено, что применение скоростных режимов закалки на установке «Атон» приводит к измельчению матричной структуры за счет формирования при нагреве мелкого зерна аустенита размером 12-14 мкм, при охлаждении реализация

мартенситного превращения в объеме этих зерен ограничивает размер пакетов мартенсита; скоростной режим провоцирует также повышение дисперсности карбидов типа $M_{23}C_6$ и изменения их состава при последующем отпуске. Скоростная закалка положительно влияет на образование δ -феррита в структуре стали ЭК181. В результате зерна δ -феррита обособлены друг от друга, имеют округлую форму и равномерно распределены в объеме металла, в то время как при закалке в камерной печи «VSQ» δ -феррит имеет блочную форму.

4. Установлено, что дисперсность структуры в результате скоростной закалки по технологии «Атон» и последующего отпуска позволяет повысить кратковременные и длительные механические свойства оболочечных труб из сталей ЭК181 и ЧС139 при максимальных рабочих температурах 670 и 700 °С:

- при температуре 700 °С предел прочности оболочечных труб повышается на ~20 % для стали ЭК181, и на ~30 % для стали ЧС139.

- для стали ЧС139 при температуре 670 °С и напряжениях 100 и 120 МПа длительная прочность, оцениваемая по параметру – время до разрушения, возрастает в 2 раза. Для стали ЭК181 при температуре 670 °С и напряжении 100 МПа время до разрушения возрастает в 1,5 раза.

Показано, что длительная прочность оболочечных труб из стали ЧС139 выше, чем из стали ЭК181. Максимальное время до разрушения образцов оболочечных труб было получено при режиме испытания 670 °С, 50 МПа и составило: для стали ЭК181 – 13036 ч, для стали ЧС139 – 18296 ч.

5. Проведена оценка термической стабильности оболочечных труб из сталей ЭК181 и ЧС139 в интервале температур 450-700 °С с выдержкой до 19000-22000 ч.

Установлено, что длительное термическое старение при температуре 450-550 °С не оказывает существенного влияния на преобразования тонкой структуры и карбидной фазы обеих сталей по сравнению с исходным состоянием.

Показано, что процессы разупрочнения, сопровождаемые формированием субзеренной структуры и коагуляцией карбидов типа $M_{23}C_6$, наиболее интенсивно протекают при температурах старения 650 и 700 °С и наблюдаются, начиная с выдержки 1000 ч:

- при температуре 650 °С и максимальной выдержке до 22000 ч в обеих сталях наблюдается как наличие областей с развитой субзеренной структурой, так и участки с сохранившейся речной структурой мартенситного рельефа;

- при температуре 650 °С в структуре стали ЭК181 средний размер карбидов типа $M_{23}C_6$ увеличивается в течение первых 8000 ч старения, в интервале 8000-22000 ч процессы коагуляции замедляются. Для стали ЧС139 активная коагуляция карбидов продолжается во всем интервале старения от 1000 до 22000 ч;

- при температуре 650 °С и выдержке 3000 ч в структуре стали ЧС139 зафиксированы выделения фазы Лавеса $Fe_2(Mo, W)$ размером 0,5-1 мкм. При увеличении времени выдержки до 22000 ч ее размер не изменяется. В структуре стали ЭК181 фаза Лавеса не выявлена;

- при температуре 700 °С в сталях ЭК181 и ЧС139 в течение 1000 ч старения зафиксирована максимальная скорость коагуляции карбидов типа $M_{23}C_6$; после

19000 ч старения коагуляция карбидов приводит к росту их среднего размера более, чем в 2 раза по сравнению с исходным состоянием;

- при температуре 700 °С и выдержке 1000 ч размер образовавшихся субзерен ограничивается шириной бывших мартенситных реек; в процессе выдержки до 8000 ч происходит миграция субзеренных границ, после 19000 ч отмечено появление равноосных субзерен с областями свободными от дислокаций.

6. Установлено, что характерные зависимости механических свойств от температуры и времени старения являются следствием структурных превращений, приводящих к разупрочнению исследуемых сталей при температурах испытания 650 и 700 °С.

Максимальное снижение прочностных характеристик образцов оболочечных труб наблюдается при этих температурах в интервале 1000-8000 ч. С увеличением времени выдержки до 19000-22000 ч прочностные свойства изменяются в пределах погрешности измерения. Максимальное снижение величины предела прочности после старения по сравнению с исходным состоянием составило: при 650 °С – 25-30 %; при 700 °С – 45-50 %.

7. Обоснованы и реализованы режимы термической обработки (режим промежуточного отжига, способ и режим закалки, режим отпуска) в термомодеформационных циклах изготовления опытных партий оболочечных труб четырех типоразмеров из сталей ЭК181 и ЧС139 на базе АО «МСЗ».

Показано, что технология термической обработки с применением скоростной закалки на установке «Атон» с индивидуальной обработкой каждой трубы в партии, стабильно обеспечивает равномерность структуры и свойств по всей длине трубы и от одной трубы в партии к другой. Это является одним из достоинств использования такой технологии при производстве труб.

8. Технология изготовления особотонкостенных оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 в оптимизированном структурно-фазовом состоянии обеспечивает соответствие всех изготовленных партий труб требованиям технических условий 8009.00.043ТУ (АО «МСЗ»).

9. Полученные данные по механическим свойствам оболочечных труб из сталей ЭК181, ЧС139 использованы в расчетных исследованиях по обоснованию работоспособности твэлов с оболочками из этих сталей при разработке технического проекта на твэл типа БН-1200М со СНУП топливом.

10. Трубы Ø 6,9×0,4 мм из сталей ЭК181 и ЧС139, изготовленные с применением технологии скоростной закалки на установке «Атон», использованы в качестве оболочек экспериментальных твэлов с нитридным уран-плутониевым топливом облучательного устройства ОУ-10 и облучены в реакторе БОР-60 при температурах 350-650 °С до максимального выгорания топлива 7,7 % т.а. и максимальной повреждающей дозы 34,6 сна.

11. Послерadiационные исследования образцов из стали ЧС139, облученных в составе материаловедческой сборки в активной зоне реактора БН-600 показали:

- при температурах 450-460 °С в области максимальной повреждающей дозы ~135 сна радиационное распухание стали ЧС139 не превышает 0,1 %;

- при температуре 600 °С и дозе ~130 сна наблюдается существенное изменение дислокационной структуры и фазового состава образцов от оболочечных труб. Отмечается выделение радиационно-индуцированной χ -фазы размером около 50 нм, формирование радиационно-индуцированных пор размером 1-3 нм на дислокациях, границах зерен и межфазных границах. Происходит перестройка дислокационной структуры, образование дислокационных стенок и миграция малоугловых границ с образованием новых субзерен;

- после облучения сохраняется высокий уровень прочностных характеристик материала за счет дисперсных карбонитридных фаз, образования в структуре дислокационных стенок, радиационно-индуцированных пор нанометрического размера и выделения радиационно-индуцированной χ -фазы.

Публикации в журналах:

1. Николаева Н.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М., Чурюмова Т.А., Котов П.В., Цветкова Е.В., Митрошенков А.В., Прохоренков К.В., Оптимизация технологии термической обработки оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181, ЧС139 // Вопросы атомной науки и техники. Серия Материаловедение и новые материалы. 2013. Выпуск 2(75). С. 45-58

2. Чернов В.М., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М., Николаева Н.С., Тюменцев А.Н., Полехина Н.А., Литовченко И.Ю., Астафурова Е.Г., Термическая стабильность микроструктуры 12%-ных хромистых ферритно-мартенситных сталей в процессе длительного старения при высоких температурах // Журнал технической физики. 2016. Том 86, выпуск 2. С. 53-58

3. Поролло С.И., Конобеев Ю.В., Иванов А.А., Шулепин С.В., Леонтьева-Смирнова М.В., Николаева Н.С., Распухание и радиационная ползучесть ферритно-мартенситной стали, облученной в БН-350 в широком диапазоне температуры и повреждающей дозы // Атомная энергия. 2016. Том 120, выпуск 3. С. 148-155

4. Николаева Н.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М., Влияние термического старения длительностью до 22000 часов на структурно-фазовое состояние ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 // Физика металлов и материаловедение. 2022. Том 123, № 5. С. 522-532

5. Николаева Н.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Голубничий А.А., Особенности формирования структурного состояния сварных соединений ферритно-мартенситной стали ЭП823 в термическом цикле аргонодуговой сварки // Вопросы атомной науки и техники. Серия Материаловедение и новые материалы. 2022. Выпуск 1 (112). С. 27-39

6. Николаева Н.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Панченко В.Л. Структурно-фазовое состояние ферритно-мартенситной стали ЧС139 после облучения в реакторе БН-600 // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы. 2023. Выпуск 1 (117). С. 34-43

Материалы конференций:

1. Тимохова (Николаева) Н.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М., Чурюмова Т.А., Митрошенков А.В., Прохоренков К.В., Оптимизация технологии производства оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181, ЧС139

// тезисы доклада в сборнике материалов Всероссийской научно-технической конференции «Материалы ядерной техники», 2012 г.

2. Николаева Н.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М., Исследование структуры и механических свойств оболочечных труб из ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 после различных технологий термической обработки // тезисы доклада в сборнике материалов Международной конференции для молодых ученых и специалистов «Материалы для экстремальных условий эксплуатации: разработка, получение и применение», 2014 г.

3. Николаева Н.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М., Чурюмова Т.А., Исследование влияния термического старения длительностью до 19000 часов на структурно-фазовое состояние и механические свойства ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 // тезисы доклада в сборнике материалов Всероссийской научно-технической конференции «Материалы ядерной техники», 2014 г.

4. Панченко В.Л., Леонтьева-Смирнова М.В., Никитина А.А., Николаева Н.С., Особенности структурно-фазовых превращений в ферритно-мартенситных сталях при высокотемпературном нейтронном облучении // тезисы доклада в сборнике материалов Международного уральского семинара «Радиационная физика металлов и сплавов», 2015 г.

5. Николаева Н.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Агафонов А.Н., Голубничий А.А., Особенности формирования структурного состояния сварных соединений ферритно-мартенситной стали ЭП823 в термическом цикле аргонодуговой сварки // тезисы доклада в сборнике материалов Всероссийской научно-технической конференции «Материалы ядерной техники», 2019 г.

6. Николаева Н.С., Леонтьева-Смирнова М.В., Можанов Е.М., Влияние термического старения длительностью до 22000 часов на структурно-фазовое состояние ферритно-мартенситных сталей ЭК181 и ЧС139 // тезисы доклада в сборнике материалов Молодежной научно-практической конференции «Материалы и технологии в атомной энергетике», 2021 г.