

Министерство образования и науки Российской Федерации
Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

Институт	Физико-технический
Направление подготовки	Физика конденсированного состояния вещества
Кафедра	Общей физики

МАГИСТЕРСКАЯ ДИССЕРТАЦИЯ

Тема работы
Исследование изменений структурно-фазового состояния и физико-механических характеристик аустенитной стали 12Х18Н10Т в результате реакторного облучения и термического воздействия

УДК 669.15-194.56:621.785

Студент

Группа	ФИО	Подпись	Дата
ОБМ41	Рахатова Г.М.		

Руководитель

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
начальник отдела материаловедческих испытаний ИАЭ НЯЦ РК	Коянбаев Е.Т.			

Консультанты:

По разделу «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсоснабжение»

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
доцент	Черепанова Н.В.	к.ф.н		

По разделу «Социальная ответственность»

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
профессор	Федорчук Ю.М.	д.т.н.		

Допустить к защите:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
зав. каф.	Лидер А.М.	к.ф.-м.н.		

Томск 2016 г.

**ПЛАНИРУЕМЫЕ РЕЗУЛЬТАТЫ ОБУЧЕНИЯ
ПО ОСНОВНОЙ ОБРАЗОВАТЕЛЬНОЙ ПРОГРАММЕ ВЫСШЕГО
ПРОФЕССИОНАЛЬНОГО ОБРАЗОВАНИЯ, НАПРАВЛЕНИЕ ПОДГОТОВКИ
03.04.02 ФИЗИКА/ФИЗИКА КОНДЕНСИРОВАННОГО СОСТОЯНИЯ ВЕЩЕСТВА,
КВАЛИФИКАЦИЯ – МАГИСТР**

Код результата	Результат обучения (компетенции выпускника)
<i>Общекультурные (универсальные) компетенции</i>	
P1	понимает необходимость самостоятельного обучения и повышения квалификации в течение всего периода профессиональной деятельности
P2	проявляет способность эффективно работать самостоятельно в качестве члена команды по междисциплинарной тематике, консультировать по вопросам проектирования научных исследований, а также быть готовым к педагогической деятельности
P3	умеет находить зарубежных и отечественных партнеров, владеет иностранным языком, позволяющим разрабатывать документацию, презентовать и защищать результаты инновационной деятельности.
P4	проявляет понимание используемых методов, области их применения, вопросов безопасности и здравоохранения, юридических аспектов, ответственности за профессиональную деятельность и ее влияния на окружающую среду
P5	следует кодексу профессиональной этики, ответственности и нормам научно-исследовательской деятельности
<i>Профессиональные компетенции</i>	
P6	проявляет глубокие естественнонаучные, математические профессиональные знания в проведении научных исследований в перспективных областях профессиональной деятельности.
P7	Способен применить глубокие фундаментальные знания в области физики металлов и материаловедения (термодинамики, физики фазовых переходов, физики твердого тела, физико-химических процессов), принимает участие в фундаментальных исследованиях и проектах.
P8	способен обрабатывать, анализировать и обобщать научно-техническую информацию, передовой отечественный и зарубежный опыт в профессиональной деятельности, осуществлять презентацию результатов научных исследований
P9	способен применить полученные знания для решения нечетко определенных задач, в нестандартных ситуациях, использует творческий подход для разработки новых оригинальных идей и методов исследования в области физики металлов, материаловедения и термообработки
P10	способен планировать проведение аналитических имитационных исследований по профессиональной деятельности с применением современных достижений науки и техники, передового отечественного и зарубежного опыта в области научных исследований, умеет критически оценивать полученные теоретические и экспериментальные данные и делает выводы.
P11	умеет интегрировать знания в различных и смежных областях научных исследований и решает задачи, требующие абстрактного и креативного мышления и оригинальности в разработке концептуальных аспектов проектов научных исследований.

Министерство образования и науки Российской Федерации
 Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
 высшего образования
**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
 ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

Физико-технический институт
 Направление подготовки – Физика
 Кафедра общей физики

УТВЕРЖДАЮ:
 Зав. кафедрой
 _____ Лидер А.М.
 (Подпись) (Дата) (Ф.И.О.)

ЗАДАНИЕ
на выполнение выпускной квалификационной работы

В форме:

Магистерской диссертации

(бакалаврской работы, дипломного проекта/работы, магистерской диссертации)

Студенту:

Группа	ФИО
ОБМ41	Рахатова Гулерке Максуткановна

Тема работы:

Исследование изменений структурно-фазового состояния и физико-механических характеристик аустенитной стали 12Х18Н10Т в результате реакторного облучения и термического воздействия
Утверждена приказом директора

Срок сдачи студентом выполненной работы:	10.06.2016
--	------------

ТЕХНИЧЕСКОЕ ЗАДАНИЕ:

Исходные данные к работе <i>(наименование объекта исследования или проектирования; производительность или нагрузка; режим работы (непрерывный, периодический, циклический и т. д.); вид сырья или материал изделия; требования к продукту, изделию или процессу; особые требования к особенностям функционирования (эксплуатации) объекта или изделия в плане безопасности эксплуатации, влияния на окружающую среду, энергозатратам; экономический анализ и т. д.).</i>	образцы грани чехла ОТВС ЦЦ-19 РУ БН-350 получившие повреждающие дозы от 45,5 до 55,5 сна
---	--

Перечень подлежащих исследованию, проектированию и разработке вопросов <i>(аналитический обзор по литературным источникам с целью выяснения достижений мировой науки техники в рассматриваемой области; постановка задачи исследования, проектирования, конструирования; содержание процедуры исследования, проектирования, конструирования; обсуждение результатов выполненной работы; наименование дополнительных разделов, подлежащих разработке; заключение по работе).</i>	Анализ литературных источников; экспериментальное исследование свойств полученных структур; раздел «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение»; раздел «Социальная ответственность»
Консультанты по разделам выпускной квалификационной работы <i>(с указанием разделов)</i>	
Раздел	Консультант
Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение	Черепанова Наталья Владимировна
Социальная ответственность	Федорчук Юрий Митрофанович
Приложение А	Ермакова Янина Викторовна
Названия разделов, которые должны быть написаны на русском и иностранном языках:	
Обзор литературы	

Дата выдачи задания на выполнение выпускной квалификационной работы по линейному графику	
--	--

Задание выдал руководитель:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
начальник отдела материаловедческих испытаний ИАЭ НЯЦ РК	Коянбаев Е.Т.			

Задание принял к исполнению студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
ОБМ41	Рахатова Гулерке Максуткановна		

**ЗАДАНИЕ ДЛЯ РАЗДЕЛА
«ФИНАНСОВЫЙ МЕНЕДЖМЕНТ, РЕСУРСОЭФФЕКТИВНОСТЬ И
РЕСУРСОСБЕРЕЖЕНИЕ»**

Студенту:

Группа	ФИО
ОБМ41	Рахатова Гулерке Максуткановна

Институт	Физико-технический	Кафедра	Общей физики
Уровень образования	Магистратура	Направление/специальность	Физика конденсированного состояния вещества

Исходные данные к разделу «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение»:

1. <i>Стоимость ресурсов научного исследования (НИ): материально-технических, энергетических, финансовых, информационных и человеческих</i>	1. <i>Стоимость материалов.</i> 2. <i>Зарботная плата руководителя проекта.</i> 3. <i>Зарботная плата исполнителей проекта.</i>
2. <i>Нормы и нормативы расходования ресурсов</i>	1. <i>Нормы рабочего времени, выполнения проекта</i>
3. <i>Используемая система налогообложения, ставки налогов, отчислений, дисконтирования и кредитования</i>	1. <i>Ставка налога отчисления во внебюджетные фонды.</i> 2. <i>Процент дополнительной заработной платы.</i>

Перечень вопросов, подлежащих исследованию, проектированию и разработке:

1. <i>Оценка коммерческого потенциала, перспективности и альтернатив проведения НИ с позиции ресурсоэффективности и ресурсосбережения</i>	1. <i>Оценка конкурентоспособности проекта</i> 2. <i>Планирование работ в течении осуществления проекта.</i>
2. <i>Планирование и формирование бюджета научных исследований</i>	1. <i>Планирование и расчет бюджета научной-исследовательской работы.</i>
3. <i>Определение ресурсной (ресурсосберегающей), финансовой, бюджетной, социальной и экономической эффективности исследования</i>	1. <i>Определение эффективности и перспектив научного исследования.</i>

Перечень графического материала (с точным указанием обязательных чертежей):

1. <i>График проведения и бюджет НИ</i>
2. <i>Оценка ресурсной, финансовой и экономической эффективности НИ</i>

Дата выдачи задания для раздела по линейному графику	
---	--

Задание выдал консультант:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Доцент	Черепанова Н.В.	Канд.фил.наук		

Задание принял к исполнению студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
ОБМ41	Рахатова Г.М.		

ЗАДАНИЕ ДЛЯ РАЗДЕЛА «СОЦИАЛЬНАЯ ОТВЕТСТВЕННОСТЬ»

Студенту:

Группа	ФИО
ОБМ41	Рахатова Г.М.

Институт	Физико-технический	Кафедра	Общей физики
Уровень образования	Магистратура	Направление/специальность	Физика конденсированного состояния вещества

Исходные данные к разделу «Социальная ответственность»:

1. Описание рабочего места (рабочей зоны, технологического процесса, механического оборудования) на предмет возникновения: – вредных проявлений факторов производственной среды (метеоусловия, вредные вещества, освещение, шумы, вибрации, электромагнитные поля, ионизирующие излучения) – опасных проявлений факторов производственной среды (механической природы, термического характера, электрической, пожарной и взрывной природы) – негативного воздействия на окружающую природную среду (атмосферу, гидросферу, литосферу) – чрезвычайных ситуаций (техногенного, стихийного, экологического и социального характера)	– Рабочее место находится на кафедре общей физики НИИ ТПУ в учебном корпусе № 3. – Вредные факторы: – -электромагнитное излучение – - микроклимат – - освещенность – Опасные факторы: – электрический ток
2. Знакомство и отбор законодательных и нормативных документов по теме:	– Исследование изменений структурно-фазового состояния и физико-механических характеристик аустенитной стали 12X18H10T в результате реакторного облучения и термического воздействия

Перечень вопросов, подлежащих исследованию, проектированию и разработке:

1. Анализ выявленных вредных факторов проектируемой производственной среды в следующей последовательности: – физико-химическая природа вредности, её связь с разрабатываемой темой; – действие фактора на организм человека; – приведение допустимых норм с необходимой размерностью (со ссылкой на соответствующий нормативно-технический документ); – предлагаемые средства защиты (сначала коллективной защиты, затем – индивидуальные защитные средства)	Обоснование выявленных вредных факторов проектируемой производственной среды в следующей последовательности: - электромагнитное излучение - приведение допустимых норм с необходимой размерностью (со ссылкой на соответствующий нормативно-технический документ); - предлагаемые средства защиты (сначала коллективной защиты, затем – индивидуальные защитные средства)
2. Анализ выявленных опасных факторов проектируемой произведённой среды в следующей последовательности – механические опасности (источники, средства защиты); – термические опасности (источники, средства защиты); – электробезопасность (в т.ч. статическое электричество, молниезащита – источники, средства защиты); – пожаровзрывобезопасность (причины, профилактические мероприятия, первичные средства пожаротушения)	Обоснование выявленных опасных факторов проектируемой произведённой среды в следующей последовательности: - электрический ток - возможность возникновения пожара - Определение степени опасности (обоснование) СКЗ, СИЗ

3. Охрана окружающей среды: – защита селитебной зоны – анализ воздействия объекта на атмосферу (выбросы); – анализ воздействия объекта на гидросферу (сбросы); – анализ воздействия объекта на литосферу (отходы); – разработать решения по обеспечению экологической безопасности со ссылками на НТД по охране окружающей среды.	- Наличие отходов - Разработать решения по утилизации
4. Защита в чрезвычайных ситуациях: – перечень возможных ЧС на объекте; – выбор наиболее типичной ЧС; – разработка превентивных мер по предупреждению ЧС; – разработка мер по повышению устойчивости объекта к данной ЧС; – разработка действий в результате возникшей ЧС и мер по ликвидации её последствий	– Сильные морозы – Диверсия – Разработать профилактические меры по устойчивой работе производства
5. Правовые и организационные вопросы обеспечения безопасности: – специальные (характерные для проектируемой рабочей зоны) правовые нормы трудового законодательства; – организационные мероприятия при компоновке рабочей зоны	– Привести перечень ГОСТ СНиПов использованных в работе
Перечень графического материала:	
При необходимости представить эскизные графические материалы к расчётному заданию (обязательно для специалистов и магистров)	1. План эвакуации 2. План размещения светильников

Дата выдачи задания для раздела по линейному графику	
---	--

Задание выдал консультант:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
профессор	Федорчук Ю.М.	Д.Т.Н.		

Задание принял к исполнению студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
ОБМ41	Рахатова Гулерке Максуткановна		

Министерство образования и науки Российской Федерации

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования

**«НАЦИОНАЛЬНЫЙ ИССЛЕДОВАТЕЛЬСКИЙ
ТОМСКИЙ ПОЛИТЕХНИЧЕСКИЙ УНИВЕРСИТЕТ»**

Институт Физико-технический

Направление подготовки (специальность) Физика

Уровень образования Магистратура

Кафедра Общей физики

Период выполнения _____ (осенний / весенний семестр 2015/2016 учебного года)

Форма представления работы:

Магистерская диссертация

(бакалаврская работа, дипломный проект/работа, магистерская диссертация)

**КАЛЕНДАРНЫЙ РЕЙТИНГ-ПЛАН
выполнения выпускной квалификационной работы**

Срок сдачи студентом выполненной работы:	11.06.2015
--	------------

Дата контроля	Название раздела (модуля) / вид работы (исследования)	Максимальный балл раздела (модуля)
06.04.16	Обзор литературы	30
08.05.16	Расчеты и аналитика	30
22.05.16	Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение	15
02.06.16	Социальная ответственность	10
03.06.16	Приложение на иностранном языке	15

Составил преподаватель:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
начальник отдела материаловедческих испытаний ИАЭ НЯЦ РК	Коянбаев Е.Т.			

СОГЛАСОВАНО:

Зав. кафедрой	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
ОФ	Лидер Андрей Маркович	к.ф.-м. н.		

Реферат

В работе всего 151 страница, 14 таблиц, 44 рисунок, 77 использованных источника.

Ключевые слова: реактор БН-350, аустенитная сталь, сухое хранение, отработавшая тепловыделяющая сборка (ОТВС), нейтронное облучение, радиационно-индуцированные дефекты, изотермический отжиг, материаловедческие исследования, оптическая металлография, растровая электронная микроскопия (РЭМ), микротвердость, прочностные характеристики

Объект исследований – образцы грани чехла ОТВС ЦЦ-19 РУ БН-350 получившие повреждающие дозы от 45,5 до 55,5 сна.

Основная цель – определение закономерностей изменения структурно-фазового состояния, коррозионной стойкости и прочностных характеристик аустенитной нержавеющей стали типа 12X18Н10Т в результате реакторного облучения и последующего изотермического воздействия

Методы исследований – аналитический обзор зарубежной и отечественной научно-технической, патентной информации; изотермический отжиг при температурах 300, 400 и 550 °С; комплексные материаловедческие исследования состоящие из металлографических, электронно-микроскопических исследований и физико-механических испытаний.

Результаты работ – проведен литературный обзор по выбранной теме исследования. Определены методы испытания и последующих материаловедческих исследований. Проведена характеристика исходного состояния облученных образцов грани чехла ОТВС ЦЦ-19. Проведен сравнительный анализ результатов исследования образцов после длительного изотермического отжига. В результате выполнения работы обнаружен положительный эффект снижения риска разрушения материала ОТВС возникающий за счет отжига в процессе хранения, что необходимо учитывать при построении прогноза состояния материала на финальной стадии сухого хранения.

Область применения – Полученные результаты будут использованы при продлении срока службы энергетических реакторов на быстрых нейтронах и обосновании безопасности длительного сухого хранения ОТВС.

Определения

В данной работе использованы термины, имеющие следующие определения:

Поликристаллы – кристаллические решетки в отдельных зернах ориентированы относительно друг друга случайным образом, разделенные границами зерен.

Аустенит – структурная составляющая углеродистых и легированных сталей и чугунов, возникающая при термической обработке сплавов в соответствии с диаграммой состояния железо-углерод, в углеродистых сталях в равновесном состоянии аустенит существует только при высоких температурах, начиная с 723°C . Характеризуется ГЦК структурой.

Старение – термическая обработка, при которой главным процессом является распад пересыщенного твердого раствора. В результате старения происходит изменение свойств закаленных сплавов. В отличие от отпуска, после старения увеличиваются прочность и твердость, и уменьшается пластичность.

Критические скалывающие напряжения – напряжения, действующие в системе скольжения с максимальным фактором Шмида, $\tau_{кр} = m\sigma$, где m – факторы Шмида для полной дислокации.

Дислокация – в кристаллах, линейный дефект кристаллической решетки, представляющий собой нарушение правильного чередования атомных плоскостей. Виды дислокаций: краевые, винтовые и смешанные.

ОБОЗНАЧЕНИЯ И СОКРАЩЕНИЯ

В работе использованы следующие обозначения и сокращения:

АЗ	– активная зона;
БН	– энергетический реактор на быстрых нейтронах с натриевым теплоносителем;
БОР	- многоцелевой научно-исследовательский реактор на быстрых нейтронах;
ВВЭР	- водо-водяной энергетический реактор;
ГПУ	- гексагональная плотноупакованная решетка;
ГЦК	- гранецентрированная кубическая решетка;
ИУС	- информационно-управляющая система;
ОТВС	– отработавшая тепловыделяющая сборка;
ОЦК	- объёмно-центрированная кубическая решетка;
ПИД	– пропорционально – интегрально – дифференциальный;
РУ	– реакторная установка;
РЭМ	– растровый электронный микроскоп;
ТВС	– тепловыделяющая сборка;
ТВЭЛ	- тепловыделяющий элемент;
ЦАЗ	– центр активной зоны;
ЭЗ	- электрод-зажим;
ЭИ	- электрод-инструмент;
ЭЭО	– электроэрозионная обработка.

Оглавление

Введение_____	15
1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР_____	20
1.1 Аустенитные стали. _____	20
1.2 Радиационные явления в облученных аустенитных сталях_____	22
1.3 Радиационное упрочнение и охрупчивание аустенитных сталей _____	24
1.4 Коррозия облученной аустенитной стали_____	33
2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ И ИСПЫТАНИЯ _____	38
2.1 Пробоподготовка _____	39
2.1.1 Вырезка образцов _____	39
2.1.2 Подготовка поверхностей образцов _____	46
2.2 Микроструктурные исследования _____	48
2.2.1 Метод оптической микроскопии _____	48
2.2.1 Метод растровой электронной микроскопии_____	51
2.2.2. Рентгеноспектральный микроанализ_____	54
2.3 Определение физико - механических свойств. _____	58
2.3.1 Определение микротвердости _____	58
2.3.2 Определение плотности _____	60
2.3.3 Определение прочностных характеристик _____	62
2.5 Методика термического старения _____	66
3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ_____	71
3.1 Объект и методы исследования_____	71
3.2 Исследование структурно-фазового состояния и физико-механических характеристик образцов после реакторного облучения_____	73
3.3 Результаты длительного отжига _____	80
3.4 Исследование структурно-фазового состояния и физико-механических характеристик облученных образцов после длительного отжига _____	82
4 Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение____	90
Введение____	90
	13

4.2	Планирование научно-исследовательских работ _____	90
4.3	Бюджет научного исследования _____	93
5	Социальная ответственность _____	98
	Введение _____	98
5.1	Анализ опасных и вредных производственных факторов _____	98
5.2	Обоснование и разработка мероприятий по снижению уровней опасного и вредного воздействия и устранению их влияния на работающих _____	100
5.2.1	Требования к ПЭВМ и организация работы организационные мероприятия _____	100
5.2.2	Условия безопасной работы _____	102
5.2.2.1	Производственный шум _____	102
5.2.2.2	Микроклимат _____	103
5.2.3	Расчет искусственной освещенности _____	104
5.3	Анализ выявленных опасных факторов проектируемой производственной среды _____	107
5.3.1	Электробезопасность _____	107
5.3.2	Пожаровзрывобезопасность _____	108
5.4	Охрана окружающей среды _____	111
5.5	Защита в чрезвычайных ситуациях _____	111
5.6	Правовые вопросы обеспечения безопасности _____	113
	Заключение _____	115
	Список использованных источников _____	117
	Приложение А _____	126

Введение

Известно, что большинство ядерных реакторов в мире эксплуатируются уже более 30 лет. Продолжение безопасной эксплуатации зависит, среди прочего, от надежности основных узлов реактора: силового корпуса, технологических каналов активной зоны и др. Поведение конструкционных материалов эксплуатируемых и проектируемых ядерных реакторов определяет, в значительной степени, безопасную работу атомных станций. Как правило, достижение высоких выгораний топлива ограничивается радиационной стойкостью материалов оболочек и чехлов тепловыделяющих сборок (ТВС), а срок безопасного длительного хранения ядерного топлива дополнительно лимитируется коррозионной стойкостью данных барьерных материалов ТВС.

Роль конструкционных материалов состоит не только в обеспечении их целостности и прочности на весь период эксплуатации тепловыделяющих сборок, но и в удержании внутри твэла продуктов деления топлива во время длительно «мокрого» или «сухого» хранения отработавших ТВС (ОТВС). По существу, радиационная и коррозионная стойкость конструкционных материалов являются основными в решении ключевых вопросов безопасности реакторной установки.

В соответствии с Постановлением Правительства Республики Казахстан №456 от 22 апреля 1999 года РУ БН-350 должна быть приведена в состояние безопасного хранения на срок 50 лет с последующим демонтажем и захоронением. В настоящее время топливные сборки упакованы в чехлы, изготовленные по технологии ANL (США), и размещены на длительное контейнерное, сухое хранение на площадке КИР «Байкал-1». Технология сухого хранения сборок в среде аргона допускает наличие влажности, не превышающей 10 %. Проектная вероятность повреждения топливных сборок при сухом хранении в течение 50 лет варьируется в диапазоне от 3 % до 50 % в зависимости от степени коррозии. Беспокойство вызывает тот факт, что, по различным оценкам, в результате травления внутренней поверхности оболочек твэлов их

толщина может уменьшаться на 10-40 % в процессе их эксплуатации в реакторе. Коррозия оболочек ТВЭЛов при сухом хранении может привести к уменьшению их механической прочности и, в конечном счете, к их разрушению.

Учитывая, что контроль или возможность измерения температуры, давления или состояния топливных сборок при хранении не предусмотрены, единственным инструментом для оценки состояния топливных сборок остается проведение модельных исследований с облученными материалами, и экстраполяция экспериментальных данных на последующие условия хранения ТВС. Использование материалов натуральных топливных сборок реактора БН-350, получивших различные повреждающие дозы, обеспечат востребованность и конкурентоспособность исследований.

В связи с вышесказанным поставленная цель данной работы: определение закономерностей изменения структурно-фазового состояния, коррозионной стойкости и прочностных характеристик аустенитной нержавеющей стали типа 12X18Н10Т в результате реакторного облучения и последующего изотермического воздействия, является, несомненно, важной и востребованной.

Для достижения поставленной цели решаются следующие задачи:

- проведение литературного обзора по теме исследования;
- выбор методик исследования и испытания образцов материалов;
- получение экспериментальных данных по степени изменения структуры, прочностных характеристик и коррозионной стойкости конструкционных материалов ОТВС РУ БН-350 в зависимости от полученной дозы реакторного облучения;
- получение экспериментальных данных по степени изменения структуры, прочностных характеристик и коррозионной стойкости конструкционных материалов ОТВС РУ БН-350 в зависимости от температуры испытания в среде аргона;
- анализ экспериментальных результатов.

Как правило в современных, новых проектах атомных энергетических станций процедура декомиссии (снятия с эксплуатации) реакторной установки является частью основного проекта. В большинстве ныне действующих реакторов существует потребность в создании такой процедуры окончательной фазы эксплуатации реактора. Ко всему прочему, принимая во внимание, что за быстрыми энергетическими реакторами есть большое будущее, работы и сам опыт в области обращения с отработавшими топливными сборками (ОТВС) является архиважной и значимой задачей.

Учитывая современную мировую практику, исследования структурно-фазового состояния и физико-механических характеристик материала ОТВС необходимы для организации их длительного и безопасного хранения, что особенно актуально в настоящее время, т.к. проблемы обращения с отработавшими в реакторе материалами является очень важными в процессе декомиссии атомных электростанций.

Цель работы:

Установление закономерностей изменения структуры и физико-механических свойств стали 12X18H10T в результате длительных термических и механо-термических воздействий в штатных и аварийных режимах длительного сухого хранения.

Для решения поставленной цели, сформулированы следующие задачи для исследования:

1. Определить степень изменения структуры и физико-механических свойств стали 12X18H10T в результате нейтронного облучения в интервале повреждающих доз 45,5 до 55,5 сна.;

2. Установить закономерности изменения структуры и физико-механических свойств облученной аустенитной стали в зависимости от температуры и длительности термического воздействия в штатных и аварийных режимах длительного сухого хранения;

3. Установить закономерности изменения структуры и физико-механических свойств облученной аустенитной стали в зависимости в условиях синергического воздействия повышенной температуры и механической нагрузки.

Объект исследования: образцы грани чехла ОТВС ЦЦ-19 РУ БН-350 получившие повреждающие дозы от 45,5 до 55,5 сна.

Предмет исследования: термические и механо-термические воздействия на образцы грани чехла ОТВС ЦЦ-19 РУ БН-350 получившие повреждающие дозы от 45,5 до 55,5 сна.

Научная новизна работы состоит в том, что будут получены уникальные данные по степени изменения структурно-фазового состояния, физико-механических характеристик и коррозионной стойкости конструкционных материалов ОТВС РУ БН-350 в зависимости от полученной дозы реакторного облучения и последующего термического старения.

Практическая значимость результатов ВКР: Полученные результаты будут использованы при продлении срока службы энергетических реакторов на быстрых нейтронах и обосновании безопасности длительного сухого хранения ОТВС.

Положение выносимое на защиту:

1. Методики испытаний, моделирующих условия штатного и аварийного режимов хранения ОТВС РУ БН-350 и установки для их реализации;

2. Закономерности изменения структуры и физико-механических свойств стали 12X18H10T от полученной дозы реакторного облучения;

3. Закономерности изменения структуры и физико-механических свойств облученной аустенитной стали в зависимости от температуры и длительности термического воздействия в штатных и аварийных режимах длительного сухого хранения;

4.Закономерности изменения структуры и физико-механических свойств облученной аустенитной стали в условиях синергического воздействия повышенной температуры и механической нагрузки..

1. ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Аустенитные стали.

На сегодняшний день нержавеющие стали имеют широкое потребление в разных отраслях промышленности, в том числе применяются в качестве конструкционных материалов для крупных реакторов мира [1, 2].

Аустенитные нержавеющие стали имеют широкое применение благодаря высоким антикоррозионным свойствам и отличным технологическим и механическим свойствам. В целом все аустенитные стали имеют ряд общих свойств – высокая жаропрочность и окислостойкость, большая пластичность и хорошая свариваемость, высокий коэффициент линейного расширения [3]. Все эти качества данного материала делают аустенитные нержавеющие стали востребованными в широком спектре промышленности.

По методу изготовления стали аустенитного типа можно разделить на две группы [4]:

- не упрочняемые методом термической обработкой, т.е. не склонные к дисперсионному твердению;
- упрочняемые методом термической обработки и применяемые после закалки и отпуска. Упрочнение создается благодаря выделению карбидных, карбонитридных или интерметаллидных фаз.

В сравнении с характеристиками хромистых сталей высоколегированные стали на основе аустенита обладают рядом превосходящих свойств: жаропрочность, кислотостойкость, холодостойкость и высокая прочность. Это связано с наличием аустенитной основы и свойствами низкоуглеродистого никелевого мартенсита [5]. Для аустенита характерно полиэдрическое строение с явно выраженными двойниками (рисунок 1).

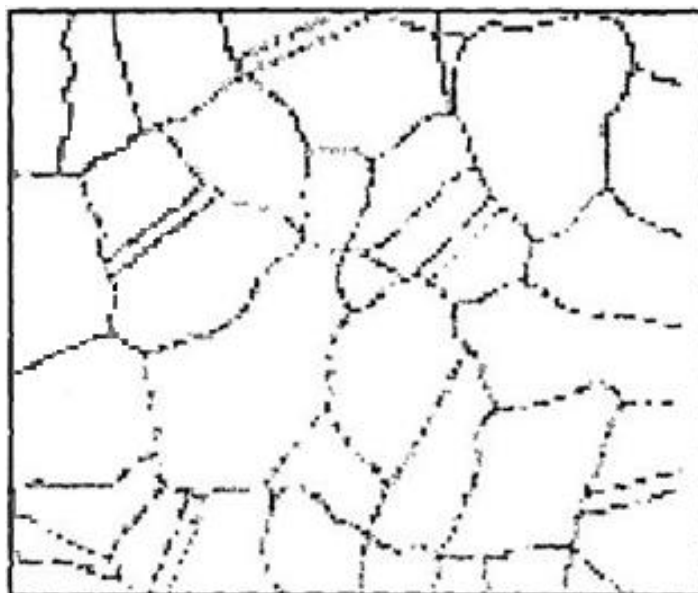


Рисунок 1 – Структура аустенита

Особенности аустенитной основы сталей связаны с двумя определяющими обстоятельствами: кристаллическим строением (ГЦК-решеткой) и высокой степенью легирования (сумма легирующих элементов $>30\%$). Наличие ГЦК-решетки обеспечивает высокую пластичность и ударную вязкость материала. Аустенит немагнитен, плотность его больше чем других структурных составляющих стали.

Известно, что жаропрочные металлические материалы метастабильны, так как в процессе термического и деформационного старения они претерпевают распад твердых растворов с образованием вторичных карбидных и интерметаллидных фаз [6].

Протекание пластической деформации в работе [7] описывается следующим образом. Равномерность распада твердых растворов приводит к созданию в матрице относительно правильного чередования частиц карбидов и интерметаллидов, т.е. к образованию микрорешеток из этих фаз. При таком распаде твердый раствор в процессе температурно-временных или температурно-скоростных циклов под нагрузкой все время остается относительно изотропным, тем самым обеспечивая протекание пластической деформации (рисунок 2).

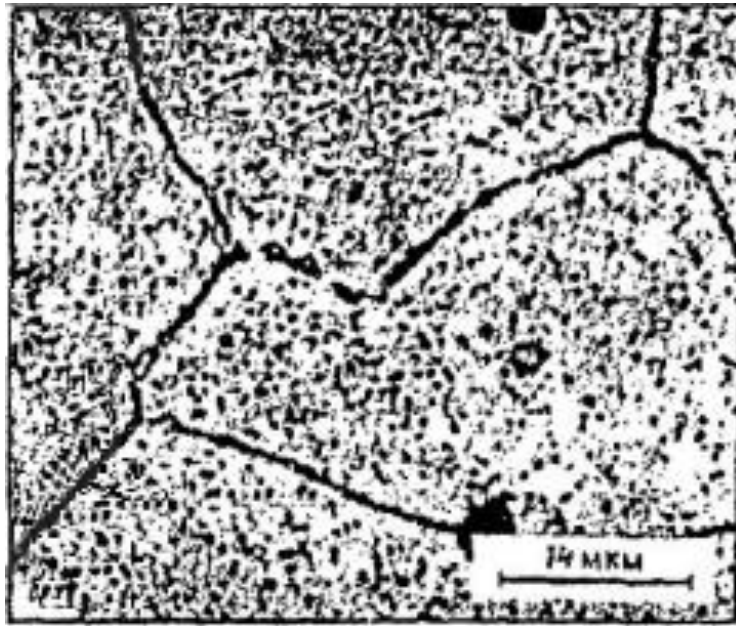


Рисунок 2 – Образование вторичных фаз на границах и внутри зерна аустенита

Снижению повреждаемости материала способствуют равновесное распределение первичных фаз, высокая однородность и плотность зарождения вторичных фаз. Другим важным субструктурным фактором, определяющим сопротивляемость зарождению и развитию трещин, является объемная дилатация на границе раздела формирующаяся фаза – матрица, предопределяющая появление упругоискаженных (растянутых и сжатых) областей в матрице, глубину их распространения и уровень напряжений.

1.2 Радиационные явления в облученных аустенитных сталях

Опыт в результате эксплуатации исследовательских и промышленных реакторов на быстрых нейтронах в России (БР-10, БОР-60, БН-600), Казахстане (БН-350), в США (EBR-II, FFTF, HFIR), Франции (Рапсодия, Феникс и Суперфеникс) и Японии показал наличие существенных трудностей, связанных с ограниченной некоторыми радиационными явлениями работоспособностью элементов активных зон [8-10]. Эти сложности в свою очередь уменьшали

выгорание топлива и влияли на экономические показатели атомных станций при производстве электроэнергии и тепла.

Позднее, в конце 90-х годов, в связи с необходимостью продления назначенного срока службы реакторов ВВЭР в России и реакторов PWR в странах Японии, Европы и Америки появилось большое количество научно-исследовательских программ. Данные программы были направлены на изучение радиационных явлений в аустенитных сталях при условиях облучения близких к условиям эксплуатации внутрикорпусных устройств энергетических реакторов [11, 12]. Эти радиационные явления оказались примерно теми же, что наблюдались и при изучении элементов активных зон реакторов на быстрых нейтронах, только интервал температур облучения для внутрикорпусных устройств более узкий и охватывает более низкие температуры от 280 до 460 °С.

Особенностью элементов внутрикорпусных устройств является то, что в процессе эксплуатации они накапливают весьма значительную нейтронную повреждающую дозу и имеют достаточно высокий уровень температур в массиве выгородки, обусловленный поглощением γ -квантов и нейтронов, при котором могут происходить значительные объемные изменения аустенитной стали вследствие радиационного распухания.

Известен ряд радиационных явлений, ограничивающих радиационную стойкость аустенитных нержавеющей сталей, из которых выполнены оболочки твэлов и чехлы ТВС реакторов на быстрых нейтронах и внутрикорпусные устройства энергетических реакторов [13]. Во-первых, это явления, которые ранее не встречались при эксплуатации в отсутствие нейтронного облучения: радиационное распухание и радиационная ползучесть, приводящие к нарушению размерной стабильности элементов активных зон и экранов реакторов на быстрых нейтронах. Во-вторых, это явления низко- и высокотемпературного охрупчивания, вызывающие недопустимую потерю пластичности материалов конструкции.

Ресурс изделий из аустенитных сталей при облучении зависит от различных радиационных явлений. Изменение размеров изделий, в результате радиационного распухания и радиационной ползучести, упрочнение и охрупчивание, формирование своеобразной микроструктуры, появление и развитие радиационно-индуцированных сегрегации - эти радиационные явления существуют во взаимосвязи. Для изучения взаимосвязи радиационных явлений необходимо рассматривать микроструктурные изменения в сталях. Они как раз и определяют все основные изменения свойств в материалах в процессе облучения.

1.3 Радиационное упрочнение и охрупчивание аустенитных сталей

Одним из явлений, ограничивающих радиационную стойкость аустенитных сталей при облучении нейтронами в различных реакторах, является радиационное охрупчивание. В зависимости от температуры облучения в конце 70-х начале 80-х годов 20-го века выделяли низкотемпературное радиационное и высокотемпературное радиационное охрупчивание [14]. По результатам работ можно сделать вывод, что упрочнение сталей при нейтронном облучением приводит к охрупчиванию материала. В работах [15, 16] рассмотрен этот вопрос. Рассматриваемая аустенитная сталь AISI304 была облучена в отожженном состоянии при температуре 370 °С в реакторе. Прочностные характеристики резко возрастали на начальной стадии облучения, достигая насыщения при флюенсе нейтронов с энергией $E > 0,1$ МэВ около $3 \cdot 10^{26}$ м⁻². Упрочнение составляло около 500 МПа, отношение предела текучести к пределу прочности увеличивалось с ростом флюенса нейтронов от 0,5 в исходном состоянии до почти 1,0 при флюенсах, соответствующих уровню насыщения прочностных характеристик.

Для разных отожженных сталей таких марок, как М316, AISI304, AISI316, были также получены схожие результаты большинством зарубежных исследователей при различных условиях облучения в интервале температур от

300 до 430 °С [17-20]). Практически все полученные результаты имели отношение к реакторам с жидкометаллическим теплоносителем на быстрых нейтронах. Поток нейтронов в этих экспериментах также менялся незначительно.

Подобные результаты были получены и российскими исследователями для сталей аустенитного класса, в частности, стали X16H15M3Б, облученной в реакторах МИР и СМ-2 при температуре около 300 °С до небольших флюенсов нейтронов $(0,2-0,91) \cdot 10^{26} \text{ м}^{-2} \text{ с } E > 0,1 \text{ МэВ}$ и реакторе БОР-60 при температурах 330-350 °С до максимального флюенса нейтронов $13 \cdot 10^{26} \text{ м}^{-2}$ [21-23]. В этих работах впервые было получено качественное подтверждение факта влияния скорости набора дозы на характеристики механических свойств стали 0X16H15M3Б при облучении сопоставимыми флюенсами нейтронов в различных рядах реактора БОР-60. Построенные дозные зависимости характеристик механических свойств хорошо совпадали с данными иностранных авторов, но также были обнаружены и некоторые особенности поведения механических свойств, связанных с облучением образцов сталей в более мягком нейтронном спектре реакторов с водяным теплоносителем. Так, например упрочнение аустенитных сталей в таких реакторах при низких температурах облучения наступало быстрее, чем в реакторе БОР-60 и уровень насыщения прочностных характеристик был более высоким [24, 25].

Хорошо известно, что поведение материала под облучением во многом зависит от его микроструктуры, от выделяющихся в нем фаз. В связи с этим в разных странах усилия ученых были направлены на теоретические и экспериментальные исследования процессов формирования фаз при старении и облучении [26, 27]. В результате чего были установлены следующие радиационно-индуцированные явления в той или иной степени, влияющие на процессы фазовыделения:

- ускоренная диффузия;

- образование выделений на кластерах точечных дефектов или на дислокационных петлях;
- сегрегации, происходящие в результате объединения потоков точечных дефектов и растворенных примесей;
- радиационно-индуцированное упорядочение или разупорядочение;
- стабилизация и дестабилизация (растворение) фаз потоком вакансий;
- растворение фаз каскадами.

Эти явления изменяют тот набор фаз, который регистрируют при облучении в отличие от старения сталей и сплавов. При этом меняются:

- распределение фаз по размерам и их концентрация;
- относительные пропорции между фазами;
- характеристики процесса фазовыделения и характеристики областей существования фаз в диаграммах состояния в результате появления сегрегации и изменения свободной энергии образующейся фазы.

Таким образом, при облучении в сталях имеется набор фаз, отличающийся от набора фаз при старении сталей и сплавов.

Во-первых, были обнаружены γ - и G-фазы, не встречающиеся при старении сталей, которые называли радиационно-индуцированными.

Во-вторых, было обнаружено, что выделение многих фаз проходит очень медленно при температурах старения ниже 650 °С и поэтому требуется длительное время для их выделения. При облучении эти превращения происходят гораздо быстрее вследствие радиационно-стимулированной диффузии дефектов. Такие фазы называли радиационно-стимулированными.

В-третьих, обнаружили, что фазы, развивающиеся при старении, часто наблюдались и при облучении, но со значительно измененным составом. Большинство наблюдаемых изменений в составе фаз включало в себя изменения доли никеля и кремния. Такие фазы называют радиационно-модифицированными.

Различные механизмы характеризующие выделение частиц вторых фаз и вакансионных пор рассмотрены в работах [28, 29].

При прямой механизме описывается образование и рост пор, физически связанных с частицами. Он описывает следующие характерные черты:

- захват атомов газа поверхностью раздела матрица-частица;
- взаимодействие между точечными дефектами и поверхностью раздела матрица-частица;
- развитие пор на поверхности частиц.

Также существуют второстепенные механизмы, которые описывают изменение силы стоков, отличных от собственно пор, и включают:

- увеличение общей плотности стоков благодаря появлению частиц вторых фаз;
- образование сегрегации или зарождение частиц вторых фаз на дислокациях, для которых изменяется эффективность захвата точечных дефектов (фактор предпочтения);
- собственные факторы предпочтения отдельных образующихся фаз для вакансий и межузельных атомов.

И третий, косвенный механизм, который описывает процессы изменения химического состава матрицы и соответственно диффузионную подвижность точечных дефектов.

Брагер предположил [30], что выделяющиеся вторичные фазы влияют на распухание в основном по косвенному механизму. Основная роль фаз – γ' , G, η , Лавеса сводится к выводу из твердого раствора элементов, активно изменяющих стойкость сплава или стали к распуханию. Следствием этой гипотезы является факт увеличения распухания с увеличением объемной доли выпавших фаз, т.е. прямая пропорция между объемными долями пор и фаз. Величина распухания в этом случае - мера распада твердого раствора аустенита под облучением и одновременно составляющая смеси фаз, появляющихся под облучением.

К близкому выводу пришли и авторы работы [31], предложившие следующую гипотезу: «Большая термодинамическая стабильность сплава без облучения (меньшая объемная доля выделившихся фаз) приводит к повышенной стабильности сплава под облучением и к более высокой стойкости сплава к распуханию соответственно».

Исследования микроструктуры стали типа X18H10T в аустенизированном состоянии на образцах, вырезанных из различных шестигранных чехлов тепловыделяющих и экранных сборок а так же других изделий из этой стали, облученных при температурах 285-320 °С и повреждающих дозах до 15 сна в реакторах БН-350, БН-600, ВВЭР-1000 приведены в работах [32, 33] В результате облучения в материале образовались радиационные дефекты в виде дислокационных петель, дислокаций и пор. Длительное нейтронное облучение, кроме того, привело к выделению избыточных фаз, как по границам, так и внутри зерен. Пory были обнаружены только в образцах при температурах облучения около 310 °С. В одном из образцов авторы наблюдали развитую пористость: средний диаметр пор около 4,1 нм, их концентрация - $6,7 \cdot 10^{15} \text{ см}^{-3}$, а объемная доля (распухание) - 0,013 %. В этих исследованиях впервые были обнаружены поры при низких средних температурах облучения (около 310 °С) в стали 06X18H10T.

При низких температурах облучения в аустенитных нержавеющей сталях формируется своеобразная микроструктура, которая по некоторым параметрам близка к микроструктуре предварительно деформированных сталей. Это и стало одной из решающих причин, определивших необходимость изучения изменения микроструктуры и распухания в предварительно деформированных аустенитных сталях. Напомним, что одним из наиболее эффективных способов снижения распухания в аустенитных сталях является предварительная деформация при различных температурах. В промышленности ее применяют на последней стадии технологического процесса изготовления элементов ТВС, как правило, проводя

деформирование при комнатной температуре - холодное деформирование [34, 35].

В работах [36-39] с целью изучения радиационного распухания и параметров вакансионной пористости в образцах холоднодеформированных оболочек твэлов и шестигранных труб из сталей 0X16H15M3Б и 0X16H15M3БР облученных в реакторах БН-350, БН-600 и БОР-60 в температурном интервале 330-650 °С до повреждающей дозы 75 сна были проведены исследования ряда ОТВС. Кроме того, для сравнения влияния холодной, теплой и горячей деформации на структуру и свойства аустенитных сталей были исследованы предварительно деформированные в интервале температур от 20 до 900 °С образцы после облучения в реакторе БОР-60. Анализ температурных зависимостей параметров пористости позволил связать различие в распухании с различием в размерах пор и их морфологии: в ХД-состоянии размер пор значительно меньше, чем в аустенизированной при всех температурах и максимум распухания в ХД-состоянии создается матричными, не связанными с частицами вторичных фаз порами, а максимум распухания аустенизированных сталей обусловлен в основном комплексами пора-частица. Исследование зависимостей распухания стали 0X16H15M3БР от температуры облучения показало различие в температуре максимального распухания: для холоднодеформированного на 15-20 % материала оболочек твэлов и шестигранных чехлов ТВС $T_{\text{макс.}} = 460$ °С, а для оболочек твэлов в аустенизированном состоянии $T_{\text{макс}} = 500$ °С. Для стали 0X16H15M3Б наблюдается примерно такое же смещение температуры максимального распухания при сравнении этих двух состояний. Близкие значения температуры максимального распухания для сталей, стабилизированных ниобием в состоянии после предварительной холодной деформации на 15-20 %, обнаружены и в зарубежных исследованиях.

Существуют два типа радиационных пор: гетерогенные, образующиеся на кристаллических дефектах и границах фаз, и гомогенные, формирующиеся случайно на спонтанно образовавшихся скоплениях вакансий [40, 41].

Экспериментально наблюдаются радиационные поры, как связанные со структурными неоднородностями (дислокациями, выделениями вторых фаз и пр.), так и не связанные с видимыми особенностями микроструктуры. Однако создать количественную модель образования и роста пор, которая была бы пригодна для практических приложений с адекватным описанием зависимости распухания от характеристик облучения, до сих пор не удается. Одной из причин такого положения является отсутствие надежной систематизации экспериментальных данных при высоких повреждающих дозах и сильная зависимость процесса образования и роста пор от большого количества внешних факторов.

Экспериментально установлено [42], что в облучаемых металлах и сплавах с течением времени часть точечных дефектов объединяется, образуя скопления: дислокационные петли, тетраэдры дефектов упаковки и поры.

Межузельные атомы имеют достаточно высокую энергию образования (3-6 эВ). Энергия миграции этих атомов, так что даже при низких температурах они подвижны и образуют скопления. Из-за больших искажений решетки развитие трехмерных скоплений межузельных атомов энергетически не выгодно. Объединяясь, межузельные атомы образуют только один вид скоплений - дислокационные петли.

В зависимости от уровня повреждения междоузельная дислокационная составляющая радиационного повреждения представлена вначале дефектными петлями Франка, затем сменяющей их популяцией совершенных петель, далее развивающейся в дополнение к петлям сеткой дислокаций и, наконец, в основном сеткой дислокаций.

Закономерности развития дислокационных петель в ГЦК, ОЦК и ГПУ - металлов являются общими. Основные различия заключаются в кристаллографии и подвижности петель, а также в значениях доз, при которых происходит переход от дефектных петель в совершенные и возникает сетка дислокаций [43].

Из экспериментов по закалке и облучению металлов следует, что при объединении вакансий образуются как плоские (вакансионные петли), так и объемные (тетраэдры дефектов упаковки, поры) вакансионные комплексы.

В отличие от межузельных петель вакансионные в условиях облучения являются нестабильными. В условиях низкотемпературного облучения вакансионные петли растворяются из-за преферанса дислокаций по отношению к межузельным атомам; при высокой температуре облучения их растворение ускоряется термической эмиссией вакансий из петель.

Экспериментальные данные по развитию пористости в облучаемых металлах в основном относятся к стадии интенсивного роста пор, поскольку изучение этапа зарождения пор и их неустойчивого состояния связано с методическими трудностями наблюдения скопления малых размеров. Наиболее информативным методом изучения ранних стадий развития радиационной пористости является облучение и одновременное исследование объектов в высоковольтном электронном микроскопе. Однако и в этом случае невозможно однозначно разделить стадии зарождения пор и их роста, так как к моменту фиксации скоплений (1,5-2 нм) уже происходит некоторый рост пор.

Изучение нейтронного повреждения проводится по достижении определенной дозы. Характерные особенности зарождения пор устанавливаются из исследования пространственного распределения пор, их концентрации, распределения пор по размерам. Исследование образцов, облученных при различных температурах и дозах, позволяет проследить за эволюцией пористости с температурой и дозой. Выводы о механизмах зарождения и роста пор основаны на сопоставлении экспериментальных данных распределения пор и закономерностей развития радиационной пористости с ожидаемыми из теоретических моделей зарождения и роста пор.

При облучении материалов вакансии и межузельные атомы образуются с одинаковой скоростью, их дальнейшее поведение и число точечных дефектов, избежавших исчезновения и идущих на образование скоплений, определяется

эффективностью взаимодействия точечных дефектов между собой (рекомбинация) и со структурными дефектами кристалла (исчезновение на стоках). В облучаемом материале непременно устанавливается состояние квазиустойчивого равновесия, при котором скорость генерации точечных дефектов уравнивается скоростью их исчезновения.

Проведенные теоретические оценки [44, 45] показали, что из-за неадекватности взаимодействия вакансий и межузельных атомов с полем напряжения дислокаций в металлах под облучением возникает достаточно высокое вакансионное пересыщение. Значительно труднее понять причину, по которой возникающее при облучении вакансионное пересыщение реализуется в виде пористости, между тем как энергетически выгодным является развитие вакансионных петель.

Современный подход к пластической деформации, как к коллективному дислокационному процессу, предполагает описание эффектов локализации и самоорганизации дислокаций на основе изучения эволюции дислокационных ансамблей в деформируемых материалах [46, 47].

В работе [48] исследовано развитие процессов пластической неустойчивости в облученном материале с учетом зависимости функции распределения дислокаций в ансамбле по скоростям. Предметом описания являются подвижные дислокации, которые взаимодействуют с фиксированными препятствиями различной природы, но не задерживаются (не «зависают») на них, т. е. движутся в режиме каналирования. Эта ситуация соответствует, например, типичному случаю начальных стадий деформации облученного материала, когда формирующиеся ансамбли дислокаций «перерезают» препятствия, представляющие собой небольшие кластеры, петли, микропоры. Описанная ситуация может иметь место как при наличии широкого спектра скоростей (энергий) дислокаций, так и при различных механизмах взаимодействия дислокаций с препятствиями.

Как известно, радиационные дефекты не являются термодинамически устойчивыми. При нагреве облученных металлов и сплавов происходит отжиг дефектов, радиационно-индуцированных новых фаз и восстановление исходных физико-механических характеристик облученного материала. Отжиг различных радиационных дефектов и радиационно-обусловленных структурно-фазовых состояний происходит в широком интервале температур в несколько стадий. Наиболее интенсивный возврат прочностных и пластических характеристик облученных материалов происходит на последней стадии отжига. Для металлов с ОЦК-решеткой она соответствует от 33 до 45 % температуры плавления [49,50].

1.4 Коррозия облученной аустенитной стали

Одной из важных физико-химических проблем ядерной энергетики по-прежнему является создание конструкционных материалов для энергетической зоны реактора и первичного контура охлаждения. Эти материалы, испытывающие воздействие интенсивных потоков нейтронов и гамма излучения в условиях контакта с агрессивной средой, должны соответствовать требованиям надежности в эксплуатации, экономичности и минимальных воздействий на окружающую среду. Реализация этих требований зависит в основном от использования материалов с высокой радиационной стойкостью, устойчивостью к механическим и тепловым нагрузкам, радиационному набуханию, растрескиванию и другим эффектам облучения. Помимо этого остается важной проблема коррозионной стойкости конструкционных материалов, используемых в ядерных объектах. Это связано с тем, что, несмотря на антикоррозионные меры, ~ 40 % от общего числа отказов оборудования на атомных электростанциях обусловлено коррозией [51]. Поэтому пристальное внимание уделяется коррозионному растрескиванию материалов, а также влиянию различных типов воздействия ионизирующего излучения на материал и водную химическую среду [52,53].

В работе [54] показано, что радиационно-химическое воздействие на процессы коррозии складывается из трех основных эффектов:

- радиационного эффекта, обусловленного изменением химического потенциала коррозионной среды в результате ее радиолиза и влиянием продуктов радиолиза на конструкционные материалы под воздействием ионизирующего излучения;

- разрушительного влияния радиационного воздействия, связанного со структурой и механическими свойствами материала и окисленного поверхностного слоя, при облучении нейтронами или другими частицами высокой энергии. Это может привести к образованию в металлах вакансий, междоузельных атомов, дислокаций и других дефектов, которые вызывают радиационно усиленную диффузию примесей и легирующих добавок, а при определенных условиях смогут изменить структуру и напряженное состояние материала;

- фоторадиационного влияния, вызывающего изменения свойств полупроводниковых оксидов при поглощении энергии излучения.

Устойчивость конструкционных материалов к коррозии под влиянием изменений физико-механических свойств и структуры, индуцированных нейтронным облучением, в большой степени зависит от дозы и химической активности агрессивной среды. При особых сочетаниях микрохимического состояния материала, химического состава окружающей среды и механических напряжений, действующих одновременно, происходит растрескивание в результате коррозии под напряжением. В аустенитных сталях наиболее жесткие условия возникают, когда выделение по границам зерен карбидов, обогащённых хромом, вызывает явление, известное как сенсibilизация. Важными параметрами окружающей среды являются содержание в воде кислорода, хлора и т.д.

Механические напряжения могут быть статическими или циклически переменными, что является результатом внешних нагрузок при деформации.

Существует пороговое напряжение или пороговая интенсивность напряжений, ниже которых растрескивание в результате коррозии под напряжением минимально или отсутствует. Растрескивание и разрушение материала в агрессивной среде и под напряжением стало одной из основных проблем. Особенно это касается аустенитных хромоникелевых сталей, используемых в реакторах [55].

Нейтронное облучение влияет на коррозию конструкционных материалов в результате микроструктурных и микрохимических изменений, вызванных облучением, а также влияния продуктов радиолиза. Известно, что в аустенитной нержавеющей стали коррозионная стойкость при высоких температурах воды зависит от состава материала, особенно на границах зерен. Радиационно-индуцированная сегрегация на границах зерен может изменить коррозионную стойкость. Некоторые исследования показали, что облучение вызывает изменения в коррозионном поведении аустенитной нержавеющей стали [56, 57].

На рисунке 3 показано влияние межкристаллитной коррозии нержавеющей стали 304 в кипящем растворе $\text{HNO}_3 + \text{Cr}^{6+}$, а на рисунке 4 – зависимость средней и максимальной глубины межкристаллитной коррозии от флюенса. При флюенсе нейтронов выше $5 \cdot 10^{21} \text{ см}^{-2}$ ($E > 1 \text{ МэВ}$) глубина коррозии стремится к насыщению.

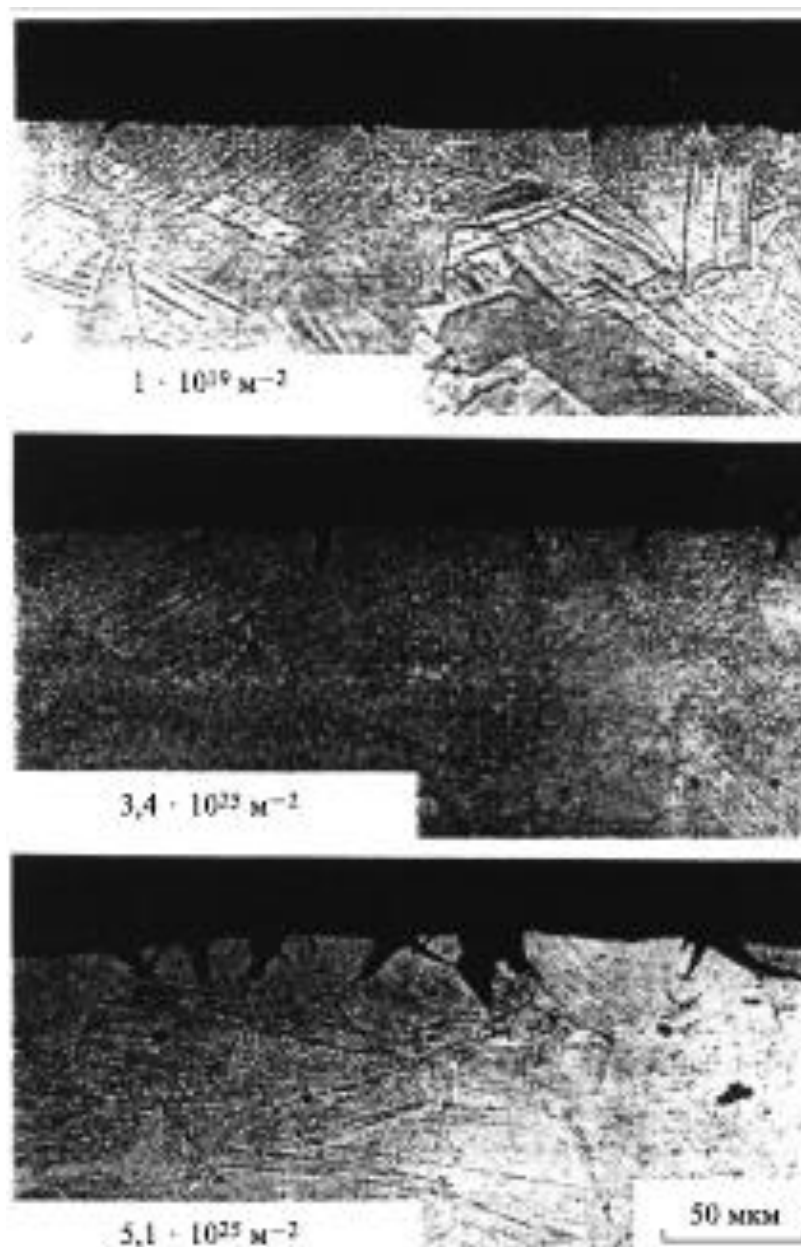


Рисунок 3 - Типичная коррозия в поперечном сечении стали 304, облученной нейтронами при температуре 563 К и находившейся в кипящем растворе $\text{HNO}_3 + \text{Cr}^{6+}$ в течение 6ч.

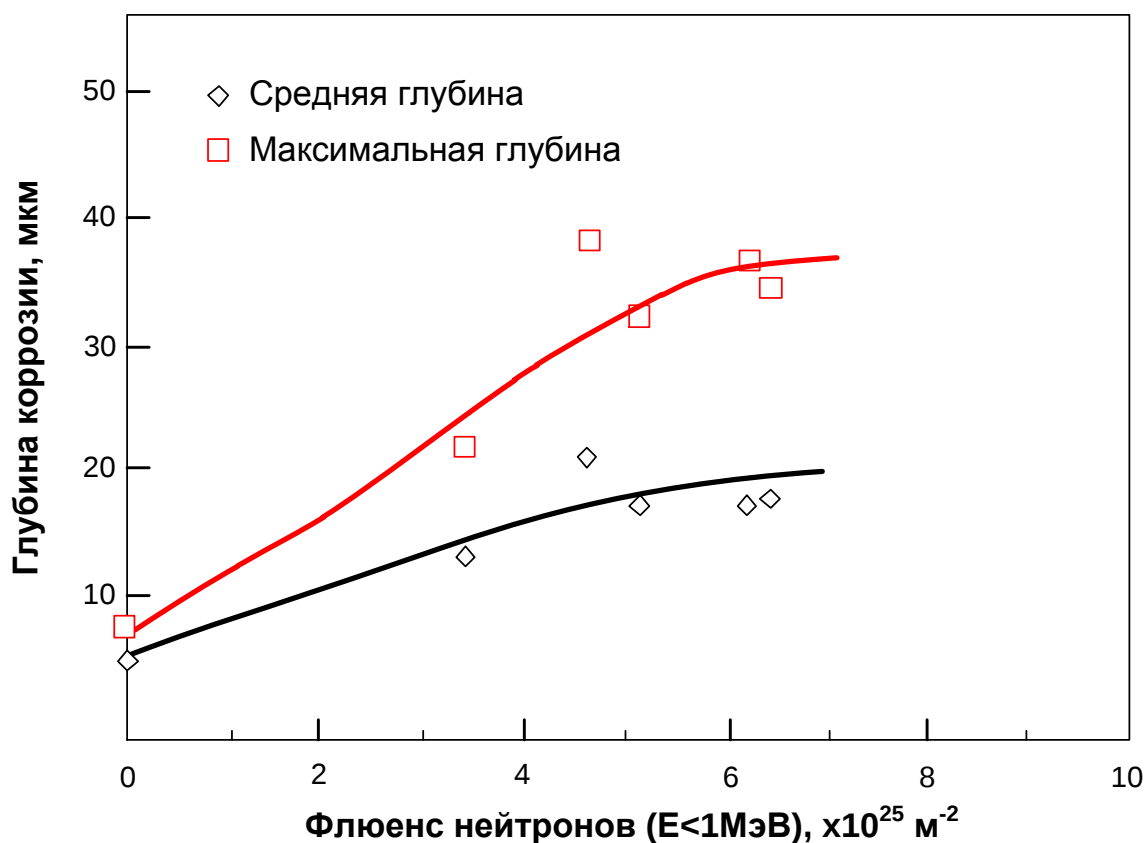


Рисунок 4 - Зависимость глубины межкристаллитной коррозии от флюенса нейтронов в стали 304, облученной при температуре 563 К и находившейся в кипящем растворе $\text{HNO}_3 + \text{Cr}^{6+}$ в течение 6ч.

Вследствие изменений структуры и физико-механических свойств, вызванных нейтронным облучением, коррозионная стойкость материалов очень явно зависит от дозы химической активности агрессивной среды. После нейтронного облучения образцов на воздухе (температура облучения 300 °С) окисленный слой имел толщину ~ 10 мкм и был прочно связан с металлом [58].

2. МЕТОДИКА ИССЛЕДОВАНИЯ И ИСПЫТАНИЯ

С целью характеристики изменения структуры и свойств материала ОТВС после реакторного облучения и последующего изотермического отжига образцы были выбраны методы материаловедческих исследований и составлен алгоритм выполнения работ (рисунок 5)

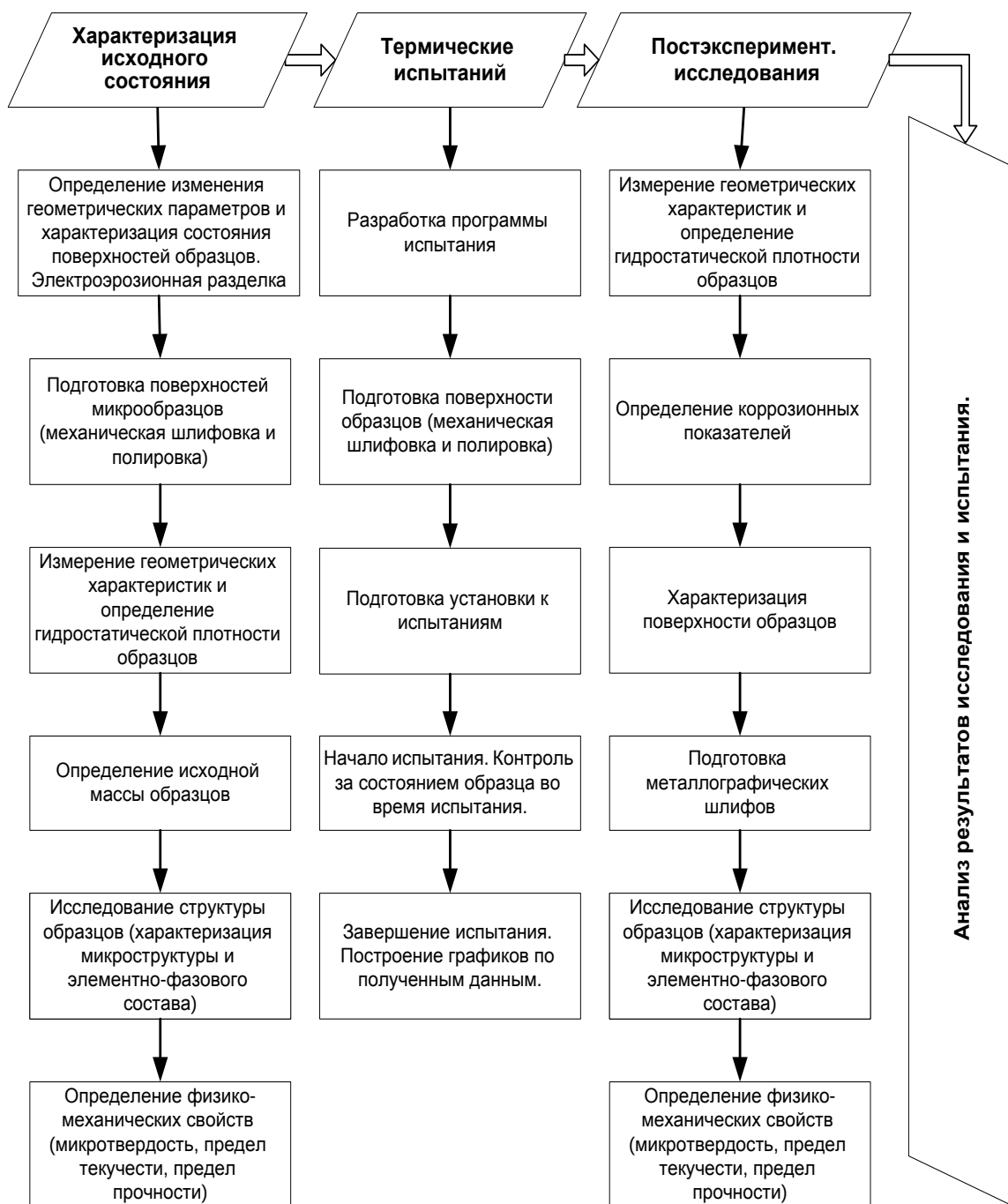


Рисунок 5 – Методика исследования и испытания высокооблученных образцов

2.1 Пробоподготовка

2.1.1 Вырезка образцов

В качестве исследуемого материала в настоящей работе использовались высокооблученные образцы, вырезанные из различных участков граней ОТВС РУ БН-350 с размерами 50x10x2 мм. Принимая во внимание то, что количество образцов из ОТВС ограничено и к тому же они высокорadioактивны необходимо было минимизировать размеры образцов и время работы персонала. Дополнительную сложность добавляло искривление образцов после вырезки из грани чехла, которое объясняется релаксацией внутренних напряжений материала. Из имеющихся в отделе материаловедческих испытаний оборудования и методов наиболее привлекательным является электроэрозионная резка.

Разделка высокооблученных образцов проводилась на электроэрозионном станке типа 4531. Электроэрозионные станки используются для вырезания изделий из токопроводящих материалов и являются незаменимым при обработке с высокой твердостью и износостойкостью. Некоторые технические характеристики станка типа 4531 приведены в таблице 1

Таблица 1 - Технические характеристики станка типа 4531

Наибольшие размеры обрабатываемых деталей, мм	160x125x45
Наименьшая толщина обрабатываемых деталей, мм	5
Размеры рабочей поверхности стола, мм	15x185
Продольный ход каретки со столом, мм	120
Поперечный ход головки со скобой, мм	85
Раствор скобы, мм	20 - 40
угол поворота скобы в двух плоскостях, град	3
Диапазон средних линейных скоростей, при обработке, мм/мин.	0,03–3,0

Диапазон диаметров электрода-проволоки, мм	0,1 – 0,3
Точность вырезки прямоугольных щелей, мм	±0,01
Рабочая жидкость	керосин
Класс чистоты обрабатываемой поверхности	5 - 7
Габаритные размеры станка (длина x ширина x высота), мм	630x750 x1400
Вес станка, с электрооборудование	430

Принцип действия станка модели 4531, как и всех остальных электроэрозионных станков, основан на том, что под действием импульсного электрического разряда, создаваемого между электродом-инструментом (катод) и электродом – заготовкой (анод), происходит направленное разрушение металла заготовки. Особенностью данного станка является то, что он оборудован электроконтактной копировальной системой, а в качестве электрода – инструмента используется не профилированный электрод – проволока, служащий одновременно щупом токопроводящих материалов.

Суть электроэрозионной обработки (ЭЭО) заключается в локальном разрушение токопроводящего материала под действием высоких температур образующихся в результате импульсного электрического разряда между погруженными в диэлектрик электродами. В качестве диэлектрической жидкости на станке типа 4531 используется химический чистый керосин.

В качестве электрода инструмента на станке типа 4531 используется отожженная латунная проволока диаметром 0,2 мм. При наличии такого режущего инструмента и правильного подбора режимов резки можно получить ширину реза не более 0,4 мм. В связи с этим основным преимуществом ЭЭО является низкий расход материала. Следующим немаловажным фактором выбора данного метода резки является минимизация времени контакта с

облученным материалом, то есть оператор тратит время лишь на зажим заготовки. Резка происходит в автоматическом режиме.

Разделка образцов ОТВС проводилась по схеме, приведенной на рисунке 6. Во время разделки из образца вырезались заготовки для микрообразцов и заготовки для металлографических шлифов. Резку образцов проводить под углом (α) 50° к плоскости образца с постоянным шагом 1,5 мм. Размеры микрообразцов после резки 3x1,1x10 мм.

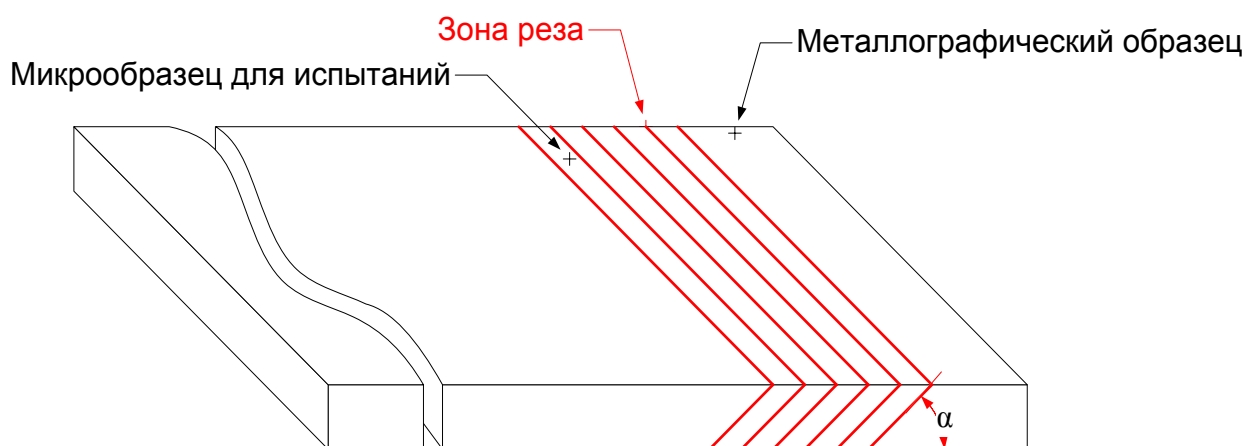


Рисунок 6 – Схема разделки облученных образцов

Для удобства разделки и сохранения условий плоскопараллельности заготовки и электрода используются специальные зажимы образцов (рисунок 7). Для осуществления косых резов использовали зажим, приведенный на рисунке 7а. Этот зажим позволяет осуществлять вырезку заготовок в диапазоне от 15° до 90° . Для осуществления прямых резов в основном используется зажим, приведенный на рисунке 7б.

Изображения процесса вырезки заготовок приведены на рисунке 8.

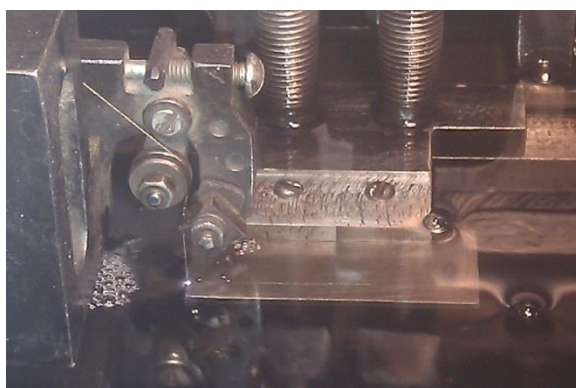


а) поворотный

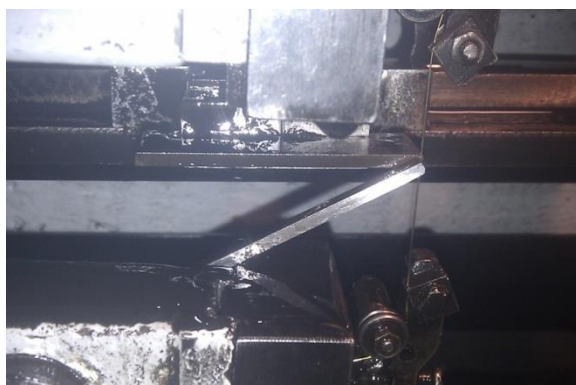


б) прямой

Рисунок 7 - Внешний вид зажима образцов

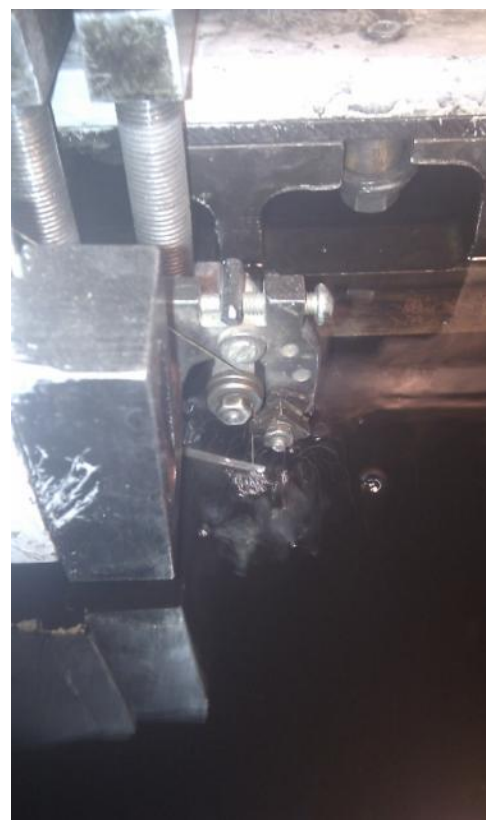


начало



завершение

а) использование прямого зажима



б) использование поворотного зажима

Рисунок 8 - Процесс вырезки заготовок на эрозионном станке

Как известно, после электроэрозионной резки появляется дефектный оплавленный подслои и ухудшается чистота поверхности. Глубина

оплавленного подслоя в отдельных случаях может достигать 100 мкм. В качестве примера на рисунке 9 приведено сечение образца после электроэрозионной резки, где отчетливо видна зона разрушения образца, толщина которого составляет в среднем 40 мкм.

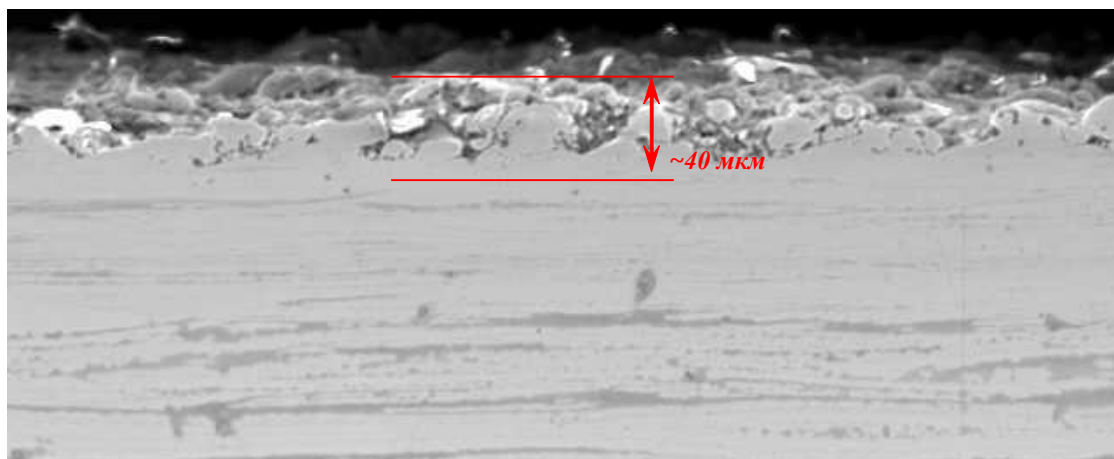


Рисунок 9 – Поверхность образца стали 12X18H10Т после электроэрозионной резки

Как видно из рисунка 9 электроэрозионные способы не исключают механическую обработку так, как в процессе резки Удаление поврежденного слоя и достижение заданной чистоты поверхности осуществляется методом механической шлифовки и полировки.

Для исключения разрушения микрообразцов во время механических испытаний на одноосное растяжение преимущественно у захватов, были изготовлены микрообразцы с уменьшенным сечением рабочей части, которые изготавливались из ранее подготовленных микрообразцов. На рисунке 10 приведена схема такого микрообразца с уменьшенным сечением рабочей части.

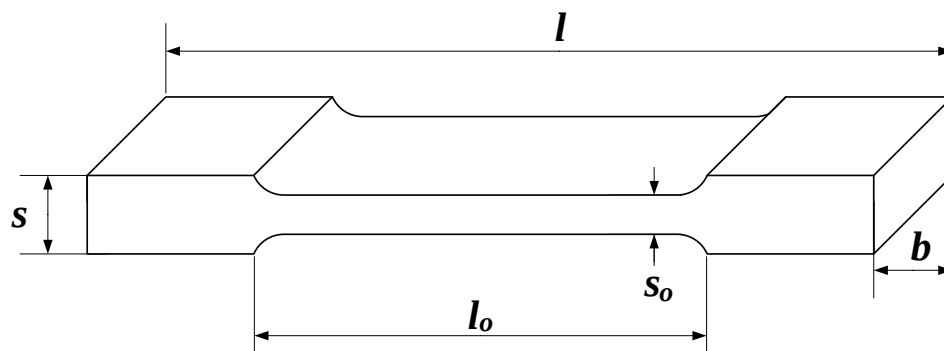
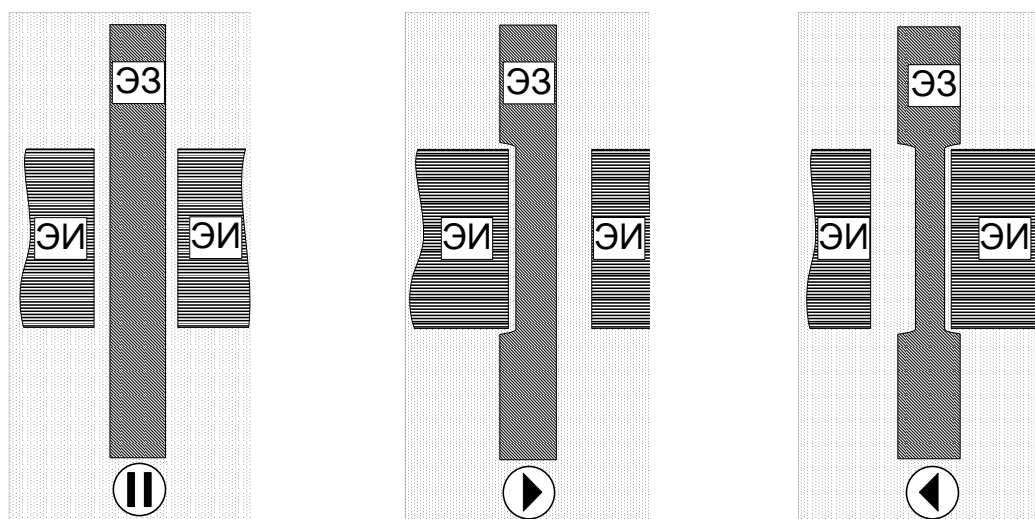


Рисунок 10 – Конфигурация прямоугольного микрообразца с уменьшенным сечением рабочей части

Для изготовления микрообразца с уменьшенным сечением рабочей части был реализован метод электроэрозионной двухсторонней последовательной обработки заготовки (ЭЗ), в котором обработка заготовки производится с двух сторон заготовки поочередно двумя электродами-инструментами (ЭИ). Последовательность движения ЭИ относительно заготовки представлена на рисунке 11. Процесс обработки заготовки выполняется в одной позиции, т.е. положение обрабатываемой заготовки относительно ЭИ является постоянным. Движение ЭИ относительно обрабатываемой заготовки осуществляется в одной плоскости.



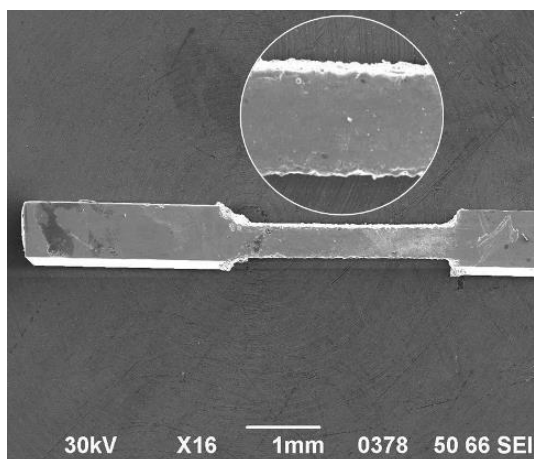
ЭИ – электрод-инструмент; ЭЗ – электрод-заготовка

Рисунок 11 – Последовательность движения ЭИ относительно ЭЗ

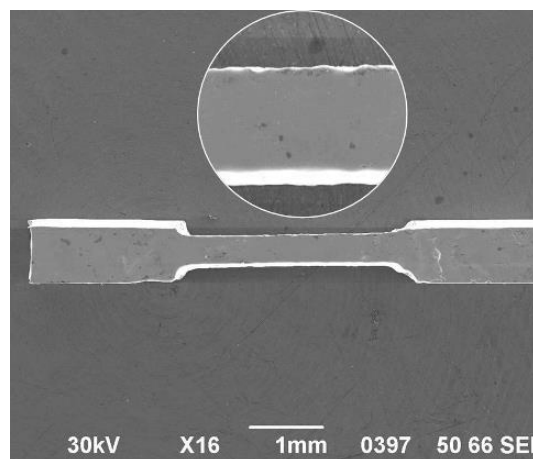
Процедура изготовления микрообразца с уменьшенным сечением состоит из двух основных этапов: электроэрозионная вырезка и последующая электрохимическая полировка.

Электроэрозионная обработка заготовок осуществлялась вольфрамовым электродом Ø3 мм в среде керосина при разности потенциалов между электродами (ЭИ и ЭЗ) 150 В и силе тока 1,5 А.

В результате проведенных работ изготовлены десятикратные (отношение длины рабочей части к его сечению равно 10) микрообразцы облученной стали сечением рабочей части 0,3 мм². Отклонения размеров образцов от указанных находятся в пределах $\pm 5\%$. Изображения одного из образцов на разных этапах его изготовления приведены на рисунке 12.



а) после резки



б) после полировки

Рисунок 12 – РЭМ изображения высокооблученного микрообразца 175-5 на разных стадиях изготовления

2.1.2 Подготовка поверхностей образцов

Основными требованиями, предъявляемыми к образцам при проведении термических испытаний, являются одинаковая шероховатость поверхности для всех образцов и отсутствие острых граней. Поэтому все микрообразцы механически шлифуются и полируются до шероховатости поверхности ~ 30 мкм, а грани скруглялись радиусом 0,5 мм.

Для удобства приготовления шлифов и последующего извлечения образцы помещаются в металлические оправки - кольца и заливаются серой. Поверхность образцов шлифуется с малой подачей при интенсивном охлаждении. Шлифование ведут до полного уничтожения поврежденного слоя, оставшегося после резки. Шлифование прерывают, когда на шлифе останутся риски только от бумаги.

Шлифовальную бумагу удаляют с подкладки. С бумаги непременно стряхивают выкрошившиеся абразивные зерна и частицы металла. Со шлифа и подкладки также удаляют остатки абразива, протирая их куском чистой мягкой ткани или ватным тампоном. Затем операцию шлифования повторяют на бумаге с более мелким зерном. Шлифуют образцы, используя последовательно бумагу с меньшим номером зернистости и каждый раз, изменяя направление движения шлифа на 90° . Изменение направления движения шлифа позволяет полностью уничтожить риски, которые остались после предыдущего шлифования. После окончания шлифования на бумаге с самым мелким зерном образец промывают

Шлифование образцов производят на специальных шлифовальных станках. Внешний вид шлифовального станка приведен на рисунке 13.



Рисунок 13 - Внешний вид шлифовально-полировального станка

При механическом шлифовании, как и при ручном, меняют шлифовальные бумаги. От крупнозернистых к мелкозернистым переходят последовательно. При механическом шлифовании образцы часто нагреваются, поэтому необходимо их охлаждать водой.

После процесса шлифовки образец подвергают полировке. Данная процедура выполняется в ручную или на полировальном станке. Устройство полировального станка аналогично устройству шлифовального станка. Над полировальным станком прикрепляют бачок для полировочной жидкости, которая подается на полировальный круг через тонкую трубку с краном. Круг покрывают мягкой тканью: сукном, драпом, шелком и др. При полировке ткань равномерно смачивается полировочной жидкостью - смесью абразивного материала с водой. Для полировки стальных шлифов применяют оксиды хрома и алюминия (Cr_2O_3 и Al_2O_3), а шлифов цветных металлов - оксид магния.

Электрохимическая полировка проводилась при напряжении 25–30 В и плотности тока около 2 А/см² в течении 8 мин. в электролите, состоящем из

1 части хлорной кислоты и 4 частей уксусной кислоты. На всех этапах осуществлялся контроль качества изготовления с измерением характерных размеров с помощью РЭМ.

После окончания процесса подготовки образцы обезжириваются. В этих целях применяются этиловый спирт, эфир, а также другие органические летучие растворители.

2.2 Микроструктурные исследования

Микроструктура – структура веществ и материалов, размеры элементов которой не превышают 0,1 мм. Основными элементами микроструктуры являются зёрна, дефекты, поры и т.д., неоднородности на границах и в объеме зёрен и др. В многофазных и других гетерогенных материалах исследование микроструктуры позволяет выявить фазовый состав, распределение фаз, их размеры и форму [59].

Микроструктурный анализ – анализ, проводимый с целью выявления микроструктуры веществ и материалов [59]. В зависимости от задач структура материала исследуется в микроскопах с обычной оптической системой и на электронных лучах.

2.2.1 Метод оптической микроскопии

Методами оптической микроскопии изучают дефекты строения материала, форму, размеры и взаимное расположение зерен, а также крупные включения в них. Основным инструментом при данных исследованиях является оптический микроскоп, который использует видимый свет отражённый от непрозрачных или проходящий через прозрачные объекты. Оптическая система, состоящая из 3 систем линз (объектив, конденсор, окуляра), позволяет получить увеличенное до 1000 раз изображение образца. Увеличенное изображение образца можно наблюдать глазами и фотографировать или передавать на цифровую видеокамеру.

Максимально доступное увеличение оптического микроскопа – 2000 раз. При таких увеличениях можно хорошо различить частички размерами до 0,15 мкм. Более мелкие частицы не видны под микроскопом так как они не отражают световые лучи.

Качество изображения, получаемого на оптических микроскопах, определяется объективной линзой, которая характеризуется:

- *увеличением*, которое равно отношению размера промежуточного изображения к истинному размеру образца;
- *числовой апертурой*, которая по сути является угловой апертурой конусообразного светового пучка, пропускаемого линзой. Числовая апертура (A) характеризует способность линзы собирать световые лучи и определяется выражением:

$$A = \mu \sin \alpha, \quad (1)$$

где: μ – показатель преломления сферы перед линзой;

α – половина апертурного угла.

- *разрешающей способностью*. То есть, способностью линзы разделять близко расположенные детали. Разрешающая способность определяется выражением:

$$PC = \frac{2A}{\lambda}, \quad (2)$$

где: λ – длина волны используемого света;

- *глубиной резкости*, которая характеризуется величиной вертикального смещения деталей без потери фокусировки. Эта величина обратно пропорциональна квадрату числовой апертуры.

В оптической микроскопии помимо прямого отраженного света используют и другие методы освещения: светлопольное, темнопольное и косое. Так же оптические микроскопы могут производить исследования с применением

непрозрачной диафрагмы, поляризованного света, а также использование фазово-контрастных методов [60].

В настоящей работе исследования образцов выполнялись на оптических микроскопах ММУ-3 и OLYMPUS BX41M. Внешний вид микроскопов приведен на рисунке 14.

Микроскоп металлографический универсальный ММУ-3 (рисунок 14а) представляет собой модель стереоскопического микроскопа, дающего прямое и объемное изображение рассматриваемого предмета как в проходящем, так и в отраженном свете в диапазоне увеличений от 70 до 1000 в зависимости от используемых объективов и окуляров.

OLYMPUS BX-41M - прямой тринокулярный микроскоп предназначенный для исследования структуры твердых тел в светлом поле отраженного света (рисунок 14б). Микроскоп оснащен револьверной головкой позволяющей устанавливать до 5 объективов с увеличением 5х, 10х, 20х, 50х, 100х. Окуляр – 10х. Осветитель галогеновый 6В30Вт.



а) ММУ-3



б) OLYMPUS BX-41M

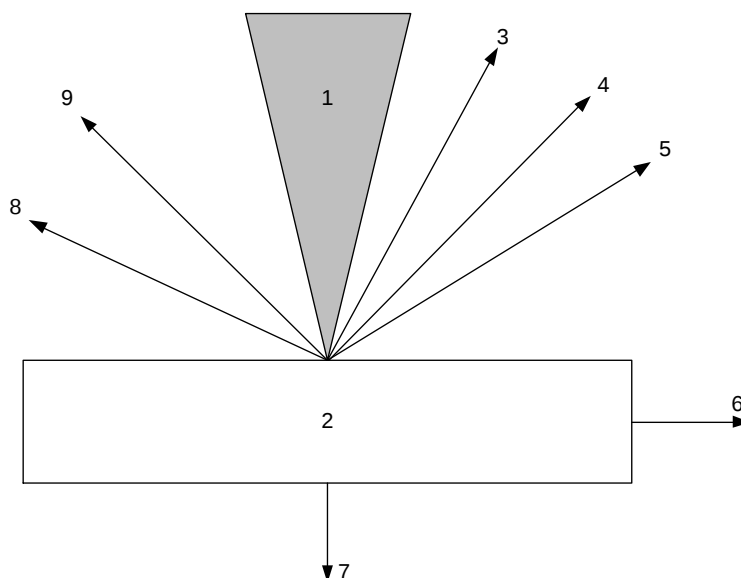
Рисунок 14 - Внешний вид оптических микроскопов

2.2.1 Метод растровой электронной микроскопии

Электронная микроскопия – совокупность электронно–зондовых методов исследования микроструктуры твердых тел, их локального состава и микрополей (электрических, магнитных и др.) с помощью электронных микроскопов – приборов, в которых для получения увеличения изображений используют электронный пучок. Различают два главных направления электронной микроскопии: трансмиссионную (просвечивающую) и растровую (сканирующую). Известны также отражательная, эмиссионная, Оже - электронная, лоренцова и иные виды электронной микроскопии, реализуемые, как правило, с помощью приставок к трансмиссионным и растровым электронным микроскопам [61].

Принцип действия растрового электронного микроскопа основан на использовании эффектов, возникающих при облучении поверхности объектов тонко сфокусированным пучком электронов – зондом. Эти эффекты приведены на рисунке 15 [61].

В результате взаимодействия электронов (1) с образцом (2) генерируются различные сигналы. Основными из них являются поток электронов: отраженных (3), вторичных (4), Оже-электронов (5), поглощенных (6), прошедших через образец (7), а также излучений: катодолуминесцентного (8) и рентгеновского (9). Для получения изображения поверхности образца используются вторичные, отраженные и поглощенные электроны. Остальные излучения применяются в РЭМ как дополнительные источники информации.



1 – электронный луч; 2 – объект; 3 – отраженные электроны; 4 – вторичные электроны; 5 – Оже-электроны; 6 – ток поглощенных электронов; 7 – прошедшие электроны; 8 – катодолуминесцентное излучение; 9 – рентгеновское

Рисунок 15 - Эффекты взаимодействия электронного луча с объектом [61]

По принципу действия РЭМ схожи с оптическими микроскопами. В РЭМ в качестве осветителя используется в основном вольфрамовый катод, который испускает электроны. Затем электроны при помощи магнитных линз формируются в зонд диаметром от 1 до 10 нм. Зонд во время сканирования формирует на поверхности образца растр из нескольких тысяч параллельных линий. Возникающие при сканировании излучения регистрируются детекторами и преобразовываются в видеосигнал.

Для создания необходимого разряда в рабочем объеме электронной пушки и электронно-оптической системы РЭМ имеет вакуумную камеру. По глубине вакуума РЭМ подразделяются на низковакуумные (10^{-3} Па) и высоковакуумные (10^{-7} Па). На высоковакуумных РЭМ можно исследовать только токопроводящие материалы или покрывать поверхности образцов тонким токопроводящим материалом, в основном золотом и углеродом. Разрешающая способность высоковакуумных РЭМ может достигать 3 нм. Низковакуумные

РЭМ могут исследовать и не токопроводящие материалы, но при этом снижается разрешающая способность (до 30 нм).

Так же РЭМ оснащаются механическими узлами (шлюзы, гониометрический стол и т. д.) обеспечивающими установку и перемещение образца.

Электронно-микроскопические исследования облученных образцов выполнялись на растровом электронном микроскопе JSM-6390 (рисунок 16). Предельный вакуум в камере электронной пушки составляет 1 мПа, при уровне вакуума в камере образцов 27 Па. Юстировка электронной пушки, контрастность и яркость изображения, фокусировка и астигматизм устанавливаются автоматически. Изображения получают в режиме вторичных электронов. Основные характеристики РЭМ приведены в таблице 2.



Рисунок 16 - Внешний вид РЭМ JSM 6390

Таблица 2 - Технические параметры JSM 6390 [62]

Характеристика	Значение
Разрешение в режиме высокого вакуума	3 нм при 30 кВ, 8 нм при 3 кВ, 15 нм при 1 кВ
Ускоряющее напряжение	от 0,5 до 30 кВ
Диапазон увеличений	от x8 до x300 000 при >11 кВ от x5 до x300 000 при <10 кВ
Виды контраста	вторичные электроны: топографический контраст.
Тип катода	вольфрамовый (W)
Конденсорная линза	с переменным фокусным расстоянием
Объективная линза	суперконического типа
Диафрагма объективной линзы	с подстройкой по координатам X и Y
Столик образцов	большой, эвцентрического типа, диапазон перемещений: по координатам: X – 80 мм, Y – 40 мм, Z - от 5 до 48 мм; наклон: от -10 до +90 градусов; вращение 360 градусов

2.2.2. Рентгеноспектральный микроанализ

Электронно-зондовый микроанализ, как следует из названия, это анализ на микроскопическом уровне, позволяющий получить информацию о структуре, фазовом и химическом составе образца.

Существует большое количество аналитических методов и оборудования, позволяющих использовать разнообразные типы сигналов генерируемых в образце при взаимодействии с электронным зондом. Рентгеноспектральный микроанализ позволяет получать информацию об элементном составе образца – как о концентрации элементов, так и о их пространственном распределении.

При рассмотрении теории количественного рентгеновского микроанализа, пучок электронов (электронный зонд) взаимодействует с приповерхностным участком образца глубиной менее нескольких микрон. В результате взаимодействия появляются многочисленные сигналы, которые можно обнаружить с помощью разнообразных детекторов для получения информации об образце.

К числу этих сигналов относится эмиссия вторичных электронов низкой энергии, генерация Оже-электронов, эмиссия характеристического и тормозного рентгеновского излучения, эмиссия обратно рассеянных (отраженных) электронов, катодолуминесценция и др. (рисунок 17).

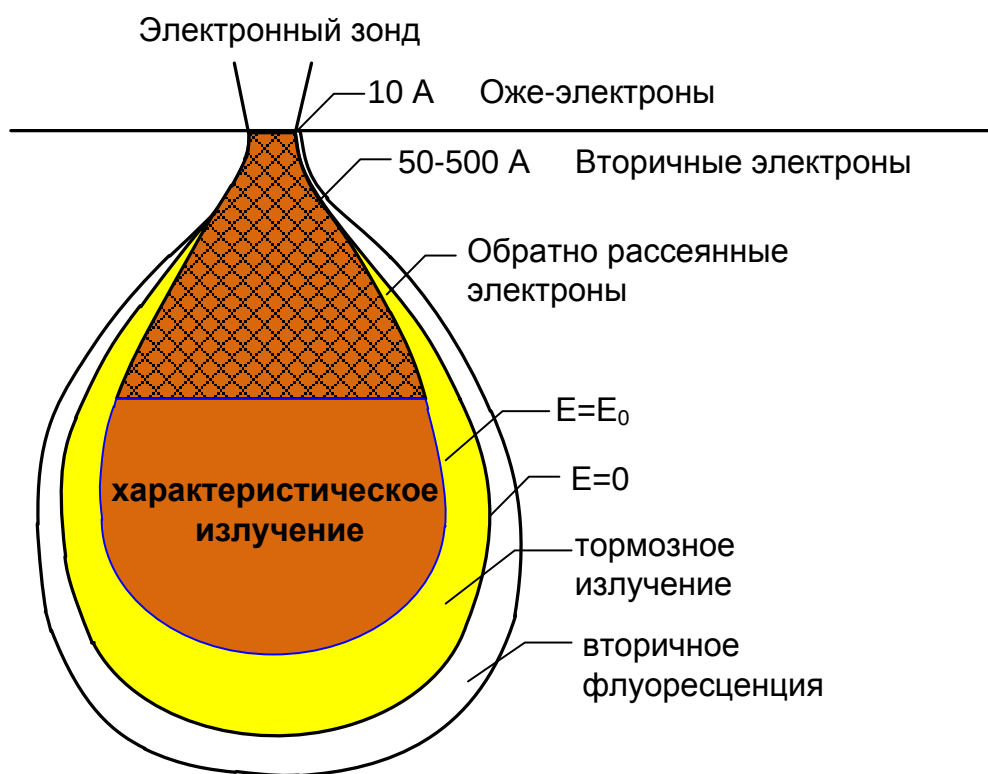


Рисунок 17 - Типы сигналов, генерируемых электронным зондом

Объем зоны взаимодействия пучка электронов с образцом непосредственно определяет пространственное разрешение и глубину, на которой можно выполнить анализ. Он зависит от плотности материала образца и ускоряющего напряжения (рисунок 18).

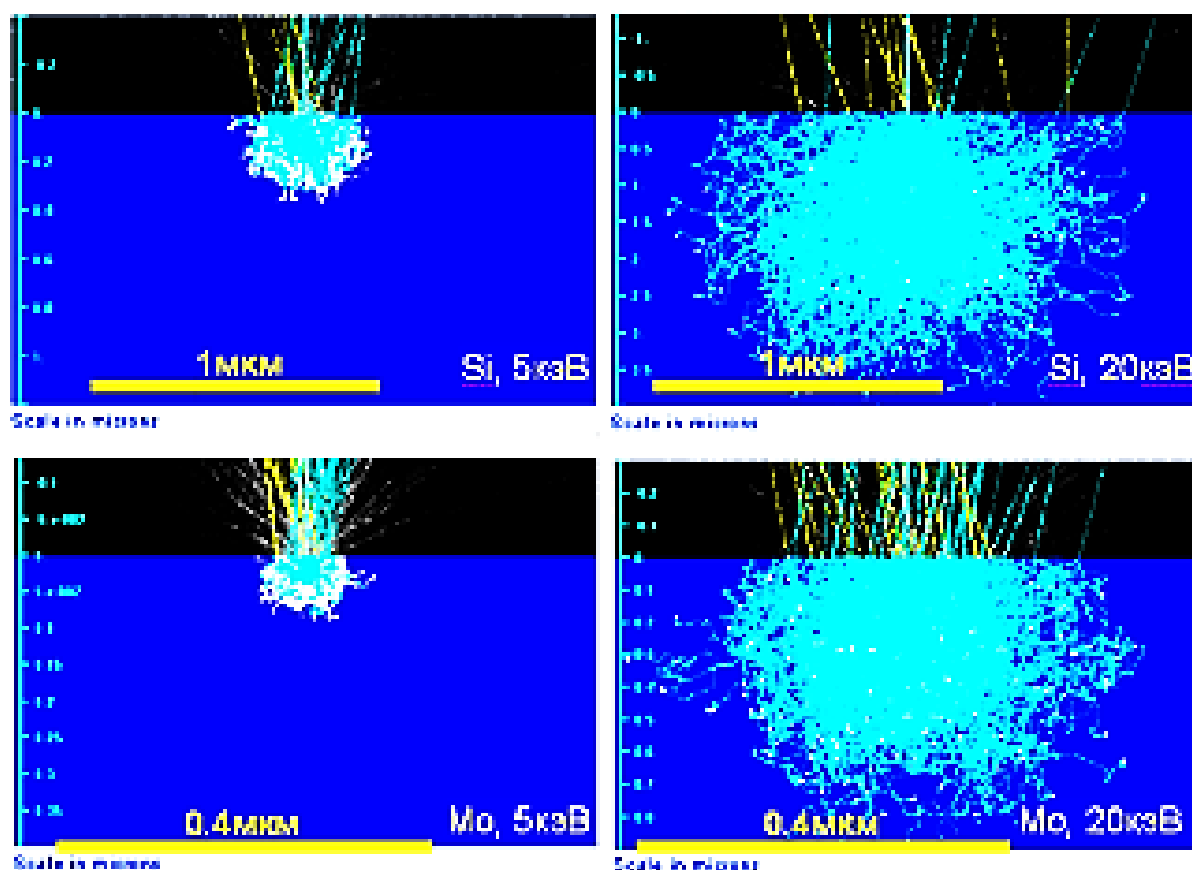


Рисунок 18 - Зависимость размера сечения области взаимодействия электронного зонда от плотности материала и ускоряющего напряжения.

Генерация рентгеновского излучения является результатом неупругого взаимодействия между электронами и образцом. Рентгеновское излучение появляется в результате двух главных процессов: эмиссии характеристического излучения и эмиссии фонового, или тормозного излучения.

Моделирующий расчет производится методом Монте Карло при ускоряющих напряжениях 5 кэВ и 20 кэВ на примере кремния (плотность 2,33 г/см³) и молибдена (плотность 10,2 г/см³) как показано на рисунке 18.

Эмиссия фотонов рентгеновского излучения фона (тормозного излучения) проявляется, когда электрон падающего пучка испытывает торможение в электрическом поле атома.

Электроны, взаимодействуя с отдельными атомами мишени, теряют разное количество энергии. Энергия таких фотонов имеет непрерывное распределение от нуля до величины ускоряющего напряжения электронного зонда, т.е. испускаемый при этом спектр имеет непрерывный характер.

Характеристическое рентгеновское излучение обусловлено переходами электронов между внутренними и внешними оболочками атома. Когда электрон высокой энергии взаимодействует с атомом, он может выбить один из электронов внутренней оболочки. В результате атом перейдет в ионизированное, или возбужденное состояние, с вакансией («дыркой») в оболочке. Минимальная энергия, необходимая для выбивания электрона с определенного уровня известна под названием «критическая энергия ионизации E_c » или «энергия края поглощения рентгеновского излучения». Таким образом, для того чтобы произошел такой переход в возбужденное состояние, энергия падающего электрона должна быть больше либо равна критической энергии. Критическая энергия имеет величину строго определенную для любого конкретного уровня электронной оболочки атома – K, L, M, N. Соответственно, и края поглощения называются K, L или M. Переход в нормальное состояние происходит, когда один из электронов внешней оболочки заполняет данную вакансию. Величина изменения энергии определяется уникальной для каждого химического элемента электронной структурой атома. Если спектр какого-либо элемента содержит линии K, L и M –серий, то линии K серии обладают наибольшей энергией, т.е. располагаются ближе к правому краю спектра по шкале, выраженной в единицах энергии.

Получение информации об элементном составе образца – как о концентрации элементов, так и о их пространственном распределении производился с помощью приставки РЭМ энергодисперсионного спектрометра JED-2200 при ускоряющем напряжении 20 кВ. В качестве определяемых элементов выбраны Fe, Cr, Ni и С.

2.3 Определение физико - механических свойств.

2.3.1 Определение микротвердости

Микротвердость это способность отдельных структурных составляющих материала сопротивляться деформации. Метод измерения микротвердости разработан специально для металлографических исследований и относится к микромеханическим испытаниям. В основном микротвердость измеряется методом Виккерса (HV), то есть при статическом вдавливании четырехгранной алмазной пирамиды с углом между противоположными гранями 136°. Испытание проводят в соответствии с требованиями ГОСТ 9450 - 76

Измерение микротвердости проводится при помощи специального прибора – микротвердомера. Наиболее распространённым на постсоветском пространстве является микротвердомер модели ПМТ-3. Модифицированная его версия ПМТ-3М приведена на рисунке 19.

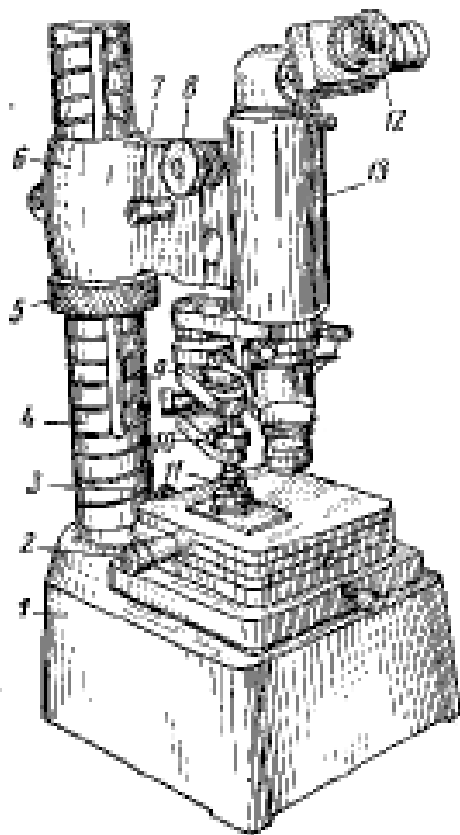
Для измерения микротвердости металлографический шлиф, предварительно подготовленный для выявления структуры, исследуется под микроскопом, выбирается место для исследования, к этому месту подводится алмазный индентор, прикладывается нагрузка, после чего нагрузка снимается, шлиф возвращается в поле зрения объективами микроскопа и производится измерение отпечатка. Если индентор имеет форму шарика, конуса или пирамиды, то по диаметру или диагонали отпечатка можно вычислить его глубину и определить микротвердость.

Число твердости Н определяется по формуле:

$$H = 1,8544 \frac{P}{d^2}, \quad (3)$$

где P – нагрузка на пирамиду, кг;

d – среднее арифметическое длины обеих диагоналей отпечатка после снятия нагрузки, мм.



- 1 – станина; 2 и 3 – винты предметного столика; 4 – стойка; 5 – кольцевая гайка;
 6 – кронштейн; 7 – механизм микроподачи; 8 – механизм макроподачи;
 9 – и 10 – кронштейны механизма нагружения; 11 – индентор (алмазная пирамида);
 12 – окулярный микрометр; 13 – тубус

Рисунок 19 - Микротвердомер ПМТ-3М

Величина диагонали отпечатка определяется по формуле

$$d = m \cdot c, \quad (4)$$

$$m = M_2 - M_1 , \quad (5)$$

где c – цена маленького деления измерительного барабана окулярного микрометра, равная в приборе 0,3 мкм;

M – число делений по шкале барабана микрометра.

При измерении микротвердости необходимо учитывать неизбежный разброс получаемых значений вследствие влияния соседних структурных составляющих с иной твердостью по причине различной толщины испытуемых элементов структуры, ошибки измерения и др. Поэтому нужно проводить не менее 3-х испытаний и пользоваться средним значением этих измерений. Повторные измерения следует проводить каждый раз на новом месте структурной составляющей.

2.3.2 Определение плотности

Среди всех известных методов определения плотности наибольшее распространение получил метод гидростатического взвешивания. Суть этого метода заключается в определении массы образца на воздухе и в вспомогательной жидкости. Плотность исследуемого образца рассчитывают по формуле:

$$\rho_t = \frac{m_1 d_t}{m_1 - m_2} \quad (6)$$

$$\rho_1 = \frac{m_1 d_1 - m_2 \sigma}{m_1 - m_2} \quad (7)$$

где ρ_1 - плотность исследуемого образца при температуре t , г/ см³

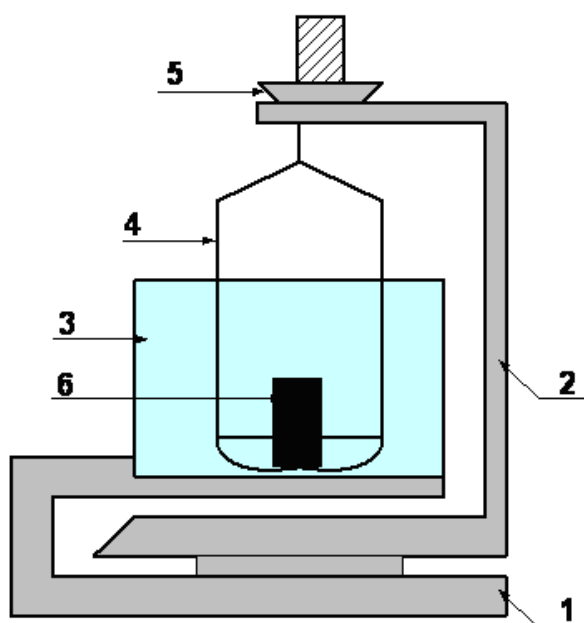
m_1 – масса образца на воздухе, г;

m_2 – масса образца в жидкости при температуре t , г;

d_1 - плотность жидкости при температуре t , г/ см³

σ - плотность воздуха, г/ см³.

Гидростатическое взвешивание применяется в физико-химических исследованиях, так как позволяет с достаточно высокой точностью определять плотность образцов любой геометрической формы, используя лабораторные аналитические весы (рисунок 20) и емкость с жидкостью, в которой проводятся измерения.



1-корпус весов; 2- чашка весов; 3- сосуд с жидкостью; 4- подвеска с корзинкой; 5- чашка для взвешивания образца в воздуха;6- образец.

Рисунок 20 - Прибор для гидростатического определения плотности твердых веществ

Точность определения плотности в первую очередь зависит от точности определения веса образца во вспомогательной жидкости, поэтому жидкость надо выбирать, учитывая ее физико-химические свойства. Чувствительность измерения $\rho_{\text{обр}}$ растет пропорционально $V_{\text{обр}}$ и $\rho_{\text{ж}}$. Плотность жидкости не должна превышать предполагаемой плотности образца, иначе последний будет плавать на поверхности жидкости. Объем, а следовательно, и вес образца ограничены максимально допустимой нагрузкой на чашку весов. Однако надо учесть, что на

образец, погруженный в жидкость, действует согласно закону Архимеда выталкивающая сила тем большая, чем больше $\rho_{\text{ж}}$. С увеличением $\rho_{\text{ж}}$ уменьшается нагрузка на чашку весов, причём эта нагрузка резко снижается в области $\rho_{\text{ж}} \approx \rho_{\text{обр}}$, что позволяет существенно увеличить объем образца V , и чувствительность измерений $\rho_{\text{ж}}$. Поэтому целесообразно использовать жидкости с плотностью максимально близкой к плотности образца.

Вспомогательная жидкость должна быть как можно более чистой по химическому составу. Жидкость должна быть химически устойчива, и не вступать во взаимодействие с материалом образца. Особое внимание следует уделять постоянству температуры рабочей жидкости и образца при взвешивании.

Недостатком гидростатического взвешивания является заниженная точность измерений, обусловленная вариациями сил выталкивания при взвешивании образцов в жидкости вследствие захвата пузырьков воздуха и вариаций сил поверхностного натяжения рабочей жидкости на границе с измерительной подвеской.

2.3.3 Определение прочностных характеристик

Прочность – это способность материала сопротивляться разрушению под действием внешних нагрузок. Для определения прочностных характеристик материала проводятся специальные испытания. Одним из таких методов испытания является испытание на одноосное растяжение. Установка позволяющая проводить такого рода испытания называются разрывными машинами. Во время испытания образец растягивается с постоянной скоростью, при этом ведется регистрация приложенного усилия и удлинение образца. На основании полученных данных строится диаграмма растяжения образца в координатах удлинение ($\Delta l(t)$) – нагрузка ($\sigma(t)$).

На рисунке 21 показан примерный вид диаграммы растяжения малоуглеродистой стали.

На диаграмме растяжения $OABCDEFG$ показаны 7 характерных точек, соответствующих определённому уровню нагрузки и ограничивающих 6 различных зон деформирования:

OA – зона пропорциональности (линейной упругости);

AB – зона нелинейной упругости;

BC – зона упругопластических деформаций;

CD – зона текучести (пластических деформаций);

DE – зона упрочнения;

EG – зона закритических деформаций.

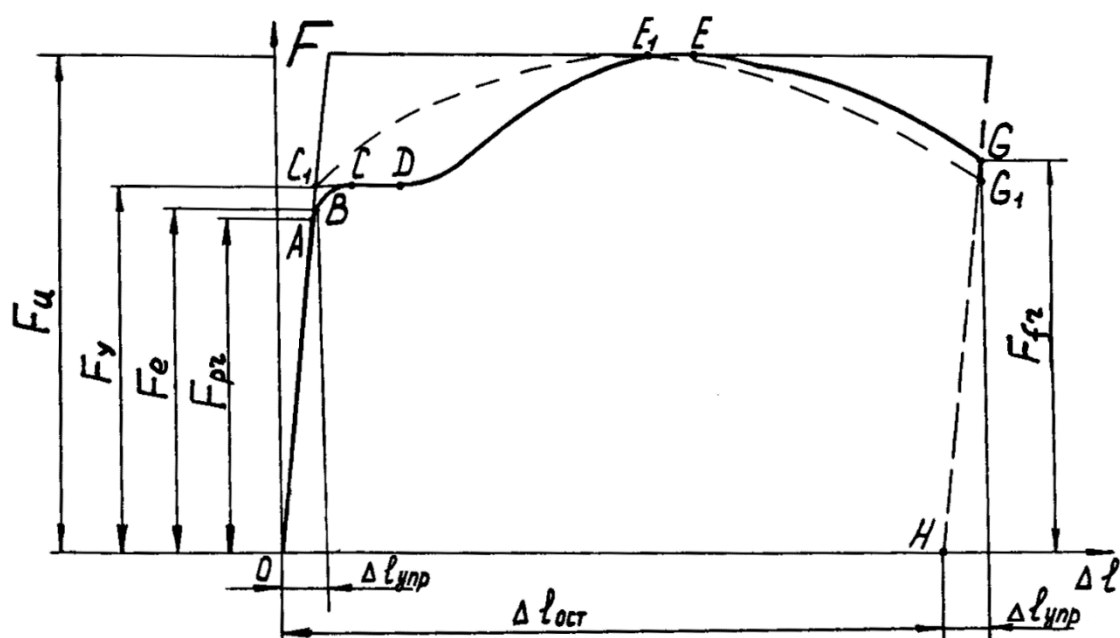


Рисунок 21 - Диаграмма растяжения образца

По диаграмме растяжения определяют следующие характеристики материала:

– $\sigma_{пц}$ – предел пропорциональности – напряжение, превышение которого приводит к отклонению от закона Гука. После наклепа $\sigma_{пц}$ может быть увеличен на $(50 \div 80) \%$;

– σ_T – предел текучести – напряжение, при котором происходит рост деформаций при постоянной нагрузке. Иногда явной площадки текучести на диаграмме не наблюдается, тогда определяется условный предел текучести, при котором остаточные деформации составляют $\approx 0,2 \%$;

– σ_n (σ_b) – предел прочности (временное сопротивление) – напряжение, соответствующее максимальной нагрузке;

– относительное удлинение δ представляет собой отношение приращения длины образца после его разрыва к первоначальной расчетной длине l_0 и выражается в процентах:

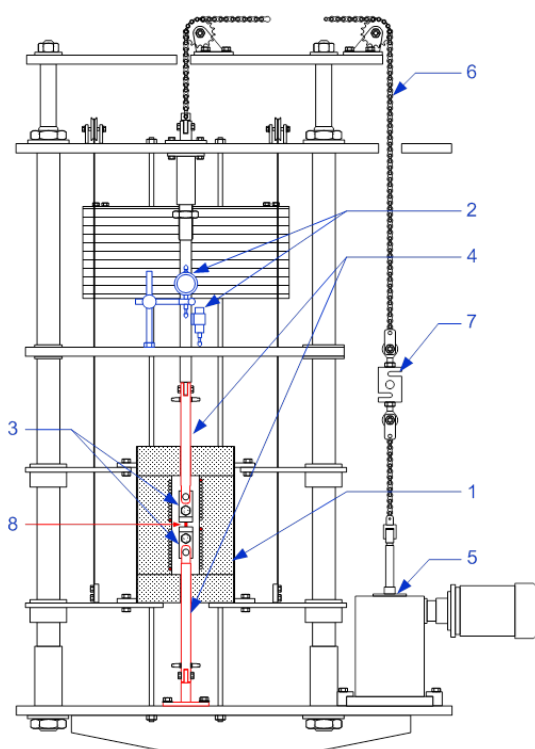
$$\delta = \frac{l_k - l_0}{l_0} \cdot 100\%, \quad (8)$$

где l_k – длина образца после разрыва

Прочностные характеристики облученных образцов ОТВС РУ БН-350 определялись на экспериментальной установке «КОРИНА». Схема установки и ее внешний вид представлены на рисунке 22.

Установка «КОРИНА» (рисунок 22а) состоит из системы нагружения образца (3-7), датчиков измерения деформации образца (2), камеры для нагрева образца (1). В состав системы нагружения образца входят: захваты образца (3), тяги (4), цепная передача (6), динамометр (7) и нагружающее устройство (5).

Нагружающим устройством в установке «КОРИНА» является многоступенчатый редуктор, который соединен с тягами цепью. Редуктор позволяет осуществлять реверсивное изменение линейного перемещения штока со скоростью от 2,4 мкм/мин до 141,0 мм/мин.



1 – нагревательная камера; 2 - датчики измерения деформации образцов; 3 – захваты;
4 – тяги; 5 – редуктор; 6 – цепная передача; 7 – динамометр; 8 – образец;
9 – установка; 10 – блок управления; 11 – рабочее место оператора

а) схема установки

б) внешний вид установки

Рисунок 22 – Установка «КОРИНА»

Тяги установки «КОРИНА» изготовлены из жаропрочной нержавеющей стали 40X10C2M. Для предотвращения нагревания тяг во время проведения коррозионных испытаний в их конструкции предусмотрены тракты охлаждения. В качестве охлаждающей жидкости применяется дистиллированная вода. Система охлаждения тяг установки «КОРИНА» состоит из бака с дистиллированной водой, электрического насоса обеспечивающего давление в системе до 0,35 МПа, радиатора охлаждения воды, вентелей и трубопроводов.

Поддержание постоянной скорости деформации или постоянной нагрузки на испытуемый образец осуществляется с помощью информационно-управляющей системы (ИУС) установки. ИУС установки представляет собой комплекс измерительных средств, технических средств и вспомогательного оборудования, предназначенный для сбора, преобразования, регистрации и отображения измерительной аналоговой информации от датчиков технологических систем установки а так же дистанционного управления

системой нагружения по заданному значению нагрузки на образец. Создание заданной нагрузки на образец с помощью ИУС осуществляется управлением электродвигателем привода редуктора системы нагружения. Схема управления приводом установки предусматривает возможность ее работы в двух режимах – в ручном и автоматическом. В ручном режиме работы перемещение направления двигателя осуществляется с помощью соответствующего тумблера. В автоматическом режиме управление двигателем осуществляется с помощью персональной электронно-вычислительной машины оператора через интерфейс разработанного программного обеспечения ИУС.

Нагрев испытуемого образца в установке осуществляется в камере нагрева образца с омическим нагревателем максимальной мощностью 2 кВт. Питание нагревателя осуществляется через пропорционально – интегрально – дифференциальный (ПИД) регулятор температуры OMRON E5SN, который позволяет поддерживать заданную температуру с отклонением ± 2 °С.

2.5 Методика термического старения

Старением называют изменение свойств сплавов с течением времени. В результате старения изменяются физико- механические свойства. Прочность и твердость повышаются, а пластичность и вязкость понижаются. Старение может происходить при температуре 20 °С (естественное старение) или при нагреве до невысоких температур (искусственное старение).

Различают два вида старения: 1) термическое, протекающее в закаленном сплаве; 2) деформационное (механическое), происходящее в сплаве, пластически деформированном при температуре ниже температуры рекристаллизации.

Термическому старению подвергаются сплавы, обладающие ограниченной растворимостью в твердом состоянии, когда растворимость одного компонента в другом уменьшается с понижением температуры. К термическому старению склонны многие сплавы железа и цветных металлов.

Испытания высокооблученных образцов ОТВС РУ БН-350 проводят в электрической муфельной печи SNOL - 8,2/1100 (рисунок 23), оснащенной хромел – алюмелевой термопарой. Постоянное поддержание в рабочей камере заданной температуры осуществляется встроенным терморегулятором OMRON E5CN, работающим на ПИД законе регулирования. Точность поддержания заданной температуры в пределах ± 2 °С. Данная печь позволяет достигнуть заданной температуры за время не более 5 минут.

Пропорционально – интегрально - дифференциальный (ПИД) закон регулирования обеспечивает значительно более высокую точность поддержания температуры. В ПИД регуляторе средняя мощность нагревателя P плавно изменяется в зависимости от невязки $dT = T - T_{yc}$ - величины отклонения текущей температуры T от установленной T_{yc} (пропорциональная составляющая), а также в зависимости от среднего значения невязки за некоторый период (интегральная составляющая) и скорости изменения температуры (дифференциальная составляющая). Для того, чтобы достичь высокого качества регулирования температуры необходимо правильно настроить регулятор - задать три коэффициента $K_{пр}$, $K_{ин}$, $K_{диф}$ - пропорциональный, интегральный и дифференциальный коэффициент регулирования (ПИД коэффициенты).



Рисунок 23 - Лабораторная муфельная печь SNOL - 8,2/1100

Коэффициенты ПИД регулирования задаются вручную оператором или автоматически. При выполнении автоматической настройки оптимальные константы ПИД для заданной точки в течение выполнения программы автоматически устанавливаются путём принудительного изменения манипулируемой переменной для вычисления характеристик цели управления (что носит название «метод ограничения цикла»).

ПИД управление является лучшим решением для задач управления. Выходной сигнал терморегулятора рассчитывается на основании рассогласования. Интегральная составляющая (накопление ошибки) устраняет статическое рассогласование между заданием и температурой.

Для проведения термического старения в среде инертных газов используются ампульные устройства. Ампула (рисунок 24) изготовлена из отрезка трубы Ду-20. С одной стороны вварена заглушка (1) с другой резьбовая

пробка (2). Уплотнение ампулы осуществляется с помощью отожженной медной прокладки (3). Для подсоединения к газовой системе к пробке ампулы вварен штуцер Ду-4. В каждое ампульное устройство вложены по два кварцевых тигля (5) с пятью микрообразцами чехла ТВС (6) в каждом. Образец оболочки твэла (7) был помещен в керамическую лодочку (8), которая была предварительно отожжена при температуре 1000 °С в течение 3 часов с целью удаления остаточных газов.

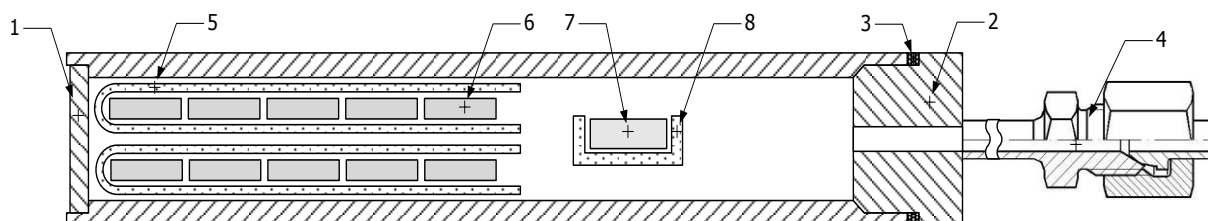
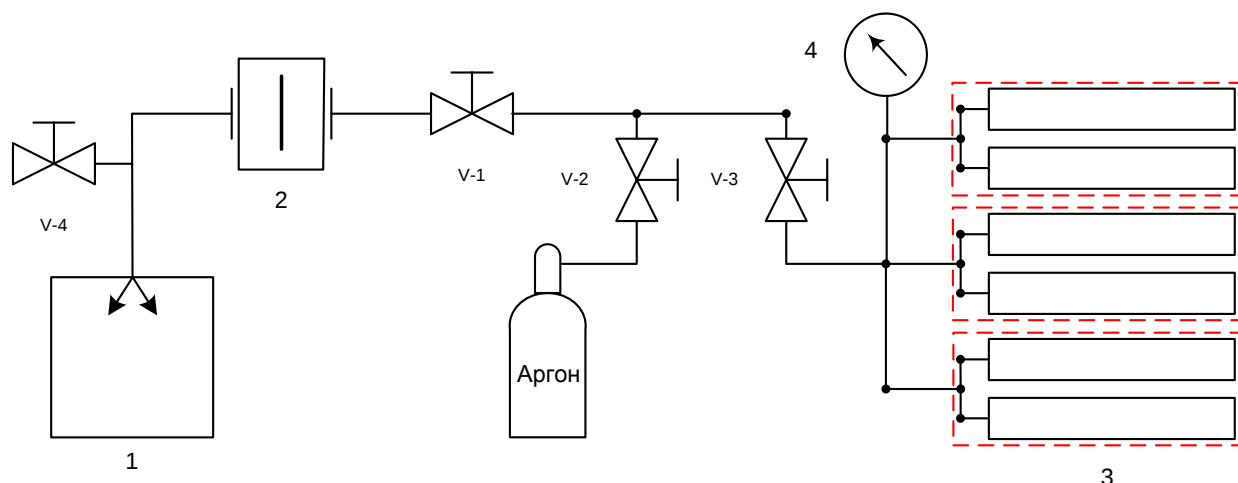


Рисунок 24 - Ампульное устройство

Перед началом отжига ампула с образцами устанавливается в печь, вакуумируется, заполняется рабочей средой (аргон) и постоянно поддерживается заданное давление в ампульных устройствах с помощью газовакуумной системы (рисунок 25), которая сообщалась со всеми ампулами. При достижении в печах рабочих температур давление в системе поддерживается на уровне 1,75 ати.



1 – форвакуумный насос ВН-50; 2 – азотная ловушка; 3 – рабочие ампулы;
4 – моновакуумметр; V-1, – вакуумный вентиль; V-2 – вентиль напуска аргона;
V-3 – вентиль отсечения ампул; V-4 – напуск атмосферы

Рисунок 25 - Принципиальная схема газовакуумной системы

Началом испытания считается момент достижения в рабочей камере печи заданной температуры. Окончанием испытания считается момент выключения печи или выгрузки образцов по истечении срока испытания.

3. ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНАЯ ЧАСТЬ

3.1 Объект и методы исследования

В качестве исследуемого материала в настоящей работе использовали высокооблученные образцы, вырезанные из различных участков граней экспериментальной ОТВС ЦЦ-19 РУ БН-350. Данная ТВС ЦЦ-19 изготовлена из аустенитной нержавеющей стали 12Х18Н10Т в состоянии механико-термической обработки. За время эксплуатации в реакторе (370 эфф. сут.) материал ТВС облучен до максимальной повреждающей дозы 58,9 с.н.а. Температурный интервал облучения 280÷450 °С. Из разных участков границей ОТВС ЦЦ-19 были вырезаны образцы-заготовки в виде пластинок шириной 50 мм, высотой 10 мм и толщиной 2 мм. Образцы маркировались по месту их отбора координатой в мм от центра активной зоны (ЦАЗ). Характеристики образцов приведены в таблице 3.

Таблица 3 - Характеристики высокооблученных образцов

Образец	Место вырезки	Температура облучения, °С	Доза облучения, сна
1	315	410	45,5
2	175	375	55,5
3	160	370	55
4	-160	310	55
5	-275	310	50

Принимая во внимание то, что количество образцов из ОТВС ограничено и к тому же они высоко радиоактивны возникла необходимость минимизировать размеры образцов и время работы персонала. Для снижения дозовой нагрузки на персонал из образцов-заготовок методом электроэрозионной резки были изготовлены микрообразцы размерами 0,5х2х12 мм.

С целью характеристики изменения структуры и свойств материала ОТВС после реакторного облучения и последующего изотермического отжига образцы были подвергнуты комплексным материаловедческим исследованиям. Материаловедческие исследования образцов состояли из металлографических, электронно-микроскопических исследований и физико-механических испытаний. Исследования проводятся в соответствии со специально разработанной методикой [63].

Металлографические исследования образцов выполнялись на оптических микроскопах ММУ-2 и OLYMPUS BX41M, а также на растровом электронном микроскопе JSM-6390. Результаты пространственного распределения элементов были получены методом рентгеноспектрального анализа с помощью энерго-дисперсионного спектрометра JED-2200. Шлифы для металлографических исследований готовятся стандартными способами, включающими в себя механическую шлифовку, механическую и электролитическую полировку, а также конечное электролитическое травление. Физико-механические испытания образцов после испытаний состояли в измерении микротвердости, определение прочности и пластичности при растяжении, а также определение плотности методом гидростатического взвешивания. Микротвердость определяли по методу Виккерса на микротвердомере ПМТ-3М при нагрузке на индентор 50 г. Определение прочностных характеристик выполнялась методом одноосного растяжения на установке «КОРИНА». Испытания на одноосное растяжение проводятся как при комнатной температуре, так и при повышенных температурах (имитирующей условия сухого хранения ТВС) со скоростью растяжения 0,1 мм/мин. Гидростатическую плотность материала рассчитывали с помощью данных, полученных при измерениях на аналитических весах AG-204 фирмы METTLER TOLEDO.

Длительный изотермический отжиг облученных образцов проводился в муфельных печах при температурах 300, 400 и 550 °С в среде аргона. В результате такого отжига моделировались условия штатного длительного сухого

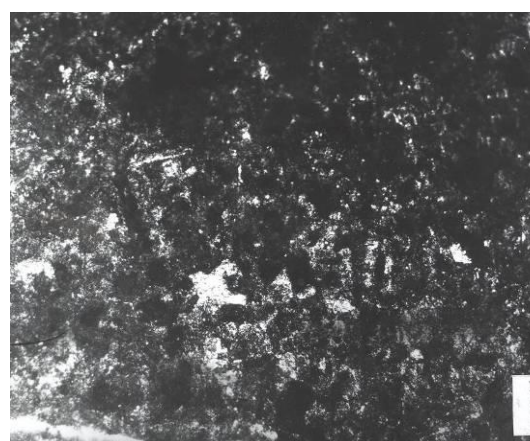
хранения ОТВС РУ БН-350. Максимальная длительность изотермического отжига составила 7000 часов. Изменения закономерностей коррозионной повреждаемости облученных образцов в зависимости от температуры отжига были опубликованы ранее в работе [64].

3.2 Исследование структурно-фазового состояния и физико-механических характеристик образцов после реакторного облучения

В результате визуального осмотра и макроструктурных исследований установлено, что внутренняя сторона всех образцов покрыта неглубокими язвами размерами не более 50 мкм. Количество язв незначительно. В качестве примера на рисунке 26 приведено изображение поверхностей образца из отметки «+315 мм» от ЦАЗ.



а) внешняя поверхность

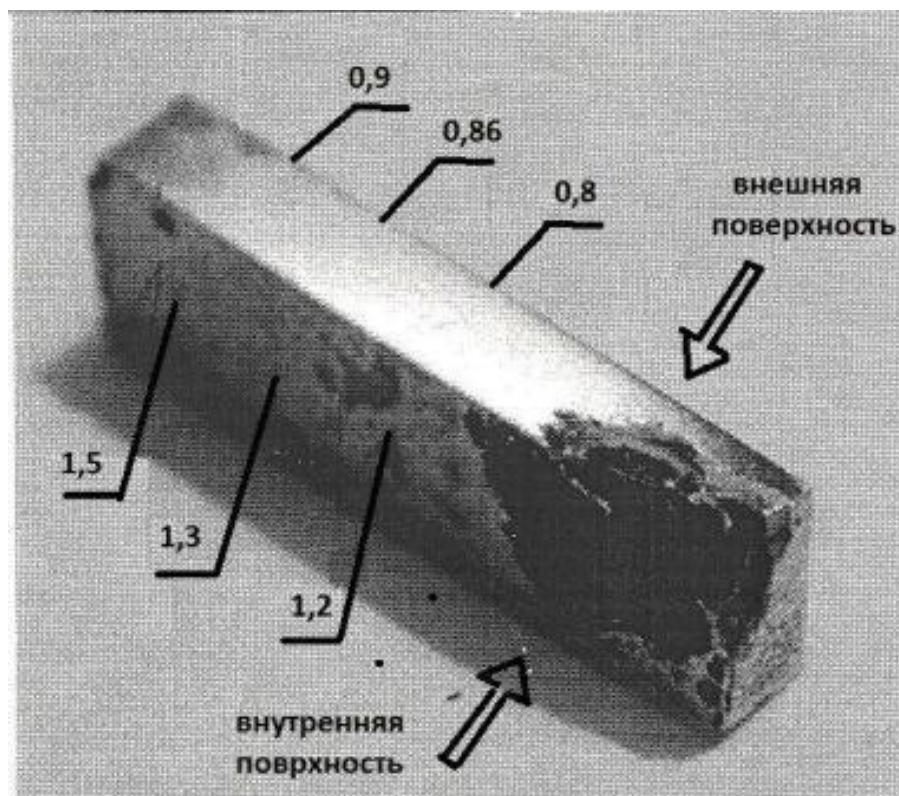


б) внутренняя поверхность

Рисунок 26 – Внешняя и внутренняя поверхности образца № 1 стали 12X18H10T, вырезанного из ТВС ЦЦ-19 с отметки «+315 мм»

В результате сравнительного анализа металлографических и электронно-микроскопических исследований микроструктуры внешней, внутренней и торцевой поверхностей стенки чехла ТВС. и установлено, что на внутренней стороне окисная пленка более темная и плотная, чем на внешней стороне чехла. На образцах из отметок +160 и +175 мм от ЦАЗ обнаружены области металла,

охваченные коррозией, преимущественно интеркристаллитного типа. Проведены измерения ферромагнитной фазы вблизи этих участков, результаты которых представлены на рисунке 27. Установлено, что индуцированная облучением магнитность стали уменьшается по мере приближения к середине грани чехла, причем показания феррозонда больше с внутренней стороны чехла, чем с внешней.



Темное пятно – участок, охваченный коррозией

Рисунок 27 – Внешний вид образца, вырезанного из стенки чехла ОТВС ЦЦ-19 с отметки «+160» от ЦАЗ, и распределение ферромагнитной фазы по его поверхности

Наблюдения показали также, что на отметках +160 и +175 образовались узкие микротрещины различной протяженности и глубины, параллельные как внутренней, так и внешней поверхности, в результате чего приповерхностный слой как бы «расслоился»(рисунок 28).

Образование микротрещин, увеличенное изображение которых приведено на рисунке 29, можно объяснить процессами релаксации внутренних термических напряжений, зародившихся в материале в результате перегрузки ТВС из активной зоны ($T \sim 350\text{ }^{\circ}\text{C}$) в воду бассейна-хранилища ($T \sim 20\text{ }^{\circ}\text{C}$). Очевидно, что внутри поликристалла эти напряжения будут максимальны на границах зерен. Их действие может привести к $\gamma \rightarrow \alpha$ -переходу и к образованию в приграничных зонах ферритной (мартенситной) α -фазы, которая корродирует значительно интенсивнее, чем γ -фаза.



а) микротрещина



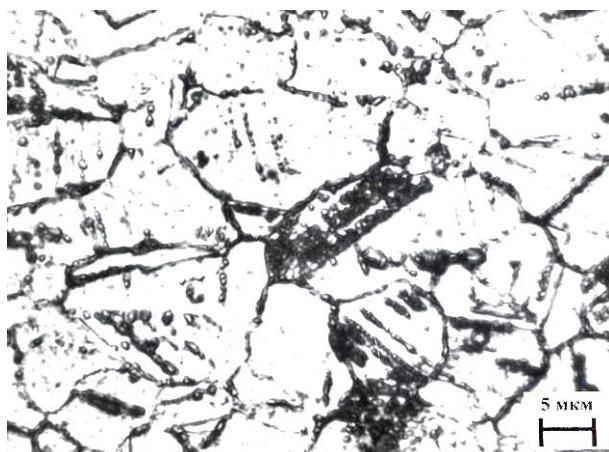
б) характер коррозионного
растрескивания

Рисунок 29 – Коррозионное растрескивание образца стали с отметки «+160»
от ЦАЗ ОТВС ЦЦ-19

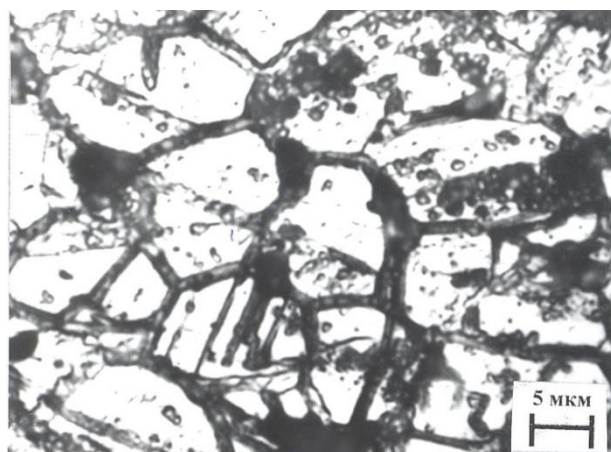


Рисунок 30 – Растровая электронная микроскопия приповерхностного слоя облученного образца стали 12X18H10T (отметка «+175» от ЦАЗ).

В основном структура всех высокооблученных образцов однородна, имеет полиэдральное строение аустенита (см. рисунок 31). В структуре образцов имеется большое количество мелкодисперсных включений размерами около 1 мкм, которые расположены как по границам зерен, так и в теле зерна. Мелкие включения, вероятно, дисперсные карбиды типа $Me_{23}C_6$. Наибольшее число дисперсных включений обнаружено на участке «+175» (см. рисунок 31б), а самое незначительное содержание дисперсных выделений на отметке «-275» мм от ЦАЗ (см. рисунок 31г).



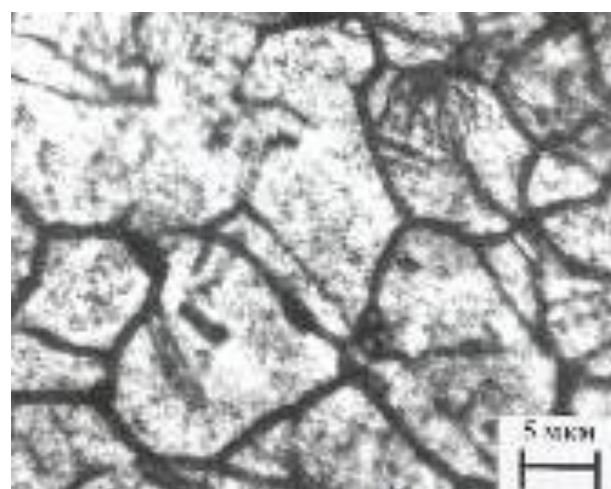
а) +315 мм от ЦА3



б) +175 мм от ЦА3



в) +160 мм от ЦА3



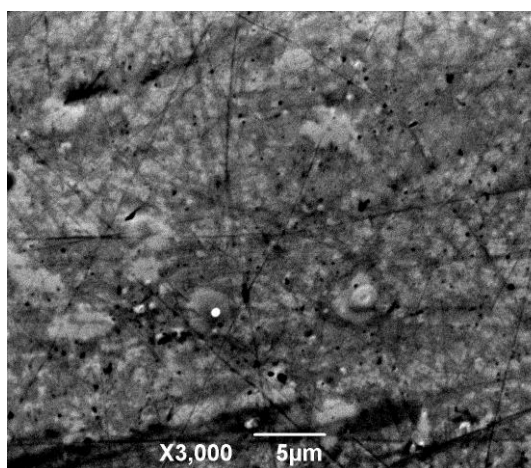
г) -275 мм от ЦА3

Рисунок 31 - Микроструктура высокооблученных образцов на разных участках чехла ЦЦ-19

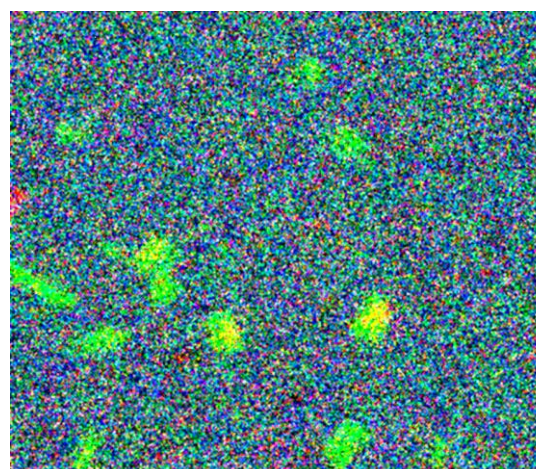
С целью идентификации мелкодисперсных включений была проведена съемка поверхности шлифа с применением ЭДС анализатора. Распределение элементов на участке шлифа приведено на рисунке 32. Изображение было получено на шлифе после механической полировки. В результате ЭДС-картирования были зафиксированы включения размерами не более 2 мкм которые состояли в основном из хрома и углерода что позволяет идентифицировать их как $M_{23}C_6$).

Результаты определения гидростатической плотности свидетельствуют о наличии эффекта радиационного набухания материала. Наибольшее набухание обнаружено на отметке «+175» мм от ЦА3 и составляет около 4 %.

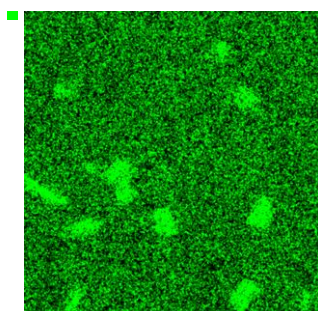
Результаты определения микротвердости указывают на значительные упрочнения материалов в результате реакторного облучения. Данные по распределению микротвердости по высоте чехла ЦЦ-19 приведены на рисунке 33, где можно видеть зависимость микротвердости материала от дозы облучения. Наибольшее значение микротвердости соответствует участку «+175». На этом же участке получены максимальные значения прочностных характеристик ($\sigma_{02} = 920$ МПа и $\sigma_b = 1130$ МПа) и низкие значения пластичности (менее 2 %).



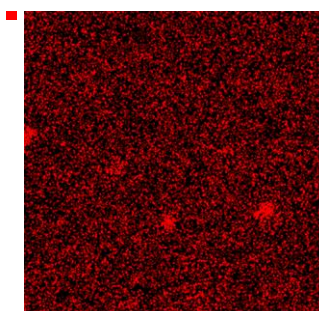
а) РЭМ-изображение



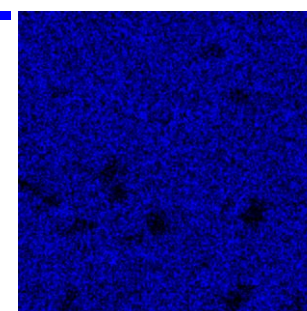
б) Наложение. Cr, C, Fe.



в) Хром



г) Углерод



д) Железо

Рисунок 32 - Пространственное распределение элементов на поверхности облученного образца

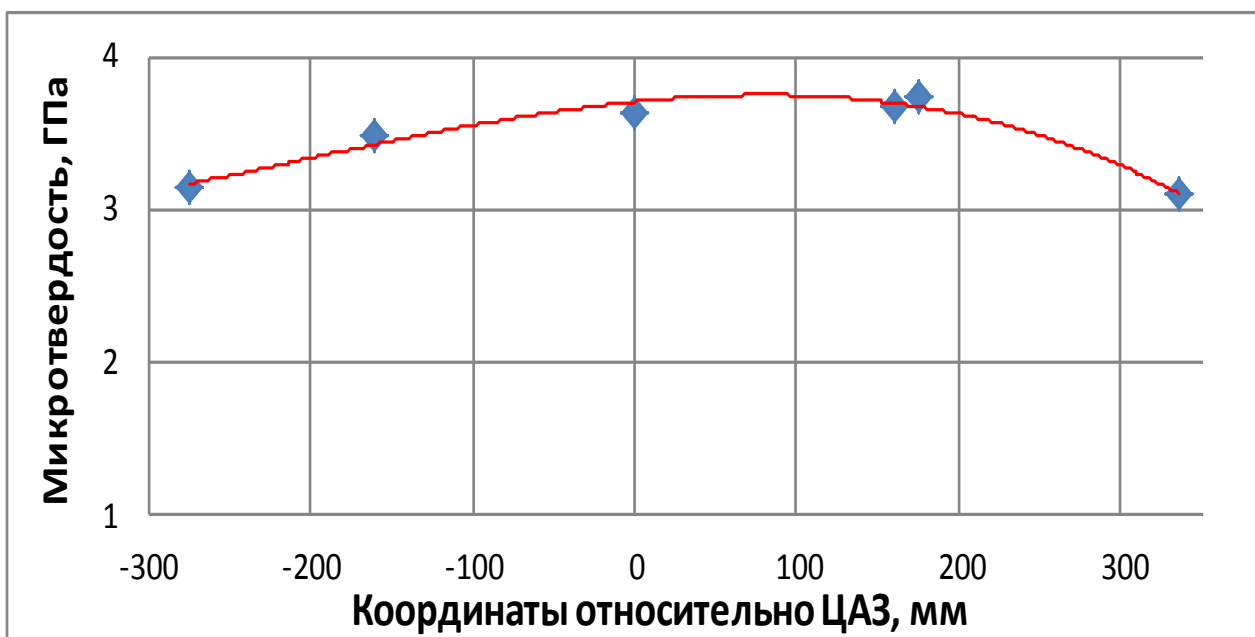


Рисунок 33 - Изменения микротвердости материала ОТВС ЦЦ19 относительно ЦАЗ

3.3 Результаты длительного отжига

Длительный отжиг облученных образцов проводился с целью определения закономерностей изменения структуры, физико-механических свойств, а так же коррозионного разрушения материалов ОТВС в условиях длительного изотермического воздействия. Отжиг проводился при температурах 300, 400 и 550 °С в среде аргона. В результате такого отжига имитировались условия штатного длительного сухого хранения ОТВС РУ БН-350. Длительность термического отжига – 7000 часов. Наряду с высокооблученными образцами термическим испытаниям были подвергнуты необлученные образцы (имитаторы) из грани чехла ТВС. Внешний вид образцов после испытания приведены на рисунке 34.



Рисунок 34 – Внешний вид образцов после отжига при температурах 550 (а), 400 (б) и 300°С (в) в течение 7000 часов в среде аргона

Зависимость изменения массы образцов от времени при температурах 300; 400 и 550 °С представлена на рисунке 35.

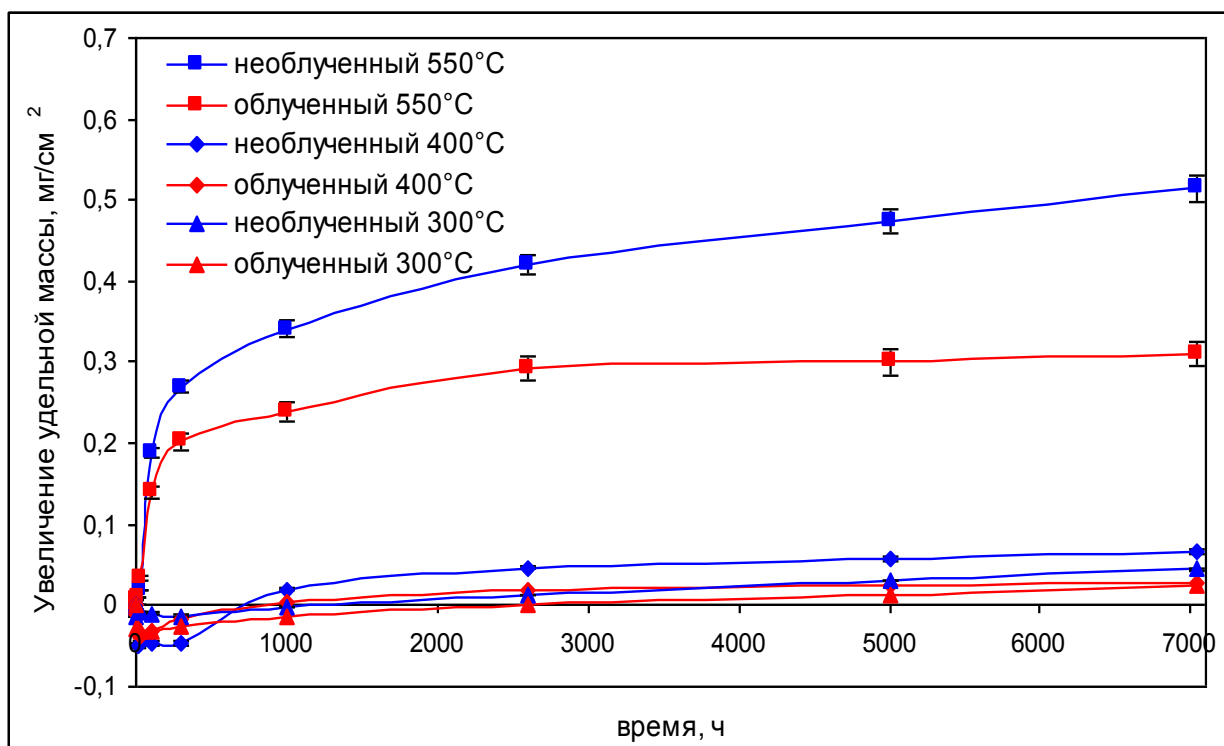


Рисунок 35 – Кинетика окисления образцов чехла ТВС реактора БН-350 при температурах 300; 400 и 550 °C в среде аргона

В результате экстраполяций экспериментальных данных на 50 лет сухого хранения определено, что глубина коррозионного разрушения облученной оболочки твэла в штатных условиях при температуре 550 °C не превысят 3 мкм.

Как видно из рисунка 35 при всех температурах испытаний в среде аргона удельное увеличение массы необлученных образцов больше, чем облученных. Это противоречит результатам, полученным при испытаниях на воздухе [64]. Из диаграммы видно, что в начале эксперимента наблюдается потеря массы, которая с уменьшением температуры увеличивается во времени. Максимальная потеря массы обнаружена при температуре 400 °C и составляет около 0,03 % от массы исходного образца. Вероятно, это явление можно объяснить дегазацией образцов и (или) старением материала.

Высокотемпературный отжиг образцов приводит к их термическому старению, в результате которого происходит изменение структуры, которое приводит к изменению плотности. Если предположить, что изменения объема в

результате роста оксидной пленки в первые часы отжига не значительны, то уменьшения массы объясняется уменьшением плотности, а следовательно процессом термического старения.

Если предположить, что в начале эксперимента протекали процессы дегазации образца, то основным элементом, участвующим в процессе дегазации может быть углерод. В исходном состоянии сталь 12X18H10T содержит около 0,12 % углерода, который в процессе нагрева диффундирует на поверхность металла, где связывается со свободным кислородом и улетучивается. Но одновременно с этим в образец диффундирует кислород, образуя защитную оксидную пленку, что приводит к замедлению и остановке диффузии углерода на поверхность. В облученных образцах кроме углерода присутствует водород и гелий, который вносит свой вклад в процесс дегазации.

Анализ экспериментальных данных по коррозионным испытаниям облученных и необлученных материалов реактора БН-350 показывает, что в экспериментальные зависимости изменения массы от времени полученные в среде аргона есть результирующая от двух процессов – термического старения и коррозии.

3.4 Исследование структурно-фазового состояния и физико-механических характеристик облученных образцов после длительного отжига

После длительных термических испытаний образцы были подвергнуты комплексным материаловедческим исследованиям, включающим исследования структуры и определение физико-механических свойств.

Исследование металлографических шлифов торцевого сечения (рисунок 36) показало, что на всех образцах по периметру существует окисный слой толщиной до 2 мкм. При этом зависимости толщины окисного слоя от температуры отжига не обнаружено.

Установлено, что межкристаллитная коррозия отсутствовала во всех исследованных образцах, кроме единичных участков (образец после отжига при

температуре 300 °С). Микроструктура облученного образца подвергнутого межкристаллитной коррозии представлена на рисунке 37. Вероятнее всего межкристаллитная коррозия индуцируется в процессе эксплуатации в реакторе БН-350, а не во время отжигов.

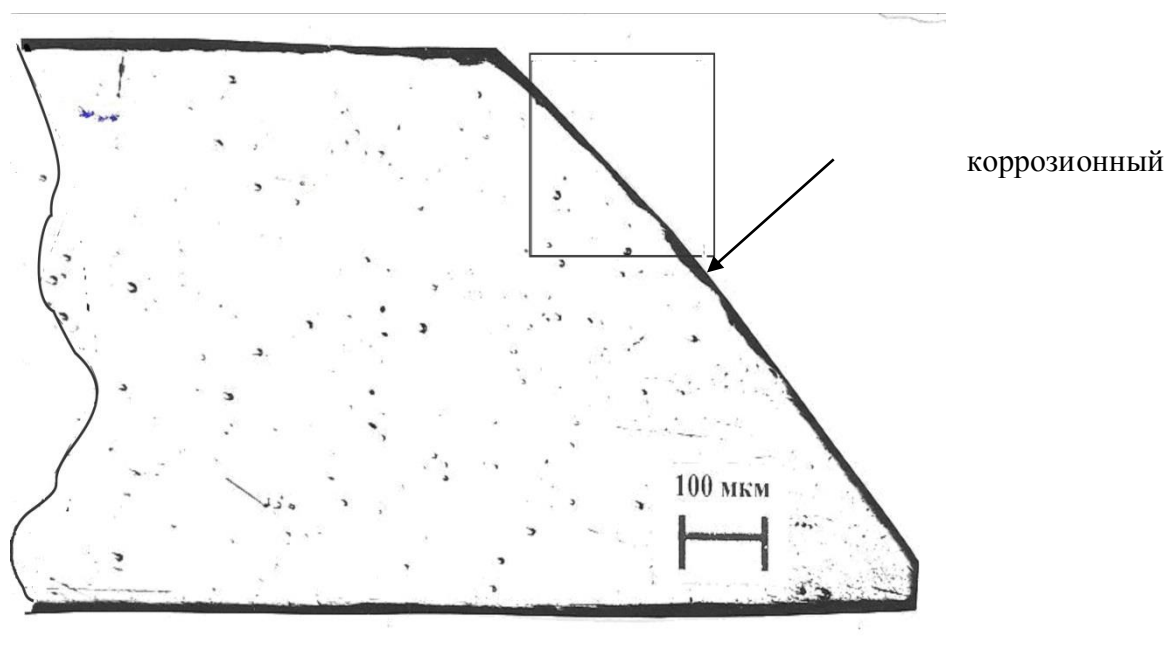


Рисунок 36 – Металлографический шлиф сечения образцов нержавеющей стали, подвернутых длительным отжигам

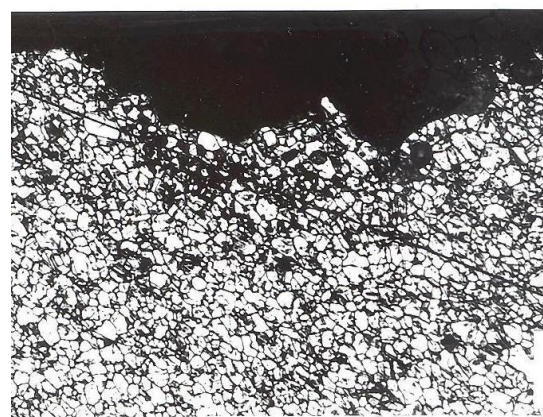
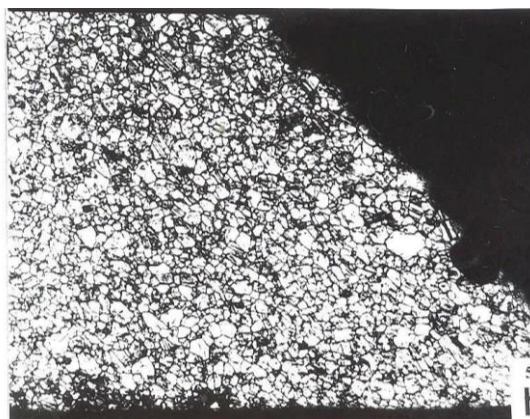
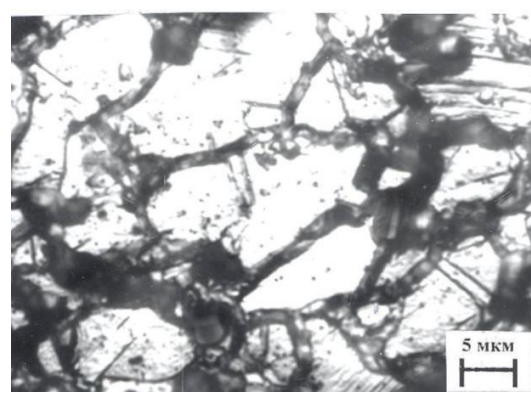
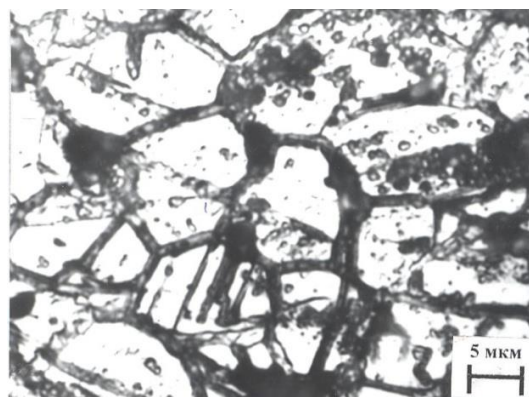
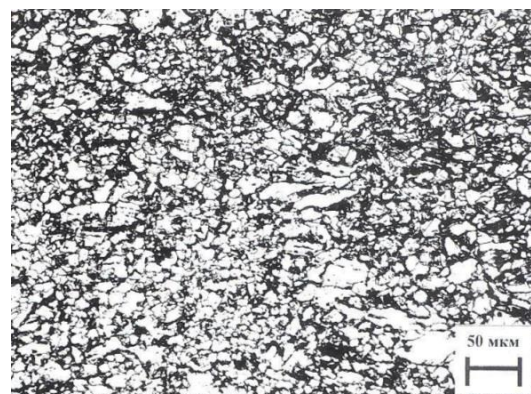
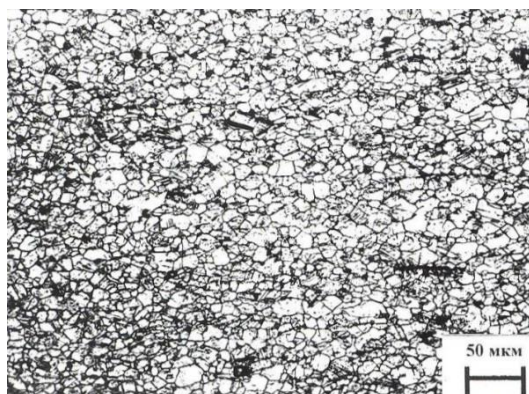


Рисунок 37 – Коррозионные повреждения поверхности образца из отметки «+175 мм» от ЦА3 отожженного при 300 °С в течение 7000 часов в аргоне

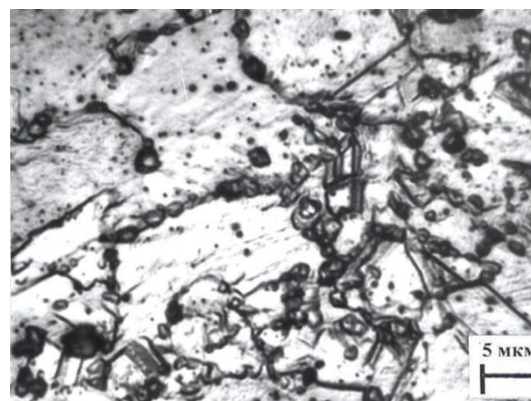
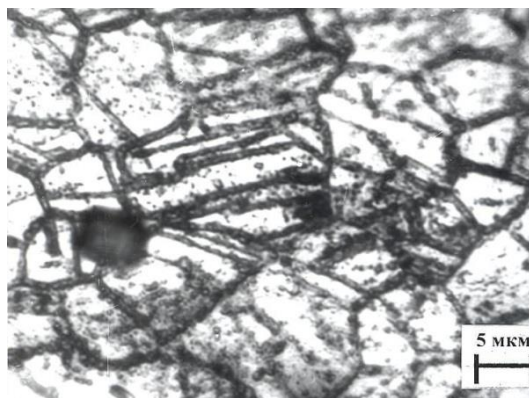
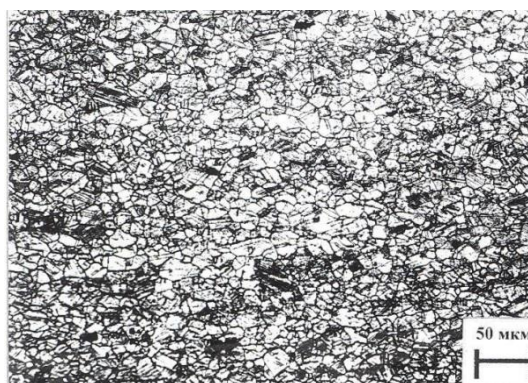
Структура поверхности облученных и необлученных (имитатор) образцов приведена на рисунках 38-40. Металлографическая структура после всех длительных отжигов осталась практически без изменений. В образцах - имитаторах структура неоднородна – разнотернистость от 5 до 100 мкм.



а)

б)

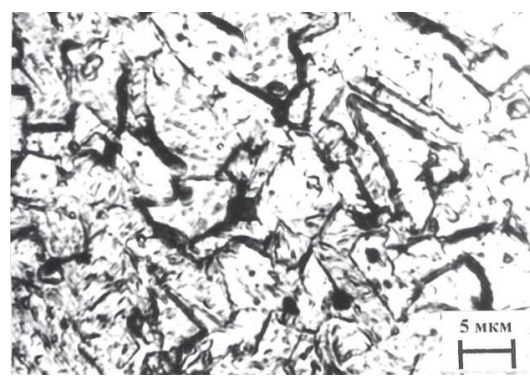
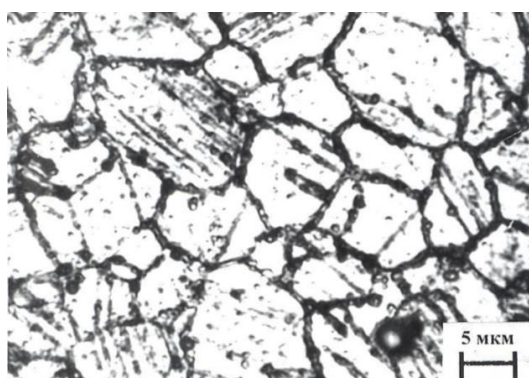
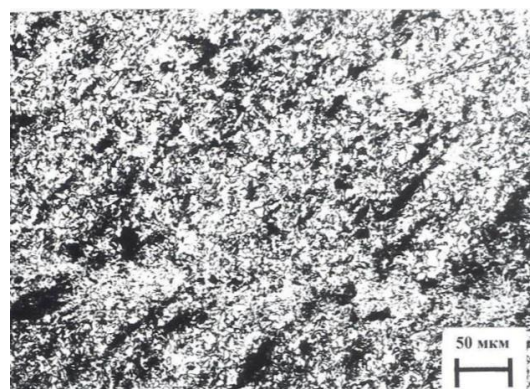
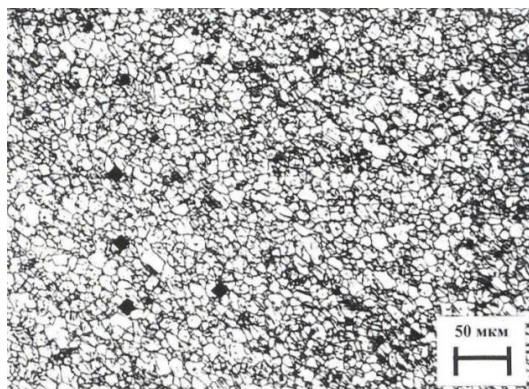
Рисунок 38 - Микроструктура образца ОТВС ЦЦ-19 с отметки «+175 мм» от ЦАЗ (а) и имитатора (б), отожженных при 550 °С в течение 7000 часов в аргоне



а

б

Рисунок 39 - Микроструктура образца ОТВС ЦЦ-19 с отметки «+175 мм» от ЦАЗ (а) и имитатора (б), отожженных при 400 °С в течение 7000 часов в аргоне.



а

б

Рисунок 40 - Микроструктура образца ОТВС ЦЦ-19 с отметки «+175 мм» от ЦАЗ (а) и имитатора (б), отожженных при 300 °С в течение 7000 часов в аргоне

При отжигах облученных образцов при повышенных температурах 400 °С и 550 °С увеличилось количество выделившихся дисперсных карбидов в теле зерна. При 550 °С карбиды появились также по границам зерен аустенитного зерна.

Предполагалось, что долговременное термическое воздействие при отсутствии нейтронных потоков приведет к эволюции сформировавшейся под облучением структуры. Распад твердого раствора либо эволюция карбидной компоненты могут повлечь за собой изменение плотности и, как следствие, изменение линейных размеров объекта с возникновением дополнительных механических напряжений.

Долговременный отжиг при 300 °С привел к уменьшению плотности материала по сравнению со значением для облученного материала до отжига. Отметим, что плотность значительно изменилась уже после 2600 часов выдержки и ее значение практически не менялось с ростом времени отжига. То есть, можно ожидать, что после первоначального изменения плотности материала (и соответственно – геометрии объекта), его геометрическая стабильность будет достаточно высокой в течение последующего долговременного хранения.

Отжиг при 550 °С в течение 2600 часов привел к несколько большим значениям плотности (7,44 г/см²), что тем не менее ниже этой величины для исходной стали (7,86 г/см²). Поскольку плотность облученного материала даже после долговременного отжига при 550 °С остается ниже, чем у исходной стали, при более высоких температурах, сопоставимых с температурой рекристаллизации, следует ожидать возврата плотности к исходным значениям (7,86 г/см²) и соответствующего изменения линейных размеров объектов.

Результаты, полученные при измерениях микротвердости, сведены в таблице 4, где видно, что микротвердость стали 12Х18Н10Т в результате облучения до 55,5 снa повышается до значений 380 кг/мм² по сравнению с 270 кг/мм² для образцов необлученной стали из аналогичного чехла новой тепловыделяющей сборки.

Таблица 4 - Микротвердость образцов из отметки «+175мм» от ЦАЗ и имитаторов, отожженных при 300, 400 и 550 °С в течение 7000 часов в аргоне.

Образец	Н _μ , кг/мм ²	
	облученный	необлученный
Исходный	380	270
300 °С	370	270
400 °С	278	221
550 °С	227	172

Для определения прочностных характеристик были проведены механические испытания на одноосное растяжение предварительно отожженных облученных микрообразцов. Механическое испытание проводилось на экспериментальной установке «КОРИНА» при температуре 400 °С со скоростью деформации 3,66 мм/мин. Частота регистрации изменения деформации и нагрузки – 0,1 с. Длина рабочей части образца определялась после его установки в захваты и достижения заданной температуры при помощи катетометра В-603 с точностью 0,01 мм. Диаграмма растяжения образцов представлена на рисунке 41.

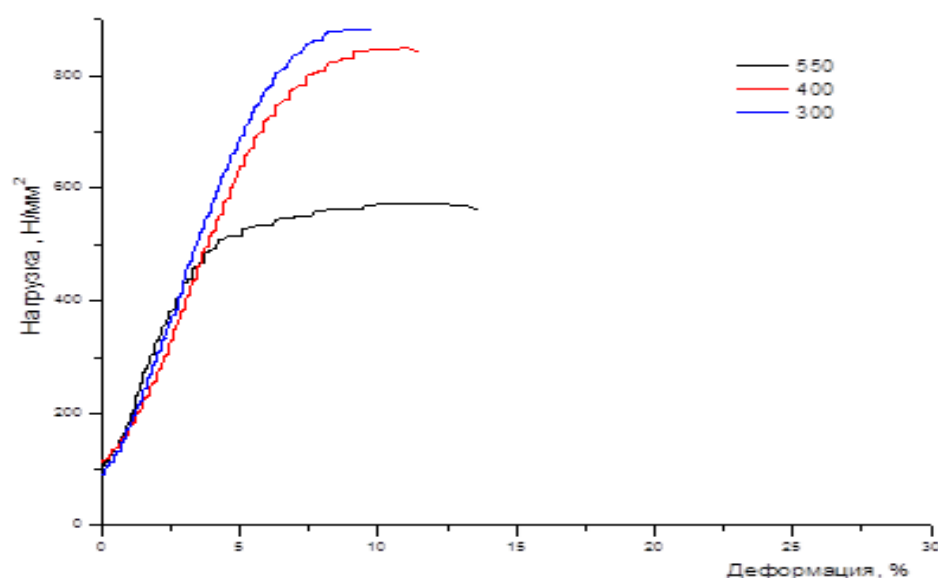


Рисунок 41 – Диаграмма растяжения предварительно отожженных высокооблученных микрообразцов

Результаты определения прочностных характеристик приведены в таблице 5.

Таблица 5 – Прочностные характеристики микрообразцов

Образец	σ_B , МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\epsilon_{равн}$, %	ϵ , %
Исходный	1063	703	3,3	4,1

300 °С	882	680	3	3,5
400 °С	848	630	4,3	5
550 °С	573	380	7,5	9,7

По результатам физико-механических испытаний предварительно отожженных образцов видно, что в ходе длительного отжига при температуре, равной или превосходящей температуру облучения, прочностные характеристики материала снижаются тем сильнее, чем выше температура отжига. Это можно объяснить снижением плотности дефектов, которые достаточно подвижны при температуре более 300 °С.

В то же время отжиг при температуре ниже температуры облучения (см. таблицы 4 - 5) не приводит к существенному изменению прочностных характеристик. Видимо, структура, полученная облучением при 380 °С, достаточно равновесна и устойчива при 300 °С даже в отсутствие нейтронных потоков.

4 Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение

Введение

Оценка коммерческой ценности разработки является необходимым условием при поиске источников финансирования для проведения научного исследования и коммерциализации его результатов. Это важно для разработчиков, которые должны представлять состояние и перспективы проводимых научных исследований[67].

Помимо превышения технических параметров над предыдущими разработками необходимо понимать коммерческую привлекательность научного исследования.

Таким образом, целью раздела «Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение» является проектирование и создание конкурентоспособных разработок, технологий, отвечающих современным требованиям в области ресурсоэффективности и ресурсосбережения[68].

Достижение цели обеспечивается решением задач:

1. планированием исследовательских и научных работ;
2. определением ресурсосберегающей, экономической, финансовой и социальной эффективности исследований[69].

4.2 Планирование научно-исследовательских работ

Для выполнения научных исследований была сформирована рабочая группа, в состав которой входили: научный руководитель и студент. Численность группы составляла 2 человека. По каждому виду работ устанавливалась соответствующая должность исполнителя. Порядок этапов, работ и распределение исполнителей по данным видам работ приведены в таблице 6[70].

Для определения общего содержания работ, уточнения целей и разработки последовательных действий необходимо составить календарный график выполнения НИОКР [71].

Таблица 6 - Календарный план ВКР

№ работ	Название	Длительность, дни	Дата начала работ	Дата окончания работ	Состав участников
11	Разработка технического задания на ВКР	7	27.11.2013	5.12.2013	Научный руководитель
22	Выбор направления исследований	8,5	9.12.2013	27.12.2013	Студент, научный руководитель
		8,5			
33	Экспериментальные исследования	100	21.01.2014	22.12.2015	Студент, научный руководитель
		57			
44	Теоретические расчеты	20	12.01.2015	02.03.2016	Студент, научный руководитель
		15			
55	Подбор и изучение литературы	30	03.03.2015	07.04.2016	Студент
66	Обобщение и обработка результатов	10	08.04.2015	05.05.2016	Студент, научный руководитель
		7			
77	Оформление ВКР	25	05.05.2015	31.05.2016	Студент

Построим диаграмму Ганта [72], так как она является наиболее наглядным и удобным графиком для проведения научных работ. Диаграмма Ганта – горизонтальный ленточный график с отрезками, которые характеризуют сроки начала выполнения работ и их окончания. Представлены протяженными во времени отрезками с различной штриховкой (отвечающей за исполнителя работы) [73].

Таблица 7 – Календарный план – график проведения НИОКР

№ рабо т	Вид работ	Исполнит.	T_{ki} , кал.дн.	Продолжительность выполнения работ																	
				2013		2014								2016							
				ноябрь	декабрь	январь	февраль	март	апрель	май	июнь	июль	сентябрь	октябрь	ноябрь	декабрь	январь	февраль	март	апрель	май
				1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1	1
				2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2	2
1	Разработка технического задания ВКР	Науч.рук.	7																		
2	Выбор направления исследований	Студ ент	8,5																		
		Науч. рук.	8,5																		
3	Экспериментальн ые исследования	Студент	100																		
		Науч. рук.	57																		
4	Теоретические расчеты	Студен т	20																		
		Науч. рук.	15																		
5	Подбор и изучение литературы	Студент	30																		

Π_i – цена приобретения единицы i -го вида потребляемых материальных ресурсов (руб./шт., руб./кг, руб./м, руб./м² и т.д.);

k_T – коэффициент, учитывающий транспортно-заготовительные расходы (15 % от стоимости материалов).

Расчет основной заработной платы:

$$З_{ЗП} = З_{осн} + З_{доп}, \quad (4.2)$$

где $З_{осн}$ - основная заработная плата; $З_{доп}$ – дополнительная заработная плата (18 % от $З_{осн}$)

Таблица 8 – Материальные затраты

Наименование материала	Единица измерения	Количество	Цена за ед Π_i , руб	Затраты на материалы $З_M$, руб
Основные материалы				
АНС	мм ³	35		
Вспомогательные материалы				
Спирт	мл	500	0,096	48
Дополнительные материалы				
Перчатки	шт	50	2,71	135,5
Халат	шт	1	459	459
Итого: 2635.3руб				

$$З_{осн} = З_{дн} \cdot T_p, \quad (4.3)$$

где T_p – продолжительность работ, выполняемых научно-техническим работником;

$З_{дн}$ – среднедневная заработная плата работника:

$$З_{дн} = \frac{З_M \cdot M}{F_d}, \quad (4.4)$$

где $З_M$ – месячный должностной оклад работника;

M – количество месяцев работы без отпуска в течение года (при шестидневной неделе $M = 10,4$);

F_d – действительный годовой фонд рабочего времени научно-технического персонала ($F_d = 179$).

$$Z_m = Z_{tc} \cdot k_p, \quad (4.5)$$

где Z_{tc} – заработная плата согласно Положению по оплате труда;

k_p – районный коэффициент ($k_p = 1,3$ для Томска) [75].

Таблица 9 – расчет основной заработной платы

Исполнители	Z_{tc} , руб	k_p	Z_m , руб	$Z_{дн}$, руб	T_p , раб.дн., мес.	$Z_{осн}$, руб
Руководитель	23264,86	1,3	30244,318	1260,12	88 дня	110895,83
Студент	2500	-	2500	-	18 мес	45000
Итого $Z_{осн} = 155895,83$ руб						

Отчисления во внебюджетные фонды:

$$Z_{внеб} = k_{внеб} \cdot (Z_{осн} + Z_{доп}), \quad (4.6)$$

где $k_{внеб}$ – коэффициент отчислений на уплату во внебюджетные фонды ($k_{внеб} = 0,3$).

Результаты определенных величин отчислений во внебюджетные фонды представлены в таблице 10

Таблица 10 – Отчисления во внебюджетные фонды

Исполнитель	Основная заработная плата, руб.	Дополнительная заработная плата, руб.
Руководитель	110895,83	11089,5
Студент	45000	-

Итого: 166985,33 руб	
Коэффициент отчислений во внебюджетные фонды	0,3
Всего отчислений во внебюджетные фонды: 36595,599 руб	

Расчет затрат на научные и производственные командировки представлены в таблице 11

Таблица 11 – Расходы на научные и производственные командировки

Наименование мероприятия	Оплата, руб
Участие в конференции ПРФН-14	400
VIII Международной конференции «Фазовые превращения и прочность кристаллов» (ФППК-2014) памяти академика Г.В.Курдюмова г. Черноголовка	32100
IV Международная конференция «Современные проблемы физики и технологий» г. Москва	15100
Итого: 47600 руб	

Накладные расходы:

$$З_{\text{накл}} = (З_{\text{осн}} + З_{\text{доп}}) \cdot k_{\text{нр}}, \quad (4.7)$$

где $k_{\text{нр}}$ – коэффициент, учитывающий накладные расходы ($k_{\text{нр}} = 80 - 100\%$).

Таблица 12 – расчет бюджета затрат

Наименование статьи	Сумма, руб
Материальные затраты	2635,3
Затраты по основной заработной плате исполнителей темы	166985,33
Затраты по дополнительной заработной плате исполнителей темы	11089,5
Затраты на научные производственные командировки	47600
Отчисления во внебюджетные фонды	36595,599
Накладные расходы	142459,728
Бюджет затрат	407365,457

Выводы

При планировании научно-исследовательской работы был произведен подсчет бюджета исследования. В процессе формирования бюджета были использованы группировки по материальным затратам (2635,3 руб), затратам по основной заработной плате исполнителей тем (155895,83 руб), затратам по дополнительной заработной плате (11089,5 руб), затратам на научные и производственные командировки (17183,59 руб), отчислениям во внебюджетные фонды (36595,599 руб) и накладным расходам (142459,728 руб). Всего бюджет составил 407365,457 руб. Данная оценка коммерческой ценности необходима, чтобы представлять состояние и перспективы проводимых научных исследований.

5 Социальная ответственность

Введение

В настоящее время в мире происходит большое количество различных ЧС на предприятиях. В связи с этим, актуальной проблемой является обеспечение безопасности рабочих мест на предприятии, и предотвращение возможных ЧС.

Магистерская работа по теме Исследование изменений структурно-фазового состояния и физико-механических характеристик аустенитной стали 12X18Н10Т в результате реакторного облучения и термического воздействия, предполагает работу с вакуумным оборудованием, а так же работу с облученными материалами.

В данной главе рассмотрены правила безопасной работы труда при выполнении основных этапов подготовки материала, а также их последующих исследований. Рассмотрены условия работы с установкой, выделены опасные и вредные производственные факторы, а также существующие средства и методы защиты, описаны организационные и технические мероприятия, проводимые перед началом работы.

Опасным производственным фактором, согласно [76], называется такой производственный фактор, воздействие которого в определенных условиях приводят к травме или другому внезапному, резкому ухудшению здоровья.

Вредным производственным фактором, является фактор, воздействие которого на работающего, в определенных условиях, приводит к заболеванию или снижению трудоспособности.

5.1 Анализ опасных и вредных производственных факторов

Производственные условия на рабочем месте характеризуются наличием опасных и вредных факторов, которые классифицируются по группам элементов: физические, химические, биологические, психофизиологические [75].

На инженера, работа которого связана с моделированием на компьютере, воздействуют следующие факторы:

- физические:

микроклимат;

шум;

статическое электричество;

электромагнитное поле низкой чистоты;

освещённость;

наличие излучения;

- психофизиологические

Психофизиологические опасные и вредные производственные факторы, делятся на: физические перегрузки (статические, динамические) и нервно-психические перегрузки (умственное перенапряжение, монотонность труда, эмоциональные перегрузки).

Таблица 13 – Основные элементы производственного процесса, формирующие опасные и вредные факторы

Наименование видов работ и параметров производственного процесса	ФАКТОРЫ ГОСТ 12.0.003-74 ССБТ		Нормативные документы
	Вредные	Опасные	
Рабочее место находится в ИАЭ НЯЦ РК Исследование изменений структурно-фазового состояния и физико-механических характеристик аустенитной стали 12X18H10T в результате	Облученные материалы	Электрический ток	ГОСТ 12.1.038-82 ССБТ. Электро-Безопасность ГОСТ 12.4.011-89 ССБТ. Средства защиты работающих. Общие требования и классификация.

реакторного облучения термического воздействия	и			
---	---	--	--	--

5.2 Обоснование и разработка мероприятий по снижению уровней опасного и вредного воздействия и устранению их влияния на работающих

5.2.1 Требования к ПЭВМ и организация работы организационные мероприятия

Персонал обязан знать и строго соблюдать правила техники безопасности. Обучение персонала технике безопасности и производственной санитарии состоит из вводного инструктажа и инструктажа на рабочем месте ответственным лицом.

Лица, обслуживающие электроустановки не должны иметь увечий и болезней, мешающих производственной работе. Состояние здоровья устанавливается медицинским освидетельствованием.

Технические мероприятия

Рациональная планировка рабочего места предусматривает четкий порядок и постоянство размещения предметов, средств труда и документации. То, что требуется для выполнения работ чаще должно располагаться в зоне легкой досягаемости рабочего пространства.

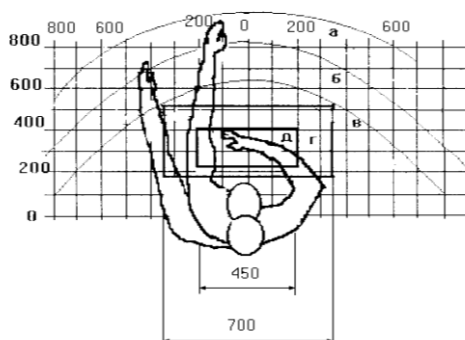


Рисунок 42 – Зоны досягаемости рук в горизонтальной плоскости: а - зона максимальной досягаемости рук; б - зона досягаемости пальцев при вытянутой

руке; в - зона легкой досягаемости ладони; г - оптимальное пространство для грубой ручной работы; д - оптимальное пространство для тонкой ручной работы

Оптимальное размещение предметов труда и документации в зонах досягаемости рук: Дисплей размещается в зоне а (в центре); Клавиатура - в зоне г/д; Системный блок размещается в зоне б (слева); Принтер находится в зоне а (справа); Документация: в зоне легкой досягаемости ладони – в (слева) - литература и документация, необходимая при работе; в выдвижных ящиках стола - литература, не используемая постоянно.

При проектировании письменного стола должны быть учтены следующие требования.

Высота рабочей поверхности стола рекомендуется в пределах 680-800 мм. Высота рабочей поверхности, на которую устанавливается клавиатура, должна быть 650 мм. Рабочий стол должен быть шириной не менее 700 мм и длиной не менее 1400 мм. Должно иметься пространство для ног высотой не менее 600 мм, шириной - не менее 500 мм, глубиной на уровне колен - не менее 450 мм и на уровне вытянутых ног - не менее 650 мм.

Рабочее кресло должно быть подъёмно-поворотным и регулируемым по высоте и углам наклона сиденья и спинки, а так же расстоянию спинки до переднего края сиденья. Рекомендуется высота сиденья над уровнем пола 420-550 мм. Конструкция рабочего кресла должна обеспечивать: ширину и глубину поверхности сиденья не менее 400 мм; поверхность сиденья с заглублённым передним краем.

Монитор должен быть расположен на уровне глаз оператора на расстоянии 500-600 мм. Согласно нормам угол наблюдения в горизонтальной плоскости должен быть не более 45 D к нормали экрана. Лучше если угол обзора будет составлять 30 D. Кроме того должна быть возможность выбирать уровень контрастности и яркости изображения на экране.

Должна предусматриваться возможность регулирования экрана:

- по высоте +3 см;

- по наклону от 10 до 20 градусов относительно вертикали;
- в левом и правом направлениях.

Клавиатуру следует располагать на поверхности стола на расстоянии 100-300 мм от края. Нормальным положением клавиатуры является её размещение на уровне локтя оператора с углом наклона к горизонтальной плоскости 15°. Более удобно работать с клавишами, имеющими вогнутую поверхность, четырёхугольную форму с закруглёнными углами. Конструкция клавиши должна обеспечивать оператору ощущение щелчка. Цвет клавиш должен контрастировать с цветом панели.

При однообразной умственной работе, требующей значительного нервного напряжения и большого сосредоточения, рекомендуется выбирать неяркие, малоконтрастные цветочные оттенки, которые не рассеивают внимание (малонасыщенные оттенки холодного зеленого или голубого цветов). При работе, требующей интенсивной умственной или физической напряженности, рекомендуются оттенки тёплых тонов, которые возбуждают активность человека.

5.2.2 Условия безопасной работы

5.2.2.1 Производственный шум

При работе форвакуумного и турбомолекулярного насосов, а также вентиляции возникает производственный шум. Воздействие шума на организм человека вызывает негативные изменения, прежде всего в органах слуха, нервной и сердечно-сосудистой системах. В соответствии с ГОСТ 12.1.003-83 допустимый уровень шума при работе, требующей сосредоточенности, работе с повышенными требованиями к процессам наблюдения и дистанционного управления производственными циклами на рабочих местах в помещениях лабораторий с шумным оборудованием, составляет 75 дБА. Зоны с уровнем звука или эквивалентным уровнем звука выше 80 дБА обозначены знаками безопасности по ГОСТ 12.4.026. Рекомендуется использовать следующие средства:

коллективной защиты: акустические экраны, выгородки, объемные поглотители звука, виброизолирующие опоры;

средства индивидуальной защиты: специальные наушники, вкладыши в ушную раковину, противошумные каски.

5.2.2.2 Микроклимат

При работе компонентов установки, а также охлаждающего оборудования происходит изменение микроклимата в помещении. В соответствии с [77], параметрами, характеризующими микроклимат являются:

1. температура воздуха;
2. температура поверхностей (учитывается температура поверхностей ограждающих конструкций, устройств (экраны и т.п.), а также технологического оборудования или ограждающих его устройств);
3. относительная влажность воздуха;
4. скорость движения воздуха.

Выполняемые работы относятся к Ib категории работ. К данной категории относятся работы с интенсивностью энергозатрат 121-150 ккал/ч (140-174 Вт), производимые сидя, стоя или связанные с ходьбой и сопровождающиеся некоторым физическим напряжением.

Температура наружных поверхностей технологического оборудования, ограждающих устройств, с которыми соприкасается в процессе труда человек, не превышает 45 °С.

Оптимальные величины показателей микроклимата на рабочих местах производственных помещений представлены в таблице 14

Для создания оптимальных метеорологических условий в помещениях применяют кондиционирование воздуха – автоматическое поддержание в помещениях заданных оптимальных параметров микроклимата и чистоты воздуха независимо от изменения наружных условий и режимов внутри помещения.

Системы вентиляции служат для удаления из помещения загрязненного и (или) нагретого воздуха и подачи в него чистого. Системы кондиционирования воздуха обеспечивают создание и автоматическое поддержание в помещении заданных

Таблица 14 – Оптимальные величины показателей микроклимата на рабочих местах производственных помещений

Контролируемые показатели	Оптимальные нормы для рабочего места		Допустимые нормы для рабочего места	
	В холодный и переходный периоды года	В теплый период года	В холодный и переходный периоды года	В теплый период года
Температура, °С	20-23	22-25	19-25	23-28
Относительная влажность, %	40-60	40-60	не более 75	не более 55 (при 28°С)
Скорость движения воздуха, м/с	не более 0,2	не более 0,2	не более 0,2	не более 0,5

параметров воздушной среды независимо от меняющихся метеоусловий.

В холодное время года для поддержания в помещении оптимальной температуры воздуха применяется отопление.

5.2.3 Расчет искусственной освещенности

Правильно спроектированное и рационально выполненное освещение производственных помещений оказывает положительное воздействие на работающих, способствует повышению эффективности и безопасности труда, снижает утомление и травматизм, сохраняет высокую работоспособность.

Основной задачей светотехнических расчётов для искусственного освещения является определение требуемой мощности электрической осветительной установки для создания заданной освещённости.

Для производственных помещений всех назначений применяются системы общего (равномерного или локализованного) освещения и комбинированного (общего и местного) освещения. При учете особенностей процесса работ с установкой УВН-200МИ (ТПУ, Россия) [УВН-200МИ (не требует освещения для работ высокой точности) допускается применение системы общего равномерного освещения.

Для освещения помещения используются светильники для ламп ЛХБ типа ОД (мощность 15 Вт).

Высота помещения: $H = 3800$.

Расстояние светильников от перекрытия: $h_c = 400$.

Высота светильника над полом, высота подвеса:

$$h_n = H - h_c = 3800 - 400 = 3400 \quad (16)$$

Высота рабочей поверхности над полом: $h_{rp} = 800$.

Расчетная высота, высота светильника над рабочей поверхностью:

$$h = h_n - h_{rp} = 3400 - 800 = 2600 \quad (17)$$

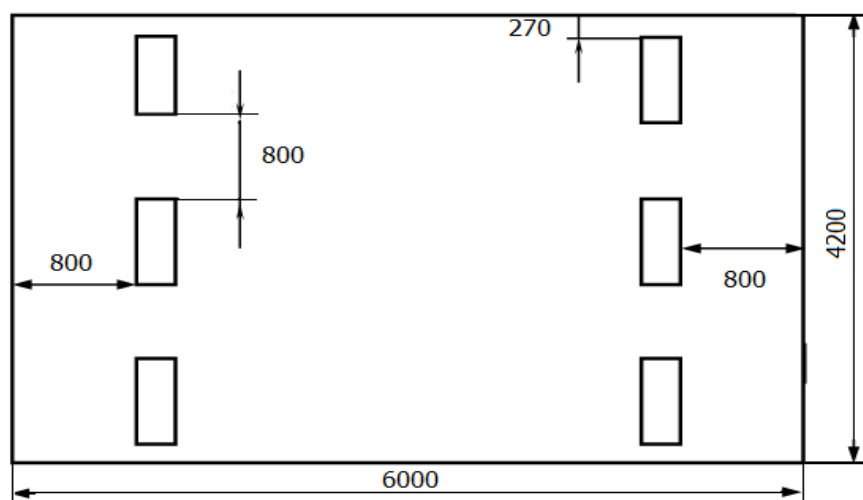


Рисунок 43 – Схема размещения светильников в помещении

Для двухламповых светильников ОД при одиночной установке или при непрерывных рядах из одиночных светильников в соответствии с требованиями наименьшая допустимая высота подвеса над полом составляет 3,5 м. Рассчитанная величина $h = 2600$ мм не соответствует требованиям. В целях создания благоприятных зрительных условий на рабочем месте и для борьбы со

слепающем действии источников света необходимо использовать двухламповые светильники ШЛД или ШОД (наименьшая допустимая высота подвеса над полом: 2,5 м).

Расстояние между соседними светильниками: $L = 800$ мм;

Расстояние от крайних светильников до стены: $l = 270$ мм.

Расстояние от крайних светильников до стены является оптимальным, так как рекомендуемая величина равна $\frac{L}{3} = \frac{800}{3} = 267$ мм.

Интегральный критерий оптимальности расположения светильников является величина $\lambda = \frac{L}{h}$. При идеальном расположении светильников λ величина должна составлять 1,4 м.

Оптимальное расстояние между светильниками L должно составлять:

$$L = \lambda \cdot h = 1,4 \cdot 2,6 = 3,64 \text{ м}, \quad (18)$$

что соответствует настоящему расположению светильников.

Расчет общего равномерного искусственного освещения горизонтальной рабочей поверхности выполняется методом коэффициента светового потока:

$$\Phi = \frac{E_n \cdot S \cdot K_z \cdot Z}{N \cdot \eta} = \frac{300 \cdot 25,2 \cdot 1,5 \cdot 1,1}{6 \cdot 0,42} = 4950 \text{ Лм}, \quad (19)$$

где нормируемая минимальная освещенность (по СНиП 23-05-95): $E_n = 300$ лк (разряд зрительной работы V: малой точности);

Площадь освещаемого освещения: $S = 25,2$ м²;

Коэффициент запаса, учитывающий загрязнение светильника, наличие в атмосфере дыма, пыли: $K_z = 1,5$ (помещение с малым выделением пыли);

Коэффициент неравномерности освещения: $Z = 1,1$ (для люминесцентных ламп);

Число ламп в помещении: $N = 6$;

Коэффициент использования светового потока: $\eta = 42$.

Световой поток лампы ЛХБ типа ОД (15 Вт) составляет 820 Лм. Расчет искусственного освещения показал, что световой поток от 6 ламп 4920 Лм.

5.3 Анализ выявленных опасных факторов проектируемой производственной среды

При выполнении работы возможно воздействие следующих опасных производственных факторов:

- 1) Электрическое напряжение.
- 2) Пожаровзрывоопасность.

5.3.1 Электробезопасность

Неисправность проводки установки может стать причиной поражения электрическим током. Прохождение тока может вызывать у человека раздражение и повреждение различных органов. Пороговый не отпускающий ток составляет 50 Гц (6-16мА). Защита от воздействия электрического тока осуществляется путем проведения организационных, инженерно-технических и лечебно-профилактических мероприятий.

Согласно [77] электробезопасность должна обеспечиваться конструкцией электроустановок, техническими способами и средствами защиты. Электроустановки и их части выполнены таким образом, чтобы работающие не подвергались опасным и вредным воздействиям электрического тока и электромагнитных полей, и соответствовать требованиям электробезопасности.

Помещения разделяются на три класса опасности: без повышенной опасности, и повышенной опасностью, особо опасные и наружные электроустановки. Согласно ПУЭ 7.4 «Правила устройства электроустановок» помещение, в котором находится установка, предназначенная для нанесения оксидов и оксинитридов титана на стальные подложки, относится к помещениям без повышенной опасности, в которых отсутствуют условия, создающие повышенную или особую опасность. К таким условиям относятся: сырость (влажность более 75 %), токопроводящей пыли, токопроводящие полы (металлические, земляные, железобетонные, кирпичные и т.п.); высокие температуры (выше 35 °С); возможность одновременного прикосновения

человека к имеющим соединение с землей технологическим аппаратам, механизмам, с одной стороны, и к металлическим корпусам электрооборудования - с другой. В лаборатории находятся электрические установки с классами напряжения до 10 кВ, в которых, согласно ГОСТ12.1.038-82 ССБТ, предельно допустимые безопасные значения тока, напряжения и сопротивления не должны превышать значений 0,1 мА, 36В и 4 Ом соответственно.

Для предотвращения поражения электрическим током следует проводить следующие мероприятия [78]:

1. содержать оборудование в работоспособном состоянии и эксплуатировать его в соответствии с нормативно-техническими документами;
2. своевременно проводить техническое обслуживание;
3. соблюдать технику безопасности при работе с оборудованием;
4. проводить инструктаж для работников [79].

В качестве мероприятий по обеспечению безопасности работы с электрооборудованием могут быть использованы:

1. изоляция токоведущих частей;
2. малое напряжение в электрических цепях;
3. защитное заземление, зануление, защитное отключение;
4. применение разделяющих трансформаторов;
5. использование оболочек и блокировок для предотвращения возможности случайного прикосновения к токоведущим частям и ошибочных действий или операций;
6. средства индивидуальной защиты и предохранительные приспособления: диэлектрические перчатки, галоши, изолирующие штанги, изолирующие и электроизмерительные клещи, диэлектрические резиновые ковры, указатели напряжения.

5.3.2 Пожаровзрывобезопасность

Согласно НПБ 105-03 используемое помещение относится к категории пожароопасной В1-В4, т. е. в которых находятся горючие и трудногорючие жидкости, вещества и материалы (в том числе пыли и волокна), способные при взаимодействии с водой, кислородом воздуха или друг с другом только гореть, при условии, что помещения, в которых они находятся, не относятся к взрывопожароопасным категориям А или Б.

В лаборатории разработаны инструкции о мерах пожарной безопасности для каждого взрывопожароопасного и пожароопасного участка (мастерской, цеха и т. п.) в соответствии с приложением № 1 ППБ 01-03

Согласно [80] работники допускаются к работе только после прохождения инструктажа о мерах пожарной безопасности, во всех помещениях вывешены таблички с указанием номера телефона вызова пожарной охраны и таблички с направлением пути эвакуации и план эвакуации.

Согласно [81] в здании, где ведутся работы, предусмотрены инженерно-технические решения, которые обеспечивают в случае пожара эвакуацию людей (аварийные выходы), подачу средств пожаротушения к очагу, есть сигнализация и работает оповещение о пожаре.

Пожарные краны, огнетушители и другая пожарная техника для защиты объектов соответствует (ГОСТ 12.1.004-91 с измен. 21.10.1993 г).

На рисунке 44 представлен план эвакуации 131 аудитории 19 корпуса, где находится установка «УВН-200МИ». По плану виден основной эвакуационный выход и 2 огнетушителя. В лабораториях расположены огнетушители порошковые ОП-4(з)-АВСЕ-02 (предназначен для тушения твердых, жидких и газообразных веществ и электроустановок до 1000 вольт).

Причинами возникновения пожара могут быть:

1. Нарушение правил эксплуатации электрического оборудования;
2. Курение в неустановленных местах;
3. Перегрузка электрических сетей;



Рисунок 44 – План эвакуации из рабочего помещения:

	Телефон		Направление к эвакуационному выходу
	Аптечка первой помощи		Умывальник
	Огнетушитель		Пожарный кран
	Вы находитесь здесь		Основной путь эвакуации

4. Нарушение правил пожарной безопасности;
5. Неправильное хранение возгорающихся веществ.

При работе на установке используются баллоны с аргоном и азотом. Эксплуатация баллонов связана с рядом опасных факторов. Наполненный сжатым газом баллон обладает большой энергией, и если в нем образуется отверстие, то газ истекает из него с критической скоростью.

Правила устройства и безопасной эксплуатации сосудов, находящихся под высоким давлением описаны в [82,83]. В целях безопасности, выполнены общие правила эксплуатации баллонов:

1. Баллоны установлены вертикально и надежно закреплены в таком положении металлическим хомутом, а также защищены от падения на них сверху каких либо предметов.

2. Баллоны с газом, устанавливаемые в помещении находятся от радиаторов отопления и других отопительных приборов на расстоянии не менее 1 метра и от печей и других источников тепла с открытым огнем не менее 5 метров. При невозможности выдержать необходимое расстояние, необходимо

применять защитные экраны, предохраняющие баллоны от местного разогрева, располагая баллон не ближе 0.1 м от экрана. Установленные баллоны также необходимо предохранять от действия солнечных лучей.

3. Выпуск газов из баллона производится через редуктор, предназначенный исключительно для данного газа и окрашенный в соответствующий цвет. Камера низкого давления редуктора имеет манометр и пружинный предохранительный клапан, отрегулированный на соответствующее давление в емкости; во всех случаях открывать и закрывать вентиль баллона необходимо медленно.

5.4 Охрана окружающей среды

В данной работе отходами являются металлические порошки, полученные вследствие чистки камеры и других компонентов установки.

Утилизация металлических отходов состоит из нескольких технологических операций, включающих в себя:

1. демонтаж конструкций и сбор металлических отходов;
2. транспортировку отходов на перерабатывающее предприятие;
3. проверка металлических отходов (в т.ч. дозиметрическая);
4. отделение отходов чёрных металлов от отходов цветных металлов;
5. отделение различных примесей неметаллического характера;
6. заключительный контроль отходов;
7. переработка.

5.5 Защита в чрезвычайных ситуациях

Чрезвычайная ситуация – обстановка на определенной территории, сложившаяся в результате аварии, опасного природного явления, катастрофы, стихийного или иного бедствия, которые могут повлечь или повлекли за собой человеческие жертвы, ущерб здоровью людей или окружающей природной

среде, значительные материальные потери и нарушение условий жизнедеятельности людей.

Рассмотрим две наиболее типичных чрезвычайных ситуации, которые могут произойти на предприятии.

Первый случай: остановка производства в результате сильных морозов.

Меры по предупреждению ЧС:

1. Повышение устойчивости системы электроснабжения. В первую очередь целесообразно заменить воздушные линии электропередач на кабельные (подземные) сети, использовать резервные сети для запитки потребителей, предусмотреть автономные резервные источники электропитания объекта (передвижные электрогенераторы).

2. Обеспечение устойчивости теплоснабжения за счет запасных автономных источников теплоснабжения, кольцевания системы, заглубления теплотрасс.

3. Обеспечение устойчивости систем водоснабжения (устройство дублирования водопитания, кольцевание системы, заглубление водопроводов, обустройство резервных емкостей и водохранилищ, очистка воды от вредных веществ и т.п.).

4. Обеспечение устойчивости системы водоотведения. Повышение устойчивости системы канализации достигается созданием резервной сети труб, по которым может отводиться загрязненная вода при аварии основной сети. Должна быть разработана схема аварийного выпуска сточных вод непосредственно в водоемы. Насосы, используемые для перекачки загрязненной воды, комплектуются надежными источниками электропитания.

Второй случай: диверсия.

Для обеспечения безопасности работника, предотвращения хищений и проникновении посторонних лиц на предприятие следует использовать ряд мер безопасности:

1. Организовать контрольно-пропускной пункт.

2. Установить системы видеонаблюдения в производственных цехах, а также на всех входах и выходах из здания.

3. Установить оповещающие системы безопасности при несанкционированном проникновении на предприятие в нерабочее время.

5.6 Правовые вопросы обеспечения безопасности

К работе на установке «УВН-200МИ» допускаются лица не моложе 18 лет, не имеющие медицинских противопоказаний, прошедшие обучение безопасности труда и инструктаж на рабочем месте. К самостоятельной работе допускаются работники после специального обучения и проверки знаний, норм и правил работы с электроустановками, приобретенных навыков и безопасных способов выполнения работы на установке, имеющие не менее III группы по электробезопасности.

Повторная проверка знаний норм и правил электробезопасности проводится с работниками не реже 1 раза в 12 месяцев, повторный инструктаж на рабочем месте – не реже 1 раза в 3 месяца. Проведение всех видов инструктажа должно оформляться в журнале регистрации инструктажа установленного образца, с обязательными подписями получившего и проводившего инструктаж, с указанием даты проведения инструктажа, наименования и номеров инструкции на виды работ, по которым проводится инструктаж.

По данной теме рассматриваются следующие законодательные и нормативные документы:

- Инструкция по охране труда при выполнении работ методом реактивного магнетронного распыления на установке «УВН-200МИ»;
- Инструкция № 2-14 по охране труда при работе с электрооборудованием напряжением до 1000 В;
- ГОСТ 12.1.003-83 ССБТ. Шум. Общие требования безопасности.
- ГОСТ 12.1.003-99 ССБТ «Шум. Общие требования эксплуатации».

- ГОСТ 12.1.038-82 ССТБ Электробезопасность. Предельно допустимые значения напряжений прикосновения и токов.
- ГОСТ 12.1.030-81 ССБТ. Электробезопасность. Защитное заземление. Зануление
- ГОСТ 12.1.045-84 ССБТ. Электростатические поля. Допустимые уровни на рабочих местах.
- ГОСТ 12.4.011-89 ССБТ. Средства защиты работающих. Общие требования и классификация.
- ГОСТ Р 12.1.019-2009 ССБТ. Электробезопасность. Общие требования и номенклатура видов защиты.
- ГОСТ 12.0.003-74 ССБТ. Опасные и вредные производственные факторы. Классификация.
- СНиП 21-01-97 Пожарная безопасность зданий и сооружений.
- СНиП 23-05-95 Естественное и искусственное освещение.

Заключение. В данной главе были рассмотрены правила безопасной работы труда при выполнении основных этапов выполнения работы, а также их последующих исследований. Рассмотрены условия работы с установкой, выделены опасные и вредные производственные факторы, а также существующие средства и методы защиты, описаны организационные и технические мероприятия, проводимые перед началом работы.

Заключение

В ходе реализации поставленной цели диссертационной работы было проведено изучение литературных данных по состоянию вопросов обращения с облученными материалами. Выбраны методики испытаний, облученных образцов конструкционных материалов и материаловедческих исследований. Также в рамках сформулированных основных задач в работе получены экспериментальные данные по:

- степени изменения структуры, прочностных характеристик и коррозионной стойкости конструкционных материалов ОТВС РУ БН-350 в зависимости от полученной дозы реакторного облучения;

- степени изменения структуры, прочностных характеристик и коррозионной стойкости конструкционных материалов ОТВС РУ БН-350 в зависимости от температуры испытания в среде аргона;

На завершающем этапе работы проведен комплексный анализ полученных данных, где установлены основные закономерности поведения исследуемого материала.

Исследования образцов после реакторного облучения выявило незначительное различие структуры по высоте грани чехла ЦЦ-19. В структуре наблюдается множество мелкодисперсных карбидных выделений, наибольшее число которых обнаружено на отметке «+175 мм» от ЦАЗ. На этом же участке обнаружена максимальная прочность, и как следствие, низкая пластичность материала. Результаты определения микротвердости указывают на то что длительный изотермический отжиг приводит к снижению эффекта радиационного упрочнения тем сильнее чем выше температура отжига.

В качестве основных постулатов, полученных в ходе реализации данной диссертационной работы можно обозначить следующее:

- охарактеризована и установлена степень деградации материала до испытаний и после испытания (моделирующие состояние материала на начальной и конечной стадии хранения);

– обнаружен положительный эффект снижения риска разрушения материала ОТВС возникающий за счет отжига в процессе хранения, что необходимо учитывать при построении прогноза состояния материала на финальной стадии сухого хранения.

Список использованных источников

1. Материаловедение. Технология конструкционных материалов. Радиационное материаловедение: учеб. пособие для вузов - 2-е изд., доп. и перераб./А.М. Паршин, Ю.С. Васильев, В.Б. Звягин, Н.Б. Кириллов, А.П. Петкова, М.М. Радкевич. Под ред. А.М. Паршина и В.Б. Звягина. - СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2011. –348 с.
2. Евдокимов В.Д., Клименко Л.П., Евдокимова А.Н. Технология упрочнения машиностроительных материалов: Учебное пособие-справочник / под редакцией д.т.н., проф. В.Д. Евдокимова. – Одесса; Николаев: Изд-во НГГУ им. Петра Могилы, 2005. – 352 с.
3. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. – М.: Металлургия, 1989. – 454 с.
4. Паршин А.М. Радиационное распухание и вакансионное порообразование в конструкционных материалах атомных энергетических установок: Монография /А.М. Паршин, В.Б. Звягин, А.П. Петкова. - СПб.: Изд-во СЗТУ, 2010. –205 с.
5. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: учеб. для вузов / 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 1998. – 400 с.
6. Пейсахов А.М. Кучер А.М. Материаловедение и технология конструкционных материалов: учебник – СПб: Изд-во Михайлова, 2003. – 407 с.
7. Прашин А.М., Тихонов А.Н., Бондаренко Г.Г., Криворук М.И. Предотвращение преждевременных разрушений формированием определенной структуры металла. Металлы, №5, 1999.-С. 87-92.
8. Овчинников, И.И. Влияние радиационных сред на механические характеристики материалов и поведение конструкций (обзор) / И.И. Овчинников, И.Г. Овчинников, М.Ю. Богдина, А.В. Матора //Интернет-журнал Науковедение. -2012. –№4(13). –С.39

9. Максимкин, О.П. Фазово-структурные процессы и их роль в упрочнении и охрупчивании облученных металлических материалов: дис. д. ф-м.н. наук: 01.04.07. - Алматы, 1996. - 47 с. [diss. rsl. ru].

10. Garner F.A. Irradiation performance of cladding and structural steels in liquid metal reactors. - Materials Science and Technology A: Comprehensive Treatment, 1994, v. 10A, p. 419-543.

11. Massoud J-P., N. de Mathan, Van Duysen J-C. et al. The Effect of Irradiation on Materials for Core Internals of PWRs: EDF-CEA-FRAMATOM Joint Research Program. - В сб.: Докл. VI Российской конф. по реакторному материаловедению. Димитровград: ГНЦ НИИАР, 2001, т. 3, ч. 1, с. 36-48.

12. Европин С.В., Попов А.А.. Об отраслевой программе «Нормативно-методическое обеспечение целостности подверженных радиационному воздействию элементов реакторных установок атомных станций и исследовательских реакторов». - В сб.: Докл. VI Российской конф. по реакторному материаловедению. Димитровград: ГНЦ НИИАР, 2001, т.3, ч. 1, с. 162-173.

13. Вотинов С.Н., Прохоров В.И., Островский З.Е. Облученные нержавеющие стали. М.: Наука, 1987.- 128 с. 10-15.

14. Физическое материаловедение/ Под ред. Р. Кана. М.: Мир, 1968. т. 24. -90 с.

15. Максимкин О.П., Гусев М.Н. Изменения напряжений течения и латентной энергии при деформации нержавеющей стали 12X18H10T, облученной нейтронами// Письма в ЖТФ. – 2003. – Т.29. Вып.3. –С.1-7.

16. Митрофанова Н.М., Боголепов М.Г., Neustroev V.S., Shamardin V.K. Povstyanko A.V. Microstructure features of embrittlement in irradiated steels and alloys. -In: Proc. Intern. Conf. on Physics of Irradiation Effects in Metals, 1991, Siofok, Hungary, p. 562-566.

17. Hashimoto N., Zinkle S.J., Rowclie A.F., Robeffrtson J.P., Jitsukawa S. Deformation mechanisms in 316 stainless steel irradiated at 60°C and 330°C // Journal of Nuclear Materials 283-287 (2000) p.528-534.

18. Porollo S.I., Konobeev Yu.V., Dvoriashin A.M., Vorobjev A.N., Krigan V.M., Garner F.A. Void swelling at low displacement rates in annealed 12X18H9T stainless steel at 4–56 dpa and 280–332 °C // Journal of Nuclear Materials 307–311 (2002) p. 339–342.

19. Karthik V., Murugan S., Parameswaran P., Venkiteswaran C.N., Gopal K.A., Austenitic Stainless Steels for Fast Reactors -Irradiation Experiments, Property Evaluation and Microstructural Studies // Energy Procedia, Volume 7, 2011, p. 257–263.

20. Van Renterghem W., Al Mazouzi A., Van Dyck S. Influence of post irradiation annealing on the mechanical properties and defect structure of AISI 304 steel //Journal of Nuclear Materials, Volume 413, Issue 2, 15 June 2011, Pages 95-102.

21. Прохоров В.И., Макаров О.Ю. Радиационное упрочнение - охрупчивание сталей некоторых классов при температуре 300 °С. - В сб.: Докл. V Межотраслевой конф. по реакторному материаловед., Димитровград, 1997 г. Димитровград: ГНЦ РФ НИИАР, 1998, т. 2, ч. 2, с. 89-98.

22. Брык, В.В. Распухание дисперсно-упрочненной оксидами иттрия стали 0X18H10T, облученной тяжелыми ионами / В.В. Брык, В.Н. Воеводин, А.С. Кальченко, и др. // ВАНТ. -2013. -№2(84). – С.23-30

23. Прохоров В.И., Макаров О.Ю. Особенность механических характеристик аустенитных сталей в температурной области около 300 °С. - В сб.: Докл. V Межотраслевой конф. по реакторному материаловед., Димитровград: ГНЦ РФ НИИАР, 1998, т. 2, ч. 2, с. 81-88.

24. Неустроев В.С., Шамардин В.К. О связи микроструктуры и характера разрушения стали X18H10T, облученной нейтронами до 70 сна. Атомная энергия, 1991, т. 71, вып. 4, с. 345-348.

25. Dvoretzky V.G., Kanashov B. A., Neustroev V.S. et al. Development of technology for mass post-irradiation examination of BN-Reactor fuel pins. In: Post-Irradiation Examination Techniques for Water Reactor Fuel, IAEA, Vienna, 1991, p. 87-94.
26. Tsay K.V., Maksimkin O.P., Turubarova L.G., Rofman O.V., Garner F.A. Microstructural defect evolution in neutron – Irradiated 12Cr18Ni9Ti stainless steel during subsequent isochronous annealing // Journal of Nuclear Materials, Volume 439, Issues 1–3, August 2013, P. 148-158.
27. Barton P.J., Eyre B.L., Stow D.A. The structure of fast-reactor irradiated solution-treated AISI type 316 steel. J. Nucl. Mater., 1977, v. 67, p. 181-193.;
28. Brager H.R., Straalsund J.L. Microstructure evolution in neutron irradiated 316 stainless steel. J. Nucl. Mater., 1973, v. 46, p. 134-140.
29. Brager H.R., Straalsund J.L. Frank loop development in neutron irradiated cold-worked type 316 stainless steel. J. Nucl. Mater., 1973, v. 47, p. 105-111.
30. Brager H.R., Straalsund J.L., Holmes J.J., Bates J.F. Frank loop evolution in irradiated stainless steels Metallurgical Transactions, 1971, v. 2, p. 1893-1897.
31. Norris D.I. Evolution of dislocation in irradiated austenitic alloys. Radiat. Effects, 1972, v. 14, p. 1-12.
32. Кальченко, А.С. Прогнозирование радиационного распухания выгородки реактора ВВЭР-1000 на период эксплуатации 30 - 60 лет / А.С. Кальченко, В.В. Брык, В.Н. Воеводин, Н.П. Лазарев // Атомная энергетика. Ядер. фізика та енергетика. - 2011. - 12, № 1. - С. 69-77
33. Ilyin A.M., Neustroev V.S., Shamardin, V.K. et al. Influence of combined thermomechanical treatment on impurity segregation in ferritic-martensitic and austenitic stainless steels. J. Nucl. Mater., 2000, v. 283-287, p. 694-696.
34. Uehira A., Mizuta S, Ukai S., Puigh R.J. Irradiation creep of 11Cr-0.5Mo-2W,V,Nb ferritic-martensitic, modified 316, and 15Cr-20Ni austenitic S.S. irradiated in FFTF to 103— 206 dpa. J. Nucl. Mater, 2000, v. 283-287, part 1, p. 396-399.

35. Porter D.L., Hudman G.D., Garner F.A. Irradiation creep and swelling of annealed type 304L stainless steel at -390 °C and high neutron fluence in EBR-II. J. Nucl. Mater., 1991, v. 179-181, p. 581-587.

36. Чуев В.В., Ланских В.Н., Огородов А.Н. и др. Работоспособность ТВС быстрых реакторов. В кн.: Исследование конструкционных материалов элементов активной зоны быстрых натриевых реакторов. Екатеринбург: УрОРАН, 1994, с. 85-140.

37. Евсеев, Л.А. Закономерности выгорания изотопа ^{10}B в карбиде бора стержней аварийной защиты ядерных реакторов ВВЭР-1000 и БН-600: дис. канд. ф-м.н. наук: 01.04.07. - Ульяновск, 2012. - 130 с. [diss. rsl. ru].

38. Sorokin, A.A. Effect of neutron irradiation on tensile properties of materials for pressure vessel internals of WWER type reactors / A.A. Sorokina, B.Z. Margolin, I.P. Kursevich, A.J. Minkin, V.S. Neustroev // J. Nucl. Mater. Volume 444, Issues 1–3, January 2014, Pages 373–384

39. Garner F.A, Toloczko M.B. and Sencer B.H. Comparison of swelling and irradiation creep behavior of fcc-austenitic and bcc-ferritic/martensitic alloys at high neutron exposure. J. Nucl. Mater, 2000, v. 276, p. 123-142.

40. Bailat C., Almazouzi A., Baluc N. et al. The effect of irradiation and testing temperature on tensile behavior of stainless steels. J. Nucl. Mater., 2000, v. 283-287, p. 446-450.

41. Stephenson, K.J., Was, G.S. Comparison of the microstructure, deformation and crack initiation behavior of austenitic stainless steel irradiated in-reactor or with protons (Article). Journal of Nuclear Materials. Volume 456, January 2015, Pages 85-98.

42. Щербак В.И., Дмитриев В.Д. Развитие пористости вблизи и на границах зерен в облученном нейтронами никеле. Физ. мет. и металловед., 1987, т. 64, вып. 5, с. 961-965.

43. Van Renterghem, W., Konstantinović, M.J., Vankeerberghen, M. Evolution of the radiation-induced defect structure in 316 type stainless steel after post-irradiation

annealing (Article). Journal of Nuclear Materials. Volume 452, Issue 1-3, September 2014, Pages 158-165.

44. Лаптев И.Н. Фазовые превращения и хрупкость системы железо-вакансия в полях упругих напряжений / И.Н. Лаптев, А.А. Пархоменко //Успехи физики металлов. .–2010.–Том11, выпуск1.–С.78-81

45. Garner, F.A. Radiation damage in austenitic steels (Book Chapter) Comprehensive Nuclear Materials. Volume 4, 2012, Pages 33-95.

46. Zhao-Xi Wang, Fei Xue, Jia-Wang Jiang, Wen-Xin Ti, Wei-Wei Yub. Experimental evaluation of temper aging embrittlement of cast austenitic stainless steel from PWR// Engineering Failure Analysis 18 (2011) p. 403–410.

47. Van Renterghem, W., Konstantinović, M.J., Vankeerberghen, M. Evolution of the radiation-induced defect structure in 316 type stainless steel after post-irradiation annealing (Article). Journal of Nuclear Materials. Volume 452, Issue 1-3, September 2014, Pages 158-165.

48. Porollo S.I., Dvoriashin A.M., Konobeev Yu.V., Ivanov A.A., Shulepin S.V., Garner F.A. Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel 12X18H9T after neutron irradiation in the pressure vessel of BR-10 fast reactor at very low dose rates// Journal of Nuclear Materials 359 (2006) p.41–49.

49. Неклюдов И.М., Ожигов Л.С., Пархоменко А.А. и др. Сравнительное исследование радиационного охрупчивания сталей и сплавов с ОЦК- и ГЦК-решетками / Радиационное материаловедение. Харьков: Изд-во ХФТИ. Т. 6. 1990. С. 162-170.

50. Karlsen, W., Pakarinen, J., Toivonen, A., Ehrnstén, U. Deformation microstructures of 30 dpa AISI 304 stainless steel after monotonic tensile and constant load autoclave testing (Conference Paper). 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors 2011. Volume 2, 2011, Pages 1352-1366.

51. Амаев А.Д. и др. Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов. СПб.: Политехника, 1997. 312 с.

52. Николаева А.В., Николаев Ю.А., Кюков А.М. и др. Влияние примесей и легирующих элементов на радиационную стойкость низколегированных сталей // Физика металлов и металловедение. Вып. 77. № 5. 1994. С. 171-180.

53. Was, G.S., Ashida, Y., Andresen, P.L. Irradiation-assisted stress corrosion cracking (Article). Corrosion Reviews. Volume 29, Issue 1-2, September 2011, Pages 7-49.

54. Николаев Ю.А., Николаева А.В., Забусова О.О. и др. Радиационно и термически индуцированная адсорбция фосфора на границе зерен в низколегированной стали // Физика металлов и металловедение. Вып. 81 (1). 1996. С. 120-127.

55. Anderoglu, O. , Byun, T.S., Toloczko, M., Maloy, S.A. Mechanical performance of ferritic martensitic steels for high dose applications in advanced nuclear reactors (Article). Metallurgical and Materials Transactions A: Physical Metallurgy and Materials Science. Volume 44, Issue SUPPL. 1, January 2013, Pages S70-S83.

56. Was, G.S., Andresen, P.L. Irradiation assisted corrosion and stress corrosion cracking (IAC/IASCC) in nuclear reactor systems and components (Book Chapter). Nuclear Corrosion Science and Engineering. February 2012, Pages 131-185.

57. Hernández-Mayoral, M., Caturla, M.J. Microstructure evolution of irradiated structural materials in nuclear power plants (Book Chapter). Understanding and Mitigating Ageing in Nuclear Power Plants: Materials and Operational Aspects of Plant Life Management (PLIM). October 2010, Pages 189-235.

58. Andresen, P.L., Was, G.S. Irradiation assisted stress corrosion cracking (Book Chapter). Volume 5, 2012, Pages 177-205.

59. Малиновская Т.Д. Основы теории материаловедения. Основные термины: учеб.пособие. Т.Д. Малиновская. – Томск: Изд-во Том. гос. архит.-строит. ун-та, 2008. – 180 с.

60. Методическое указание к лабораторным работам / Н.А. Трифонова, О.С. Костыкова., Москва, 2006 – 250 с.

61. Власов, А. И. Электронная микроскопия : учеб. пособие / А. И. Власов, К. А. Елсуков, И. А. Косолапов. – М. : Изд-во МГТУ им. Н. Э. Баумана, 2011. – 168 с.
62. Инструкция по эксплуатации растрового электронного микроскопа JSM-6390, Copyright 2006 JEOL Ltd.
63. Исследование облученной стали : методика / Филиал ИАЭ РГП НЯЦ РК; Е.Т. Коянбаев, Е.Е. Сапатаев.– Курчатов, 19.12.2013.– Инв. № 1422вн/12-230-02.
64. Коянбаев, Е.Т. Изучение поведения отработавших топливных сборок ядерных реакторов при их длительном сухом хранении / Е.Т. Коянбаев, О.П. Максимкин, А.С. Азимханов // В кн. «Экспериментальные исследования в области безопасности атомной энергии, ч. 1» –Курчатов, НЯЦ РК.–2010.–С. 331-348.
65. Webb K., Hlady V., Tresco P. Relative importance of surface wettability and charged functional groups on NIH 3T3 fibroblast attachment, spreading, and cytoskeleton organization // J. Biomed. Mater. – 2000. – P.422 - 430.
66. Kovacs P., Davidson G.A. // Medical Applications of Titanium and its Alloys: The Material and Biological Issues.-ASTM STP 1272/ Ed. S.A.Brown and J.E.Lemons. Am. Society for Testing and Materials. – 1998. – P.163-178,
67. Гаврикова Н.А. Финансовый менеджмент, ресурсоэффективность и ресурсосбережение / учебно-методическое пособие. – Томск. – 2014. –С. 73.
68. СанПиН 2.2.4.548-96 – 2003. «Гигиенические требования к микроклимату производственных помещений».
69. ГОСТ 12.1.019. (с изм. №1) ССБТ. Электробезопасность. Общие требования и номенклатура видов защиты.
70. ПУЭ-7 Правила устройства электроустановок 2009 г.
71. ГОСТ 12.1.019-79. ССБТ. Электробезопасность. Общие требования и номенклатура видов защиты.

72. ГОСТ 12.0.004-90. ССБТ. Организация обучения безопасности труда. Общие положения.
73. НПБ 105-95 Определение категорий помещений и зданий по взрывопожарной и пожарной опасности.
74. СНиП 21-01-97. Пожарная безопасность зданий и сооружений. М.: Гострой России, 1997. – С.12.
75. ППБ 01 – 03. Правила пожарной безопасности в Российской Федерации. – М.: Министерство Российской Федерации по делам гражданской обороны, чрезвычайным ситуациям и ликвидации последствий стихийных бедствий. – 2003.
76. ПБ 03-576-03 «Правила устройства и безопасной эксплуатации сосудов, работающих под давлением».
77. ГОСТ 12.2.085-2002 «Сосуды, работающие под давлением. Клапаны предохранительные. Требования безопасности».

Приложение А

Austenitic steel

Part 1

Студент:

Группа	ФИО	Подпись	Дата
0БМ41	Рахатова Гулерке Максуткановна		

Консультант – лингвист кафедры _____ ИЯФТ:

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Ст. преподаватель	Ермакова Я.В.			

Консультант кафедры

Должность	ФИО	Ученая степень, звание	Подпись	Дата
Профессор	Никитенков Н.Н.	д.ф.-м.н.		

Introduction

Most nuclear reactors in operation in the world for over 30 years. Continued safe operation depends inter alia on the reliability of the reactor core components:.. Structural casing, the core processing channels and other manners of constructional materials designed and operated nuclear reactors determines largely the safe operation of nuclear power stations. As a rule, the achievement of high fuel burnup limited radiation resistant materials skins and covers fuel assemblies (FA), and long term safe storage of nuclear fuel is further limited by the corrosion resistance of FA barrier materials.

The role of structural materials is not only to ensure their integrity and strength for the whole period of operation of the fuel assemblies, but also in retaining the fuel element within the fuel fission products during a long "wet" or "dry" storage of spent fuel assemblies (SFA). In fact, radiation and corrosion resistance of structural materials are key in addressing the key issues of security of the reactor facility.

In accordance with the Decree of the Government of the Republic of Kazakhstan №456 from April 22, 1999 BN-350 must be brought into a state of safe storage for a period of 50 years, followed by the dismantling and disposal. Currently, the fuel assemblies are packed in cases made by ANL (USA) technology, and placed on long-term container, dry storage in the KIR site "Baikal-1". The technology of dry storage assemblies in argon allows the presence of moisture, not exceeding 10%. Project likelihood of damage to the fuel assemblies in dry storage for 50 years ranges from 3% to 50% depending on the degree of corrosion. The concern is the fact that, according to various estimates, as a result of etching the inner surface of the cladding of the thickness can be reduced by 10-40% in the course of operation of the reactor. Corrosion claddings in dry storage can lead to a reduction in the mechanical strength, and ultimately to their destruction.

Given that the ability to control or measure the temperature, pressure, or the state of the fuel assemblies in storage is not provided, the only tool to assess the status of the fuel assemblies is conducting model studies with irradiated materials, and the

extrapolation of experimental data for subsequent storage conditions TVS. Use material natural reactor fuel assemblies BN-350, received various doses of damaging ensure the relevance and competitiveness of research.

In connection with the above, the goal of this work: the definition of patterns of change in the structural-phase state, the corrosion resistance and strength characteristics of austenitic stainless steel type 12X18H10T due to reactor irradiation and subsequent isothermal effects, is undoubtedly an important and relevant.

1. LITERATURE REVIEW

1.1 Austenitic steel.

To date, stainless steels have extensive consumption in various industries, including those used as structural materials for large reactors world [1, 2].

Austenitic stainless steels are widely used because of high corrosion resistance and excellent processing and mechanical properties. In general, all austenitic steels have a number of common features - high heat resistance and scaling resistance, great plasticity and good weldability, high coefficient of linear expansion [3]. All these qualities make this material austenitic stainless steel demand in a wide range of industries.

According to the method of manufacturing an austenitic steel types can be divided into two groups [4]:

- Not treatable by thermal treatment, i.e. not prone to precipitation hardening;
- Treatable by the method of heat treatment and used after hardening and tempering. Hardening is created by the separation of carbide, carbonitride or intermetallic phases.

In comparison with the characteristics of high-alloy chromium steel austenite-based steel have a number of superior properties: heat resistance, acid resistance, cold resistance and high strength. This is due to the presence of bases austenitic nickel and low carbon martensite properties [5]. For austenite characteristic polyhedral structure with pronounced counterparts (Figure 1).

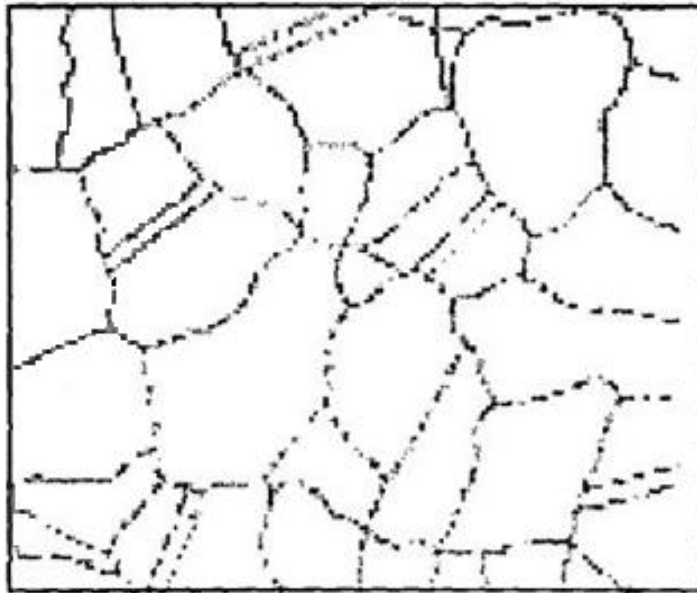


Figure 1 - The structure of the austenite

Features austenitic steels foundations linked to two decisive factors: crystal structure (fcc) and a high degree of doping (the amount of alloying elements > 30%). The presence of the fcc lattice provides high ductility and toughness of the material. Nonmagnetic austenite, its density is greater than the other structural components of steel.

It is known that metastable materials are heat-resistant metal, since the thermal strain aging and they undergo collapse to form solid solutions and intermetallic secondary carbide phase [6].

The occurrence of plastic deformation is described in [7] as follows. The uniformity of decomposition of solid solutions leads to the creation of the matrix concerning the correct sequence of particles of carbides and intermetallic compounds, ie, microgratings to the formation of these phases. With such a solid solution in the decay process or temperature-time cycles of temperature and speed under load at all times remain relatively isotropic, thereby providing a flow of plastic deformation (Figure 2).

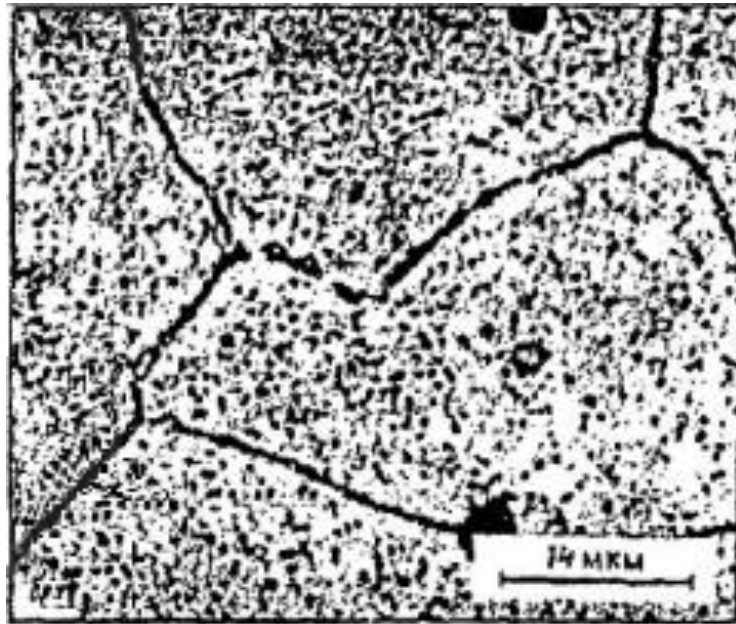


Figure 2 - The formation of secondary phases at the boundaries
inside austenite grains

Reduction of damage to the material contribute to the equilibrium distribution of the primary phase, high uniformity and density of the nucleation of secondary phases. Another important substructure determinant of resistance to the emergence and development of cracks, a volume dilatation at the interface of the emerging phase - matrix, predetermining the emergence uprugoskazhennyh (tension and compression) areas in the matrix, their distribution and the depth of the stress level.

1.2 Effects of Radiation John irradiated austenitis stealth

Experience from the operation of research and industrial fast reactors in Russia (BR-10, the BOR-60, BN-600), Kazakhstan (BN-350), in the United States (EBR-II, FFTF, HFIR), France (Rhapsody, Phoenix and Superphénix) and Japan showed the presence of significant difficulties associated with certain limited radiation phenomena serviceability elements cores [8-10]. These difficulties, in turn, reduced fuel burn and affect the economic performance of nuclear power plants in the production of electricity and heat.

Later, in the late '90s, due to the necessity of extending its service life of VVER reactors in Russia and RWR reactors in Japan, Europe and America, a large number of research programs. These programs were designed to study radiation effects in

austenitic steels under irradiation conditions similar to operating conditions internals power reactors [11, 12]. These radiation effects were about the same as that observed in studies of reactor cores elements of fast neutron irradiation temperature range only for internals narrower and covers the lower temperature of 280 to 460 ° C.

A feature elements internals is that during the operation they accumulate very large neutron dose damaging and have a fairly high level of temperature in the array cubicle due to the absorption of gamma-rays and neutrons, which can occur when large volume changes austenitic steel due to radiation swelling.

A number of radiation phenomena, limiting radiation resistance of austenitic stainless steels, which are made from the shell of fuel rods and fuel assemblies covers fast reactors and internals power reactors [13]. Firstly, it is the phenomenon that had not previously encountered when operating in the absence of neutron irradiation: radiation swelling and radiation creep, leading to a breach of the dimensional stability of the elements of the active zones and screens of fast neutron reactors. Secondly, it is the phenomenon of embrittlement of the low and high, causing an unacceptable loss of ductility of the materials of construction.

1.3 Radiation hardening and embrittlement of austenitic steels

One of the phenomena that limit the radiation resistance of austenitic steels under neutron irradiation in the different reactors is irradiation embrittlement. Depending on the irradiation temperature in the late 70's and early 80-ies of the 20th century isolated low-temperature and high-radiation irradiation embrittlement [14]. As a result of the work can be concluded that the hardening of steels by neutron irradiation leads to embrittlement of the material. In [15, 16] considered this question. Considered austenitic steel AISI304 was irradiated in the annealed condition at 370 ° C in the reactor. Strength properties increased sharply in the initial stage of irradiation, reaching saturation at a fluence of neutrons with energies $E > 0.1$ MeV about $3 \cdot 10^{26} \text{ m}^{-2}$. Hardening was about 500 MPa, the ratio of the yield strength increases with increasing neutron fluence of 0.5 in the initial state to almost 1.0 at fluences corresponding saturation level of strength characteristics.

For annealed steels of different brands such as MZ16, AISI304, AISI316, we were also obtained similar results by the majority of foreign researchers at different exposure conditions in the temperature range from 300 to 430 ° C [17-20]). Almost all the results were related to the reactors with liquid metal cooled fast breeder. The neutron flux in these experiments also changed slightly.

Similar results were obtained by Russian investigators for austenitic steels, in particular, have become H16N15M2B irradiated in reactors MIR and SM-2 at a temperature of about 300 ° C to small neutron fluence $(0,2-0,91) \cdot 10^{26} \text{ m}^{-2}$ with $E > 0.1 \text{ MeV}$ and the BOR-60 reactor at temperatures of 330-350 ° C and the maximum neutron fluence $13 \cdot 10^{26} \text{ m}^{-2}$ [21-23]. In these studies, qualitative confirmation of the set dose rate influence was first obtained by the performance of the mechanical properties of steel under irradiation 0H16N15M2B comparable neutron fluence in various ranks of BOR-60 reactor. Built to the dose depending on the characteristics of the mechanical properties are well matched with the data of foreign authors, but also have been found and some features of the behavior of the mechanical properties of steels with irradiation of samples in a softer neutron spectrum reactors with water coolant. For example hardening austenitic steels such reactors, irradiation at low temperatures occurred faster than was higher in BOR-60 and the saturation level of strength properties [24, 25].

It is well known that the behavior of the material under irradiation depends on its microstructure, by the phase released in it. In this regard, in many countries research efforts have focused on theoretical and experimental investigations of phase formation during aging and irradiation [26, 27]. As a result, the following radiation-induced effects were established to some extent, influence the processes fazovydeniya:

- enhanced diffusion;
- formation of precipitates on clusters of point defects or dislocation loops;
- segregation occurring as a result of combining streams of point defects and impurities dissolved;
- radiation-induced ordering or disordering;

- stabilization and destabilization (dissolution) of the phase flow of vacancies;
- dissolution cascading phases.

These phenomena are changing the set phases, which were recorded during irradiation in contrast to the aging of steels and alloys. At the same time change:

- distribution of phases in size and their concentration;
- the relative proportions between the phases;
- characteristics of the process and characteristics of the areas fazovydeniya phases of existence in a state diagram as a result of segregation and the change in the free energy of the resulting phase.

Thus, irradiation at a set phase steels, characterized by a set of phases upon aging and alloy steels.

Firstly, it was discovered and γ - G-phases which are not found in aging steels are called radiation-induced.

Secondly, it was discovered that isolation of many phases is very slow at temperatures below 650 ° aging C and therefore requires a long time for their release. Irradiation of these transformations occur much faster as a result of radiation-stimulated diffusion of defects. These phases are called radiation-stimulated.

Third, have found that the phases of developing the aging, often observed during irradiation, but with a significantly changed composition. Most of the observed changes in the phase changes included the proportion of nickel and silicon. These phases are called radiation-modified.

Various mechanisms characterizing the particles of the second selection phase and vacancy has been considered in [28, 29].

In direct mechanism describes the formation and growth of pores, physically associated with particles. It describes the following characteristics:

- trapped gas atoms the interface matrix-particle;
- interaction between point defects and the interface matrix-particle;
- development pores on the particle surface.

There are also secondary mechanisms that describe the variation of power drains, different from the actual long and includes:

- an increase in the overall density of sewage thanks to the emergence of second phases particles;
- education segregation or the emergence of particles of the second phase on dislocations, which changes the capture efficiency of point defects (preference factor);
- own preferences of individual factors resulting phases for vacancies and interstitials.

And third, indirect mechanism, which describes the process of changing the chemical composition of the matrix and therefore the diffusion mobility of point defects.

Brager suggested [30] that stand out the secondary phase affect the swelling mainly indirect mechanism. The main role of the phase - γ' , G, η , Laves boils down to the conclusion of a solid solution elements, actively changing the resistance of the alloy or steel to the swelling. The consequence of this hypothesis is the fact that the increase of swelling with increasing volume fraction of precipitated phases, ie, direct proportion between the volume fractions of pores and phases. The amount of swelling in this case - a measure of the disintegration of austenite solid solution under irradiation while the phase component of the mixture, appearing under irradiation.

To close the conclusion reached by the authors of [31] proposed the following hypothesis: "Most thermodynamic stability of the alloy without irradiation (lower volume fraction of precipitates) leads to increased stability of the alloy under irradiation and higher alloy resistance to swelling, respectively."

Microstructure Research began Type X18H10T in austenized condition on samples cut from different hexagonal fuel canisters and screen assembly, as well as other products from the steel irradiated at temperatures of 285-320 ° C and damaging doses up to 15 sleep in the BN-350 reactors, BN-600, VVER-1000 are given in [32, 33] As a result of exposure to the material formed radiation-induced defects in the form of dislocation loops, dislocations and pores. Long term neutron irradiation also resulted

in the isolation of excess phases as along the boundaries and within the grains. Pores were only detected in the samples at temperatures of about 310 ° irradiation C. In one of the samples we observed porosity developed: the average pore diameter of about 4.1 nm, concentration - $6,7 \cdot 10^{15} \text{ cm}^{-3}$, and the volume fraction (swelling) - 0.013%. pores were first observed in these studies at low temperatures secondary radiation (about 310 ° C) in steel 06H18N10T.

При низких температурах облучения в аустенитных нержавеющей сталях формируется своеобразная микроструктура, которая по некоторым параметрам близка к микроструктуре предварительно деформированных сталей. Это и стало одной из решающих причин, определивших необходимость изучения изменения микроструктуры и распухания в предварительно деформированных аустенитных сталях. Напомним, что одним из наиболее эффективных способов снижения распухания в аустенитных сталях является предварительная деформация при различных температурах. В промышленности ее применяют на последней стадии технологического процесса изготовления элементов ТВС, как правило, проводя деформирование при комнатной температуре - холодное деформирование [34, 35].

In [36-39] in order to study radiation swelling and porosity parameters of a vacancy in the shells of cold samples of fuel rods and hexagonal tubes of steel and 0H16N15MZB 0H16N15MZBR irradiated in a reactor BN-350 and BN-600 and BOR-60 in the temperature range 330-650 ° With up to a damaging dose of 75 sleep studies were carried out a number of SFA. Furthermore, to compare the effects of cold, warm and hot deformation on the structure and properties of austenitic steels previously deformed in the temperature range studied was 20 to 900 ° C samples after irradiation in BOR-60. Analysis of the temperature dependence of the porosity parameters allowed to link the difference in the swelling of the difference in the size of pores and their morphology: in the HD-state pore size is much smaller than austenized at all temperatures and the maximum swelling in HD-state creates a matrix that are not connected with the particles of secondary phases pores, and maximum swelling

austenized steels due mainly complexes is time-particle. Research swelling dependencies become 0H16N15MZBR of irradiation temperature showed a difference in the temperature of the maximum swelling:.. Holodnode-to form a 15-20% fuel cladding material and the hexagonal fuel assemblies covers $T_{\max} = 460^{\circ}\text{C}$, and for cladding in austenized state $T_{\max} = 500^{\circ}\text{C}$. For steel 0H16N15MZB observed about the same temperature, the maximum displacement of swelling by comparing these two states. Similar values for the maximum swelling temperature steels, niobium stabilized in a state after prior cold deformation of 15-20%, are found in the foreign studies.

There are two types of radiation far: heterogeneous, formed on the crystalline defects and phase boundaries, and homogeneous, forming by chance spontaneously formed clusters of vacancies [40, 41].

The experimentally observed radiative pores is related to structural irregularities (dislocations, precipitates the second phase and so on.) As well as non-visible features of the microstructure. However, to create a quantitative model of the formation and growth then that would be suitable for practical applications with an adequate description of swelling depending on the radiation characteristics, is still not possible. One reason for this situation is the lack of systematization of reliable experimental data at high damaging doses and strong dependence of the formation and growth process far from a large number of external factors.

Experimentally established [42] that in the irradiated metals and alloys over time of the point defects is combined to form clusters: dislocation loops, stacking faults tetrahedra and pores.

Interstitial atoms have a sufficiently high energy of formation (3-6 eV). Energy migration of these atoms, so that even at low temperatures, they are mobile and form clusters. Due to the large lattice distortions the development of three-dimensional clusters of interstitial atoms is energetically favorable. By uniting, interstitial atoms form clusters only one kind -dislokatsionnye loop.

Depending on the level of injury interstitial dislocation component of radiation damage represented initially defective hinges Frank, then replaced by their population

committed loops to further develop, in addition to the dislocation loops grid, and finally, in the main grid of dislocations.

Laws of development of dislocation loops in the fcc, bcc and hcp - metals are common. The main differences are in loops crystallography and mobility, as well as in the values of the doses at which a transition occurs from faulty loops in perfect dislocation occurs and mesh [43].

From experiments on hardening metals and radiation, it follows that, when combined vacancies are formed as flat (vacancy loops) and volume (tetrahedron packing defects, pores) vacancy complexes.

In contrast to the interstitial loops vacancy in the irradiation conditions are unstable. In terms of low-temperature irradiation loop vacancy dissolve due to the preference of dislocations in relation to the interstitial atoms; high temperature exposure accelerates the dissolution of their thermal emission positions of the loops.

Experimental data on the development of porosity in the irradiated metals are mainly related to the phase of intensive growth has, since the study phase of void nucleation and unstable state due to the methodological difficulties of observation clusters of small size. The most informative method for studying the early stages of the development of radiation porosity is irradiation and simultaneous study of objects in high-voltage electron microscope. However, in this case, it is impossible to clearly distinguish the void nucleation and stage of growth, since the time to lock the clusters (1.5-2 nm) have been going on some growth.

A study carried out neutron damage reaches a certain dose. Characteristic features of the void nucleation studies established the spatial distribution of pores, their concentration, the pore size distribution. Examination of the samples irradiated at various doses and temperatures allows to follow the evolution of porosity with temperature and dose. Conclusions about the mechanisms of nucleation and growth of pores based on a comparison of the experimental data and pore distribution patterns of radiation porosity development with expected from theoretical models of nucleation and growth of pores.

When irradiated materials vacancies and interstitials are formed at the same speed, their subsequent behavior and the number of point defects that escaped extinction and going to education clusters, determined by the efficiency of interaction of point defects with each other (recombination) and the structural defects in the crystal (the disappearance on drains). The irradiated material is sure to set quasistability state of equilibrium, in which the rate of generation of point defects equalizes the speed of their disappearance.

The theoretical estimates [44, 45] have shown that because of the inadequacy of the interaction of vacancies and interstitial atoms with a field voltage of dislocations in metals under irradiation occurs fairly high vacancy supersaturation. Much more difficult to understand the reason for the vacancy occurs during irradiation supersaturation is realized in the form of porosity, while energetically favorable development of vacancy loops.

The modern approach to plastic deformation, as a collective dislocation processes, involves a description of localization effects and self-organization of dislocations based on the study of the evolution of dislocation ensembles in deformable materials [46, 47].

In [48] the development of the processes of plastic instability in the irradiated material, taking into account depending on the dislocation of the distribution function in the ensemble of the velocity. The subject of the description are mobile dislocations that interact with fixed obstacles of various nature, but not late ("not stuck") to them, ie. E. Move in the channeling mode. This situation corresponds, for example, a typical case of the initial stages of the irradiated material deformation, when an ensemble of dislocations "cut" the obstacles, which are small clusters loops micropores. This situation can take place in the presence of a wide range of velocity (energy) of dislocations and with different mechanisms of interaction of dislocations with obstacles.

As is known, radiation-induced defects are not thermodynamically stable. When heated, irradiated metals and alloys occurs annealing of defects, radiation-induced new

phase and restore the original physical and mechanical properties of the irradiated material. Annealing the various defects and the radiation caused by radiation-structural-phase states occur in a wide temperature range in multiple steps. The most intense Returns strength and plastic characteristics of irradiated materials takes place in the final annealing step. For metals with bcc it meets from 33 to 45% of the melting point [49,50].

1.4 Corrosion of irradiated austenitic steel

One of the important physico-chemical problem of nuclear energy is still creating of structural materials for energetic zone of reactor and the primary cooling circuit. These materials ,which is experiencing the impact of intensive streams neutrons and gamma radiation in contact with a corrosive medium should correspond with the requirements of reliability in exploitation, efficiency and minimum environmental impact. Realizing of these requirements basically depend on the use of materials with high radiation resistance, resistance to mechanical and thermal loads, radiation swelling, cracking and other effects of radiation .Besides, there is an important problem of corrosion resistance of construction materials, which is used in nuclear facilities. It is connected with that, notwithstanding on anticorrosion measures $\sim 40\%$ from the total number of equipment failures on nuclear power plants are caused by corrosion [51]. That is why, close attention is paid to corrosion cracking of materials, also the impact of different types of ionizing radiation on the material and water chemical environment [52,⁵³].

In the process are shown, that radiation and chemical impact on the corrosion process is composed of three main effects:

- radiation effect, which is caused by the change in chemical potential as a result of the corrosive environment and effect of radiolysis products on structural materials under the ionizing radiation influence ;

- The destructive influence of radiation exposure is associated with the structure and mechanical properties of the material and the oxidized surface layer by irradiation with neutrons or other high energy particles. This can lead to the formation of vacancies

in metals, interstitial atoms, dislocations and other defects that cause radiation enhanced diffusion of alloying elements and impurities, and can change the structure and stress condition of the material under certain conditions;

- photo radiation influence ,which is caused the changes of properties of semiconducting oxides in the absorption study of energy.

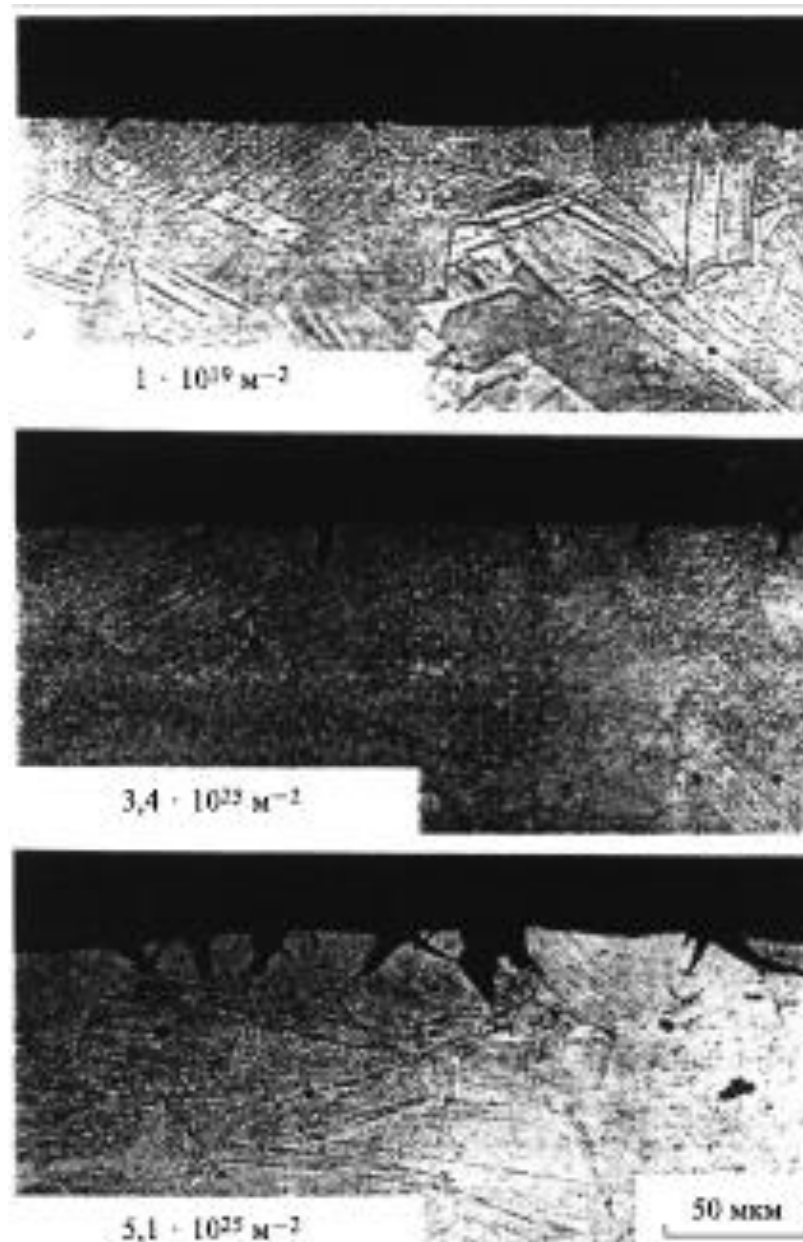
Resistance to corrosion of structural materials under the influence of changes in physico-mechanical properties and structure is induced by neutron irradiation. It is mostly dependent on the dose and activity of corrosive chemical environment. In the combinations of special micro-chemical state of the material, the chemical composition of environmental and mechanical stresses which are acting at the same time. As a result of stress corrosion occur cracking.

The austenitic steels have the most severe conditions , when the release of grain boundary carbides which are enriched with chromium, it causes a phenomenon known as sensitization. Significant parameters of environment is the content of oxygen in water, chlorine, etc.

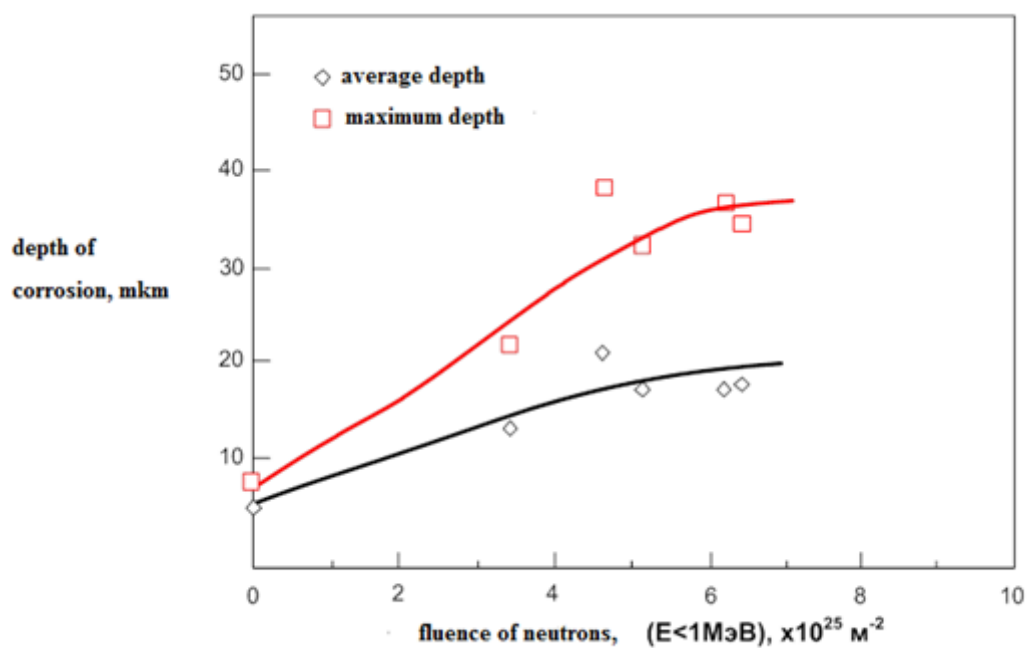
Mechanical stress may be static or varying cyclically, as a result of external loads during deformation. There is a threshold voltage or threshold stress intensity. Below them, cracking in the result of corrosion under the stress is minimal or absent. Cracking and destruction of the material in the corrosive environment under stress become a major problem. Mostly it concerns austenitic chromium-nickel steels, which is used in reactors[55].

Neutron irradiation affects on the corrosion of structural materials as a result of the microstructural and microchemical changes caused by irradiation, as well as the impact of radiolysis products. As is known, in austenitic stainless steel , corrosion resistance at high temperatures of water depends on the composition of of the material, especially at the grain boundaries. Radiation-induced segregation at the grain boundaries may change the corrosion resistance. Some studies have shown that radiation causes changes in the corrosion conduct of austenitic stainless steel [56, 57].

On the third picture is shown impact of intergranular corrosion of stainless steel 304 in the boiling solution $\text{HNO}_3 + \text{Cr}^{6+}$, also on the fourth picture – dependence of average and maximum depth of intergranular corrosion from the fluence. In the fluence neutron is high $5 \cdot 10^{21} \text{ cm}^{-2}$ ($E > 1 \text{ MeV}$), corrosion depth tends to saturation.



Picture 3 - Typical corrosion in the cross section of steel 304, irradiated with neutrons at 563 K and in the boiling solution $\text{HNO}_3 + \text{Cr}^{6+}$ during 6 hours.



Picture 4 - The dependence of the depth of intergranular corrosion from neutron fluence in steel 304, irradiated at 563 K and in the boiling solution $\text{HNO}_3 + \text{Cr}^{6+}$ during 6 hours

As a result of changes in the structure and physico-mechanical properties, which are caused by neutron irradiation, corrosion resistance of materials clearly depend on the doses of the chemical activity of corrosive environment.

After neutron irradiation samples in air (radiation temperature 300°C) oxidized layer had the thickness about 10 microns and was tightly bound with metal. [58].

Conclusion

Source products made of austenitic steels under irradiation depends on various radiation phenomena. Change the sizes of products, as a result of radiation swelling and radiation creep, hardening and embrittlement, forming a kind of microstructure, the emergence and development of radiation-induced segregation - the radiative phenomena exist in the relationship. To examine the relationship of radiation phenomena should be considered microstructural changes in steels. They just define all the major changes in the properties of materials under irradiation.

REFERENCES

1. Материаловедение. Технология конструкционных материалов. Радиационное материаловедение: учеб. пособие для вузов - 2-е изд., доп. и перераб./А.М. Паршин, Ю.С. Васильев, В.Б. Звягин, Н.Б. Кириллов, А.П. Петкова, М.М. Радкевич. Под ред. А.М. Паршина и В.Б. Звягина. - СПб.: Изд-во Политехн. ун-та, 2011. –348 с.
2. Евдокимов В.Д., Клименко Л.П., Евдокимова А.Н. Технология упрочнения машиностроительных материалов: Учебное пособие-справочник / под редакцией д.т.н., проф. В.Д. Евдокимова. – Одесса; Николаев: Изд-во НГГУ им. Петра Могилы, 2005. – 352 с.
3. Геллер Ю.А., Рахштадт А.Г. Материаловедение. – М.: Металлургия, 1989. – 454 с.
4. Паршин А.М. Радиационное распухание и вакансионное порообразование в конструкционных материалах атомных энергетических установок: Монография /А.М. Паршин, В.Б. Звягин, А.П. Петкова. - СПб.: Изд-во СЗТУ, 2010. –205 с.
5. Золоторевский В.С. Механические свойства металлов: учеб. для вузов / 3-е изд., перераб. и доп. М.: МИСИС, 1998. – 400 с.
6. Пейсахов А.М. Кучер А.М. Материаловедение и технология конструкционных материалов: учебник – СПб: Изд-во Михайлова, 2003. – 407 с.
7. Прашин А.М., Тихонов А.Н., Бондаренко Г.Г., Криворук М.И. Предотвращение преждевременных разрушений формированием определенной структуры металла. Металлы, №5, 1999.-С. 87-92.
8. Овчинников, И.И. Влияние радиационных сред на механические характеристики материалов и поведение конструкций (обзор) / И.И. Овчинников, И.Г. Овчинников, М.Ю. Богдина, А.В. Матора //Интернет-журнал Науковедение. -2012. –№4(13). –С.39

9. Максимкин, О.П. Фазово-структурные процессы и их роль в упрочнении и охрупчивании облученных металлических материалов: дис. д. ф-м.н. наук: 01.04.07. - Алматы, 1996. - 47 с. [diss. rsl. ru].

10. Garner F.A. Irradiation performance of cladding and structural steels in liquid metal reactors. - Materials Science and Technology A: Comprehensive Treatment, 1994, v. 10A, p. 419-543.

11. Massoud J-P., N. de Mathan, Van Duysen J-C. et al. The Effect of Irradiation on Materials for Core Internals of PWRs: EDF-CEA-FRAMATOM Joint Research Program. - В сб.: Докл. VI Российской конф. по реакторному материаловедению. Димитровград: ГНЦ НИИАР, 2001, т. 3, ч. 1, с. 36-48.

12. Европин С.В., Попов А.А.. Об отраслевой программе «Нормативно-методическое обеспечение целостности подверженных радиационному воздействию элементов реакторных установок атомных станций и исследовательских реакторов». - В сб.: Докл. VI Российской конф. по реакторному материаловедению. Димитровград: ГНЦ НИИАР, 2001, т.3, ч. 1, с. 162-173.

13. Вотинов С.Н., Прохоров В.И., Островский З.Е. Облученные нержавеющие стали. М.: Наука, 1987.- 128 с. 10-15.

14. Физическое материаловедение/ Под ред. Р. Кана. М.: Мир, 1968. т. 24. -90 с.

15. Максимкин О.П., Гусев М.Н. Изменения напряжений течения и латентной энергии при деформации нержавеющей стали 12X18H10T, облученной нейтронами// Письма в ЖТФ. – 2003. – Т.29. Вып.3. –С.1-7.

16. Митрофанова Н.М., Боголепов М.Г., Neustroev V.S., Shamardin V.K. Povstyanko A.V. Microstructure features of embrittlement in irradiated steels and alloys. -In: Proc. Intern. Conf. on Physics of Irradiation Effects in Metals, 1991, Siofok, Hungary, p. 562-566.

17. Hashimoto N., Zinkle S.J., Rowclie A.F., Robeffrtson J.P., Jitsukawa S. Deformation mechanisms in 316 stainless steel irradiated at 60°C and 330°C // Journal of Nuclear Materials 283-287 (2000) p.528-534.

18. Porollo S.I., Konobeev Yu.V., Dvoriashin A.M., Vorobjev A.N., Krigan V.M., Garner F.A. Void swelling at low displacement rates in annealed 12X18H9T stainless steel at 4–56 dpa and 280–332 °C // Journal of Nuclear Materials 307–311 (2002) p. 339–342.

19. Karthik V., Murugan S., Parameswaran P., Venkiteswaran C.N., Gopal K.A., Austenitic Stainless Steels for Fast Reactors -Irradiation Experiments, Property Evaluation and Microstructural Studies // Energy Procedia, Volume 7, 2011, p. 257–263.

20. Van Renterghem W., Al Mazouzi A., Van Dyck S. Influence of post irradiation annealing on the mechanical properties and defect structure of AISI 304 steel //Journal of Nuclear Materials, Volume 413, Issue 2, 15 June 2011, Pages 95-102.

21. Прохоров В.И., Макаров О.Ю. Радиационное упрочнение - охрупчивание сталей некоторых классов при температуре 300 °С. - В сб.: Докл. V Межотраслевой конф. по реакторному материаловед., Димитровград, 1997 г. Димитровград: ГНЦ РФ НИИАР, 1998, т. 2, ч. 2, с. 89-98.

22. Брык, В.В. Распухание дисперсно-упрочненной оксидами иттрия стали 0X18H10T, облученной тяжелыми ионами / В.В. Брык, В.Н. Воеводин, А.С. Кальченко, и др. // ВАНТ. -2013. -№2(84). – С.23-30

23. Прохоров В.И., Макаров О.Ю. Особенность механических характеристик аустенитных сталей в температурной области около 300 °С. - В сб.: Докл. V Межотраслевой конф. по реакторному материаловед., Димитровград: ГНЦ РФ НИИАР, 1998, т. 2, ч. 2, с. 81-88.

24. Неустроев В.С., Шамардин В.К. О связи микроструктуры и характера разрушения стали X18H10T, облученной нейтронами до 70 сна. Атомная энергия, 1991, т. 71, вып. 4, с. 345-348.

25. Dvoretzky V.G., Kanashov B. A., Neustroev V.S. et al. Development of technology for mass post-irradiation examination of BN-Reactor fuel pins. In: Post-Irradiation Examination Techniques for Water Reactor Fuel, IAEA, Vienna, 1991, p. 87-94.
26. Tsay K.V., Maksimkin O.P., Turubarova L.G., Rofman O.V., Garner F.A. Microstructural defect evolution in neutron – Irradiated 12Cr18Ni9Ti stainless steel during subsequent isochronous annealing // Journal of Nuclear Materials, Volume 439, Issues 1–3, August 2013, P. 148-158.
27. Barton P.J., Eyre B.L., Stow D.A. The structure of fast-reactor irradiated solution-treated AISI type 316 steel. J. Nucl. Mater., 1977, v. 67, p. 181-193.;
28. Brager H.R., Straalsund J.L. Microstructure evolution in neutron irradiated 316 stainless steel. J. Nucl. Mater., 1973, v. 46, p. 134-140.
29. Brager H.R., Straalsund J.L. Frank loop development in neutron irradiated cold-worked type 316 stainless steel. J. Nucl. Mater., 1973, v. 47, p. 105-111.
30. Brager H.R., Straalsund J.L., Holmes J.J., Bates J.F. Frank loop evolution in irradiated stainless steels Metallurgical Transactions, 1971, v. 2, p. 1893-1897.
31. Norris D.I. Evolution of dislocation in irradiated austenitic alloys. Radiat. Effects, 1972, v. 14, p. 1-12.
32. Кальченко, А.С. Прогнозирование радиационного распухания выгородки реактора ВВЭР-1000 на период эксплуатации 30 - 60 лет / А.С. Кальченко, В.В. Брык, В.Н. Воеводин, Н.П. Лазарев // Атомная энергетика. Ядер. фізика та енергетика. - 2011. - 12, № 1. - С. 69-77
33. Ilyin A.M., Neustroev V.S., Shamardin, V.K. et al. Influence of combined thermomechanical treatment on impurity segregation in ferritic-martensitic and austenitic stainless steels. J. Nucl. Mater., 2000, v. 283-287, p. 694-696.
34. Uehira A., Mizuta S, Ukai S., Puigh R.J. Irradiation creep of 12Cr-0.5Mo-2W,V,Nb ferritic-martensitic, modified 316, and 15Cr-20Ni austenitic S.S. irradiated in FFTF to 103— 206 dpa. J. Nucl. Mater, 2000, v. 283-287, part 1, p. 396-399.

35. Porter D.L., Hudman G.D., Garner F.A. Irradiation creep and swelling of annealed type 304L stainless steel at -390 °C and high neutron fluence in EBR-II. J. Nucl. Mater., 1991, v. 179-181, p. 581-587.

36. Чуев В.В., Ланских В.Н., Огородов А.Н. и др. Работоспособность ТВС быстрых реакторов. В кн.: Исследование конструкционных материалов элементов активной зоны быстрых натриевых реакторов. Екатеринбург: УрОРАН, 1994, с. 85-140.

37. Евсеев, Л.А. Закономерности выгорания изотопа ^{10}B в карбиде бора стержней аварийной защиты ядерных реакторов ВВЭР-1000 и БН-600: дис. канд. ф-м.н. наук: 01.04.07. - Ульяновск, 2012. - 130 с. [diss. rsl. ru].

38. Sorokin, A.A. Effect of neutron irradiation on tensile properties of materials for pressure vessel internals of WWER type reactors / A.A. Sorokina, B.Z. Margolin, I.P. Kursevich, A.J. Minkin, V.S. Neustroev // J. Nucl. Mater. Volume 444, Issues 1–3, January 2014, Pages 373–384

39. Garner F.A, Toloczko M.B. and Sencer B.H. Comparison of swelling and irradiation creep behavior of fcc-austenitic and bcc-ferritic/martensitic alloys at high neutron exposure. J. Nucl. Mater, 2000, v. 276, p. 123-142.

40. Bailat C., Almazouzi A., Baluc N. et al. The effect of irradiation and testing temperature on tensile behavior of stainless steels. J. Nucl. Mater., 2000, v. 283-287, p. 446-450.

41. Stephenson, K.J., Was, G.S. Comparison of the microstructure, deformation and crack initiation behavior of austenitic stainless steel irradiated in-reactor or with protons (Article). Journal of Nuclear Materials. Volume 456, January 2015, Pages 85-98.

42. Щербак В.И., Дмитриев В.Д. Развитие пористости вблизи и на границах зерен в облученном нейтронами никеле. Физ. мет. и металловед., 1987, т. 64, вып. 5, с. 961-965.

43. Van Renterghem, W., Konstantinović, M.J., Vankeerberghen, M. Evolution of the radiation-induced defect structure in 316 type stainless steel after post-irradiation

annealing (Article). Journal of Nuclear Materials. Volume 452, Issue 1-3, September 2014, Pages 158-165.

44. Лаптев И.Н. Фазовые превращения и хрупкость системы железо-вакансия в полях упругих напряжений / И.Н. Лаптев, А.А. Пархоменко //Успехи физики металлов. .–2010.–Том11, выпуск1.–С.78-81

45. Garner, F.A. Radiation damage in austenitic steels (Book Chapter) Comprehensive Nuclear Materials. Volume 4, 2012, Pages 33-95.

46. Zhao-Xi Wang, Fei Xue, Jia-Wang Jiang, Wen-Xin Ti, Wei-Wei Yub. Experimental evaluation of temper aging embrittlement of cast austenitic stainless steel from PWR// Engineering Failure Analysis 18 (2011) p. 403–410.

47. Van Renterghem, W., Konstantinović, M.J., Vankeerberghen, M. Evolution of the radiation-induced defect structure in 316 type stainless steel after post-irradiation annealing (Article). Journal of Nuclear Materials. Volume 452, Issue 1-3, September 2014, Pages 158-165.

48. Porollo S.I., Dvoriashin A.M., Konobeev Yu.V., Ivanov A.A., Shulepin S.V., Garner F.A. Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel 12X18H9T after neutron irradiation in the pressure vessel of BR-10 fast reactor at very low dose rates// Journal of Nuclear Materials 359 (2006) p.41–49.

49. Неклюдов И.М., Ожигов Л.С., Пархоменко А.А. и др. Сравнительное исследование радиационного охрупчивания сталей и сплавов с ОЦК- и ГЦК-решетками / Радиационное материаловедение. Харьков: Изд-во ХФТИ. Т. 6. 1990. С. 162-170.

50. Karlsen, W., Pakarinen, J., Toivonen, A., Ehrnstén, U. Deformation microstructures of 30 dpa AISI 304 stainless steel after monotonic tensile and constant load autoclave testing (Conference Paper). 15th International Conference on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors 2011. Volume 2, 2011, Pages 1352-1366.

51. Karjalainen L.P., Taulavuori T., Sellman M., Kyröläinen A. Some Strengthening Methods for Austenitic Stainless Steels // Materials Technology. 2008. V. 79. №6. P. 404-412.

52. Goodchild D., Roberts W.T., Wilson D.V. Plastic deformation and phase transformation in textured austenitic stainless steel // Acta Met. 1970. V. 18. P.1137-1145.