

Федеральное государственное бюджетное образовательное учреждение высшего образования «Ульяновский государственный университет»  
кафедра радиационных технологий

Акционерное общество «Государственный научный центр –  
Научно-исследовательский институт атомных реакторов»

УДК 621.039.531:669.15-194.56

ГРНТИ 58.35.06

На правах рукописи

Макаров Евгений Игоревич

**ЗАКОНОМЕРНОСТИ РАДИАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ СТАЛИ МАРКИ  
08X18H10T, ОБЛУЧЁННОЙ ДО ВЫСОКИХ НЕЙТРОННЫХ  
ПОВРЕЖДАЮЩИХ ДОЗ ПРИ ТЕМПЕРАТУРАХ 330 – 420 °С**

01.04.07 – Физика конденсированного состояния

Диссертация на соискание учёной степени кандидата технических наук

Научный руководитель:  
доктор технических наук  
Неустроев Виктор Степанович

Ульяновск – 2020

## ОГЛАВЛЕНИЕ

ВВЕДЕНИЕ.....	4
ГЛАВА 1 ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ НА РАДИАЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ НЕЙТРОНАМИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ .....	13
1.1 Влияние условий облучения на распухание сталей аустенитного класса .....	14
1.2 Взаимосвязь радиационной ползучести и распухания в сталях аустенитного класса при облучении нейтронами.....	19
1.3 Влияние напряжения на радиационное распухание и деформацию ползучести .....	27
1.4 Влияние напряжения на параметры микроструктуры стали аустенитного класса.....	38
1.5 Радиационная релаксация напряжения в аустенитной стали.....	41
1.6 Выводы по главе 1 .....	43
ГЛАВА 2 ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ .....	45
2.1 Применяемые конструкции газонаполненных образцов.....	45
2.2 Материалы образцов и их термообработка.....	48
2.3 Моделирование напряженно – деформированного состояния образцов.....	49
2.3.1 Исходные данные и постановка задачи .....	49
2.3.2 Результаты расчёта НДС .....	50
2.4 Исследование материала образцов до облучения .....	55
2.4.1 Металлография и микротвёрдость стали марки 08X18H10T .....	55
2.4.2 Микроструктура стали марки 08X18H10T.....	57
2.5. Способ испытания материалов в ядерном реакторе .....	58
2.6 Условия облучения образцов в реакторе БОР-60.....	61
2.7 Методики проведения экспериментов.....	63
2.7.1 Измерение размеров образцов .....	63
2.7.2 Определение распухания по уменьшению плотности материала образцов .....	63
2.7.3 Исследование параметров пористости и микроструктуры.....	65
2.7.4 Измерение микротвёрдости материала образцов .....	66
2.7.5 Металлографическое исследование структуры материала образцов .....	67
2.8 Методы статистической обработки данных по распуханию.....	67
2.9 Выводы по главе 2 .....	69

ГЛАВА 3 РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ И ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ МАРКИ 08X18H10T ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 330 – 350 °С.....	71
3.1 Результаты исследования газонаполненных образцов, состоящих из двух коаксиальных трубок, изготовленных из стали марки 08X18H10T .....	72
3.1.1 Изменение размеров образцов.....	72
3.1.2 Микроструктура материала образцов.....	78
3.2 Результаты исследования изменения размеров газонаполненных образцов, состоящих из одной трубки стали марки 08X18H10T .....	85
3.3 Выводы по главе 3 .....	88
ГЛАВА 4 РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ И ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ МАРКИ 08X18H10T ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 400 – 420 °С.....	90
4.1 Результаты исследования газонаполненных образцов, облученных до повреждающей дозы 17 сна .....	91
4.1.1 Изменение размеров образцов.....	91
4.1.2 Микроструктура материала образцов.....	94
4.2 Результаты исследования газонаполненных образцов, облученных до повреждающей дозы 36 сна .....	99
4.2.1 Изменение размеров образцов.....	99
4.2.2 Микроструктура материала образцов.....	102
4.2.3 Изменение плотности материала образцов .....	114
4.3 Выводы по главе 4 .....	115
ЗАКЛЮЧЕНИЕ .....	117
СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ .....	119
СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ.....	120

## **ВВЕДЕНИЕ**

### **Актуальность работы**

В радиационной физике твердого тела и, в частности, аустенитных сталей, применяющихся в реакторостроении, всегда существовали некоторые принципиальные вопросы, касающиеся изучения взаимосвязи формирующейся под облучением микроструктуры и формоизменения образцов. Эти вопросы были решены в той или иной степени для отдельных сталей, но для российской стали с основой X18H10 оставались некоторые нерешенные вопросы. Формоизменение образцов аустенитных сталей связано с двумя радиационными явлениями: радиационным распуханием и радиационной ползучестью. Оба этих явления связаны с формирующейся радиационно-индуцированной микроструктурой стали (дислокационной структурой и пористостью) и зависят от температуры облучения, повреждающей дозы и напряжений, созданными в образцах при проведении экспериментов, и в реальных реакторных конструкциях. К началу настоящей работы экспериментов по изучению влияния напряжений на характеристики радиационной ползучести и распухания сталей с основой X18H10 в аустенизированном состоянии не проводилось, хотя такая информация была необходима.

В связи с наметившейся тенденцией к продлению срока эксплуатации реакторов ВВЭР и зарубежных реакторов PWR в конце 90-х годов прошлого века появилось большое количество научно-исследовательских программ и работ, посвящённых изучению радиационных явлений в аустенитных сталях при условиях, моделирующих режимы эксплуатации внутрикорпусных устройств (ВКУ) энергетических реакторов [1, 2]. Эти радиационные явления оказались примерно такими же, что наблюдали и при изучении элементов тепловыделяющих сборок (ТВС) активных зон реакторов

на быстрых нейтронах, но с некоторыми отличиями, связанными с используемыми сталями и различными значениями температуры облучения.

В 2011 году на совместном заседании научно-технического совета Госкорпорации «Росатом» и ОАО «Концерн Росэнергоатом» по вопросу «Обоснования продления срока службы ВКУ реакторов ВВЭР-1000 до 60 лет» было принято решение о создании программы проведения материаловедческих работ по обоснованию и обеспечению прочности и ресурса внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР-1000 при эксплуатации и продлении срока службы до 60 лет и прогнозированию физико-механических свойств материала ВКУ для проекта реактора ВВЭР-ТОИ, облучённому до повреждающей дозы 164 смещений на атом (сна). Эти программы включают работы по исследованию закономерностей радиационной ползучести стали марки X18H10T.

Особенностью элементов внутрикорпусных устройств и выгородки реактора ВВЭР-1000 в первую очередь является то, что в процессе эксплуатации они накапливают значительную нейтронную повреждающую дозу и эксплуатируются при значениях температуры от 300 до 420 °С в массиве выгородки, при которых может происходить радиационное распухание аустенитной стали. Нейтронно-физические расчёты показывают, что максимальная нейтронная повреждающая доза на отдельных участках выгородки через 30 лет эксплуатации может достигать 50 сна и, по некоторым оценкам, 75 сна, а при планируемом увеличении срока службы реактора до 40 – 45 и даже до 60 лет — 100 сна и более.

В результате того, что значения температуры и повреждающей дозы в сечениях выгородки реактора ВВЭР-1000 имеют большие градиенты, возможно возникновение напряжения более 200 МПа (что может быть выше предела текучести материала ВКУ при рабочей температуре) и деформирование конструкции в целом.

В сложных по геометрии конструкциях внутрикорпусных устройств с большим количеством цилиндрических каналов для охлаждения возможно

образование областей с различными значениями растягивающего и сжимающего напряжения, поэтому важно исследовать влияние напряжения разного типа на свойства и структуру материала. Эксперименты по изучению влияния растягивающего напряжения на свойства и структуру различных аустенитных сталей проводили в России (АО «ГНЦ НИИАР», АО «ГНЦ РФ ФЭИ», АО «ВНИИНМ» и др.) и в зарубежных странах, но влияния сжимающего напряжения не исследовали. Поэтому в настоящее время актуальны работы по определению возможности продления ресурса внутрикорпусных устройств действующих реакторов ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 и обоснованию работоспособности материалов ВКУ новых реакторов ВВЭР-1200 (ВВЭР-ТОИ) на срок службы до 60 лет с учётом данных по радиационной стойкости аустенитной стали марки 08X18H10T.

Работы по изучению радиационной ползучести аустенитных сталей проводили в основном на материалах оболочек твэлов и чехлов тепловыделяющих сборок реакторов на быстрых нейтронах. Данные по исследованию ползучести и распухания сталей марки X18H10 и особенно марки X18H9 (сталь марки 304) были получены в основном за рубежом. Для российской же стали марки 08X18H10T в аустенизированном состоянии, облучённой нейтронами до высокой повреждающей дозы, при низкой, характерной для внутрикорпусных устройств водо-водяных энергетических реакторов, температуре такие данные отсутствовали. В связи с этим необходимо было изучить закономерности радиационной ползучести этой стали при низкотемпературном облучении до высоких значений повреждающей дозы. Все вышесказанное свидетельствует об актуальности данной работы.

**Целью работы** является экспериментальное определение закономерностей радиационной ползучести и влияния напряжённого состояния на деформацию ползучести и характеристик микроструктуры стали марки 08X18H10T, облучённой до различных значений повреждающей дозы в реакторе БОР-60 при температуре, характерной для ВКУ водо-водяных энергетических реакторов.

Для достижения поставленной цели автором решались *следующие задачи*:

1. Разработка и испытание газонаполненного образца новой конструкции, в котором одновременно реализуются растягивающее и сжимающее напряжение, а также использование разработанного способа испытания материалов при облучении газонаполненных образцов новой конструкции в ядерном реакторе.

2. Экспериментальное получение зависимостей деформации от повреждающей дозы и напряжений газонаполненных образцов и модуля радиационной ползучести (на стадии установившейся ползучести) стали марки 08X18H10T до повреждающей дозы 90 сна в интервалах температуры облучения 330 – 350 и 400 – 420 °С.

3. Экспериментальное исследование изменения характеристик радиационно-индуцированной микроструктуры, в частности, пористости и дислокационных петель в стали марки 08X18H10T после облучения в реакторе БОР-60 в интервалах температуры облучения 330 – 350 и 400 – 420 °С при наличии растягивающего и сжимающего напряжения.

**Предмет исследования.** В работе исследовали газонаполненные трубчатые образцы двух конструкций состоящие: 1) из одной трубки; 2) из двух коаксиальных трубок и концевых деталей, изготовленных из аустенизированной стали марки 08X18H10T в исходном состоянии и после облучения в реакторе БОР-60 в интервалах температуры облучения 330 – 350 и 400 – 420 °С.

#### **Научная новизна полученных автором результатов**

1. Разработаны и испытаны газонаполненные образцы новой конструкции и применен разработанный способ испытания материалов при облучении газонаполненных образцов новой конструкции в ядерном реакторе, защищённые патентами.

2. Получены новые экспериментальные зависимости деформации от повреждающей дозы и значений растягивающего и сжимающего напряжения

газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T, облучённых в реакторе БОР-60 в интервалах температуры 330 – 350 и 400 – 420 °С.

3. На основе полученных экспериментальных данных рассчитан модуль радиационной ползучести стали марки 08X18H10T —  $(2,4 \pm 0,4)10^{-6}$  (МПа·сна)<sup>-1</sup> (на стадии установившейся ползучести) для значений повреждающей дозы до 90 сна в интервале температуры облучения от 330 до 350 °С, необходимый для проведения прочностных расчётов для обоснования срока службы внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР.

4. На основе обобщения и анализа полученных данных построены зависимости параметров микроструктуры и пористости (распухания) стали марки 08X18H10T, облучённой в реакторе БОР-60 в интервалах температуры облучения 330 – 350 и 400 – 420 °С, от значений растягивающего и сжимающего напряжения.

### **Теоретическая и практическая значимость работы**

1. Полученные результаты важны для понимания физических процессов, протекающих в металлах и сплавах под облучением, и возможных причин деградации физико-механических свойств материалов внутрикорпусных устройств реакторов на тепловых нейтронах (водо-водяных энергетических реакторов).

2. Разработан газонаполненный образец новой конструкции для исследования деформации ползучести и радиационного распухания, в котором одновременно реализуются сжимающее и растягивающее напряжение при одинаковых температурно-дозовых условиях и применён способ испытания материалов в ядерном реакторе с использованием газонаполненных образцов новой конструкции.

3. Полученные дозные зависимости деформации газонаполненных образцов и характеристик пористости при растягивающем и сжимающем напряжении, а также значение модуля радиационной ползучести позволяют прогнозировать поведение материалов при высоких значениях повреждающей дозы.

4. Результаты исследований радиационной ползучести (модуля радиационной ползучести) стали марки 08X18H10T использовали в расчётах прочности при продлении срока службы внутрикорпусных устройств реакторов



ВВЭР-1000 и для обоснования срока службы выгордки на 60 лет в новых проектах реактора ВВЭР-1200 (ВВЭР-ТОИ).

### **Основные положения, выносимые автором на защиту**

1. Методический подход к исследованию влияния значений растягивающего и сжимающего напряжения на радиационное распухание и деформацию ползучести газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T, включающий использование образцов новой конструкции и применение способа испытания материалов при облучении таких образцов в ядерном реакторе.

2. Экспериментальные зависимости деформации газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T, облучённых в реакторе БОР-60 в интервалах температуры 330 – 350 и 400 – 420 °С, от повреждающей дозы и значений растягивающего и сжимающего напряжения. Значение модуля радиационной ползучести стали марки 08X18H10T составляет  $(2,4 \pm 0,4)10^{-6} \text{ (МПа} \cdot \text{сна)}^{-1}$  для повреждающей дозы до 90 сна на стадии установившейся ползучести в интервале температуры облучения 330 – 350 °С.

3. Зависимости концентрации и среднего размера петель в стали марки 08X18H10T после облучения в реакторе БОР-60 при температуре от 330 до 350 °С от абсолютных значений растягивающего и сжимающего напряжения.

4. Зависимости объёмной доли, среднего размера и концентрации пор в стали марки 08X18H10T после облучения в реакторе БОР-60 в интервале температуры 400 – 420 °С от абсолютных значений растягивающего и сжимающего напряжения.

**Апробация работы.** Основные результаты и материалы диссертационной работы были представлены на всероссийских и международных конференциях и семинарах: IX–XIII Международных уральских семинарах «Радиационная физика металлов и сплавов» (г. Кыштым, 2011, 2013, 2015, 2017, 2019 гг.); Международном симпозиуме Fontevraud-7 «Contribution of materials investigations to improve the safety and performance of LWRs» (Франция, 2010 г.);

XV Международной конференции по материалам термоядерных реакторов (USA, 2011 г.); Международной школе-семинаре для студентов, аспирантов, молодых учёных и специалистов (ОАО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, 2012 г.); XIX Европейской конференции по разрушению «Fracture Mechanics for Durability, Reliability and Safety» (г. Казань, 2012 г.); X и XI Российской конференциях по реакторному материаловедению (ОАО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, 2013 г., 2019 г.), Международной научной конференции «Новые материалы для инновационного развития атомной энергетики» (ОАО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, 2014 г.); XVII Международной конференции по материалам термоядерных реакторов ICFRM-17 (Германия, 2015 г.); XVIII Международной научно-технической конференции молодых специалистов по ядерным энергетическим установкам (АО ОКБ «ГИДРОПРЕСС», г. Подольск, 2016 г.); XV Международной школе-конференции для молодых учёных и специалистов «Новые материалы» (НИЯУ МИФИ, г. Москва, 2017 г.); Всероссийской молодёжной конференции «Научные исследования и технологические разработки в обеспечение развития ядерных технологий нового поколения» (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград, 2018 г.).

**Личный вклад автора.** Под общим руководством доктора технических наук Неустроева В.С. автором проведены подготовка экспериментов и исследования газонаполненных образцов, необлучённых и облучённых в реакторе БОР-60, а также были лично проведены статистическая обработка, обобщение и анализ собственных и литературных данных.

Автор принимал непосредственное участие:

– в разработке патентов и представлении результатов диссертации на международных и российских конференциях и семинарах;

– в моделировании напряжённо-деформированного состояния газонаполненного образца новой конструкции с применением программного комплекса ANSYS Mechanical;

– в проведении ТЭМ-исследований микроструктуры материала образцов и обработке результатов.

Личный вклад соискателя в получении основных результатов работы, представленной к защите, является определяющим.

**Участие в научных проектах.** Результаты, полученные в рамках диссертационной работы, были высоко оценены научными премиями, что подтверждает высокую актуальность работы. Диссертант является победителем и лауреатом:

– конкурса на получение стипендии Президента РФ для молодых учёных и аспирантов, осуществляющих перспективные научные исследования и разработки по приоритетным направлениям модернизации российской экономики (конкурс 2015–2017 гг. — грант № СП-1836.2015.1 «Влияние высокодозного нейтронного облучения на радиационные эффекты в аустенитной стали X18H10T», приказ Минобрнауки РОССИИ № 184 от 10.03.2015 г.);

– открытого конкурса на присуждение премии Госкорпорации «Росатом» молодым учёным атомной отрасли, достигшим конкретных высоких результатов в научно-исследовательской деятельности, в 2013 и 2016 гг. (Приказ № 1/1239-П от 13.12.2016 г.);

– лауреатом XV Всероссийского конкурса «Инженер года-2014» по итогам конкурса по версии «Инженерное искусство молодых» в номинации «Атомная энергетика (научно-техническое обеспечение)», 2014 г. (диплом лауреата № 15-1840 от 23.01.2015 г.).

**Достоверность результатов.** Достоверность полученных результатов и выводов подтверждается:

– воспроизводимостью полученных экспериментальных данных на большом количестве исследованных образцов;

– применением взаимодополняющих методов исследования;

– применением сертифицированных методик испытаний и аттестованного оборудования, наличием системы обеспечения качества в АО «ГНЦ НИИАР»;

– согласованностью полученных экспериментальных данных с экспериментальными данными и теоретическими работами в области радиационных повреждений материалов, опубликованных в отечественной и зарубежной литературе.

**Публикации.** По теме диссертации в различных изданиях опубликована 21 научная работа, из которых 4 статьи в рецензируемых журналах и два патента (на изобретение и полезную модель).

**Объём и структура диссертации.** Диссертация состоит из введения, четырёх глав, заключения и списка цитируемой литературы. Общий объём работы составляет 126 страниц, включая 65 рисунков и 9 таблиц. Список литературы содержит 65 наименований.

## ГЛАВА 1 ВЛИЯНИЕ НАПРЯЖЕНИЯ НА РАДИАЦИОННЫЕ ЯВЛЕНИЯ ПРИ ОБЛУЧЕНИИ НЕЙТРОНАМИ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ

Экспериментальные реакторы на быстрых нейтронах появились в 1950-х годах; в 1960–1980-х годах работы по созданию промышленных реакторов на быстрых нейтронах активно велись в США, СССР и ряде европейских стран. К началу 1990-х годов большинство этих проектов было прекращено по разным причинам. На сегодняшний момент единственная страна с действующими энергетическими и опытными реакторами на быстрых нейтронах — это Россия с реакторами БН-600 и БН-800 (третий и четвёртый блоки Белоярской АЭС), БОР-60 (АО «ГНЦ НИИАР», г. Димитровград). Следующим шагом в развитии российской программы быстрых реакторов стало строительство многоцелевого реактора на быстрых нейтронах (МБИР), ведущееся в настоящее время, и пятого блока БАЭС с быстрым натриевым реактором мощностью 1200 МВт (эл.) с планируемым сроком ввода в эксплуатацию в 2024 году [3].

В США в настоящее время планируется разработка проекта и строительство быстрого натриевого реактора FASTER (с тепловой мощностью, равной 300 МВт, и электрической — 120 МВт). Планируемый срок ввода в эксплуатацию — 2025 год. Большой интерес к этому направлению развития атомной энергетики проявляют азиатские страны: Индия — АЭС Мадрас (PFBR), Китай (CEFR), Корея (SFR), Япония (JSFR) и т. д. [4].

Известны радиационные явления, которые ограничивают радиационную стойкость коррозионностойких сталей аустенитного класса, из которых изготавливают оболочки тепловыделяющих элементов, чехлы тепловыделяющих сборок реакторов на быстрых нейтронах, и внутрикорпусные устройства энергетических реакторов [3, 5, 6]. Отдельные явления достаточно хорошо изучены, например радиационные распухание и ползучесть, приводящие к нарушению размерной стабильности изделий активных зон реакторов на быстрых нейтронах и элементов ВКУ реакторов типа ВВЭР. Кроме того,

распухание (вакансионные и газонаполненные поры) может быть одним из источников упрочнения и охрупчивания облучённых материалов.

Изменение размеров изделий вследствие радиационного распухания и деформации радиационной ползучести, формирование оригинальной микроструктуры, зарождение и эволюционирование радиационно-индуцированных сегрегаций — эти радиационные явления существуют в связи друг с другом и определяют ресурс изделий из сталей аустенитного класса при воздействии облучения. Большое значение в понимании связи радиационных явлений друг с другом принадлежит микроструктурным изменениям в сталях, обуславливающим во время облучения в реакторе практически все изменения свойств в конструкционных материалах. Это утверждение актуально на данное время для радиационной физики твёрдого тела, однако необходимы исследования по корреляции изменений микроструктуры и свойств. Более подробно рассмотрим результаты исследований перечисленных выше радиационных явлений в облучённых нейтронами сталях и сплавах аустенитного класса в следующем разделе.

### **1.1 Влияние условий облучения на распухание сталей аустенитного класса**

Распухание — процесс образования пор, приводящий к изменению плотности материала и геометрических размеров образцов. Это радиационное явление вызвано образованием и ростом вакансионных пор и радиационно-стимулированным переползанием дислокационных петель и дислокаций в металле под облучением. Пористость кристаллических и аморфных тел можно рассматривать как следствие локализации преимущественно геометрического свободного объёма при формировании структуры материалов и последующих структурных превращений. При исследовании кинетики и механизмов процессов порообразования в твёрдых телах различают следующие виды пористости: конденсационная, диффузионная, деформационная, радиационная, эрозионная и термоэрозионная. Почти все

аустенитные материалы, но в разной степени, подвержены радиационному набуханию при определённых значениях температуры и повреждающей дозы [6, 7]. Для разных классов металлов: аустенитных, ферритно-мартенситных набухание наблюдают при значениях гомологической температуры от 0,3 до 0,6  $T_{пл}$  (где  $T_{пл}$  — температура плавления металла, К).

Распухание материалов при облучении — процесс, зависящий от температуры, по крайней мере, для обширного класса материалов существуют определённые значения температуры; скорость радиационного набухания может не зависеть от значения температуры облучения [5].

В работе [8] показано, что наиболее вероятной температурой порообразования при облучении в сталях аустенитного класса является температура, равная  $(0,3-0,6)T_{пл}$  ( $T_{пл}$ , К — температура плавления металла). Данная температура — это температура наиболее вероятного порообразования, отвечающая максимальному значению набухания. При меньшем значении температуры облучения порообразование происходит медленней, поскольку в результате уменьшения подвижности точечных дефектов их концентрация и вероятность взаимной рекомбинации или аннигиляции на стоках возрастают. Уменьшение значения радиационного набухания при высокой температуре определено увеличением самодиффузии, вызывающим снижение степени пересыщения решётки точечными дефектами, а также, в какой-то мере, заживлением структурных несовершенств [7].

Радиационное набухание  $S$  (%) аустенитных сталей под действием облучения описывают разными функциональными зависимостями, в том числе степенной функцией следующего вида [9–11]:

$$S = A(T) \cdot F^n, \quad (1.1)$$

где  $F$  — флюенс нейтронов,  $\text{м}^{-2}$ ;

$A$  и показатель степени  $n$  — параметры материала, зависящие от температуры  $T$ .

Максимальное распухание при изменении температуры облучения (при  $F = const$ ) лучше всего описывается функцией  $A(T)$ :

$$A(T) = \exp\{-r \cdot (T - T_{max})^2\}, \quad (1.2)$$

где  $r$  — константа материала.

Или функцией гиперболического косинуса:

$$ch^{-1} \cdot \left\{ \alpha \cdot \left( \frac{1}{T} - \frac{1}{T_{max}} \right) \right\}, \quad (1.3)$$

где  $T$  — температура облучения, °С;

$T_{max}$  — температура облучения, соответствующая максимальному распуханию, °С;

$r, \alpha$  — константы материала.

Радиационное распухание стали  $S$  (%) можно описать, используя зависимость, предложенную учёными в работах [6, 12] и уточнённую В.С. Неустроевым [13], а именно:

$$S = 0,9 \cdot (D + 0,1 \cdot T - 67) \cdot \exp[-29 \cdot 10^{-5} \cdot (T - 485)^2], \quad (1.4)$$

Данное распухание, в зависимости от значений повреждающей дозы и распухания, характеризуется тремя периодами:

- 1) *инкубационным*, при  $S$  меньше 1 %;
- 2) *переходным*, при  $S$ , равном примерно  $A(F)^n$  (где  $A$  и показатель степени  $n$  — параметры материала, зависящие от флюенса нейтронов  $F$ ) при  $n$  больше 1;
- 3) *установившимся*, когда с ростом повреждающей дозы облучения распухание увеличивается линейно.

Продолжительность инкубационного и переходного периодов радиационного распухания сталей аустенитного класса зависит от содержания химических элементов в материале, его структурного состояния и условий облучения в ядерном реакторе [5, 10, 11]. В зависимости от напряжённого состояния в широких пределах изменяется длительность переходного периода распухания сталей. На установившейся стадии при определённом значении



температуры максимального распухания скорость распухания может достигать 1 %/сна [5, 14].

Согласно работам [9–11] для стали марок AISI 304 и 316 в аустенизированном состоянии максимальная температура распухания составляет 460 – 480 °С. Показатель степени  $n$  в уравнении (1.1) зависит от температуры и имеет значение от 1 до 2 [9–11] и от 2,5 до 3,5 [15].

Для разных классов сталей, термообработок и вариантов облучения значение максимальной температуры может быть различным; также известны случаи обнаружения в температурной зависимости распухания не одного, а нескольких максимумов. Например, в стали марки AISI 316 независимо от реактора, в котором облучали сталь, отмечены два значения максимального распухания при температуре 450 и 600 °С [16, 17]. Появление различных значений максимального распухания затруднено. Например, в работе [17] показано, что температура облучения чехла тепловыделяющей сборки из стали холоднодеформированной марки AISI 316 не включает максимальную температуру радиационного распухания. Таким образом, при исследовании чехла не обнаружено второго значения максимальной температуры радиационного распухания материала в верхней части чехла. Получается, что необходимыми и достаточными условиями максимального радиационного распухания при различных значениях температуры являются: 1) наличие максимальной температуры; 2) создание дозно-температурных условий, достаточных для образования этого распухания.

В свою очередь, на температуру максимального радиационного распухания может оказывать влияние скорость создания смещений [17] и радиационное распухание [18]. Известно большое количество других факторов, от которых зависит температура максимального радиационного распухания, например, содержание в материале никеля или других элементов [5].

Существенными характеристиками радиационного распухания являются также скорость распухания и инкубационный период. Для максимального

радиационного распухания стали марки 300 скорость распухания составляет от 0,15 до 0,25 %/сна при низкой температуре и мало зависит от предварительной термообработки [19]. При температуре облучения около 600 °С скорость распухания чувствительна к предварительному состоянию стали. В частности, для аустенизированной стали марки AISI 316 значение скорости распухания в 1,5 раза больше, чем для холоднодеформированной стали этой же марки. Скорость распухания стали марки AISI 316 при этой же температуре (примерно 600 °С) уменьшается при добавлении титана [16]. Большую работу по изучению и анализу распухания аустенитных сталей провёл Фрэнк Гарнер, который обнаружил [5], что для сталей аустенитного класса, облучённых в реакторах на быстрых нейтронах FFTF, EBR-II, HFIR, скорость распухания при температуре 400 – 600 °С не изменяется и составляет 1 %/сна.

Процесс распухания весьма сложный, и скорость распухания не является единственным параметром, влияющим на этот процесс. Необходимо также знать информацию о длительности инкубационного периода, после которого радиационное распухание начинает возрастать линейно в зависимости от значения повреждающей дозы. На инкубационный период существенно влияют следующие параметры: температура облучения [12]; предварительная холодная деформация [19, 20]; напряжение, возникающее в изделии [21] и др. Что касается влияния напряжения на инкубационный период, то результаты работы [21] показывают, что *с увеличением напряжения снижается длительность инкубационного периода*. Не ясен вопрос о влиянии температуры облучения на продолжительность инкубационного периода распухания. Одни исследователи указывают на уменьшение продолжительности инкубационного периода с возрастанием температуры [12], другие сообщают о некотором критическом значении температуры, обычно близком к температуре максимального радиационного распухания, после которого длительность инкубационного периода опять увеличивается [5, 19].

Необходимо проанализировать информацию и о развитии вакансионной пористости, так как она является важной составляющей распухания. Наиболее изучены дозно-температурные зависимости параметров радиационной пористости для аустенитных сталей марки AISI 316 с присутствием титана и без него в различных структурных состояниях [16, 19, 22]. Главные закономерности развития радиационной пористости в сталях этого класса заключаются в следующем:

1) уменьшается концентрация пор и растёт средний диаметр пор с увеличением температуры облучения [16, 22];

2) при увеличении повреждающей дозы отмечается рост среднего диаметра пор и повышение концентрации пор с выходом её на насыщение и возможное снижение [5, 16, 22, 23].

К началу 21 века информация о влиянии напряжения и скорости набора повреждающей дозы на параметры пористости и распухания была недостаточной, имелось лишь небольшое количество работ [24, 25], в которых говорилось о воздействии этих параметров на радиационное распухание при температуре, близкой к значению максимального распухания стали марки 300.

## **1.2 Взаимосвязь радиационной ползучести и распухания в сталях аустенитного класса при облучении нейтронами**

Радиационная ползучесть более явно проявляется в элементах ядерных реакторов, где реализуются различные виды напряжения. Она была отмечена при радиационном распухании (при увеличении диаметра оболочек тепловыделяющих элементов или размеров шестигранных чехлов тепловыделяющих сборок) элементов активной зоны реакторов типа БН с натриевым теплоносителем, эксплуатировавшихся (при наличии напряжения) до высоких значений повреждающей дозы (50 – 90 сна).

Вследствие этого анализ закономерностей радиационной ползучести изначально был связан лишь с решением этих проблем, опирающимся на исследования материалов оболочек тепловыделяющих элементов и чехлов тепловыделяющих сборок, в большинстве случаев, при температуре 350 – 450 °С. Выбор такой температуры облучения обусловлен тем, что существующее в чехлах тепловыделяющих сборок реактора БН-600 напряжение имеет максимальные значения в их нижней части, где и наблюдается данная температура.

Более ранние и новые результаты основных закономерностей и механизмов радиационной ползучести достаточно регулярно анализировались авторами в разных работах [5, 25–27].

Влияние напряжения на радиационные эффекты исследовали в специальных экспериментах с газонаполненными трубками, твэлами и чехлами ТВС [28]. Эксперименты с периодическим извлечением трубчатых образцов из реактора, измерением их деформации и дальнейшим облучением позволили определить зависимости деформации ползучести от флюенса нейтронов для аустенитных сталей, а также исследовать вопросы взаимосвязи процессов распухания и ползучести при облучении в реакторе. Было показано, что скорость ползучести зависит линейно от напряжения и коррелирует со скоростью распухания [5, 13].

Авторы работ [5, 26, 27, 29] описывали процесс деформирования образцов под приложенным давлением, используя уравнение:

$$\frac{\dot{\varepsilon}}{\sigma_{eff}} = B(\sigma) = B_0 + D \dot{S}, \quad (1.5)$$

где  $\dot{\varepsilon}$  — неустановившаяся (текущая) скорость ползучести, сн<sup>-1</sup>;

$\sigma_{eff}$  — эффективное напряжение  $\left( \sigma_{eff} = \sqrt{\frac{3}{2}} \sigma_{Hoop} \right)$ , МПа;

$B(\sigma)$  — неустановившийся (текущий) коэффициент ползучести, (МПа·сн)<sup>-1</sup>;

$B_0$  — не зависящий от распухания коэффициент ползучести, (МПа·сн)<sup>-1</sup>;

$D$  — парный коэффициент корреляции распухания и ползучести, МПа<sup>-1</sup>;

$\dot{S}$  — текущая скорость распухания, сн<sup>-1</sup>;

$\sigma_{\text{Hoop}}$  — тангенциальное напряжение, МПа.

Коэффициенты этого уравнения практически не зависят от состава и термообработки сталей аустенитного класса и являются некоторыми постоянными.

При исследовании ползучести сталей аустенитного и ферритного классов в разнообразном исходном состоянии [29–31] процесс радиационной ползучести описывают уравнением (1.5) с системой слабо меняющихся коэффициентов  $B_0$  и  $D$ . Коэффициент  $B_0$  для класса аустенитных сталей составляет примерно  $1 \cdot 10^{-6}$  (МПа·сн)<sup>-1</sup>, коэффициент  $D$  находится в интервале значений  $(0,6 - 1,0)10^{-2}$  МПа<sup>-1</sup>.

При низких значениях температуры и напряжения в реакторе деформация ползучести происходит за счёт радиационной ползучести в отсутствие распухания.

Основываясь на значениях уравнения 1.5, получаем следующее: доля коэффициента  $B_0$  по сравнению со вторым слагаемым  $D \cdot S$  настолько мала, что им можно пренебречь при скорости распухания выше 0,2 %·сн<sup>-1</sup>. Этот вывод подтверждается результатами исследования уменьшающейся доли радиационной ползучести при увеличении значения распухания. Данное исследование проведено Фрэнком Гарнером с коллегами. Он обнаружил, что практически вся деформация оболочек твэлов, облучённых до высоких значений повреждающей дозы, обусловлена радиационным распуханием. В тепловыделяющих элементах существовали различные виды напряжения и доля неупругой деформации (деформации ползучести) должна была быть гораздо больше измеренной. Это заметное уменьшение доли ползучести было названо явлением «исчезающей» ползучести [32].

В ходе экспериментов с газонаполненными тонкостенными трубками, где деформацию радиационной ползучести в отсутствие распухания определяли как

относительное приращение наружного диаметра  $\Delta D/D_0$  в зависимости от значений напряжения и повреждающей дозы, получены для различных сталей следующие значения модуля радиационной ползучести  $B_0, \times 10^{-6}$  (МПа·сна) $^{-1}$ :

SA 304.....	3,06;
CW 316.....	2,18;
CW 316 HP (high purity).....	3,33;
CW 316 HPSi (high purity +Si).....	2,16;
CW316 Ti.....	1,71.

Согласно данным работы [33] модуль радиационной ползучести стали марки 08X18H10T после облучения повреждающей дозой 41 сна при температуре облучения 330 и 350 °С имеет значения  $1,16 \cdot 10^{-6}$  и  $1,65 \cdot 10^{-6}$  (МПа·сна) $^{-1}$  соответственно. Для сравнения: модуль радиационной ползучести для стали марки 316, по данным работы [34], составляет  $(1,9 - 3,2)10^{-6}$  (МПа·сна) $^{-1}$ .

Кроме того, исследователи часто изучали взаимосвязь радиационного распухания и ползучести в реальных элементах активной зоны. Данная взаимосвязь отражена в работе [35], где на примере гильзы компенсирующего органа реактора БОР-60, облучённой до высокого значения (90 сна) повреждающей дозы показано, что большую неоднородность радиационного распухания наблюдали от середины грани гильзы к ребру. В результате этого возникали значительные изгибающие моменты: максимальные в центре грани и вызывающие прогиб граней к оси гильзы из-за процессов ползучести и уменьшение внутреннего размера (отверстия) гильзы.

При отсутствии распухания радиационная ползучесть имеет две стадии: переходная или первичная ползучесть и вторичная стационарная ползучесть. По сравнению с термической ползучестью без облучения режим переходной или первичной ползучести под облучением характеризуется очень высокой скоростью ползучести, которая уменьшается и заканчивается при продолжении облучения. Далее скорость ползучести приближается к стационарной скорости, которая сохраняется, пока нет распухания. Первичный и вторичный режимы сменяют друг

друга при относительно низких значениях дозы как для нелегированных отожжённых металлов (за 10 – 20 ч в реакторе ВВР-К [36]), так и для промышленных сталей в холоднодеформированном состоянии.

В каждом случае исходная микроструктура претерпевает при облучении изменения под влиянием напряжения, достигая, в конце концов, состояния насыщения. Длительность этого приближения к состоянию насыщения зависит не столько от уровня напряжения, сколько от его расположения по отношению к предшествующей микроструктуре. Текстура, созданная в сталях холодной деформацией, и её ориентация к напряжённому состоянию совершенно иные для изогнутой балки и трубки под давлением. Поэтому переходные режимы имеют разную величину (рисунок 1.1)

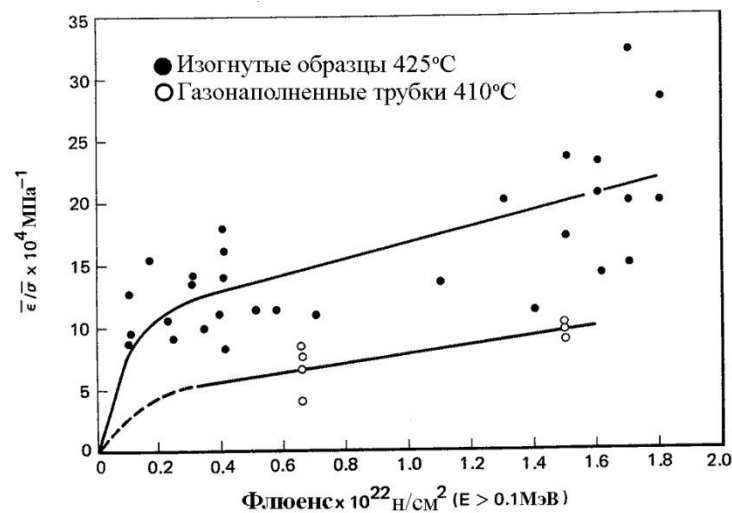


Рисунок 1.1 – Дозные зависимости приведённой скорости деформации радиационной ползучести в холоднодеформированной стали марки 316 с массовой долей 20 % одной плавки в двух экспериментах с различным напряжённым состоянием в реакторе EBR-II [37]

Различные значения скорости вторичной ползучести при данном уровне напряжения примерно равны [37]. Как в отожжённых, так и в холоднодеформированных сталях переходный режим характерен развитием микроструктуры, которая специфична для данных условий облучения

и напряжённого состояния. Прежде всего, происходит замена исходной микроструктуры на дислокационную и петлевую микроструктуру, характеризуемую анизотропным распределением векторов Бюргера. Эта анизотропия важна для действия механизма SIPA радиационной ползучести [38].

В работе [37] сталь марки 316 L в холоднодеформированном (CW) и рекристаллизованном (RC) состояниях облучали дейтронами с энергией 19 МэВ под нагрузкой кручением. Деформацию радиационной ползучести измеряли при температуре испытания 80 – 400 °С на образцах диаметром 1 мм.

На рисунке 1.2 [39] представлены две кривые ползучести для стали марки CW 316L в холоднодеформированном (CW) состоянии.

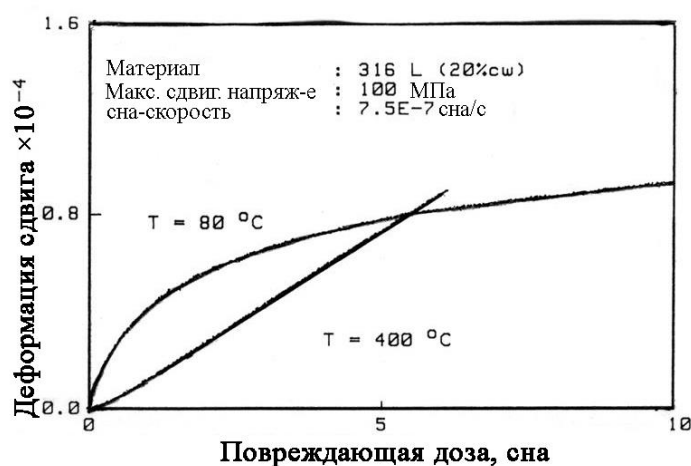


Рисунок 1.2 – Дозные зависимости радиационной ползучести образцов холоднодеформированной стали марки 316 L при скорости радиационного повреждения  $7,5 \cdot 10^{-7}$  сна/с, облучённых дейтронами с энергией 19 МэВ [39]

Одна получена при температуре 80, другая при 400 °С, обе — с одинаковыми напряжениями — 100 МПа и скоростью радиационного повреждения —  $7,5 \cdot 10^{-7}$  сна/с. Перед облучением образцы в течение 50 ч выдерживали под той же нагрузкой и при тех же значениях температуры для оценки скорости термической ползучести без облучения. При температуре



400 °С скорость ползучести была менее  $3 \cdot 10^{-10} \text{ с}^{-1}$  и равна нулю при 80 °С. Из рисунка 1.2 видно, что скорость радиационной ползучести в эксперименте при температуре 400 °С не изменяется, а в процессе облучения при 80 °С скорость ползучести имеет свое максимальное значение в начале облучения и далее уменьшается со временем облучения, приближаясь к стационарному значению, которое меньше, чем скорость радиационной ползучести при температуре 400 °С.

На рисунке 1.3 [39] представлено, что для CW- и RC-состояний стали марки 316L наблюдается линейное соотношение между  $\log(\dot{\gamma}_s / K)$  и  $1/T$ , где  $\dot{\gamma}_s$  — скорость установившейся радиационной ползучести;  $K$  — скорость радиационного повреждения;  $T$  — абсолютная температура. Деформация радиационной ползучести холоднодеформированной стали 316L (CW) во всем температурном интервале примерно вдвое больше, чем для рекристаллизованной стали.

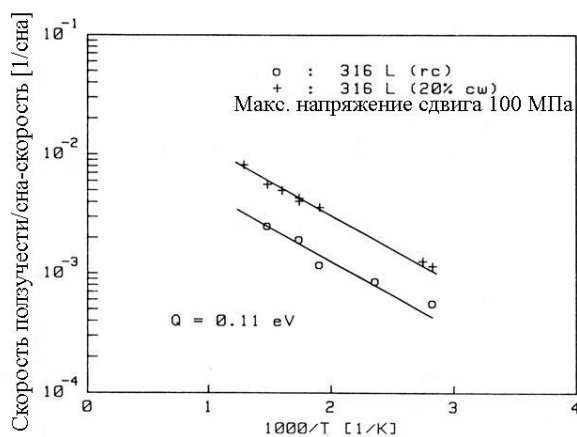


Рисунок 1.3 – Температурная зависимость скорости стационарной радиационной ползучести [39]

Более значительная деформация радиационной ползучести, чем при температуре от 300 до 400 °С, была получена и во внутриреакторных экспериментах при температуре 60 °С.

Первые результаты исследования радиационной ползучести отдельных видов российских сталей аустенитного класса были представлены в работах учёных В.А. Красносёлова, В.И. Прохорова, А.Н. Колесникова и др. [12, 28], но в этих исследованиях рассмотрены относительно малые значения повреждающей дозы и небольшое количество исследованных видов сталей.

Приведены важнейшие закономерности радиационной ползучести, упомянутые в разных исследованиях:

- 1) деформация радиационной ползучести пропорциональна напряжению и значению повреждающей дозы;
- 2) деформация радиационной ползучести сталей аустенитного класса после аустенизации в 10 раз больше деформации ползучести сталей ферритно-мартенситного класса;
- 3) значение модуля радиационной ползучести слабо зависит от значения температуры облучения при температуре 350 – 450 °С.

Несмотря на выявление отдельных закономерностей радиационной ползучести, некоторые вопросы остались непонятными. К основным среди них можно причислить следующие:

1. Каково значение модуля ползучести?
2. Каковы его дозные зависимости для сталей, применяемых при изготовлении внутрикорпусных устройств, в широком интервале значений повреждающей дозы?
3. Каково влияние размерного фактора образцов и сжимающего напряжения на деформацию ползучести?

Несколько позже обнаружилась еще одна проблема, которую можно было решить с учётом знаний о закономерностях радиационной ползучести: проблема поведения внутрикорпусных устройств водо-водяных энергетических реакторов и, прежде всего выгородки реактора ВВЭР-1000. Появление в ней радиационной ползучести из-за больших значений напряжения, приближающихся к пределу текучести материала, возникающих из-за градиентов температуры (от 280

до 420 °С) и повреждающей дозы (от 5 до 100 сна) и реализующихся в выгородке во время эксплуатации [40], вызвало необходимость исследования радиационной ползучести стали марки 08X18H10T — материала внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР.

### **1.3 Влияние напряжения на радиационное распухание и деформацию ползучести**

Влияние напряжения на радиационное распухание наблюдается во всех материалах как в аустенизированном, так и в предварительно деформированном состоянии. Действие растягивающего напряжения на развитие радиационного распухания сталей аустенитного класса достаточно хорошо изучено, и основной массив экспериментальных данных относится именно к этому типу напряжения [26, 41–45]. Преимущественными эффектами воздействия растягивающего напряжения на распухание являются:

- существенная интенсификация процесса зарождения пор (меньшее воздействие на процесс роста пор);
- сокращение инкубационного периода порообразования (распухания);
- увеличение скорости распухания на переходной стадии;
- уменьшение длительности переходной стадии.

Влияние повреждающей дозы и температуры облучения 465 и 530 °С при энергии  $E > 0,1$  МэВ на распухание аустенитных сталей в напряжённом и ненапряжённом состояниях изображено на рисунке 1.4. В областях значений низкой повреждающей дозы и сравнительно низких значений температуры облучения (примерно 470 °С) напряжение не воздействует на радиационное распухание стали марки AISI 304L, облучённой в реакторе на быстрых нейтронах EBR-II в качестве оболочек твэлов и полых (без напряжения) капсул (рисунок 1.4 а).

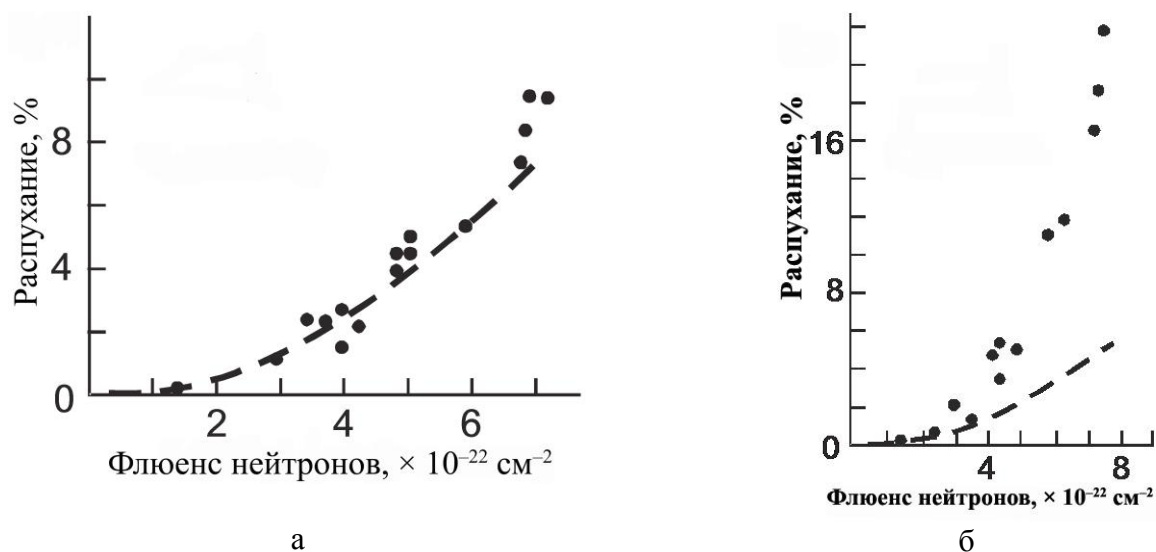


Рисунок 1.4 – Зависимость распухания материала оболочек при температуре 465 °С (а) и капсул при температуре 530 °С (б) из стали марки AISI 304L от флюенса нейтронов [41]:

1 (•) – напряжённое состояние; 2 (- -) – без напряжения

При температуре облучения примерно 530 °С, начиная с флюенса нейтронов, равного  $(3 - 4)10^{-22} \text{ см}^{-2}$ , наблюдается заметное увеличение распухания под напряжением [41]. Аналогичную тенденцию наблюдали в аустенитной стали марки AISI 316, а также в отечественных сталях базовой композиции 16Cr — (15–11) Ni как в аустенизированном, так и в холоднодеформированном состояниях после облучения в быстрых реакторах БОР-60 и EBR-II [26, 42–45]. На стадии установившегося распухания эффективность действия напряжения снижается и часто скорость распухания не зависит от уровня напряжения [45, 46].

Существенное влияние на распухание аустенитных сталей оказывает **уровень напряжения**. Результаты исследований газонаполненных трубок (под давлением) из стали марки AISI 316 в аустенизированном состоянии показали [42], что при значениях напряжения (примерно 138 МПа), которые не превышают предела текучести материала в исходном состоянии, облучение приводит к увеличению распухания (рисунок 1.5). При значениях напряжения, превышающих предел текучести материала, наблюдается снижение распухания.

Уровни напряжения, превышающие предел текучести материала при температуре облучения, приводят к некоторой начальной пластической деформации. Поэтому, по мнению авторов работ [5, 43], снижение скорости роста распухания при значениях напряжения, превышающих предел текучести материала, эквивалентно снижению скорости распухания в предварительно деформированном материале.

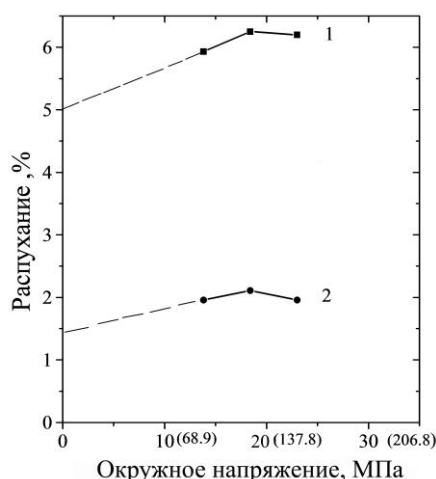


Рисунок 1.5 – Зависимость распухания стали марки AISI 316 в аустенизированном состоянии от окружного напряжения при температуре 475 °C [42]:

$$F = 8,9 \cdot 10^{22} \text{ (1) и } 5 \cdot 10^{22} \text{ (2) см}^{-2} \text{ соответственно}$$

**Влияние знака напряжения** на радиационное распухание аустенитных сталей мало изучено. В связи с практически отсутствием какой-либо доказательной базы среди учёных по данному вопросу не было единого мнения. Авторы работ [24, 45, 48] придерживались следующей точки зрения на радиационное распухание: ускорение распухания сталей марок AISI 304 и AISI 316 наблюдалось как при сжимающем, так и при растягивающем напряжении, то есть отсутствует влияние знака напряжения. На рисунке 1.6 представлены результаты исследования воздействия сжимающего и растягивающего напряжения на радиационное распухание стали марки AISI 316 (холодная деформация — 20 %) после облучения в быстром реакторе EBR-II при температуре от 412 до 458 °C [47]. В качестве образцов для исследования влияния знака напряжения на распухание были

выбраны пластины, предварительно подвергнутые четырёхточечному изгибу и затем облучённые в этом состоянии в реакторе ЕВР-II. Напряжённно-деформированное состояние до облучения такого изогнутого образца характеризуется тем, что в его поверхностных слоях создаётся напряжение со значениями равными, но противоположными по знаку, в то время как по центру сечения образца напряжение равно нулю. В ходе исследования, проведённого авторами работы [47], показано, что распухание в поверхностных слоях с обеих сторон образца практически одинаковое и превышает распухание стали в центральной (нейтральной) зоне.

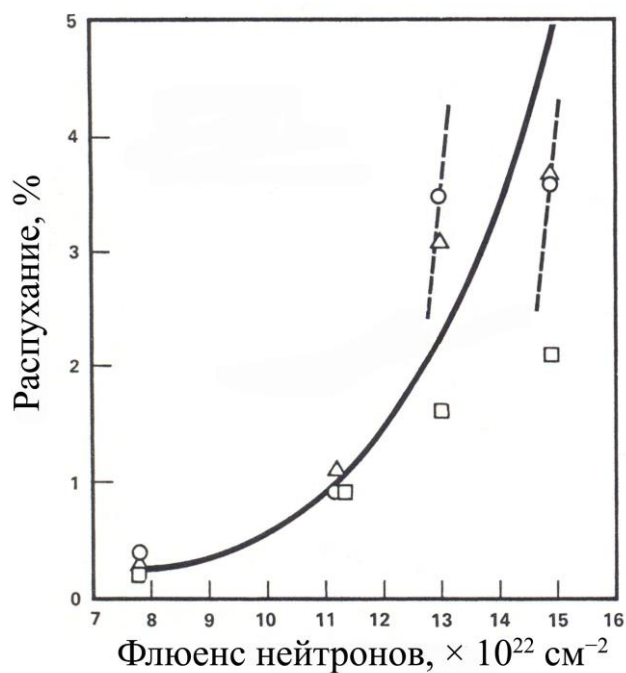


Рисунок 1.6 – Распухание стали марки AISI 316 (20 % ХД) при различном напряжённном состоянии: растяжении ( $\circ$ ), сжатии ( $\Delta$ ), в нейтральной зоне ( $\square$ ) в зависимости от повреждающей дозы [47]: — — усреднённая кривая распухания по всем зонам образца; - - - — зависимости распухания для зон растяжения и сжатия от дозы (скорость распухания 1 %/сна)

А диаметр пор, резко возрастает с ростом повреждающей дозы (рисунок 1.7).

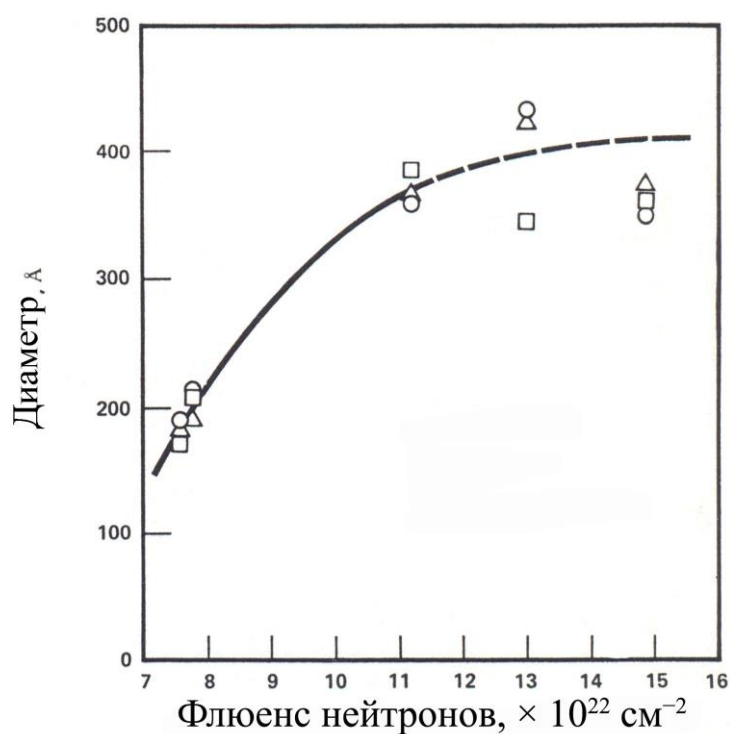


Рисунок 1.7 – Диаметр пор в стали марки AISI 316 (20 % ХД) при различном напряжённом состоянии: растяжении ( $\circ$ ), сжатии ( $\Delta$ ), в нейтральной зоне ( $\square$ ) в зависимости от повреждающей дозы [47]

Заметный эффект влияния напряжения на диаметр пор был отмечен только в образце, который испытал наибольшую деформацию (3,6 %).

При резком увеличении плотности пор с ростом повреждающей дозы в трёх образцах с высоким флюенсом нейтронов виден явный эффект влияния напряжения для максимального флюенса нейтронов: плотность пор для областей с напряжением в два раза выше, чем для соответствующих областей без напряжения в одних и тех же образцах (рисунок 1.8).

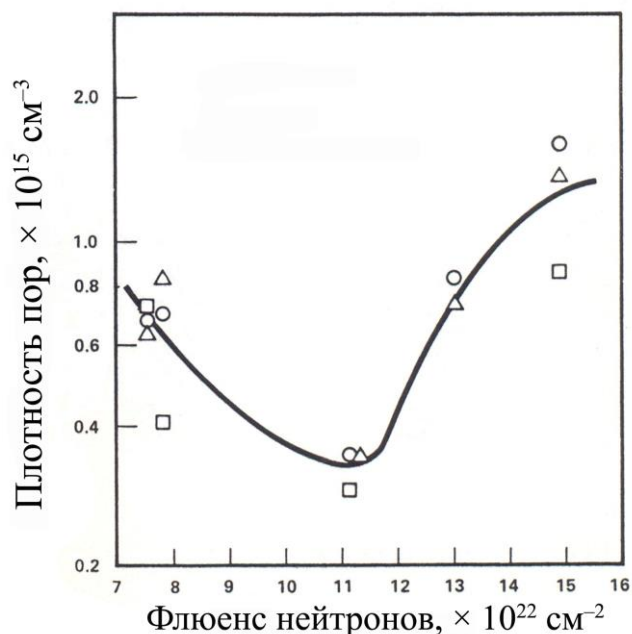


Рисунок 1.8 – Плотность пор в стали марки AISI 316 (20 % ХД) при различном напряжённом состоянии в зависимости от повреждающей дозы [47]: при растяжении (○), сжатии (Δ), в нейтральной зоне (□)

При близких условиях облучения параметры пористости для образцов с разными знаками напряжения отличаются. Поэтому нельзя согласиться с авторами работы [47], которые однозначно указывают на отсутствие влияния знака напряжения на радиационное распухание в стали марки AISI 316 (20 % ХД). Примеры пористости изогнутых пластин: образцов № 6 и 8 при  $T_{\text{обл}} = 450$  и  $444$  °С соответственно при энергии  $E > 0,1$  МэВ для областей со значениями растягивающего, сжимающего напряжения и областей без напряжения приведены на рисунках 1.9–1.10. Даже без количественного анализа пористости видно (см. рисунок 1.10), что количество пор в областях с напряжением разного знака больше, чем в областях без напряжения.



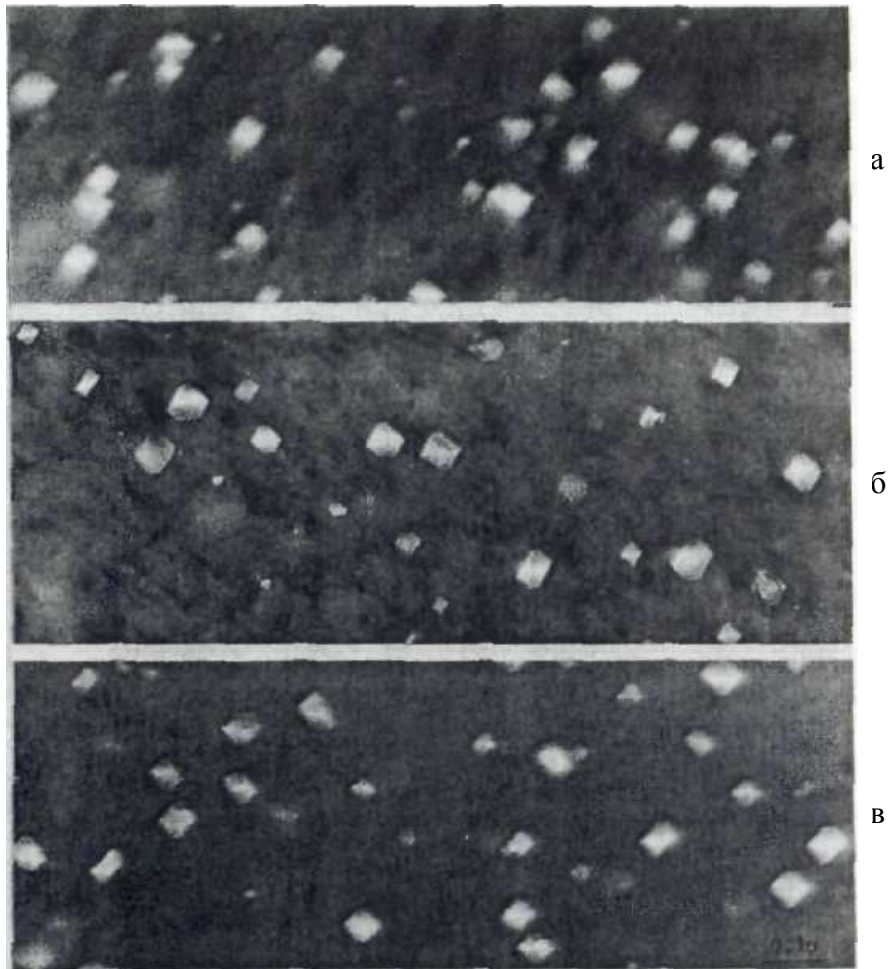


Рисунок 1.9 – Пористость облучённой стали марки 316 (20 % ХД) флюенсом нейтронов  $11,2 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$  образца № 6, подвергнутого деформации 1,2 % [47]: под действием напряжения растягивающего (а), сжимающего (в) и нейтральной зоны (без напряжения) (б)

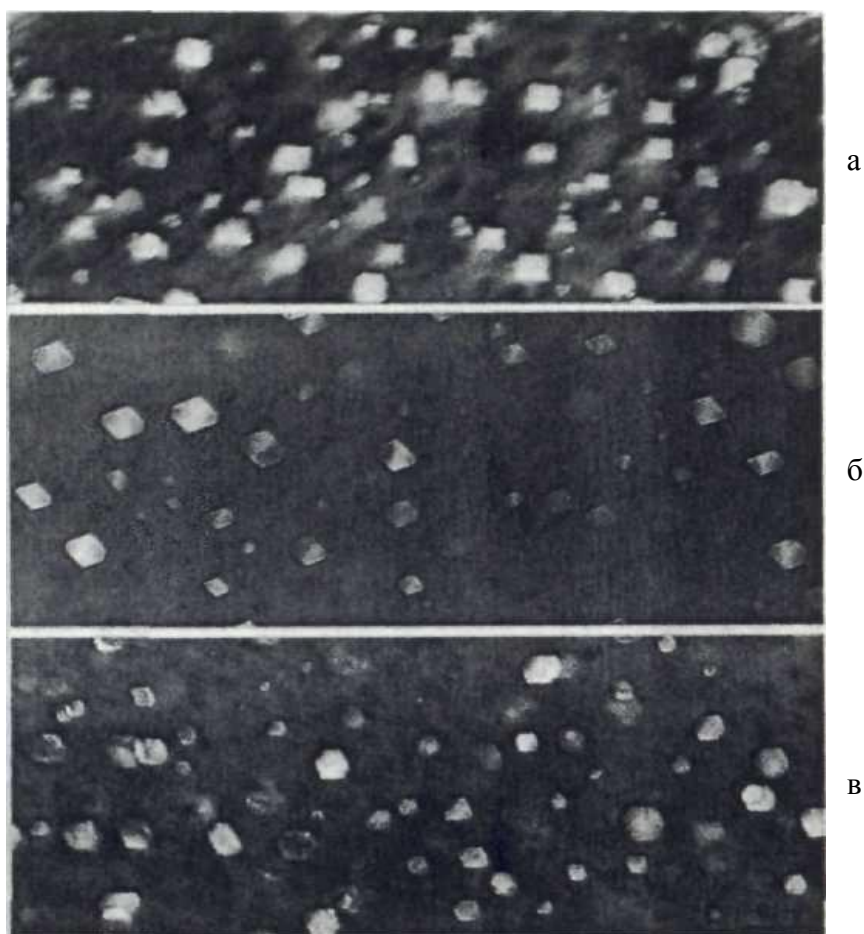


Рисунок 1.10 – Пористость облучённой стали марки 316 (20 % ХД) флюенсом нейтронов  $13,0 \cdot 10^{22} \text{ см}^{-2}$  образца № 8, подвергнутого деформации 3,6 % [47]: под действием напряжения растягивающего (а), сжимающего (в) и нейтральной зоны (без напряжения) (б)

По мнению авторов работы [48] получение экспериментальных данных в работе [47] невозможно соотнести с концепцией об отсутствии влияния знака напряжения на распухание, так как пластическое деформирование приводит к уменьшению распухания. Следовательно, распухание в поверхностных слоях при равной повреждающей дозе должно бы быть ниже, чем в центральных слоях образца. Даже если принять во внимание, что знак напряжения практически не влияет на распухание, значение радиационного распухания в поверхностных слоях не должно быть больше, чем в центральных слоях образца, с учётом

воздействия деформации на уменьшение распухания. Этот вывод противоречит приведённым в работе [47] выводам об отсутствии влияния знака напряжения на радиационное распухание.

В работе [49] приведены результаты анализа данных о влиянии напряжения на радиационное распухание и деформацию ползучести стали марки 304L (18Cr — 9Ni), полученные на экспериментальном ядерном реакторе EBR-II в 1977–1979 годах в рамках национальной программы США. Исследование влияния напряжения на распухание  $S$  проводили на предварительно облучённых трубчатых образцах из отожжённой стали марки 304L. Предварительное облучение было необходимо для достижения установившегося распухания, при котором скорость распухания  $\Delta S/\Delta D$  можно рассматривать в качестве константы, не зависящей от повреждающей дозы  $D$ , начиная со значения 13,5 сна [49]. Три одноосных и три двухосных напряжённых состояния исследуемых трубчатых образцов создавались внутренним давлением и осевой силой.

Для обозначения вида напряжённого состояния используют отношение окружного напряжения образца к продольному напряжению (например 0/1 — продольное (осевое) растяжение: действует только продольное напряжение и т.д.).

Вместе с образцами под напряжением повторному облучению подвергали также предварительно облучённые образцы без напряжения для определения свободного распухания  $S_0$ . Предварительное облучение всех образцов проводили при температуре, называемой в дальнейшем начальной  $T_{нач}$ , значения которой равны 447 – 492 °С, до повреждающей дозы (начальной дозы)  $D_{нач}$ , равной 16,3 – 34,1 сна. Заключительное облучение проведено при более высокой температуре 560 °С и дополнительной дозе 6 – 8 сна.

Авторы работы [48] в результате анализа экспериментальных данных работы [49], полученных на образцах из аустенитной стали марки 304L, облучённых в реакторе на быстрых нейтронах EBR-II при разнообразных напряжённых состояниях, применили уравнение, описывающее влияние напряжённого состояния на радиационное распухание:

$$S = S_o \cdot (1 + P \cdot \sigma_{\text{Eff}}) = S_o \cdot (1 + P \cdot (\sigma_m + K \cdot \sigma_{\text{Eq}})), \quad (1.6)$$

где  $S_o$  — свободное распухание, %;

$P$  — константа;

$\sigma_{\text{eff}}$  — эффективное напряжение, МПа;

$\sigma_m$  — гидростатическое напряжение, МПа;

$\sigma_{\text{eq}}$  — интенсивность напряжения, МПа.

На основании этого уравнения авторы работы [48] сделали следующий вывод: при всех типах напряжённого состояния, кроме сжатия, напряжение усиливает распухание; при сжатии наблюдается обратная тенденция (рисунок 1.11, б). На рисунке 1.11, а показаны экспериментальные данные зависимости отношения скорости распухания, вызванного напряжением, к скорости свободного распухания

от эффективного напряжения  $\sigma_{\text{eff}}$  [48, 49].

Напряжённое состояние исследуемых образцов отмечено различными маркерами на рисунке 1.11, б.

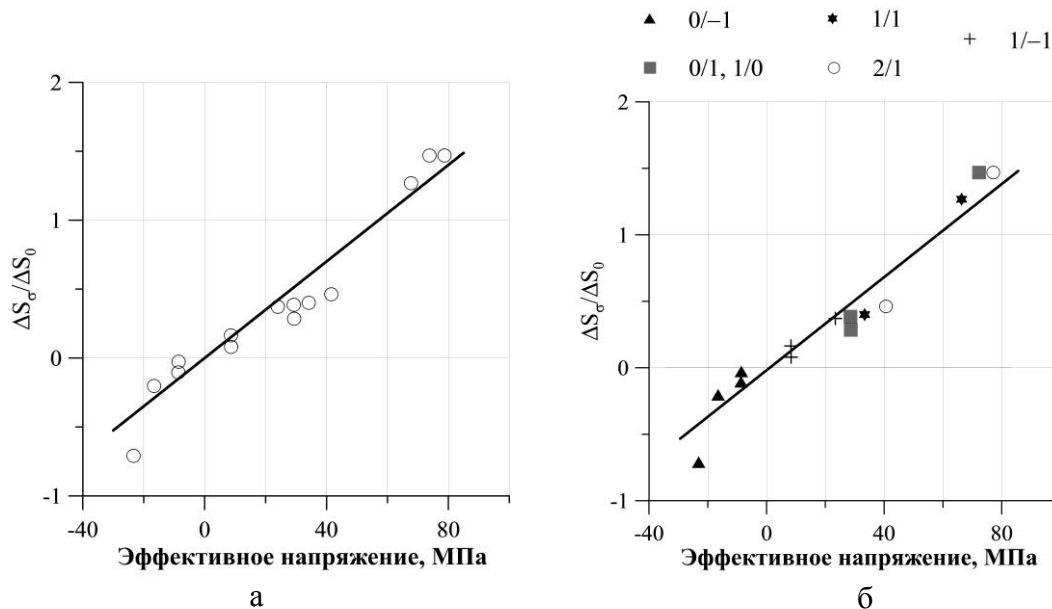


Рисунок 1.11 – Зависимость отношения скорости распухания, вызванного напряжением, к скорости свободного распухания от эффективного напряжения; аппроксимация линейным уравнением без маркировки (а), с обозначением напряжённого состояния (б) [48, 49]

Поскольку полученные закономерности являются общими для всех видов стали аустенитного класса, они также могут быть применимы для стали ВКУ реакторов ВВЭР (сталь марки 08X18H10T). Однако данная гипотеза требует экспериментальной проверки.

В работе [13] влияние напряжения на распухание исследовали на газонаполненных образцах, состоящих из одной трубки и изготовленных из стали марки 0X16H15M3Б. Газонаполненные образцы облучали в реакторе БОР-60 до значений повреждающей дозы 79 и 94 сна при  $T_{\text{обл}} = 395 - 405$  °С и скорости набора дозы  $(3,9 - 4,7)10^{-7}$  сна/с. Для расчёта влияния напряжения на распухание использовали формулу (1.7), связывающую напряжение и распухание [13]:

$$S = S_0(1 + P\sigma), \quad (1.7)$$

где  $S$  — распухание материала при наличии напряжения, %;

$S_0$  — «свободное» распухание, т. е. распухание при отсутствии напряжения, %;

$\sigma$  — тангенциальное напряжение материала, МПа;

$P = (0,4-1,0)10^{-2}$  — константа материала, МПа<sup>-1</sup>.

Обнаружено, что с ростом приложенного растягивающего напряжения возрастает распухание стандартных газонаполненных образцов стали марки 0X16H15M3Б, облучённых в реакторе БОР-60 при температуре облучения, равной 395 – 405 °С, и скорости набора дозы  $(3,9 - 4,7)10^{-7}$  сна/с [13] до разных значений повреждающей дозы (рисунок 1.12).

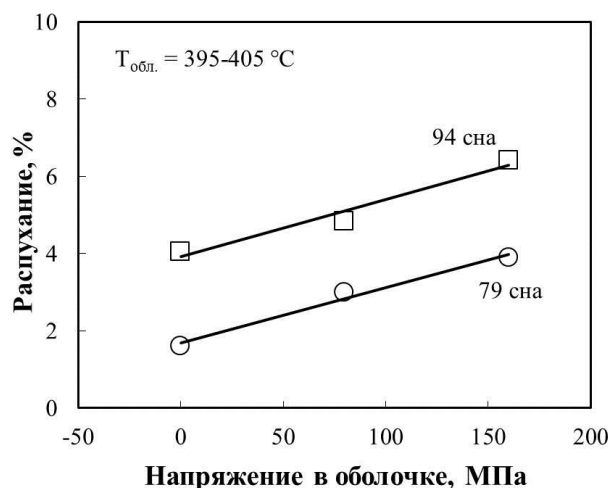


Рисунок 1.12 – Зависимость распухания от приложенного растягивающего напряжения в стандартных газонаполненных образцах

#### 1.4 Влияние напряжения на параметры микроструктуры стали аустенитного класса

Дефекты кристаллического строения обладают «собственными полями напряжения», определяющими эффективность их взаимодействия с другими дефектами, тем самым определяя структурные преобразования в материалах, в том числе и развитие пористости. Поле внешнего напряжения относится к воздействиям, способным и вне поля радиации вызывать зарождение, скольжение и переползание дислокаций и дислокационных петель, генерацию и диффузию точечных дефектов, ускорять фазовые превращения, приводить к возникновению и увеличению вакансионных пор [50].

В работе [51] показано, что скорость генерации точечных дефектов и их подвижность увеличиваются под приложенным растягивающим напряжением и описываются SIPA (ИНПА) — механизмом, вызванным напряжением предпочтительной абсорбции точечных дефектов, и ориентированными в различных направлениях дислокациями [51, 52].

Что касается влияния пор на распухания, то на рисунке 1.13 изображены зависимости среднего диаметра и концентрации пор от распухания стали

марки 0X16H15M3Б [53], облучённой в реакторе БОР-60 при температуре от 350 до 450 °С до различных значений повреждающей дозы с различным уровнем напряжения [53].

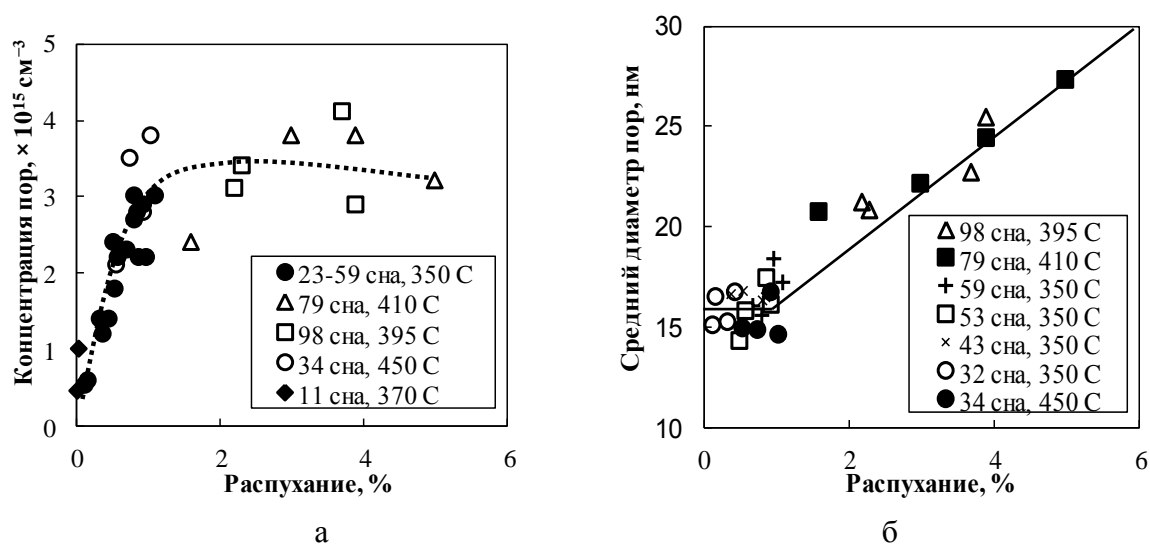


Рисунок 1.13 – Зависимости концентрации (а) и среднего диаметра пор (б) от распухания в стали марки 0X16H15M3Б [53]

Из графиков видно, что при распухании  $S$ , меньшем некоторой величины  $S^* \approx 1\%$  ( $S < S^* \approx 1\%$ ), концентрация пор резко увеличивается, в то время как средний диаметр пор практически не изменяется. При  $S > S^* \approx 1\%$  концентрация пор выходит на насыщение и даже начинает несколько падать, а средний диаметр пор начинает интенсивно расти. Такой характер зависимостей на рисунке 1.13 связан со следующими обстоятельствами. При  $S < S^*$  распухание увеличивается в основном за счёт процесса зарождения пор, приводящего к увеличению концентрации пор, а при  $S > S^*$  основной вклад в распухание вносит увеличение диаметра пор. Концентрация пор при  $S > S^*$  уменьшается в результате их объединения [53].

Дислокационной структуре отводится существенная роль в процессе эволюции ансамбля пор и, опираясь на оценку выполненных расчётов, возможно, построить дозную зависимость плотности дислокаций в стали

марки 0X16H15M3Б. Для сравнения можно представить дозную зависимость плотности дислокаций в стали марки 12X18H10T, облучённой при температуре 320 – 450 °С, в экране реактора на быстрых нейтронах БОР-60 (рисунок 1.14).

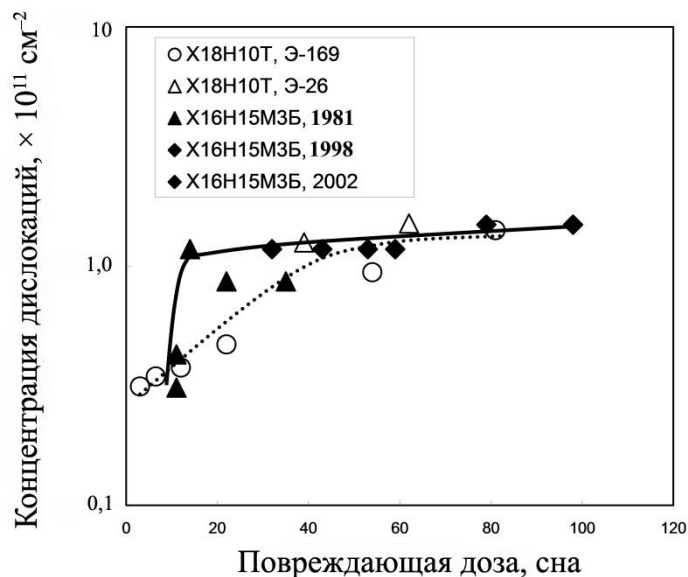


Рисунок 1.14 – Дозные зависимости концентрации дислокаций сталей марок 0X16H15M3Б и X18H10T [13]

Видно, что плотность дислокаций резко увеличивается на первой стадии облучения, а в дальнейшем выходит на уровень насыщения, характерного для стали марок 12X18H10T и 0X16H15M3Б. Этот результат демонстрирует общность закономерностей развития дислокационной структуры и, возможно, пористости в сталях аустенитного класса при значениях температуры облучения 320 – 450 °С. Увеличенное значение напряжения в стали приводит к ускорению процесса выхода концентрации дислокаций на уровень насыщения [13].

В работе французских исследователей [54] рассматривается вопрос о влиянии химического состава, металлургического состояния и напряжения в течение облучения на выделения, дислокационную структуру для лучшего понимания изменений радиационно-индуцированных свойств в болтах выгордки реактора с водой под давлением (например, реактор PWR).



Для образцов из стали марок SA 304L и CW 316 разница между плотностью петель в ненапряжённом состоянии почти вдвое выше, чем в напряжённом состоянии. Было установлено, что средний размер петель Франка выше в напряжённом состоянии, чем в ненапряженном состоянии. При приложении напряжения под облучением показан незначительный эффект на плотность и средний размер выделений в образцах из стали марки CW 316Ti.

Данные этой работы [54] показывают, что не только химический состав стали, но также и приложенное напряжение под облучением может оказывать заметное влияние на параметры петель Франка.

В своей работе Gelles D.S. и другие учёные [55] изучали образцы из стали марки 316 (20 % CW), облучённые до относительно высоких значений флюенса нейтронов, равного  $9,3 \cdot 10^{22}$  см<sup>-2</sup> (примерно 46 сна) при  $T_{обл} = 475$  °C без напряжения и при его наличии, равном 207 МПа. Было отмечено, что плотность числа петель в образце с напряжением меньше примерно в два раза по сравнению с образцами без напряжения одновременно с увеличением среднего размера петель.

### **1.5 Радиационная релаксация напряжения в аустенитной стали**

Скорость деформации, вызванной облучением, характеризуется низкой, обычно линейной, зависимостью от напряжения (в отличие 4 – 6-й степеней при термической ползучести без облучения). Эта слабая силовая зависимость определяет радиационную релаксацию напряжения, что является еще одним важным аспектом деформации, вызванной облучением. Радиационная релаксация может вызывать в каждой конкретной конструкции различные проблемы. С одной стороны, ослабление пружин или крепежа, но, с другой стороны, радиационная релаксация подавляет образование и рост трещин от различных дефектов, а также распространение трещин под облучением.

В работе [56] проведён числовой расчёт радиационной релаксации в стали марки 316 ХД, результаты которого показали, что релаксация напряжения  $\sigma/\sigma_0$  по отношению к исходному напряжению  $\sigma_0$  почти не зависит от исходного напряжения под облучением. На рисунке 1.15 показана зависимость релаксации напряжения от повреждающей дозы стали марки CW316 SS при температуре 300 °С и скорости повреждения  $1 \cdot 10^{-6}$  сна/с.

Согласно работе [57] релаксацию напряжения при низких значениях температуры (когда термическая ползучесть мала) и повреждающей дозы (при незначительном распухании) описывают следующим уравнением:

$$\frac{\sigma}{\sigma_0} = \exp \{ - E [ A_1 ( 1 - \exp ( - A_2 f ) ) + A_3 f ] \}, \quad (1.8)$$

где  $\frac{\sigma}{\sigma_0}$  — релаксация напряжения, %.

$E$  — модуль упругости материала, ГПа.

$A_1, A_2, A_3$  — коэффициенты радиационной ползучести, %/МПа, сна<sup>-1</sup>; %/(МПа·сна).

$f$  — повреждающая доза, сна.

Из уравнения (1.8) видно, что релаксация напряжения  $\frac{\sigma}{\sigma_0}$  экспоненциально зависит от модуля упругости материала, коэффициентов радиационной ползучести:  $A_1 = 3,88 \cdot 10^{-4}$  %/МПа,  $A_2 = 4,3$  сна<sup>-1</sup>,  $A_3 = 9,53 \cdot 10^{-5}$ , %/(МПа·сна) и от повреждающей дозы.

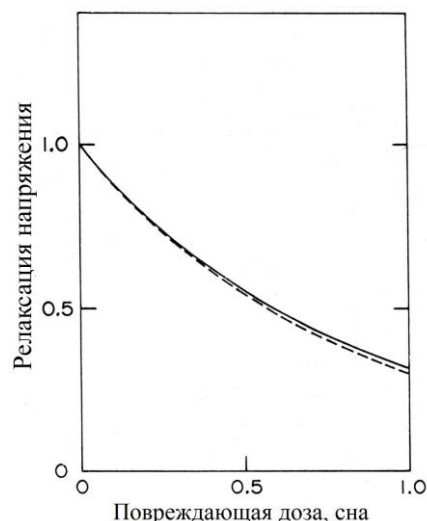


Рисунок 1.15 – Дозная зависимость релаксации напряжения в стали марки 316 ХД (расчётные данные) [56]: итерационный метод (—); условный метод (- - -)

Проблеме влияния напряжения разного знака на радиационные эффекты в сталях аустенитного класса, несмотря на высокую актуальность и значимость в научном мире, уделено недостаточно внимания. Для исследования влияния напряжения использовали, в основном, твэльные трубки после облучения, что оказывает влияние на достоверность результатов, так как напряжение в оболочке твэла не постоянно в процессе облучения. Также очевидно, что существует необходимость в создании газонаполненного образца новой конструкции, в котором одновременно было бы реализовано напряжение разного знака, что позволило получать более подробную сравнительную информацию по влиянию напряжения разного знака на радиационное распухание и ползучесть различных сталей.

## 1.6 Выводы по главе 1

1. Общеизвестно, что растягивающее напряжение ускоряет процессы распухания и ползучести в сталях аустенитного класса, а также значительно влияет на эволюцию микроструктуры в облучённых материалах.

2. В литературе нет однозначной позиции по сравнительному влиянию сжимающего напряжения на распухание и параметры микроструктуры, что требует постановки специальных дополнительных экспериментов для изучения влияния напряжения различного типа на распухание и параметры микроструктуры.

3. Нет ясности также и в том, как будут сохраняться закономерности радиационной ползучести для случая сжимающего напряжения.

4. Важно проверить закономерности влияния напряжения на распухание и ползучесть в газонаполненных образцах аустенитной стали марки 08X18H10T — материале внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР при значениях температуры облучения и повреждающей дозы, характерных для данных устройств.

Исходя из анализа результатов работы, выполненной на данном этапе, была поставлена следующая **цель**: экспериментальное определение закономерностей радиационной ползучести и влияния напряжённого состояния на деформацию ползучести, характеристик микроструктуры стали марки 08X18H10T, облучённой до различных значений повреждающей дозы в реакторе БОР-60 при температуре, характерной для ВКУ водо-водяных энергетических реакторов.

## ГЛАВА 2 ОБЪЕКТЫ ИССЛЕДОВАНИЯ И МЕТОДИКИ ПРОВЕДЕНИЯ ЭКСПЕРИМЕНТОВ

Для решения задач по оценке закономерностей радиационной ползучести для аустенитной стали марки 08X18H10T — материала внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР — были выбраны две группы (серии) образцов. К первой группе относились газонаполненные образцы, облучённые при температуре 400 – 420 °С и повреждающей дозе до 36 сна. При таких значениях температуры облучения наблюдались существенные значения распухания — достаточные для оценки эффекта влияния знака напряжения на распухание. Для следующей группы (серии) образцов из стали марки 08X18H10T была выбрана температура облучения в интервале 330 – 350 °С (так называемое низкотемпературное облучение), при которой проявляется только радиационная ползучесть до высокого значения повреждающей дозы (90 сна).

### 2.1 Применяемые конструкции газонаполненных образцов

В работе применяли газонаполненные образцы двух конструкций: состоящие из одной и двух коаксиальных трубок. Схема газонаполненных образцов показана на рисунке 2.1, а их внешний вид — на рисунке 2.2.

Газонаполненные образцы, состоящие из одной трубки, представляют собой газонаполненные трубки, загерметизированные заглушками в радиационно-защитной камере под давлением. Длина трубок в экспериментах составляла  $(63 \pm 1)$  мм, внешний диаметр 6,9 и 8,1 мм и толщина оболочки 0,3 и 0,5 мм.

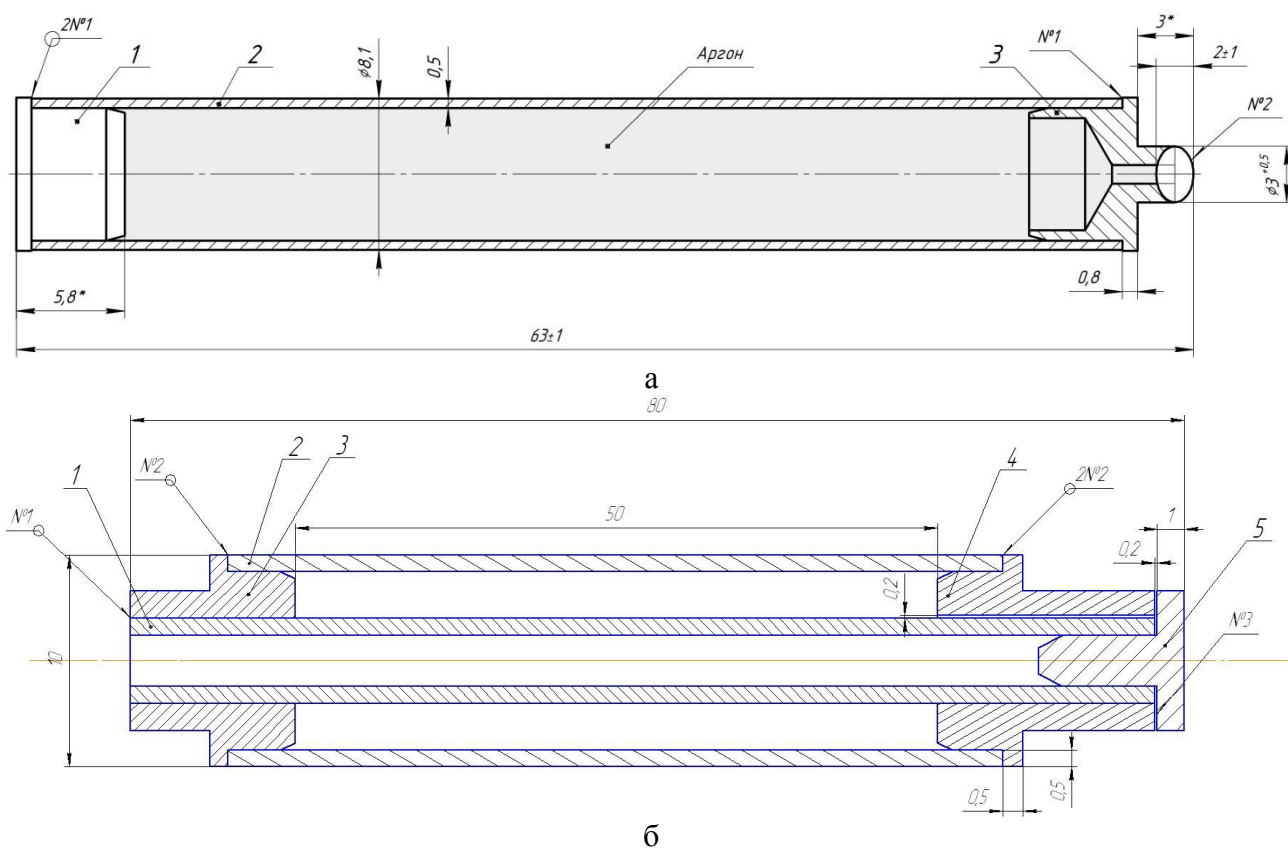


Рисунок 2.1 – Схема трубчатых газонаполненных образцов, состоящих из одной трубки и концевых деталей (а): нижняя заглушка (1), внешний трубчатый элемент (2), технологическая заглушка (3) и двух коаксиальных трубок (б): внутренний трубчатый элемент (1), внешний трубчатый элемент (2), нижняя (3) и верхняя (4) кольцевые пробки, технологическая заглушка (5)

Были разработаны и изготовлены сложные по конструкции газонаполненные образцы, состоящие из двух коаксиальных, загерметизированных с помощью сварки под давлением трубок, в оболочках которых создаётся напряжение за счёт избыточного давления гелия, заполняющего пространство между трубками.

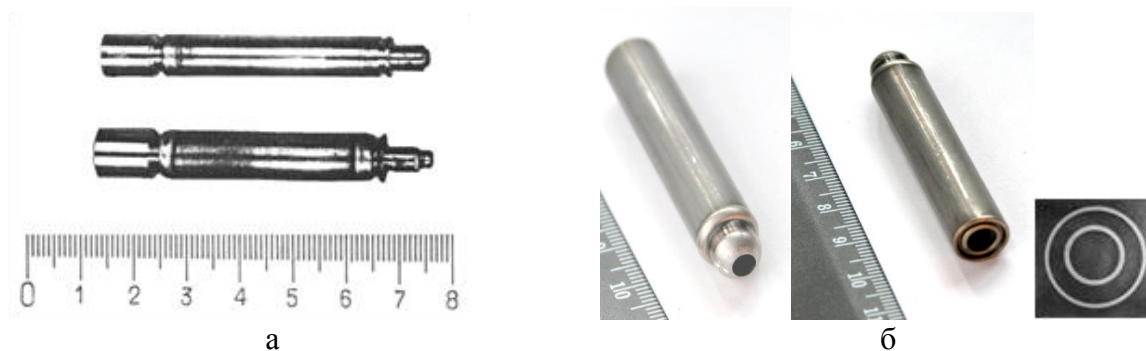


Рисунок 2.2 – Внешний вид трубчатых газонаполненных образцов, состоящих из одной трубки и концевых деталей (а) и двух коаксиальных трубок (б)

В результате в оболочках такого образца создаётся растягивающее тангенциальное напряжение во внешней трубке и сжимающее тангенциальное — во внутренней трубке. Так как теплоноситель (натрий) в реакторе БОР-60 омывал внешнюю и внутреннюю оболочки газонаполненного образца, состоящего из двух коаксиальных трубок и концевых деталей, температура на внешней и внутренней оболочках отличалась незначительно, в пределах 2,5 % ( $\pm 10$  °С).

Для заготовок использовали трубу из стали марки 08Х18Н10Т в аустенизированном состоянии диаметром 10,2 мм с толщиной стенки 0,5 мм. Трубу для внутренней части образцов перетягивали на оборудовании технологического отдела ОРМ из исходной трубы размером 10,2×0,5 мм на размер 6,03×0,55 мм. После перетяжки трубы проводили совместную термообработку труб большого и малого диаметров: аустенизацию — при температуре 1050 °С в течение 15 мин с дальнейшим охлаждением.

Сварщики службы главного сварщика провели эскизное проектирование конструкции газонаполненных образцов, оценили возможности сварки образцов различными методами при необходимых значениях давления и толщины оболочек в радиационно-защитной камере под давлением, выбрали наиболее подходящие конструкции соединений и методы сварки, а также определили методы контроля качества сварных соединений.

Для проведения экспериментов была изготовлена серия образцов, по несколько образцов на каждый уровень давления (при 20 °С): 0, 25; 70 и 100 атм. Образцы заполняли гелием и герметизировали в камере с помощью аргонно-дуговой сварки в условиях избыточного давления. Было проведено испытание на герметичность образцов. Все образцы оказались герметичными.

Для повышения температуры образцов при облучении за счёт  $\gamma$ -разогрева в материаловедческом пакете (МП) использовали вольфрам. Таким образом, температуру натрия и всех образцов в материаловедческом пакете соответственно повышали.

## 2.2 Материалы образцов и их термообработка

Эксперименты проводили на газонаполненных образцах, изготовленных из коррозионностойкой стали марки 08X18H10T в состоянии после аустенизации. Для стали марки 08X18H10T было проведено от 5 до 20 измерений химического состава на необлучённых образцах. Результаты измерения содержания химических элементов в стали 08X18H10T приведены в таблице 2.1. Для соотнесения, в таблице 2.1, также представлены содержания химических элементов сталей близких к исследуемой стали [58].

Таблица 2.1 – Массовая доля элементов в аустенитных сталях, %

Марка стали	C	Cr	Ni	Mn	Mo	Si	Nb	Ti	P	S	B	N	V	Fe
06X18H10T	< 0,06	17,0–19,0	9,0–11,0	< 2,0	–	≤ 0,8	–	от 5С до 0,6	< 0,035	<0,02	–	–	–	ост.
08X18H10T	≤ 0,08	17,0–19,0	9,0–11,0	≤ 2,0	–	≤ 0,8	–	от 5С до 0,7	≤ 0,035	≤0,02	–	–	–	ост.
12X18H10T	< 0,12	17,0–19,0	9,0–11,0	< 2,0	–	≤ 0,8	–	от 5С до 0,8	< 0,035	<0,02	–	–	–	ост.

Исходная термообработка стали 08X18H10T включала нагрев до 1050 °С, выдержку от 5 до 30 мин и охлаждение на воздухе.



## 2.3 Моделирование напряженно – деформированного состояния образцов

### 2.3.1 Исходные данные и постановка задачи

Моделирование напряжённно-деформированного состояния (НДС) газонаполненного образца осуществлялось при непосредственном участии автора совместно с научным сотрудником РИК Киреевым Н.В. методом конечных элементов с применением программного комплекса ANSYS Mechanical.

Основной целью расчёта являлось определение составляющих нормального напряжения для внешней и внутренней трубок газонаполненного образца, состоящего из двух коаксиальных трубок и концевых деталей, на стадии разогрева до рабочей температуры 340 °С для исследования процессов радиационной ползучести

Схема исследуемого газонаполненного образца приведена на рисунке 2.1, б. Внешняя трубка исследуемого газонаполненного образца имеет размеры (диаметр (D)×толщину (t)) 10,2×0,5 мм, а внутренняя 6,03×0,55 мм. Между трубками закачивали газ (гелий) под давлением, в результате чего при температуре 340 °С (рабочая температура) во внешней и внутренней трубках рассматриваемого образца создавалось напряжение различного знака (сжимающее и растягивающее) и типа (радиальное, кольцевое и осевое).

Для расчёта НДС была подготовлена расчётная модель образца с учётом некоторых допущений, которые отражаются в задаваемых граничных условиях, и некоторых особенностях самой модели образца. Расчётная модель и граничные условия, представленные на рисунке 2.3, соответствуют условиям испытания образца: жёстко закреплённого на торце (А), а на торце (В) в осевом направлении перемещения свободны. Это означает, что при расчёте под заданными нагрузками образец может свободно деформироваться как в радиальном, так и в осевом направлениях.

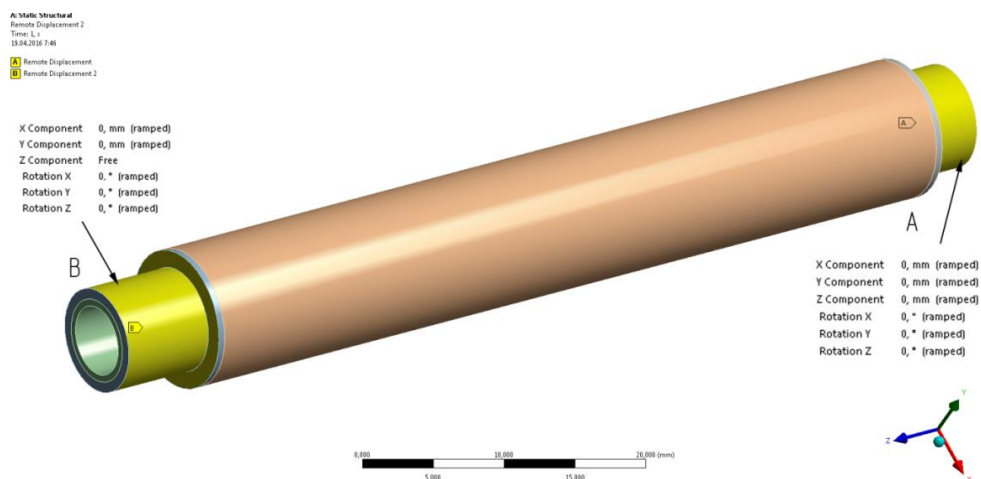


Рисунок 2.3 – Закрепление расчётной модели

Для определения напряжённо-деформированного состояния образца учитывали физико-механические свойства материала образца (стали марки 08X18H10T) в соответствии ПНАЭ Г-7-002-86. Были заданы коэффициент температурного расширения, модуль Юнга и билинейное изотропное упрочнение (Bilinear isotropic Hardening).

### 2.3.2 Результаты расчёта НДС

Расчёт проводили при рабочей температуре  $T = 340$  °С и давлении газа  $P = 25$  МПа в нелинейной постановке с учётом физической и геометрической нелинейности расчётной модели трубчатого образца. На рисунке 2.4 представлены полученные в результате расчёта распределения интенсивности напряжения в условиях объёмного напряженного состояния.

Интенсивность напряжения определяли как наибольшее из абсолютных значений разности главных напряжений  $\sigma_1 - \sigma_2$ ,  $\sigma_2 - \sigma_3$  или  $\sigma_3 - \sigma_1$ :

$$\sigma_I = \text{MAX}(|\sigma_1 - \sigma_2|, |\sigma_2 - \sigma_3|, |\sigma_3 - \sigma_1|). \quad (2.1)$$

Так как соотношение  $\frac{D_{\text{внеш}}}{D_{\text{внут}}} \times \frac{t_{\text{внут}}}{t_{\text{внеш}}} = 1,86$ , то и интенсивность напряжения

для внешней трубки примерно в 1,86 раза выше, чем для внутренней трубки.

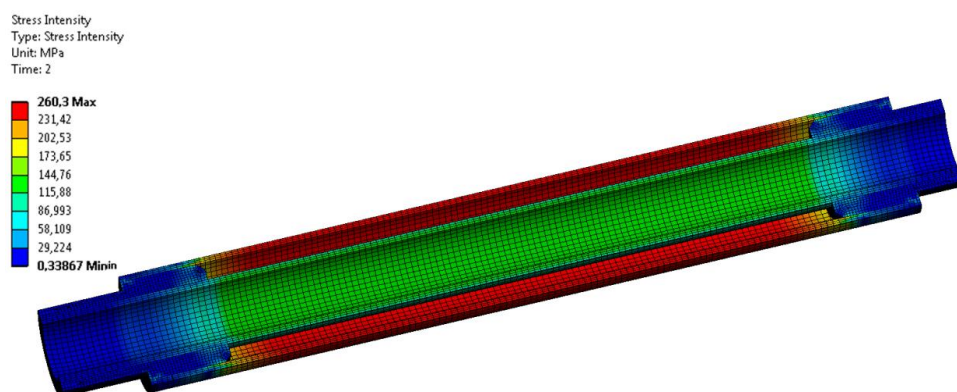


Рисунок 2.4 – Интенсивность напряжения в образце

Для анализа деформации и составляющих напряжения для внешней и внутренней трубок было выбрано сечение (рисунок 2.5), удалённое от торцов образца на расстояние  $l \geq 2,5\sqrt{R_s s}$  (на длину  $l$  распространяется влияние характера закрепления торцов образца).

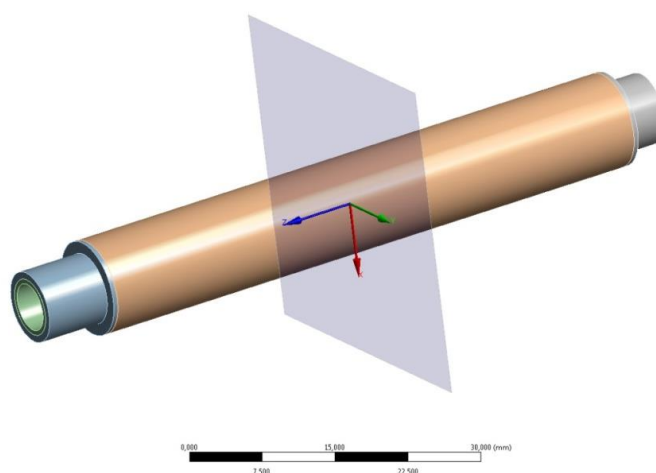


Рисунок 2.5 – Рассматриваемое сечение образца, равноудалённое от концов образца

На рисунках 2.6–2.8 приведены полученные в результате расчёта эпюры распределения рассматриваемого напряжения в сечении трубчатого образца.

В таблице 2.2 представлены численные результаты полученного напряжения в трубчатом образце.

Таблица 2.2 – Результаты расчёта НДС в рассматриваемом сечении для газонаполненного образца с давлением газа 25 МПа при температуре 340 °С

Элемент		$\sigma_r$ , МПа	$\sigma_\theta$ , МПа	$\sigma_z$ , МПа
Внутренняя трубка	Наружная поверхность	– 24,3	– 120,6	– 67,3
	Внутренняя поверхность	0,47	– 145,3	
Внешняя трубка	Наружная поверхность	– 0,72	205,0	120,6
	Внутренняя поверхность	– 22,1	237,5	105,0
Примечание: $\sigma_r$ , МПа — радиальное напряжение; $\sigma_z$ , МПа — осевое напряжение; $\sigma_\theta$ , МПа — кольцевое напряжение.				

Из приведённых в таблице 2.2 данных видно, что максимальные значения (по модулю), которые примерно в два раза превышают осевые и гораздо больше радиальных — в кольцевом напряжении. Рассмотрим типы напряжения.

*Радиальное напряжение.* Максимальное радиальное напряжение (сжимающее и растягивающее) реализуется на наружной поверхности внутренней трубки и внутренней поверхности внешней трубки (см. таблицу 2.2, рисунок 2.6), но средние значения по толщине трубок остаются незначительными (около 12 МПа) и сжимающими.

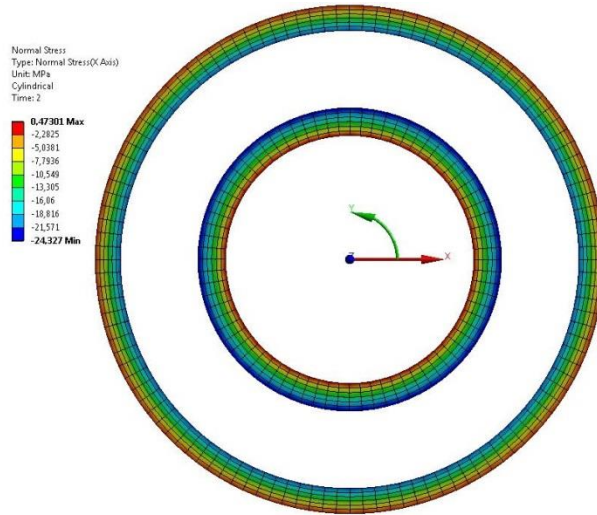


Рисунок 2.6 – Радиальное напряжение в центральном сечении образца

*Кольцевое напряжение.* Эпюры распределения кольцевого напряжения на образце приведены на рисунке 2.7. Кольцевое напряжение на внешней трубке — растягивающее (положительные значения), а на внутренней трубке — сжимающее (отрицательные значения). Различие в абсолютных значениях напряжения на внешних и внутренних поверхностях трубок достигает 20 %. Значения кольцевого напряжения в 10 раз превышают значения радиального и примерно в два раза — осевого напряжения.

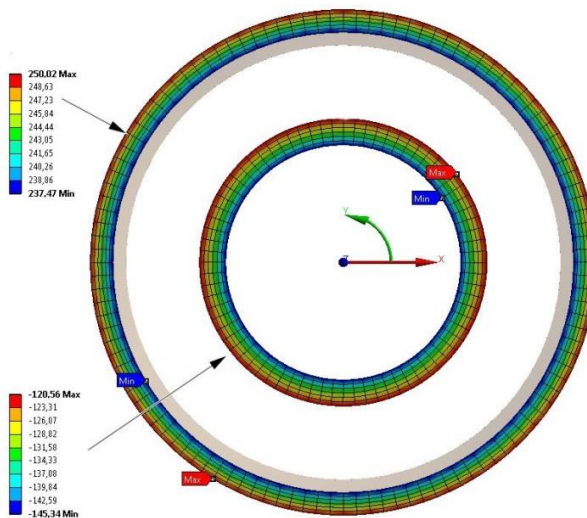


Рисунок 2.7 – Кольцевое напряжение в центральном сечении образца

*Осевое напряжение.* Эпюры распределения осевых напряжений на образце приведены на рисунке 2.8. Значения осевого напряжения на наружной трубке — растягивающие (положительные) и составляют от 105 до 120 МПа, а на внутренней трубке — сжимающие (отрицательные) и составляют 67 МПа. Значения осевого напряжения примерно в два раза меньше значений кольцевого напряжения (см. таблица 2.2).

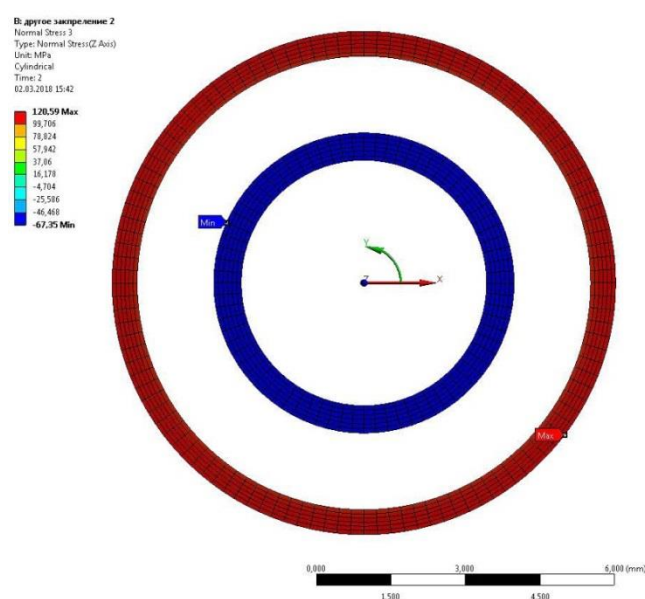


Рисунок 2.8 – Осевое напряжение в центральном сечении образца

Расчёт проводили для центральной плоскости образца, так как в этом случае нет влияния концентраторов напряжения в области соединения трубок с концевыми элементами. Соответственно после проведения реакторного облучения для получения максимально достоверных данных по деформации ползучести и для сравнения результатов моделирования и испытания измерения диаметров трубок образца проводили в его центральной плоскости.

Расчёты показали, что под воздействием давления газа в межтрубном пространстве на внутренней трубке образца возникает кольцевое и осевое сжимающее напряжение, а на внешней — растягивающее напряжение. Осевое

напряжение примерно в два раза меньше кольцевого, что согласуется с аналитическим расчётом по формулам, представленным в ПНАЭ Г-7-002-86.

Радиальное напряжение в обеих трубках мало по значению и не оказывает значимого влияния на НДС газонаполненного образца, состоящего из двух коаксиальных трубок и концевых деталей.

В газонаполненных образцах, состоящих из одной трубки, задавали несколько уровней напряжения в диапазоне от 2 до 190 МПа при температуре облучения, не превышающей 350 °С.

Напряжённно-деформированное состояние данных образцов можно описывать такими составляющими напряжения, как: радиальная компонента напряжения:  $\sigma_r \approx 0$ ; окружная компонента (кольцевые напряжения)  $\sigma_\theta$ ; осевые компоненты напряжения  $\sigma_z = 2 \cdot \sigma_\theta$ . Тангенциальное (кольцевое) растягивающее напряжение в газонаполненных образцах при значениях температуры облучения определяли по формуле:

$$\sigma_\theta = \frac{P^{20} \cdot T_{обл} \cdot D}{293 \cdot 2\delta}, \quad (2.3)$$

где  $P^{20}$  — давление газа в образце при 20 °С, МПа;

$T_{обл}$  — температура на образце, К;

$D$  — диаметр образца, мм;

$\delta$  — толщина стенки образца, мм.

## 2.4 Исследование материала образцов до облучения

### 2.4.1 Металлография и микротвёрдость стали марки 08X18H10T

Для получения обоснованных данных по изменению физико-механических свойств и структуры материала образцов в результате нейтронного облучения необходимо было изучить исходные свойства и структуру стали марки 08X18H10T — материала труб. Сравнительное исследование микроструктуры

сталей (с использованием металлографических и электронно-микроскопических методов), плотности, микротвёрдости и подробное измерение размеров труб и образцов позволило подготовить базу для изучения влияния нейтронного облучения на структуру и свойства сталей, на деформацию газонаполненных образцов за счёт радиационной ползучести и распухания. Результаты исследований показали идентичность структуры (рисунок 2.9) и физико-механических свойств: плотности, микротвёрдости (рисунок 2.10), материала труб большого и малого диаметров, используемых при изготовлении газонаполненных образцов. Металлографические исследования стали необлучённого образца показали, что нет различий в структуре оболочек разного диаметра и она характерна для сталей аустенитного класса. Микротвёрдость стали марки 08X18H10T необлучённого газонаполненного образца в середине по толщине оболочки составляло  $177 \text{ кг/мм}^2$ . В результате волочения трубок наблюдалось некоторое увеличение микротвёрдости на краях трубок. Распределение микротвёрдости внешней и внутренней трубок практически одинаково (неопределённость микротвёрдости в соответственных сечениях не превышало 9 %).

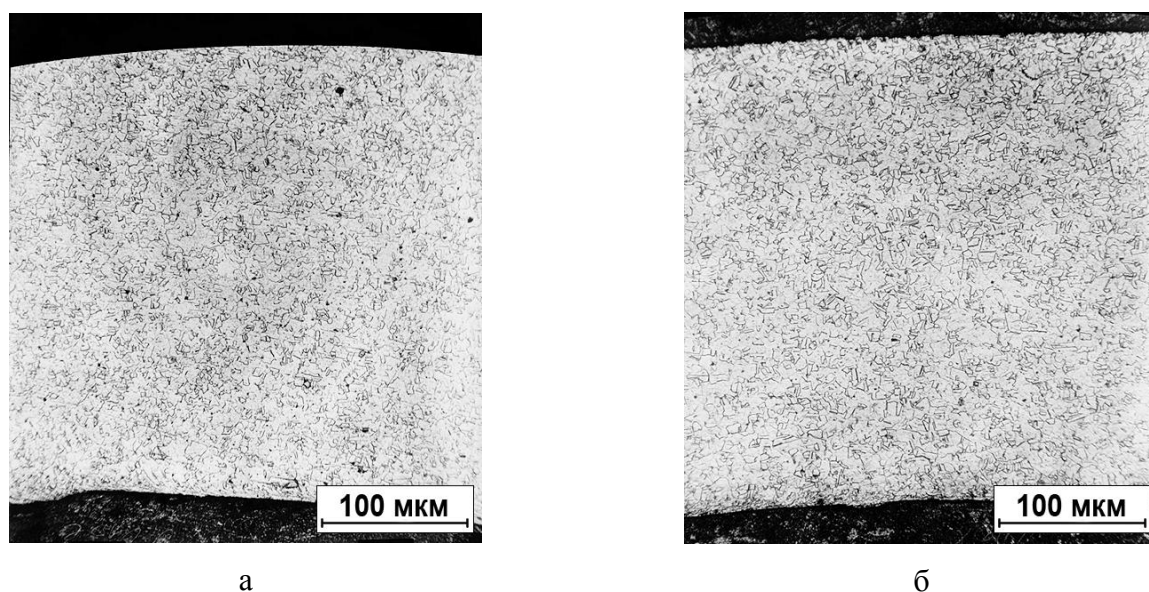


Рисунок 2.9 – Структура стали марки 08X18H10T до облучения:  
внутренняя (а) и внешняя (б) трубки



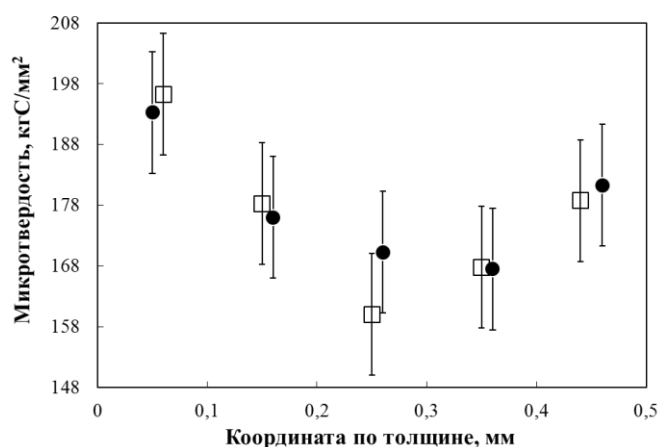


Рисунок 2.10 – Распределение микротвёрдости стали марки 08X18H10T по толщине внешней (□) и внутренней (●) оболочек газонаполненного образца

### 2.4.2 Микроструктура стали марки 08X18H10T

Исследования микроструктуры материала газонаполненного образца были проведены автором совместно с Островским З.Е. на трансмиссионном электронном микроскопе JEM-2000FXII. Проведённые исследования стали марки 08X18H10T в аустенизированном состоянии показали наличие структуры, характерной для сталей аустенитного класса (рисунок 2.11). Обнаружены первичные карбонитриды титана и дислокации, плотность которых ( $10^{-7} - 10^{-8} \text{ см}^{-2}$ ) соответствует аустенизированному состоянию.

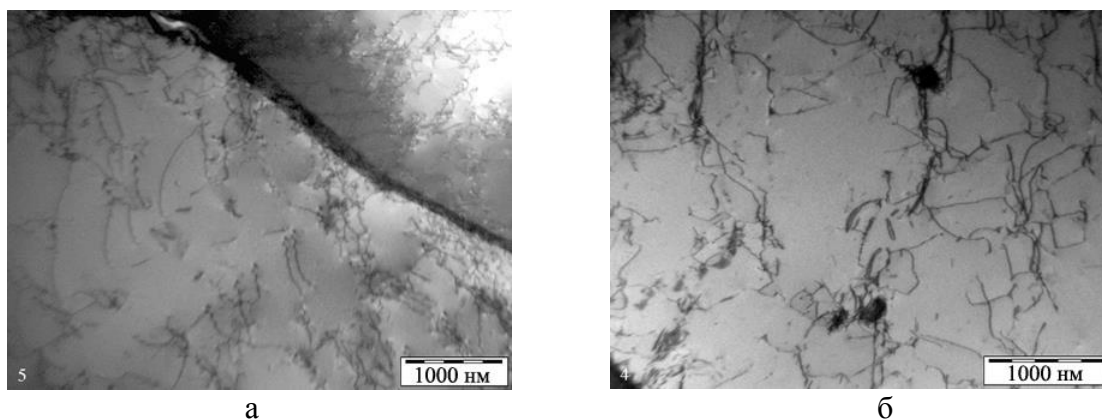


Рисунок 2.11 – Дислокационная структура стали марки 08X18H10T: на границе зерна (а), в теле зерна (б)

Энергодисперсионный рентгеновский спектр от матрицы (рисунок 2.12) также подтвердил идентичность химического состава аустенитной стали марки 08X18H10T.

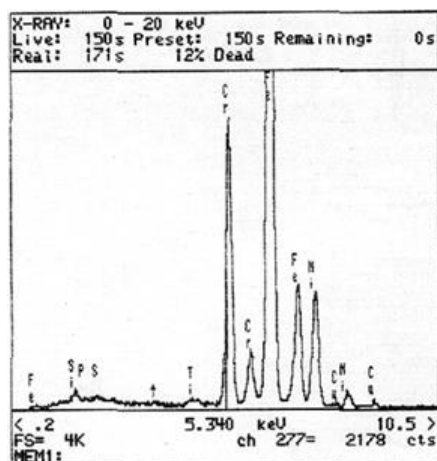


Рисунок 2.12 – Энергодисперсионный рентгеновский спектр от матрицы стали марки 08X18H10T

## 2.5. Способ испытания материалов в ядерном реакторе

Целью заявляемого изобретения является повышение информативности и достоверности результатов изменения свойств реакторных материалов при облучении в реакторе при различных типах напряжённо-деформированного состояния.

Для её достижения изготавливают образец из двух коаксиально совмещенных трубчатых элементов, один из которых полностью или частично находится внутри другого, создают давление газа в полости между элементами, герметизируют, размещают в ядерном реакторе и облучают.

Минимальный зазор между элементами составляет не менее 0,1 мм. Технически сложно обеспечить меньший зазор, возможны перекосы, что может привести к недостоверным результатам. Толщина стенок трубчатых элементов

не превышает зазора между элементами — условие тонкостенности трубчатого образца.

Герметизацию составного трубчатого образца выполняют с помощью концевых деталей, приваривая их к обоим торцам внутреннего и наружного элементов способом аргонодуговой сварки под давлением. Внутренний объём составного образца между внутренним и внешним элементом заполняют инертным газом (аргон, гелий) под давлением, обеспечивающим требуемый уровень напряжения в трубчатых конструктивных элементах.

При использовании составного образца, состоящего из двух коаксиально совмещенных трубчатых элементов: внутреннего, находящегося под действием сжимающего напряжения, и внешнего, находящегося под действием растягивающего напряжения, при одинаковых температурно-дозовых условиях реакторного облучения реализуются одновременно два принципиально различных типа напряженно-деформированного состояния испытываемого конструкционного материала.

После проведения реакторных испытаний проводят измерения геометрических размеров трубчатых конструктивных элементов для определения величины их деформации.

***Новым существенным признаком заявляемого способа** является изготовление такого образца, что создана возможность реализации в одном образце одновременно двух принципиально различных типов напряжённо-деформированного состояния испытываемого конструкционного материала под действием растягивающего и сжимающего напряжения при одинаковых температурно-дозовых условиях реакторного облучения.*

В патентной и технической литературе отсутствуют сведения о применении аналогичного способа испытания и об устройствах, обладающих данным существенным признаком, что позволяет сделать вывод, что заявляемое решение не известно из уровня техники и обладает новизной, а также не следует явным образом из уровня техники, т.е. обладает изобретательским уровнем.

Из патента на изобретение № 93013102 (авторы Попов В.В, Потапов Ю.В., 20.07. 1995) известен способ испытания материалов на длительную прочность в канале ядерного реактора. Данный способ относится к исследованиям характеристик прочности материалов, в частности к испытаниям тонкостенных трубчатых образцов, нагруженных внутренним давлением, и может быть использован при испытании оболочек тепловыделяющих элементов ядерных реакторов в условиях облучения. Способ позволяет повысить точность определения времени до разрушения образца в условиях облучения в неинструментированном канале реактора. Сущность изобретения состоит в следующем: исследуемый образец, выполненный в виде тонкостенной трубки, нагружают газом под давлением, помещают в вакуумированную ампулу и устанавливают в реактор таким образом, чтобы часть ампулы с образцом находилась в активной зоне, а часть — вне активной зоны; облучают до разрушения образца. Время до разрушения определяют сравнением величин относительных деформаций необлучённой части ампулы и ампулы-аналога, испытанной вне реактора при тождественных параметрах нагружения. Данный способ позволяет получить характеристики прочности исследуемого материала через заведомо известные свойства другого материала. Недостатком способа является реализация напряжённо-деформированного состояния испытываемого материала под действием напряжения только одного типа — растягивающего напряжения. Указанный недостаток обусловлен конструктивными свойствами устройства для реализации данного способа.

Наиболее близким аналогом, совпадающим с заявляемым изобретением по наибольшему количеству существенных признаков, является способ, описанный в технической литературе [49]. В данной работе описан способ испытания образцов из стали марки 304 на внутриреакторную ползучесть и распухание. Приведены конструктивные схемы устройств, используемых для нагружения образцов и задания различных типов напряжённо-деформированного состояния материала. Указанный способ испытания позволяет

реализовать одноосное растяжение, одноосное сжатие, двухосное растяжение, двухосное сжатие и окружное растяжение. Однако существенным недостатком данного способа испытаний является невозможность реализовать одновременно воздействие на материал как растягивающего, так и сжимающего напряжения. Указанный недостаток обусловлен конструкцией устройств, разработанных для реализации описанного способа испытаний материалов.

Предлагаемый способ обеспечивает технический эффект и может быть осуществлён с помощью известных в технике средств. Следовательно, он обладает промышленной применимостью. Заявляемый способ технически можно реализовать с помощью изготовленного газонаполненного образца, конструкция которого изображена на рисунке 2.1, б.

## 2.6 Условия облучения образцов в реакторе БОР-60

Для исследования газонаполненных образцов конструкционных материалов в реакторе на быстрых нейтронах БОР-60 применяли разборные материаловедческие пакеты. Исследуемые газонаполненные образцы, нагружаемые внутренним давлением газа, размещали в материаловедческом пакете неоднократного применения с обеспечением хорошего теплосъёма натрием. Неопределённость определения параметров испытаний **K** и **Kt** составляет до 20 % [59].

Использование разборных материаловедческих пакетов позволяет периодически, во время остановки реактора на планово-предупредительные работы, выгружать газонаполненные образцы, измерять их размеры в радиационно-защитной камере и вновь загружать в реактор на дооблучение.

В реакторе БОР-60 были проведены три эксперимента с газонаполненными образцами:

- 1) состоящими из одной трубки и концевых деталей, в течение восьми лет при температуре облучения 330 – 350 °С. Максимальное значение флюенса

нейтронов с энергией  $E > 0,1$  МэВ для газонаполненных образцов за время облучения составило  $23 \cdot 10^{26} \text{ м}^{-2}$ , что соответствует повреждающей дозе 90 сна. Растягивающее кольцевое напряжение в оболочке образцов в начале облучения составило 2; 76; 153 и 192 МПа.

2) состоящими из двух коаксиальных трубок и концевых деталей, в течение шести лет при температуре облучения 330 – 350 °С. Максимальное значение флюенса нейтронов с энергией  $E > 0,1$  МэВ для газонаполненных образцов за время облучения составило  $15 \cdot 10^{26} \text{ м}^{-2}$ , что соответствует повреждающей дозе 60 сна. Было изготовлено по два дублирующих образца на каждый уровень значений приложенного напряжения. Абсолютное значение растягивающего кольцевого напряжения в начале облучения равнялось (реализующегося на внешней трубке образца) 82; 124; 185 и 247 МПа, а сжимающего кольцевого (реализующегося на внутренней трубке образца) — 44; 67; 99 и 133 МПа. Первую партию дублирующих образцов извлекали для материаловедческих исследований по достижению повреждающей дозы 36 сна.

3) состоящими из двух коаксиальных трубок и концевых деталей, в течение четырёх лет при температуре облучения 400 – 420 °С до максимального флюенса нейтронов  $9 \cdot 10^{26} \text{ м}^{-2}$  ( $E > 0,1$  МэВ), что соответствует повреждающей дозе 36 сна. Было изготовлено по два дублирующих образца на каждый уровень приложенного напряжения. Первую партию дублирующих образцов извлекали для материаловедческих исследований по достижению повреждающей дозы 17 сна, а вторая партия дублирующих образцов оставалась в реакторе и по достижению повреждающей дозы 36 сна также была извлечена для исследований. Абсолютное значение растягивающего кольцевого напряжения (реализующегося на внешней трубке образца) равнялось 52; 144 и 206 МПа, а сжимающего кольцевого напряжения (реализующегося на внутренней трубке образца) составляло 28; 77 и 111 МПа.

## **2.7 Методики проведения экспериментов**

### **2.7.1 Измерение размеров образцов**

Измерения размеров облучённых газонаполненных образцов проводили во время планово-предупредительных работ на реакторе БОР-60 в радиационно-защитной камере. Для измерения диаметра газонаполненных образцов применялся микрометр с ценой деления 0,01 мм и рычажный микрометр, с инструментальной погрешностью 0,003 мм. Измерения диаметра проводили по три раза в центре образцов в двух взаимно-перпендикулярных направлениях.

Длину газонаполненных образцов определяли с помощью дистанционного устройства, оснащённого микрометрической индикаторной головкой с неопределённостью измерений  $\pm 10$  мкм. По завершению измерений размеров образцы помещали в разборный материаловедческий пакет и возвращали в реактор для продолжения облучения.

Для проведения измерений наружного диаметра внутренних трубок газонаполненных образцов отрезали нижние и верхние кольцевые пробки. Затем доставали внутренние трубки и измеряли наружный диаметр по три раза в центре образцов во взаимно-перпендикулярных направлениях.

### **2.7.2 Определение распухания по уменьшению плотности материала образцов**

Расчет распухания выполняли сопоставлением значений плотности исходных и облученных образцов, измеренной методом гидростатического взвешивания на аналитических весах «SARTORIUS ANALITIC A 200S», специально адаптированных для работы в тяжелом манипуляторном боксе. Стандартная абсолютная погрешность взвешивания образцов составляет  $\pm 0,0001$  г. Максимальная ошибка взвешивания образца равна  $\pm 0,0002$  г.

В качестве рабочей жидкости при измерении плотности образцов использовали четырёххлористый углерод ( $CCl_4$ ). Он был выбран по нескольким причинам: во-первых, его плотность высокая ( $\rho_{CCl_4} \approx 1,6 \text{ г/см}^3$ ), что уменьшает погрешность измерений плотности; во-вторых, хорошо известна температурная зависимость изменения плотности  $\rho_{CCl_4}$ , что также уменьшает неопределённость при измерениях в различных температурных условиях. Каждый образец взвешивался по три раза на воздухе и в жидкости соответственно, в ходе измерения контролировали температуру с точностью до  $0,1 \text{ }^\circ\text{C}$ .

Для определения плотности исследуемых образцов методом гидростатического взвешивания использовали выражение:

$$\rho_x = \rho_{жс} \cdot \frac{m_B}{m_B - m_{жс}}, \quad (2.4)$$

где  $\rho_{жс}$  — плотность жидкости, в которой проводили одно из измерений,  $\text{г/см}^3$ ;  
 $m_B, m_{жс}$  — масса образца на воздухе и в жидкости, г.

Распухание (относительное изменение плотности в процентах) рассчитывали по формуле:

$$S = \frac{\rho_0 - \rho_x}{\rho_x} \cdot 100\%, \quad (2.5)$$

где  $\rho_0$  и  $\rho_x$  — плотность материала без облучения и после облучения соответственно,  $\text{г/см}^3$ ;

Распухание стали марки 08X18H10T также определяли методом расчёта по изменению диаметра, в предположении, что распухание изотропно, по формуле:

$$\frac{\Delta V}{V} = 3 \cdot \frac{\Delta d}{d}, \quad (2.6)$$

где  $V$  — объём образцов,  $\text{мм}^3$ ;  
 $d$  — измеренный диаметр, мм.



### 2.7.3 Исследование параметров пористости и микроструктуры

Образцы для ТЭМ-исследований вырезали из трубок в форме дисков диаметром 3 мм. Толщину дисков доводили до 100 мкм в защитном перчаточном боксе с помощью шлифовальной бумаги различной зернистости. Окончательное утонение образцов производили электролитическим способом на двухструевой установке Tenipol-5 фирмы «Struers» с использованием электролита на основе «ледяной» уксусной кислоты с 10 %-ой хлорной кислотой ( $HClO_4$ ). Утонение производили при температуре электролита 15 °С, напряжении 40 В и токе около 100 мА. После электролитического утонения образцы промывали в этиловом спирте и сушили с помощью фильтровальной бумаги. Электронно-микроскопические исследования образцов проводили на просвечивающем электронном микроскопе фирмы «JEM-2000FXII». На фольгах проводили элементный анализ матрицы и выделений избыточных фаз с применением рентгеновского микроанализа EDAX GENESIS XM 2.

Для определения микроструктурных параметров использовали методы количественной металлографии [6, 60]. Рассчитывали параметры вакансионной пористости в образцах исследованных сталей: концентрацию пор  $N_{II}$ , средний диаметр  $d_{II}$  и средний объём пор  $V_{II}$ , который рассчитывался по следующей формуле:

$$V_{II} = \left( \frac{\pi}{6 \cdot n} \right) \cdot \sum n_i \cdot d_{iII}^3, \quad (2.7)$$

где  $n$  — общее число пор,

$d_{iII}$  — диаметр пор в  $i$ -ом интервале распределения пор по размерам.

Более полное описание методики расчёта параметров пористости можно найти в работе [18]. Вычисленные значения параметров микроструктуры способствуют расчёту вакансионного распухания  $S$  по формуле:

$$S = \frac{N_{II} \cdot V_{II}}{1 - N_{II} \cdot V_{II}} \cdot 100\% \quad (2.8)$$

Относительное изменение плотности материала ( $\Delta\rho/\rho_{обл}$ ), связанное с облучением нейтронами, равно относительному изменению объёма ( $\Delta V/V_{исх}$ ) материала за счёт появления вакансионных пор и определяется как распухание ( $S$ ) по формуле:

$$S = \frac{\rho_{исх} - \rho_{обл}}{\rho_{обл}} = \frac{\Delta\rho}{\rho_{обл}} = \frac{\Delta V}{V_{исх}}, \quad (2.9)$$

где  $\rho_{исх}, \rho_{обл}$  — плотность материала исходная и после облучения, г/см<sup>3</sup>,

$\Delta V/V_{исх}$  — относительное изменение объёма материала.

Абсолютная погрешность расчёта распухания:

С помощью ТЭМ-исследований.....(0,3 ÷ 0,4) $S$  %;

Измерением линейных размеров.....(0,1 ÷ 0,5) %;

Методом гидростатического взвешивания.....(0,2 ÷ 0,4) %.

Относительная погрешность расчёта концентрации (плотности) элементов микроструктуры составляет 30 ÷ 35 %, их размеров — 10 %, объёмной доли фаз и пор — 30 ÷ 35 %. В некоторых случаях, когда возможно достаточно точно определить толщину просматриваемой фольги, погрешность определения концентрации и объёмной доли пор может составить 10 и 20 % соответственно.

#### 2.7.4 Измерение микротвёрдости материала образцов

Для определения изменений свойств, по толщине металла облучённого и необлучённого газонаполненных образцов проводили измерения микротвёрдости на микротвёрдомере ПМТ-6 при комнатной температуре и нагрузке 100 г [61]. Измерения снимались как на протравленных в десятипроцентной щавелевой кислоте шлифах, так и на полированных чистых поверхностях. При изготовлении образца особое внимание обращали на то, чтобы не произошло наклепа или нагрева поверхности, что могло бы привести к искажению значений микротвёрдости.

### 2.7.5 Металлографическое исследование структуры материала образцов

Для металлографических исследований вырезали образцы из трубок газонаполненных образцов. Резку проводили в радиационно-защитной камере при охлаждении водой. Образцы были залиты в эбонитовые обоймы и после окончательной обработки поверхности образца (полировки), протравлены в десятипроцентном растворе щавелевой кислоты и сфотографированы на микроскопе МИМ-15Д с увеличениями в 100 и 400 раз для получения данных о микроструктуре.

### 2.8 Методы статистической обработки данных по распуханию

Используя выражение для определения плотности исследуемого материала оценим абсолютную погрешность распухания при измерении плотности материала с помощью метода гидростатического взвешивания  $\Delta S_{ГВ}$ :

$$\rho_x = \rho_{жс} \cdot \frac{m_B}{m_B - m_{жс}}, \quad (2.10)$$

где  $\rho_{жс}$  — плотность жидкости, в которой проводят одно из измерений, г/см<sup>3</sup>;

$m_B, m_{жс}$  — масса образца на воздухе и в жидкости, г.

Неопределённость отдельного измерения на весах SARTORIUS ANALITIC A 200S составляет  $1 \cdot 10^{-4}$  г, но точность измерения массы образца в два раза хуже, так как массу образца определяют по двум взвешиваниям: корзины и образца с корзиной, в которой он находится. Следовательно

$$\begin{aligned} m_B &= 2 \cdot 10^{-4} \text{ г}, \quad m_{жс} = 2 \cdot 10^{-4} \text{ г}, \\ (m_B - m_{жс}) &= 2 m_B = 2 m_{жс} = 4 \cdot 10^{-4} \text{ г}, \\ \Delta \rho_{жс} &= 2 \cdot 10^{-4} \text{ г/см}^3 \text{ (табличное значение)}. \end{aligned} \quad (2.11)$$

Относительная погрешность определения плотности материала:

$$\frac{\Delta \rho_x}{\rho_x} = \frac{\Delta \rho_{жс}}{\rho_{жс}} + \frac{\Delta m_B}{m_B} + \frac{\Delta(m_B - m_{жс})}{m_B - m_{жс}}. \quad (2.12)$$

Распухание материала при измерении его плотности определяют по формуле:

$$S_{ГВ} = \frac{\rho_x - \rho_0}{\rho_x}, \quad (2.13)$$

где  $\rho_0$  — плотность исходного материала, г/см<sup>3</sup>.

Относительную погрешность распухания определяют по формуле:

$$\frac{\Delta S_{ГВ}}{S_{ГВ}} = \frac{\Delta(\rho_x - \rho_0)}{\rho_x - \rho_0} + \frac{\Delta\rho_x}{\rho_x}. \quad (2.14)$$

Используя выражение (2.12) и учитывая, что  $\Delta(\rho_x - \rho_0) = \Delta\rho_x + \Delta\rho_0 \approx 2\Delta\rho_x$ , получим следующее выражение:

$$\Delta S_{ГВ} = \frac{\Delta\rho_x}{\rho_x} (2 + S). \quad (2.15)$$

Получается, что абсолютная погрешность определения распухания примерно в два раза больше относительной погрешности определения плотности материала.

В проводимых экспериментах распухание конструкционных материалов определяли с помощью трёх независимых методов: измерения изменения диаметра и длины образцов, плотности материала методом гидростатического взвешивания и трансмиссионной электронной микроскопии.

Абсолютная погрешность распухания, определяемого ТЭМ:

$$\Delta S_{ТЭМ} = (0,3 - 0,4) \cdot S. \quad (2.16)$$

Она состоит из погрешности определения среднего диаметра поры  $\frac{\Delta d}{d}$  и среднего объёма поры  $\frac{\Delta \bar{V}}{\bar{V}}$ , равной  $\pm 10\%$ , а также из погрешности определения концентрации пор  $\frac{\Delta \rho_v}{\rho_v}$ , оцениваемой в  $\pm (30-35)\%$ .

При распухании меньше 0,5–1,0 % наименьшую абсолютную погрешность даёт метод ТЭМ. При значениях распухания, больших 0,5 – 1,0 %, наиболее

высокую точность можно получить, используя при определении распухания метод гидростатического взвешивания.

## 2.9 Выводы по главе 2

1. Разработан газонаполненный образец новой конструкции для исследования деформации ползучести и радиационного распухания, в котором одновременно реализуется сжимающее и растягивающее напряжение при одинаковых температурно-дозовых условиях и применён способ испытания материалов в ядерном реакторе с использованием газонаполненных образцов новой конструкции.

2. Обеспечена тождественность материалов внешних и внутренних трубок. Микротвёрдость и структура исходных внешних и внутренних оболочек газонаполненных образцов характерны для сталей аустенитного класса; нет заметных отличий между свойствами и структурой материалов внешней и внутренней трубок, которые являются составными частями газонаполненных образцов после проведения завершающей аустенизации.

3. Проведены расчёты напряжённо-деформированного состояния газонаполненного образца, состоящего из двух коаксиальных трубок и концевых деталей, с использованием программного комплекса ANSYS Mechanical на стадии разогрева до рабочей температуры. Результаты расчёта показывают, что под влиянием давления газа в пространстве между трубками на внутренней трубке образца возникают следующие виды напряжения: сжимающие кольцевые и осевые, а на внешней — растягивающее напряжение. Осевое напряжение примерно в два раза меньше кольцевого. Значения радиального напряжения в обеих трубках малы и не оказывают значимого влияния на НДС рассматриваемого газонаполненного образца.

4. Количество используемых в работе методов исследования радиационной ползучести и набухания является достаточным. Методы взаимно дополняют друг друга.

5. В ходе работы над диссертацией получены и защищены два патента: на полезную модель № 137631 «Образец для испытания материалов в ядерном реакторе» и на изобретение № 2494480 «Способ испытаний материалов в ядерном реакторе».

### ГЛАВА 3 РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ И ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ МАРКИ 08X18H10T ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 330 – 350 °С

Среди проблем реакторного материаловедения значительное место занимает радиационная ползучесть. Под радиационной ползучестью понимается зависящая от времени деформация материала при одновременном воздействии напряжения и излучения, происходящая без изменения объема. Радиационная ползучесть — второй по важности после распухания источник размерной нестабильности конструктивных элементов ядерных реакторов. В результате радиационной ползучести происходит значимое изменение геометрических размеров элементов ВКУ, что может привести к нарушению работоспособности внутрикорпусного устройства. Ползучесть материала может быть обусловлена термически активированными процессами (тепловая ползучесть) и радиационно-индуцированными процессами (радиационная ползучесть). Существует большое количество методов для измерения и исследования радиационной ползучести (испытание на растяжение в реакторе, релаксация нагруженных пружин, релаксация изгибных напряжений и др.). Наиболее информативным является метод измерения изменения диаметра газонаполненных труб (образцов) разным внутренним давлением инертного газа.

Для получения дозных зависимостей ползучести с разным типом напряжения материала была изготовлена серия из восьми образцов, по два на каждый уровень давления (соответствующих значениям напряжения в конструкции ВКУ при рабочей температуре) при комнатной температуре — 40, 60, 90 и 120 атм. Образцы заполняли гелием и герметизировали в камере с помощью метода аргоно-дуговой сварки в условиях избыточного давления. Накопленная повреждающая доза в газонаполненных образцах не превышала

60 сна. При достижении значения повреждающей дозы 36 сна первая партия газонаполненных образцов была отправлена на материаловедческие исследования, а вторая — продолжила облучение в реакторе БОР-60.

Газонаполненные образцы, состоящие из одной трубки, из аустенитной стали марки 08X18H10T облучались до повреждающей дозы 90 сна. Было изготовлено по одному образцу с размерами  $8,1 \times 0,5$  мм из стали марки 08X18H10T с каждым уровнем давления, равным 1, 40, 60, 80, 100 атм при комнатной температуре. Температура облучения газонаполненных образцов в реакторе БОР-60 не превышала  $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ .

### **3.1 Результаты исследования газонаполненных образцов, состоящих из двух коаксиальных трубок, изготовленных из стали марки 08X18H10T**

#### **3.1.1 Изменение размеров образцов**

Получаемая исходная информация при неразрушающих исследованиях размерных изменений облученных газонаполненных образцов позволила построить дозную зависимость изменения диаметра (рисунок 3.1) и зависимость изменения диаметра от напряжения (рисунок 3.2) для каждого отдельного образца при заданной температуре облучения. В этом эксперименте облучались по два дублирующих образца для каждого уровня приложенного напряжения, на рисунках 3.1 и 3.2 обозначены закрасненными и незакрасненными маркерами.



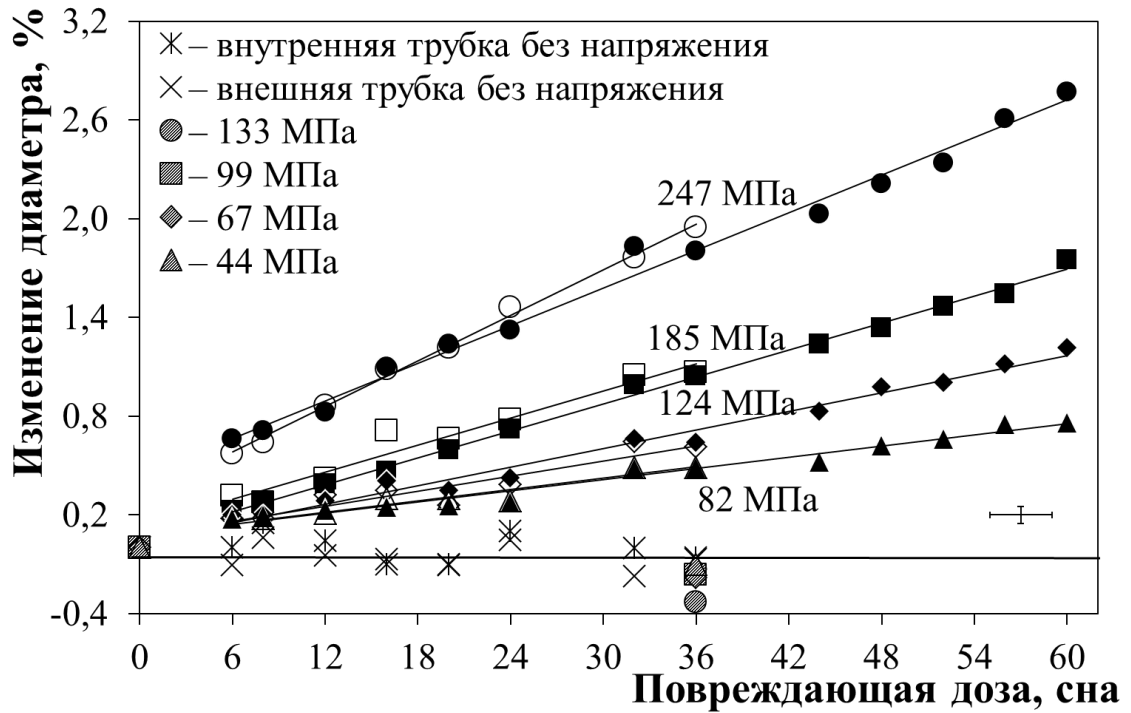


Рисунок 3.1 – Дозная зависимость изменения диаметра газонаполненных образцов

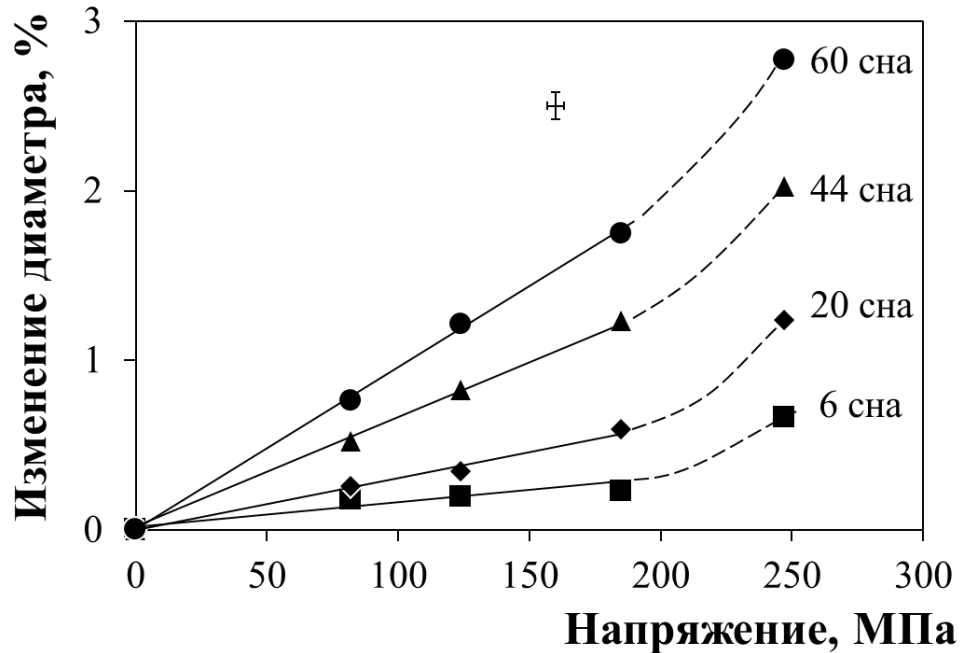


Рисунок 3.2 – Зависимость изменения диаметра от напряжения газонаполненных образцов

На рисунке 3.1 видим, что с ростом значения повреждающей дозы пропорционально увеличивается диаметр газонаполненных образцов при разных

уровнях приложенного растягивающего напряжения. Без напряжения диаметр оболочек увеличивается слабо, а наличие сжимающего напряжения приводит к уменьшению диаметра внутренних трубок газонаполненных образцов при разных уровнях приложенного напряжения.

Для образцов с напряжением меньше 180 МПа (предел текучести необлучённого материала при температуре испытания 350 °С) наблюдается линейное увеличение диаметра, с ростом напряжения выше указанного значения зависимость имеет вид, отличный от линейного (рисунок 3.2). В этом эксперименте было обнаружено небольшое изменение длины (не превышало 0,3 %) всех газонаполненных образцов при всех значениях повреждающей дозы.

Зависимость относительного увеличения диаметра газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T от произведения напряжения на повреждающую дозу близка к линейной (рисунок 3.3). На начальной стадии облучения наблюдают скачок деформации, особенно заметный для образцов с высоким уровнем приложенного напряжения, равного 247 МПа.

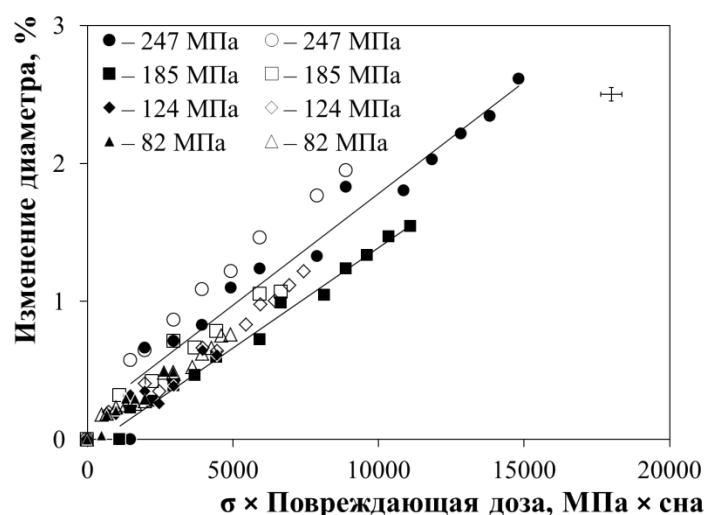


Рисунок 3.3 – Зависимость изменения диаметра от произведения повреждающей дозы на тангенциальное напряжение газонаполненных образцов

На общее изменение диаметра образцов оказывают влияние два фактора: первый фактор связан с деформацией за счёт ползучести и зависит от напряжения, а второй — связан с деформацией за счёт распухания. Оба эти фактора оказывают положительное воздействие на увеличение изменения диаметра, то есть приводят к возрастанию диаметра за счёт каждого из факторов.

Общее изменение длины является более сложным процессом. На изменение длины газонаполненных образцов оказывают влияние три фактора: фактор, связанный с деформацией благодаря ползучести; фактор, связанный с деформацией в результате распухания; оба этих фактора приводят к росту длины образца. Но существует и третий фактор, так называемый форм-фактор. Этот фактор приводит к уменьшению длины образца при росте диаметральной деформации и может приводить к уменьшению длины газонаполненных образцов под облучением. Исходя из предположения о постоянстве объёма, с появлением этого фактора можно связывать отрицательные значения удлинения на начальной стадии облучения газонаполненных образцов в некоторых экспериментах со стандартными образцами [42].

В экспериментах с газонаполненными образцами одной из самых важных задач является получение информации о модуле радиационной ползучести. Так и в приведённом эксперименте была получена важная информация о модуле радиационной ползучести аустенитной коррозионностойкой стали марки 08X18H10T. Дело в том, что эксперименты по исследованию радиационной ползучести проводили, в основном, с материалами оболочек тепловыделяющих элементов, а сталь марки 08X18H10T — материал внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР и именно поэтому экспериментов на ползучесть с этой маркой стали ранее практически не проводили в России. В результате проведённой работы были получены дозные зависимости деформации ползучести, что позволило провести расчет модуля ползучести для деформации внешних трубок с растягивающим напряжением.

Модуль радиационной ползучести исследованной стали вычисляли по формуле [4, 26, 27], основанной на теории Von Mises, связывающей переход от окружных деформаций  $\varepsilon_H$  и напряжений  $\sigma_H$  к эквивалентным деформациям  $\varepsilon_{EQ}$  и напряжениям  $\sigma_{EQ}$ :

$$\frac{\varepsilon_{EQ}}{\sigma_{EQ}} = \frac{4}{3} \cdot \frac{\varepsilon_H}{\sigma_H} = B \cdot Kt, \quad (3.1)$$

где  $B$  — модуль радиационной ползучести,  $(\text{МПа} \cdot \text{сна})^{-1}$ ;

$Kt$  — повреждающая доза, сна.

Переход от измеряемых диаметральных деформаций  $\Delta D/D$  к окружным деформациям  $\varepsilon_H$  проводили по формуле [62]

$$\varepsilon_H = \frac{\Delta D}{D \cdot A}, \quad (3.2)$$

где постоянная  $A$  равнялась 1,05.

На рисунке 3.4 приведены зависимости модуля ползучести стали марки 08X18H10T для различных значений повреждающей дозы. На стадии установившейся ползучести, примерно после 10 – 20 сна, среднее значение модуля ползучести равно  $(2,4 \pm 0,4)10^{-6} (\text{МПа} \cdot \text{сна})^{-1}$ . Полученное значение модуля ползучести хорошо согласуется с литературными данными, согласно которым модуль радиационной ползучести  $B$  для сталей марок SA 304L и CW316 лежит в интервале  $(1,8 \div 3,0)10^{-6} (\text{МПа} \cdot \text{сна})^{-1}$  [4, 63]. В образцах с напряжением 247 МПа для внешней трубки модуль ползучести оказался несколько выше, чем для других уровней напряжения, за счёт возможной дополнительной деформации, связанной со значениями напряжения, превышающими предел текучести материала образцов в начальный момент облучения.

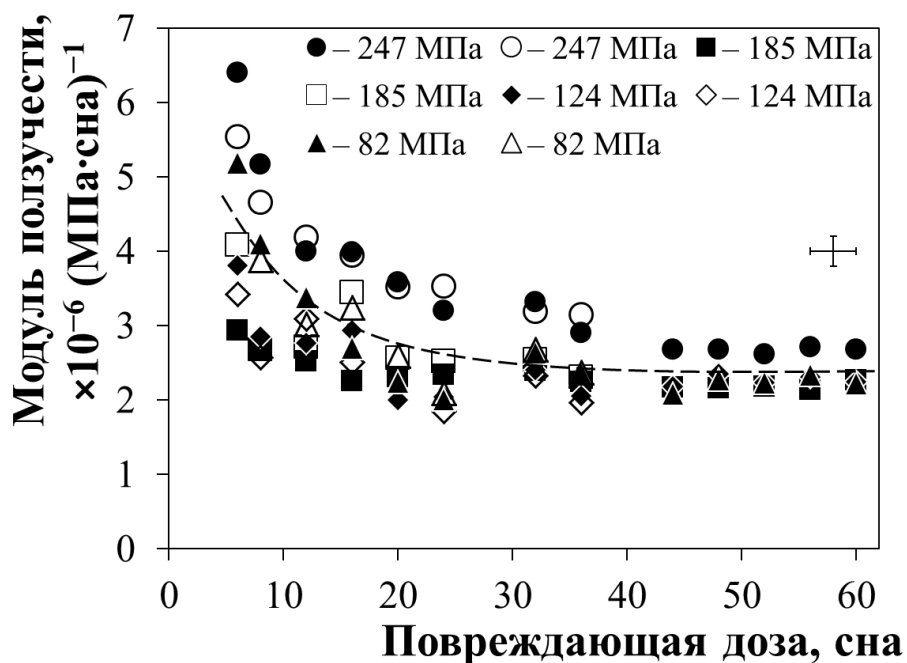


Рисунок 3.4 – Зависимость модуля ползучести от повреждающей дозы для образцов из стали марки 08X18H10T с разными уровнями приложенного напряжения

В таблице 3.1 представлена оценка релаксации напряжения для стали марки 08X18H10T, рассчитанная по уравнению (1.8).

Таблица 3.1 – Релаксация напряжения для стали марки 08X18H10T с ростом повреждающей дозы

Повреждающая доза, сна	$E, \times 10^9 \text{ Па}$	$A_1, \times 10^{-4} \text{ \% / МПа}$	$A_2, \text{ сна}^{-1}$	$A_3, \times 10^{-5} \text{ \% / МПа} \cdot \text{сна}$	$\sigma / \sigma_0, \text{ \%}$
0	175 [64]	3,9	4,3	9,5	100,0
6					84,5
8					81,8
12					76,5
16					71,6
20					66,9
24					62,6
32					54,8
36					51,3
44					44,9
48					42,0
52					39,3

Для газонаполненных образцов аустенитной стали марки 08X18H10T, состоящих из двух коаксиальных трубок и концевых деталей, зависимость релаксации от значения повреждающей дозы имеет нисходящий вид (рисунок 3.5).

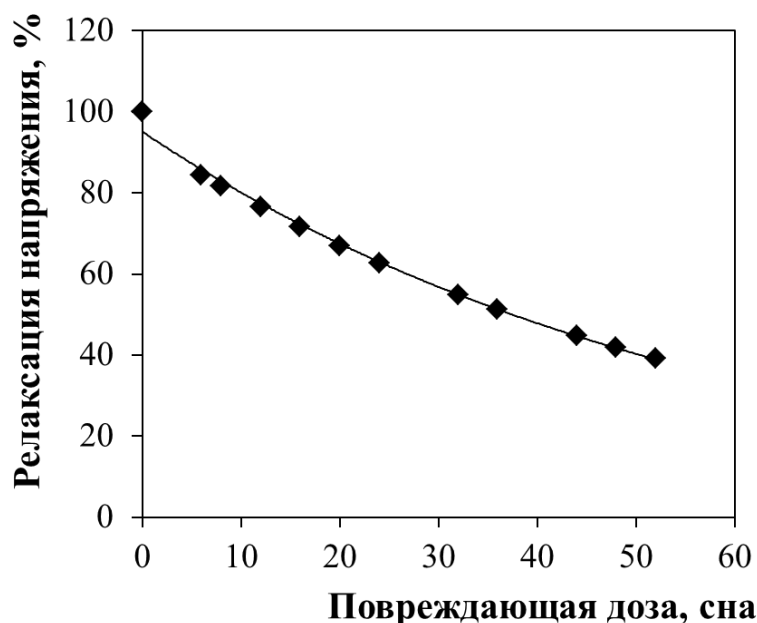


Рисунок 3.5 – Зависимость релаксации напряжения от повреждающей дозы для стали марки 08X18H10T

### 3.1.2 Микроструктура материала образцов

Из внешней и внутренней трубок газонаполненных образцов, состоящих из двух коаксиальных трубок и концевых деталей, изготовили образцы для ТЭМ-исследования. Материал трубок — сталь марки 08X18H10T в аустенизированном состоянии. Трубки большого диаметра (10,2 мм) испытывали при облучении растягивающее напряжение, а малого диаметра (6,03 мм) — сжимающее напряжение. Газонаполненные образцы облучали в реакторе БОР-60 до значения повреждающей дозы 36 сна при температуре 330 – 350 °С. Значения напряжений в исследуемых газонаполненных образцах приведены в таблице 3.2.

Таблица 3.2 – Значения растягивающего (положительного) и сжимающего (отрицательного) напряжения для исследованных образцов

№ образца	Диаметр трубки, мм	Напряжение, МПа
1	10,2	Без напряжения
2	6,03	
3	10,2	+ 82
4	6,03	- 44
5	10,2	+ 124
6	6,03	- 67
7	10,2	+ 185
8	6,03	- 99
9	10,2	+ 247
10	6,03	- 133

В материале всех образцов наблюдали равноосные зёрна аустенита, дислокационные петли (рисунок 3.6 а, б) и равномерно распределённые в объёме материала глобулярные выделения второй фазы (рисунок 3.7), а также двойники деформации. Глобулярные выделения — частицы карбонитридов титана Ti (C, N) с размером от 0,1 до 1,2 мкм и максимальной локальной концентрацией примерно  $3 \cdot 10^{17} \text{ м}^{-3}$ . Обнаруженные частицы находятся в исследуемой стали уже в исходном состоянии. Они располагаются как в теле зерна (рисунки 3.6 и 3.8 а), так и на межзёренных границах. Поры в материале всех исследованных образцов отсутствовали.

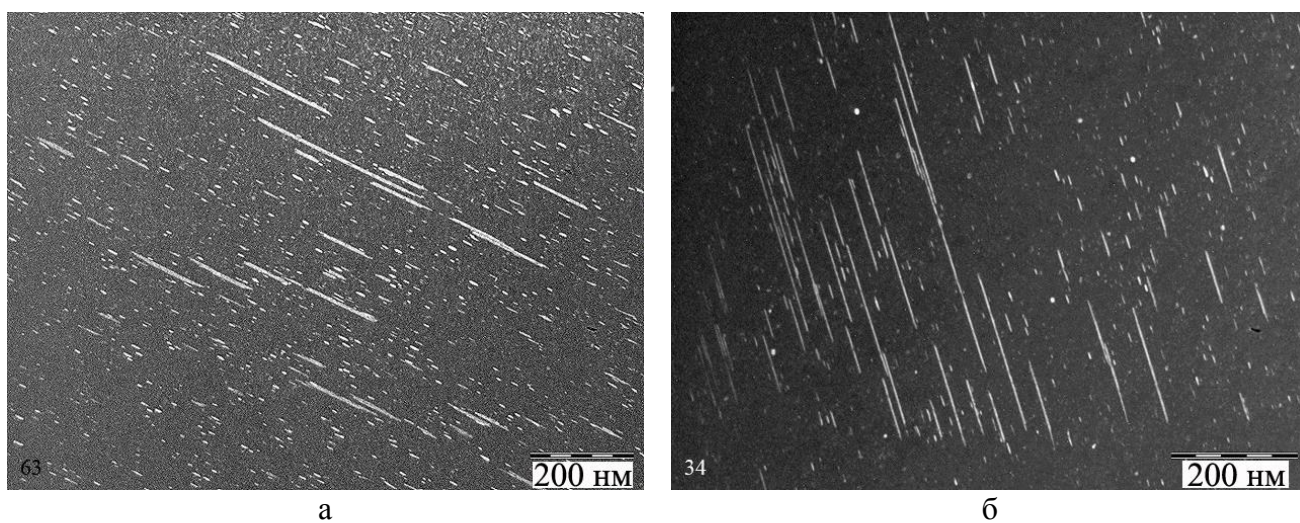


Рисунок 3.6 – Темнопольное изображение двойников деформации и дислокационных петель: образец № 3 (а) и образец № 8 (б)

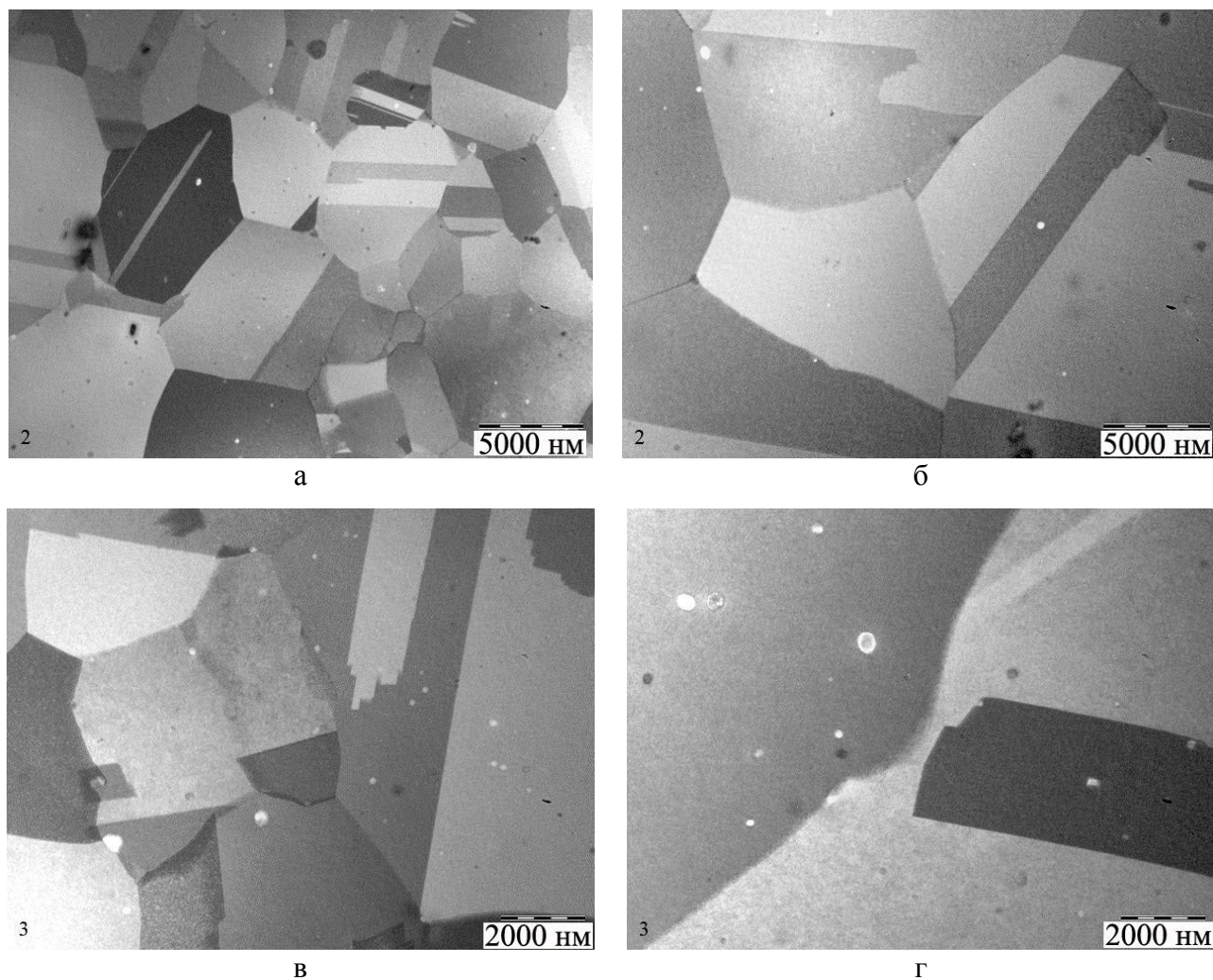


Рисунок 3.7 – Микроструктура облучённых образцов стали: образец № 2 (а), образец № 6 (б), образец № 1 (в) и образец № 9 (г)

В результате нейтронного облучения внутри частиц карбонитридов титана  $Ti(C, N)$  образовались дислокационные петли (рисунок 3.8 в, г). Нейтронное облучение привело к образованию в стали радиационно-индуцированной мелкодисперсной фазы (рисунок 3.9 а) и радиационных дислокационных петель Франка (рисунок 3.10 в, г). Мелкодисперсные частицы имеют округлую форму и равномерно распределены в теле зёрен (рисунок 3.9). Средний размер частиц для всех образцов составил около 6 нм. Значения среднего размера мелкодисперсной фазы для каждого исследованного образца приведены в таблице 3.3.



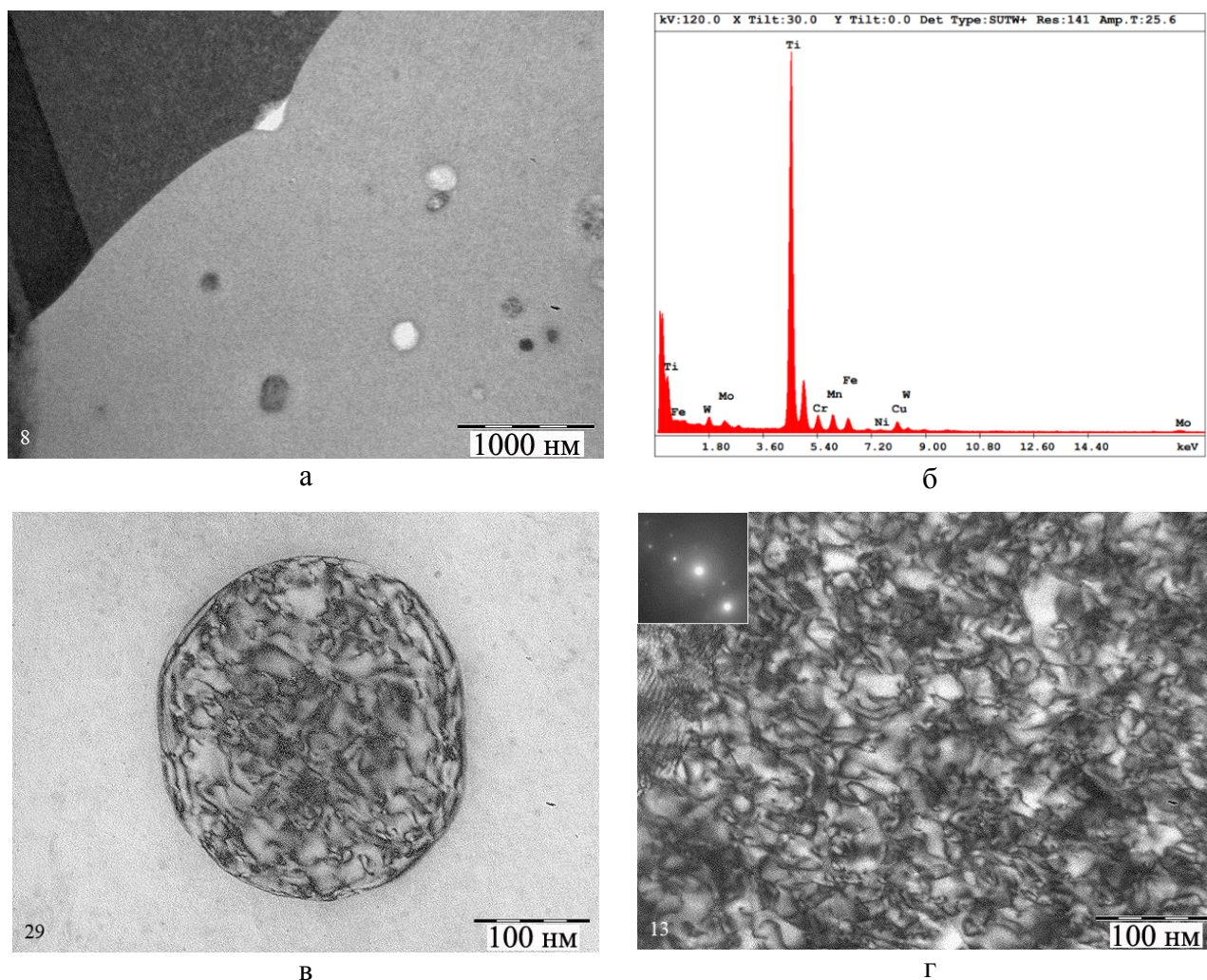


Рисунок 3.8 – Частицы карбонитрида титана  $Ti(C, N)$ : частицы при малом увеличении в образце № 2 (а); энергодисперсионный рентгеновский спектр от одной из частиц  $Ti(C, N)$  в образце № 9 (б); дислокационная структура в частицах разного размера в образце № 3 (в) и № 8 (г)

Зависимость размера частиц от приложенного напряжения не выявлена. Из-за малого размера данных частиц определить их элементный состав и кристаллическую решётку не было возможности. Однако результаты ранее проводимых нами и зарубежными коллегами исследований данного типа стали после облучения в ядерных реакторах при температуре примерно 350 – 400 °С позволяют с большой долей уверенности сказать, что это частицы G-фазы ( $Me_6Ni_{16}Si_7$ , с ГЦК-структурой и параметром решётки  $a$ , равным 1,1 нм).



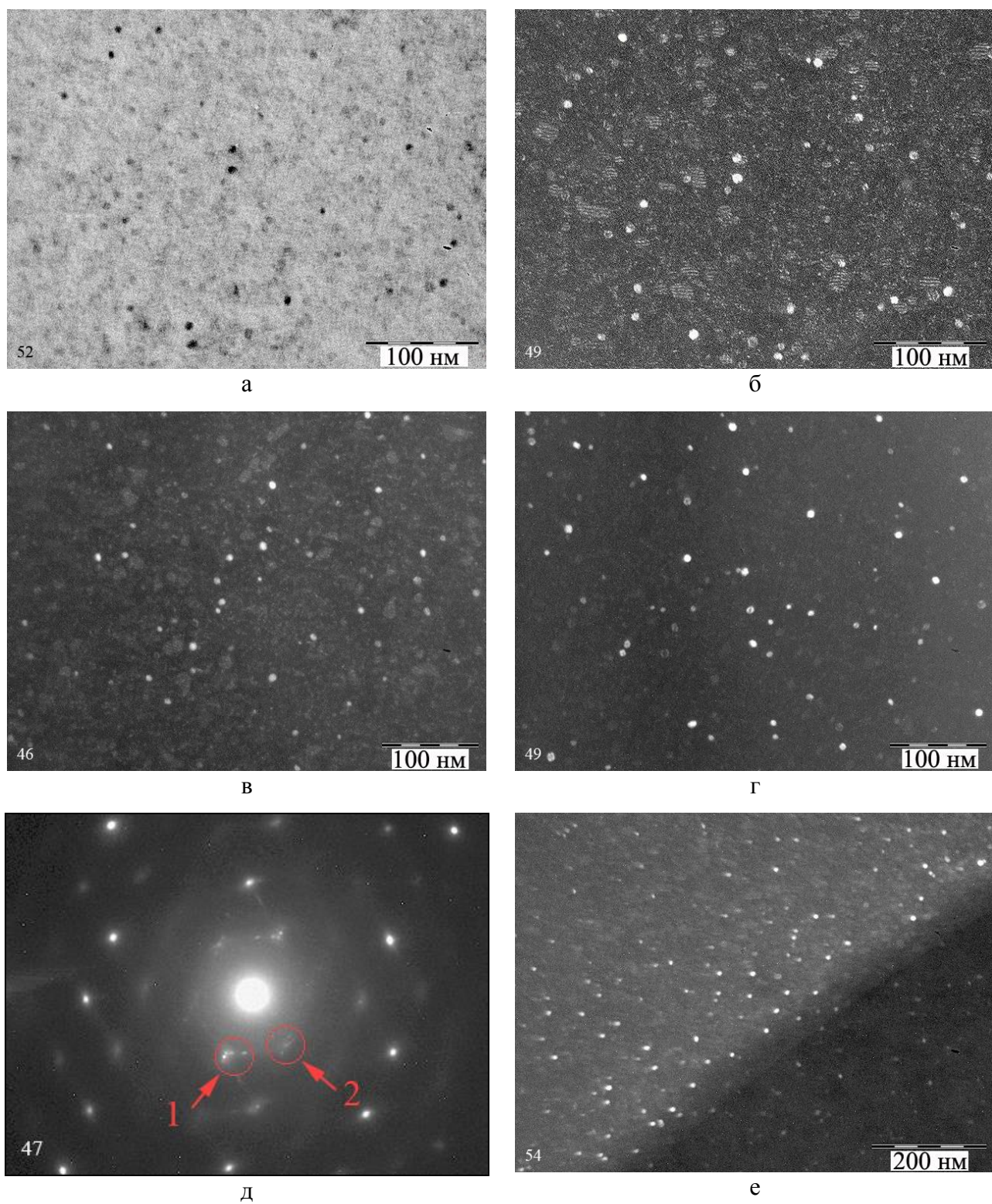


Рисунок 3.9 – Мелкодисперсные частицы G-фазы в светлом (а) и тёмном поле (б) в образце № 8; темнопольные снимки одного и того же места (образец № 9) в рефлексах 1 и 2 (д), (в, г), G-фаза вблизи границ двух зёрен в образце № 8 (е)



Дислокационная структура образцов характеризуется присутствием радиационных дислокационных петель, в частности петель Франка (рисунок 3.10). Размер и концентрацию петель Франка определяли по темнопольным изображениям. Данные петли в тёмном поле, полученном в тяжёлом рефлексе типа  $\{111\}$ , при  $s \neq 0$  имеют форму штрихов (рисунок 3.10 в, г).

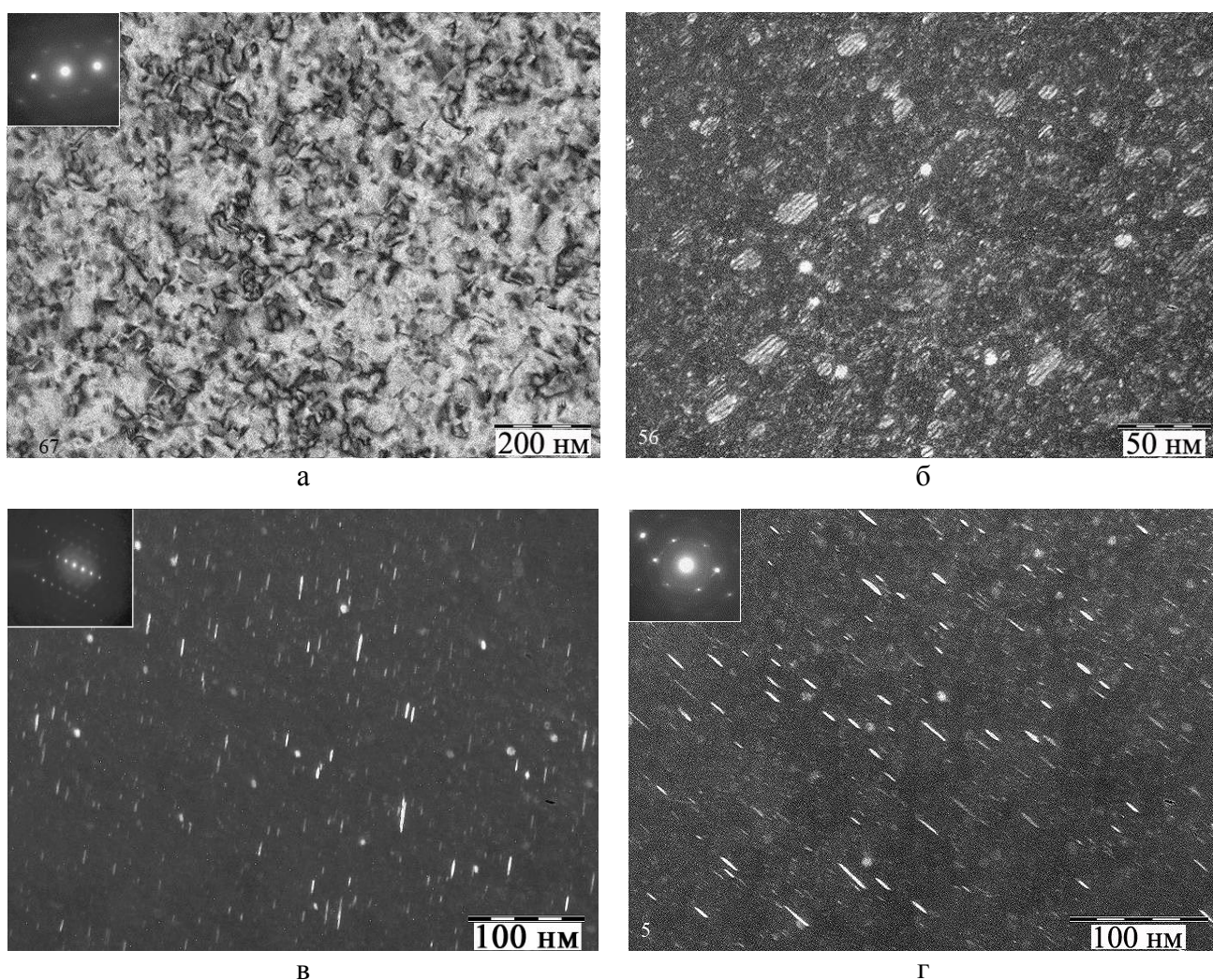


Рисунок 3.10 – Дислокационная структура стали марки 08X18N10T:  
 светлопольное изображение дислокационных петель в образце № 3 (а);  
 темнопольные изображения петель Франка в рефлексе типа  $[111]$   
 в образцах № 4 (б), № 10 (в) и № 9 (г)

При расчёте концентрации учитывали, что видимые на одном темнопольном изображении петли Франка составляют четвертую часть от общего числа. В табл. 3.3 приведены значения среднего размера G-фазы и параметры петель Франка в материале всех исследованных образцов.

Таблица 3.3 – Средний размер G-фазы и параметры дислокационной структуры материала исследованных образцов

Номер образца	Напряжение, МПа	Средний размер G-фазы, нм	Концентрация петель Франка, $\times 10^{22} \text{ м}^{-3}$	$L_{\text{ср}}$ петель Франка, нм
1	Без напряжения	5,8	4,8	8,9
2		5,7	5,0	8,4
3	+ 82	6,6	5,1	8,9
4	- 44	5,2	5,1	9,1
5	+ 124	6,2	5,3	10,1
6	- 67	6,0	5,4	9,5
7	+ 185	6,1	6,1	7,9
8	- 99	6,0	5,5	8,1
9	+ 247	5,8	6,6	8,4
10	- 133	6,2	5,7	7,8

На рисунке 3.11 показана зависимость концентрации петель Франка от сжимающего и растягивающего напряжения в трубках. Заметно, что с ростом значения модуля напряжения концентрация петель в исследуемой стали увеличивается. Средний размер дислокационных петель от приложенного напряжения с ростом напряжения обоих типов (сжимающего и растягивающего) не изменяется (рисунок 3.12).

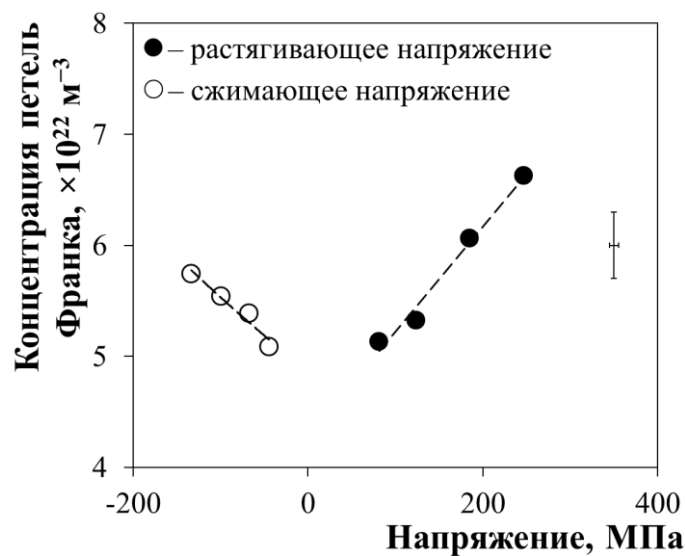


Рисунок 3.11 – Зависимость концентрации петель Франка от напряжения в материале исследованных трубок

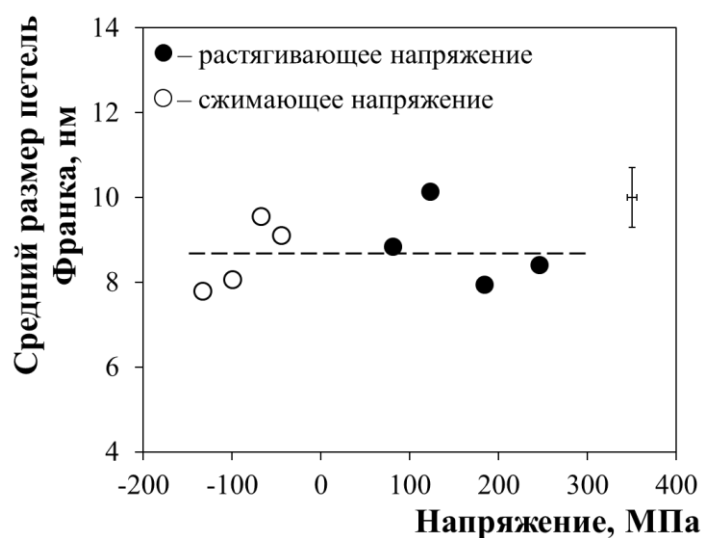


Рисунок 3.12 – Зависимость среднего размера петель Франка от напряжения в материале исследованных трубок

### 3.2 Результаты исследования изменения размеров газонаполненных образцов, состоящих из одной трубки стали марки 08X18H10T

Дозная зависимость изменения диаметра (рисунок 3.13) и изменение диаметра от изменения длины (рисунок 3.14) газонаполненных образцов,

состоящих из одной трубки из аустенитной стали марки 08X18H10T, являются линейно-возрастающими для всех уровней приложенных напряжений. Изменение диаметра с ростом повреждающей дозы показывает значительное увеличение — примерно до 3,3 % при максимальном растягивающем напряжении 192 МПа (см. рисунок 3.13). Несмотря на значительные изменения диаметра образцов (до 3,3 %) удлинение образцов не превышает 0,3 % при всех значениях повреждающей дозы до 90 сна.

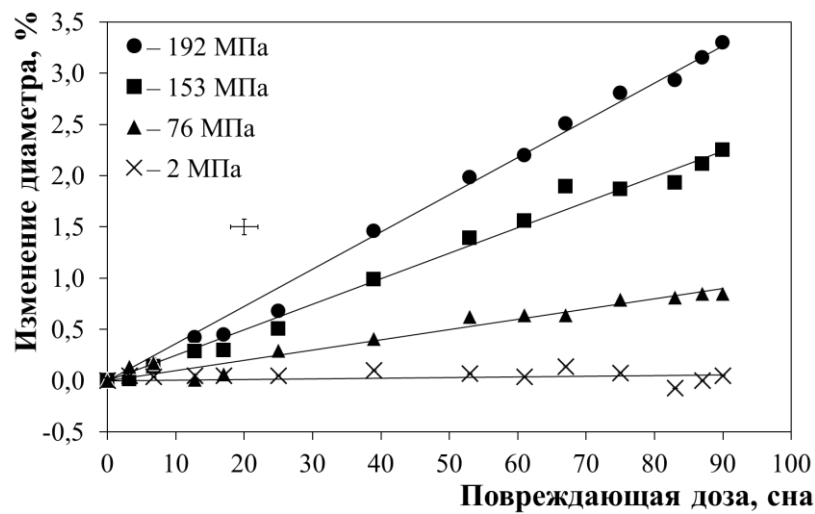


Рисунок 3.13 – Дозная зависимость изменения диаметра газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T

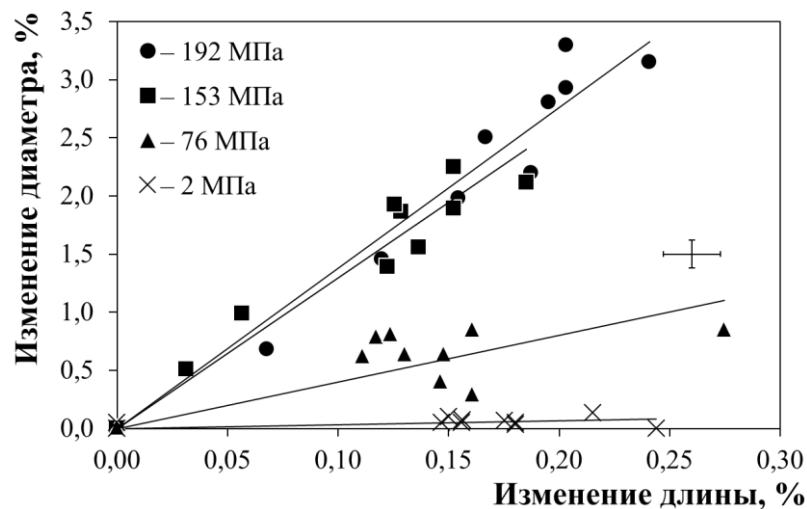


Рисунок 3.14 – Зависимость изменения диаметра от изменения длины газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T

В зависимости изменения диаметра от напряжения можно выделить переходную стадию, когда функциональная зависимость возрастает больше, чем линейная (рисунок 3.15) для разных значений повреждающей дозы. В дальнейшем зависимость изменения диаметра образцов (с выходом на стадию установившейся ползучести) становится линейной для всех значений повреждающей дозы, что важно для прикладных оценок деформации при высоких значениях повреждающей дозы и уровнях напряжения (для внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР).

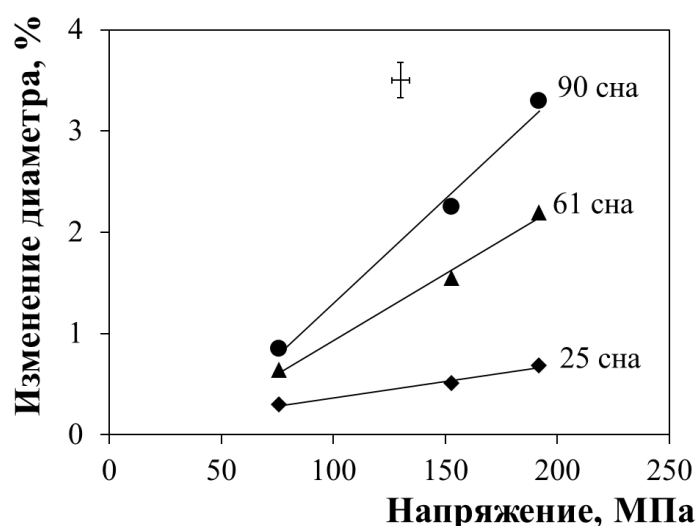


Рисунок 3.15 – Зависимость изменения диаметра от напряжения для газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T

Из рисунка 3.16 следует, что модуль ползучести для образцов с разными значениями напряжения возрастает с выходом на уровень установившейся ползучести, равный  $(2,3 \pm 0,4)10^{-6}$  (МПа·сна)<sup>-1</sup> при значениях повреждающей дозы выше 40 сна и температуре облучения 330 – 350 °С.

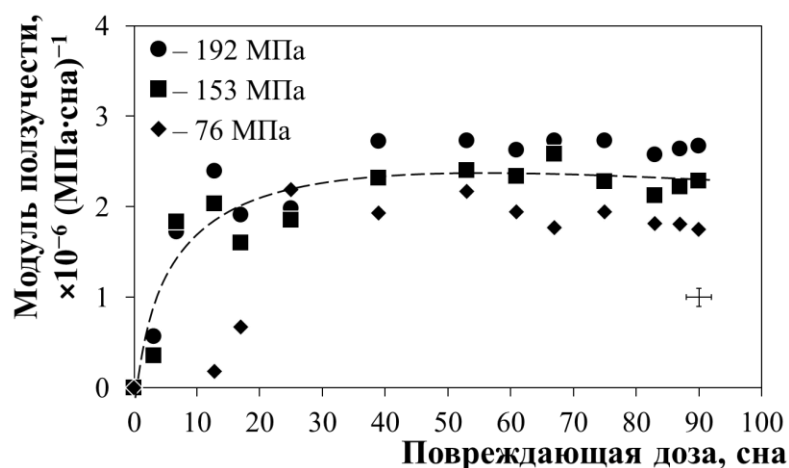


Рисунок 3.16 – Зависимость модуля ползучести от повреждающей дозы газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T с разными уровнями приложенного напряжения

Полученное значение модуля радиационной ползучести хорошо согласуется с найденными ранее значениями модуля ползучести для сталей марок SA 304L и CW316 [5, 63].

### 3.3 Выводы по главе 3

Результаты проведённых исследований газонаполненных образцов разной конструкции, выполненных из аустенитной стали марки 08X18H10T и облучённых в реакторе БОР-60 при значениях температуры 330 – 350 °С, показали следующее:

1. Дозная зависимость деформации ползучести для газонаполненных образцов разной конструкции описывается линейной зависимостью при разных уровнях напряжения.

2. Среднее значение модуля ползучести при повреждающей дозе 40 – 90 сна для стали марки 08X18H10T равняется  $(2,4 \pm 0,4)10^{-6} (\text{МПа}\cdot\text{сна})^{-1}$ .

3. Исследование микроструктуры стали марки 08X18H10T показало наличие равноосных зёрен аустенита и равномерно распределённых в объёме материала глобулярных выделений второй фазы Ti (C, N), частиц радиационно-



индуцированной мелкодисперсной G-фазы ( $\text{Me}_6\text{Ni}_{16}\text{Si}_7$ ), дислокационных петель, в частности петель Франка, а также двойников деформации. Поры в материале всех исследованных образцов отсутствуют.

4. С ростом сжимающего и растягивающего напряжения концентрация петель в облучённой стали марки 08X18H10T увеличивается. Средний размер петель равняется 9 нм и практически не изменяется с ростом как растягивающего, так и сжимающего напряжения.

## **ГЛАВА 4 РАДИАЦИОННОЕ РАСПУХАНИЕ И ДЕФОРМАЦИЯ ПОЛЗУЧЕСТИ АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ МАРКИ 08X18H10T ПРИ ТЕМПЕРАТУРЕ 400 – 420 °С**

Радиационное распухание происходит в результате образования под облучением высокой концентрации (до  $10^{16}$  см<sup>-3</sup>) и роста вакансионных пор. Распухание определяется как относительное увеличение объёма материала. В свою очередь плотность материала в результате образования и роста пор уменьшается. Распухание конструкционных материалов вследствие порообразования при нейтронном облучении — важнейшая проблема материаловедения, над решением которой трудятся учёные разных стран. Развитие реакторов на быстрых нейтронах взаимосвязано с выбором материалов активной зоны, имеющих достаточную радиационную стойкость, так как распухание инициирует дополнительное напряжение, геометрические и объёмные изменения конструкционных элементов. К основным методам исследования радиационного распухания относятся: измерение линейных размеров образцов, трансмиссионная электронная микроскопия и измерение плотности материала образцов.

Радиационная ползучесть сталей аустенитного класса при значении температуры облучения не превышающей 350 °С была рассмотрена в предыдущем разделе. При значениях температуры облучения до 350 °С в материале газонаполненных образцов не образуются вакансионные поры даже при высоких уровнях напряжения. Однако важно изучать процессы радиационной ползучести и в присутствии вакансионных или газонаполненных пор, что может повлиять на деформацию образцов.

В настоящей главе рассматриваются результаты исследований газонаполненных образцов аустенитной стали, облучённых при температуре 400 – 420 °С, когда в микроструктуре образцов появляются поры. Деформация

газонаполненных образцов происходит за счёт ползучести и распухания.

Для получения дозных зависимостей распухания с разным уровнем и знаком напряжения материала было изготовлено по несколько дублирующих образцов при одинаковом давлении, что позволило получить необходимые дозные зависимости, извлекая образцы после достижения промежуточных значений повреждающей дозы. Было выбрано по четыре уровня давлений (соответствующих напряжению в конструкции внутрикорпусных устройств при рабочей температуре) в образцах. Для каждого уровня давления было изготовлено по два дублирующих образца.

Температура облучения образцов была выбрана 400 – 420 °С, а повреждающая доза — 17 и 36 сна. При таких условиях облучения наблюдаются значения распухания, достаточные для оценки эффекта влияния напряжения. Для проведения эксперимента была изготовлена серия из восьми газонаполненных образцов, по два на каждый уровень давления: 0, 25, 70 и 100 атм. при комнатной температуре. Образцы заполняли гелием и герметизировали в камере с помощью метода аргонно-дуговой сварки в условиях избыточного давления. Было проведено испытание на герметичность образцов, которое показало, что все образцы герметичны.

#### **4.1 Результаты исследования газонаполненных образцов, облученных до повреждающей дозы 17 сна**

##### **4.1.1 Изменение размеров образцов**

Газонаполненные образцы, состоящие из двух коаксиальных трубок и концевых деталей, изготовленные из стали марки 08X18H10T в аустенизированном состоянии облучались в материаловедческом пакете в реакторе БОР-60 в течение двух лет до значения повреждающей дозы 17 смещений на атом при температуре 400 – 420 °С.

Во время проведения планово-предупредительных работ на реакторе БОР-60 измеряли геометрические размеры (диаметр и длину) газонаполненных образцов. Измерения диаметра проводили в середине образца, чтобы исключить возможное влияние краевых эффектов. Таких серий измерений было проведено четыре. Полученные зависимости изменения диаметра от значения повреждающей дозы, показали, что с увеличением значения повреждающей дозы растет изменение диаметра газонаполненных образцов при разных уровнях приложенного напряжения (рисунок 4.1).

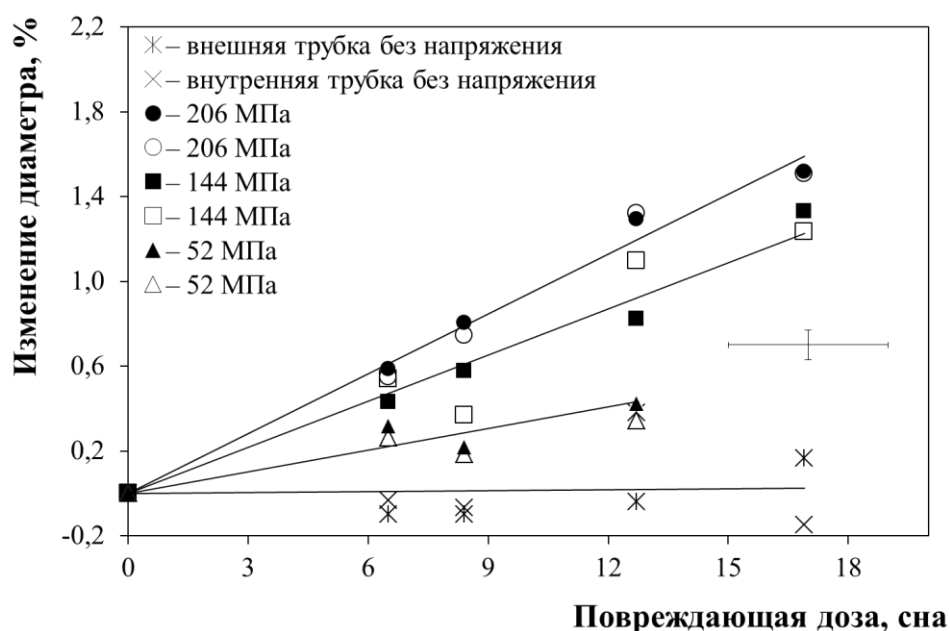


Рисунок 4.1 – Зависимость изменения диаметра газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T от дозы

Необходимо отметить, что при температуре облучения около 420 °С идёт процесс порообразования, который вносит вклад в изменение диаметра газонаполненных образцов наравне с процессом радиационной ползучести. Зависимость изменения диаметра газонаполненных образцов от приведённой повреждающей дозы имеет линейный вид (рисунок 4.2).

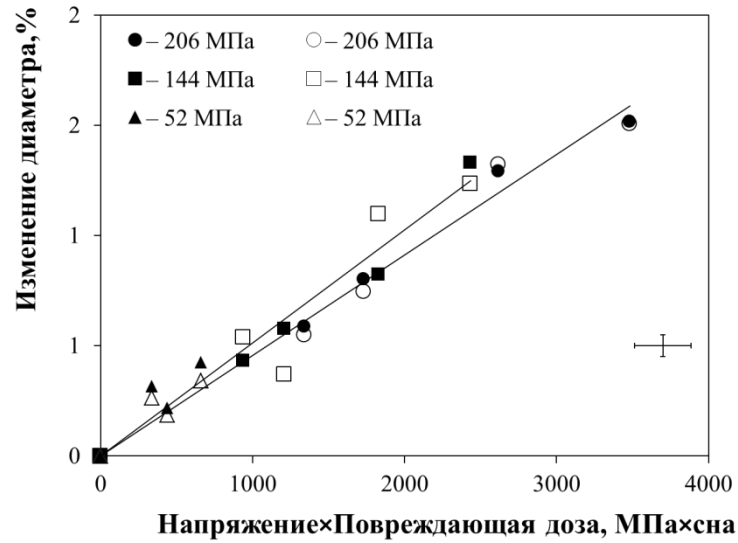


Рисунок 4.2 – Зависимость изменения диаметра от произведения кольцевого напряжения на повреждающую дозу газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T

Изменение длины газонаполненных образцов с ростом повреждающей дозы показало небольшой прирост длины, не превышающий 0,4 % (рисунок 4.3).

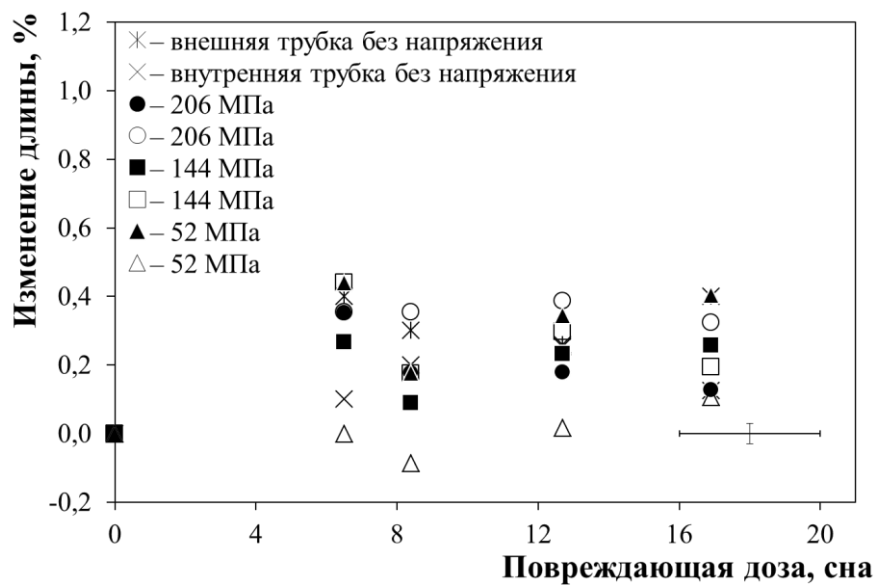


Рисунок 4.3 – Зависимость изменения длины от повреждающей дозы газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T

### 4.1.2 Микроструктура материала образцов

Каждый газонаполненный образец состоял из двух трубок: внешней, с растягивающим кольцевым напряжением и внутренней, со сжимающим напряжением, из которых были вырезаны образцы для ТЭМ-исследования. Все образцы были облучены до повреждающей дозы 17 сна при температуре 400 – 420 °С.

Дислокационная структура материала газонаполненных образцов и образца без напряжения представлена на рисунках 4.4–4.7. При проведении ТЭМ-исследований были обнаружены характерные для низкотемпературного облучения дислокационные петли небольшого размера, отдельные дислокации и первичные карбиды титана. В некоторых образцах наблюдалась вакансионная пористость и дефекты упаковки. Параметры дислокационной структуры и вакансионной пористости приведены в таблице 4.1.

Таблица 4.1 – Параметры дислокационных петель и пор в стали марки 08X18H10T газонаполненных образцов

Дислокационные петли			Поры		
Тангенциальное напряжение $\sigma$ , МПа	Средний размер, $\langle D_L \rangle$ , нм	Концентрация, $C_L, \times 10^{15} \text{ см}^{-3}$	Средний размер, $\langle D_V \rangle$ , нм	Концентрация, $N_V, \times 10^{13} \text{ см}^{-3}$	Объёмная доля, $S$ , %
0	12,4	5,6	Не обнаружены		
	12,0	5,8			
	10,3	5,4			
	9,7	3,8			
Среднее	11,1	5,2			
– 28	10,4	3,8	11,7	9,8	0,0002
	9,6	4,7	12,6	3,6	0,0057
– 77	8,9	8,0	Не обнаружены		
	10,8	5,3			
– 111	10,7	7,8	11,4	42,4	0,036
	11,5	10,4	11,9	12,6	0,013
52	12,3	8,4	Не обнаружены		
	11,6	9,0			
144	10,8	6,8	11,9	31,2	0,017
	10,9	5,7	12,1	45,6	0,015
206	10,9	18,4	Не обнаружены		
	10,7	15,6			

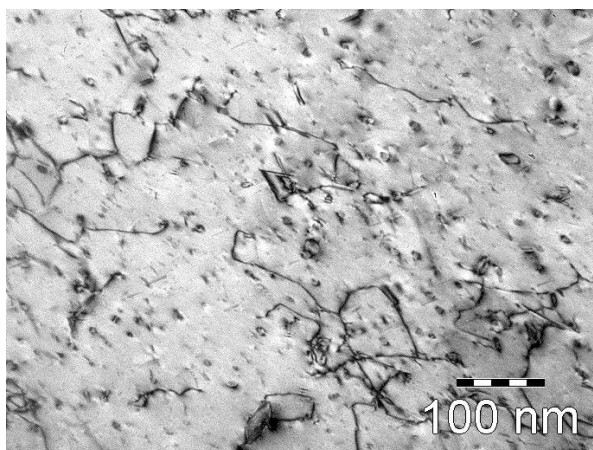
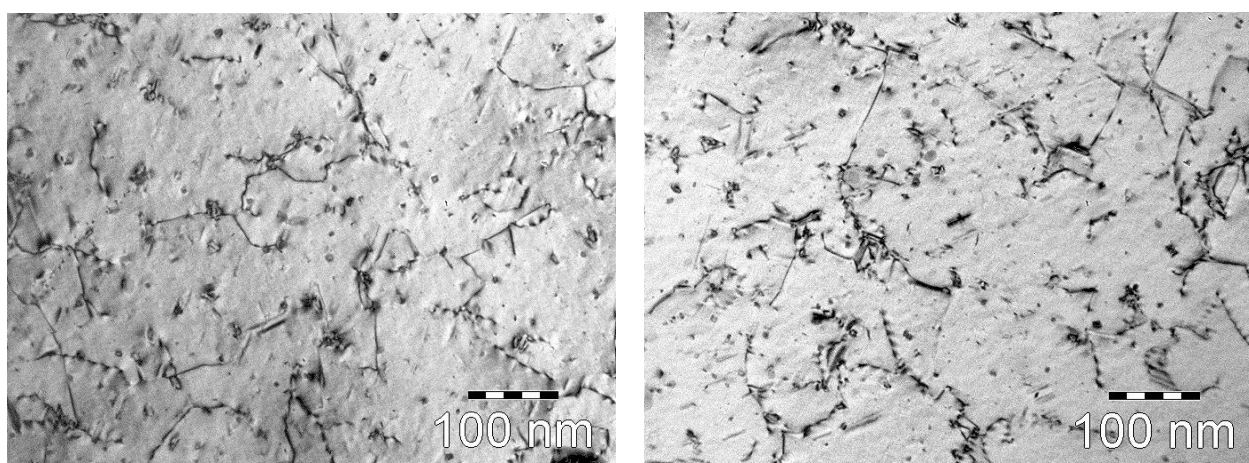


Рисунок 4.4 – Дислокационная структура стали марки 08X18N10T образца без напряжения

В облучённом газонаполненном образце, не подвергнутом напряжению, обнаружены дислокационные петли небольшого размера и отдельные дислокации. Дислокационная структура стали марки 08X18N10T облучённых образцов, подвергнутых растягивающему и сжимающему напряжению, показана на рисунках 4.5–4.7.



а

б

Рисунок 4.5 – Дислокационная структура стали марки 08X18N10T облученного образца с напряжением: растягивающим, равным + 52 МПа (а) и сжимающим напряжением – 28 МПа (б)

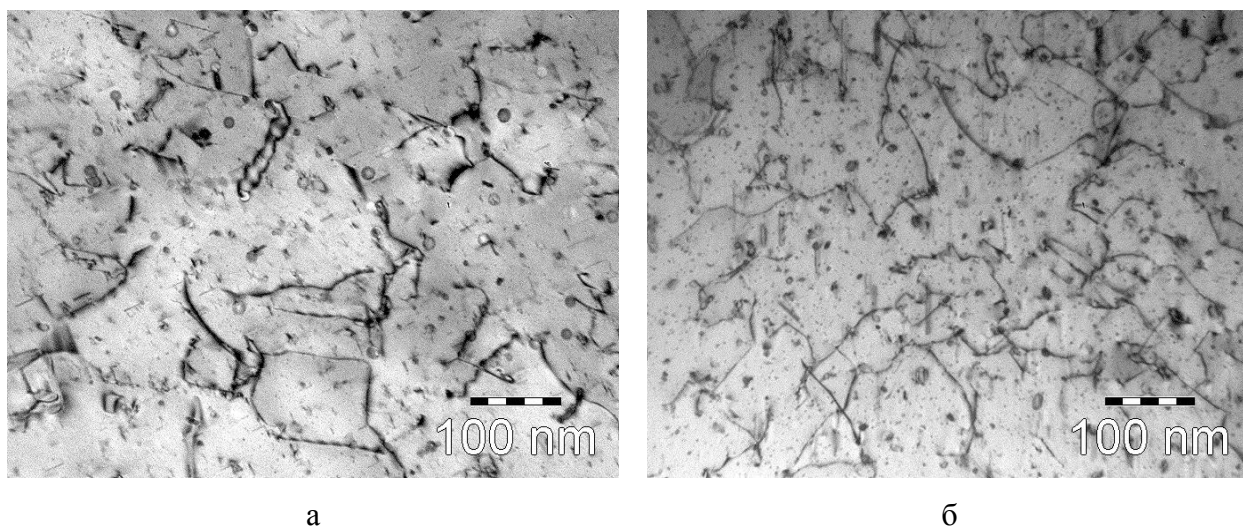


Рисунок 4.6 – Дислокационная структура стали марки 08X18N10T облучённого образца с напряжением: растягивающим, равным + 144 МПа (а) и сжимающим – 77 МПа (б)

Из рисунка 4.7 видно, что при сжимающем напряжении в микроструктуре стали марки 08X18N10T облучённого образца наряду с обычными структурными несовершенствами: дислокациями и дислокационными петлями, появляются дополнительно дефекты упаковки.

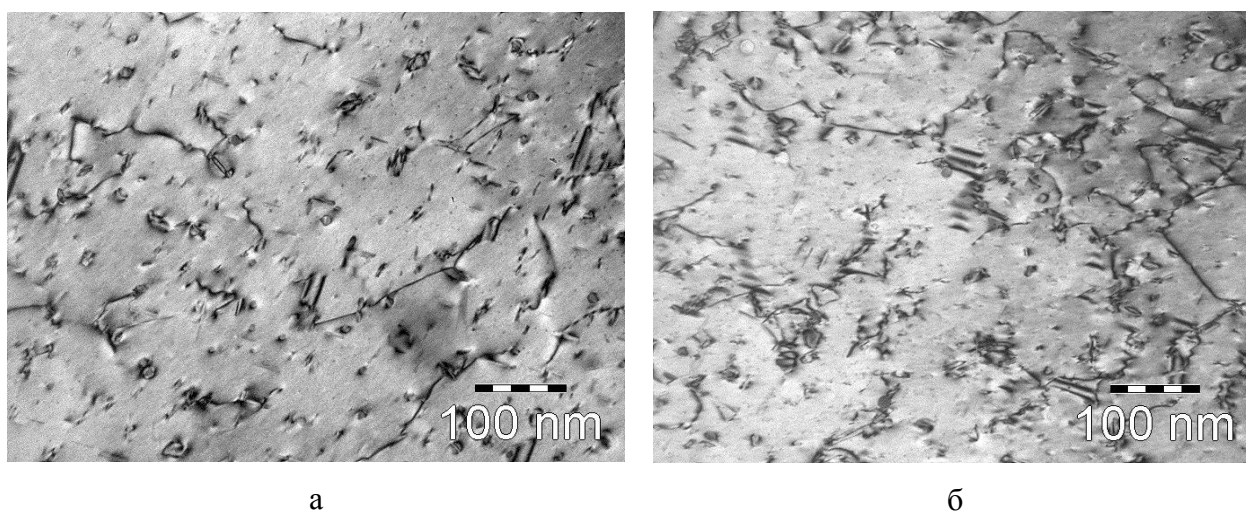


Рисунок 4.7 – Дислокационная структура стали марки 08X18N10T облучённого образца с напряжением: растягивающим, равным + 206 МПа (а) и сжимающим – 111 МПа (б)



В ходе количественной обработки изображений микроструктуры материала облучённых образцов (см. таблицу 4.1) показано, что с увеличением значений растягивающего и сжимающего кольцевого напряжения увеличивается концентрация дислокационных петель и вакансионных пор (рисунок 4.8).



Рисунок 4.8 – Зависимость концентраций петель и пор в стали марки 08X18H10T от значений сжимающего и растягивающего напряжения

Связь между концентрациями петель и пор в стали марки 08X18H10T, облучённой в реакторе БОР-60 при температуре 400 – 420 °С и повреждающей дозе 17 сна под воздействием напряжения приведена на рисунке 4.9.

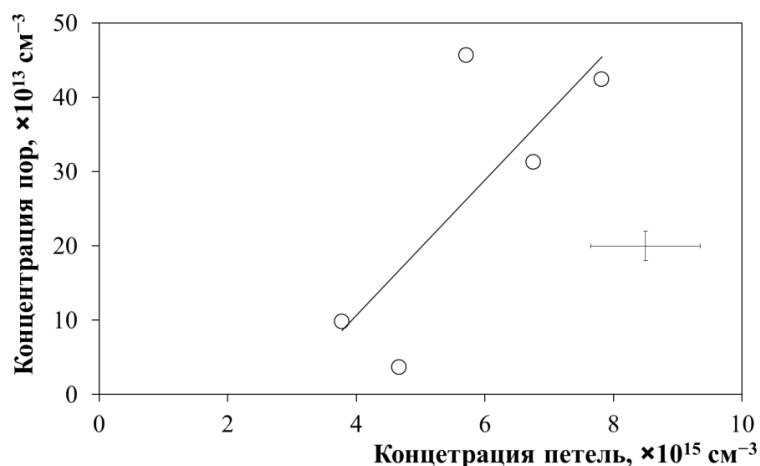


Рисунок 4.9 – Корреляция между концентрациями петель и пор в стали марки 08X18N10T, облучённой до повреждающей дозы 17 сна

Получен результат, показывающий пропорциональную (линейную) зависимость между этими структурными составляющими. Подобные данные были получены ранее для значений растягивающего напряжения в работе [50] также на стадии инкубационного периода распухания.

Однако размеры пор и петель практически не меняются с ростом значений напряжения как растягивающего, так и сжимающего (рисунок 4.10).

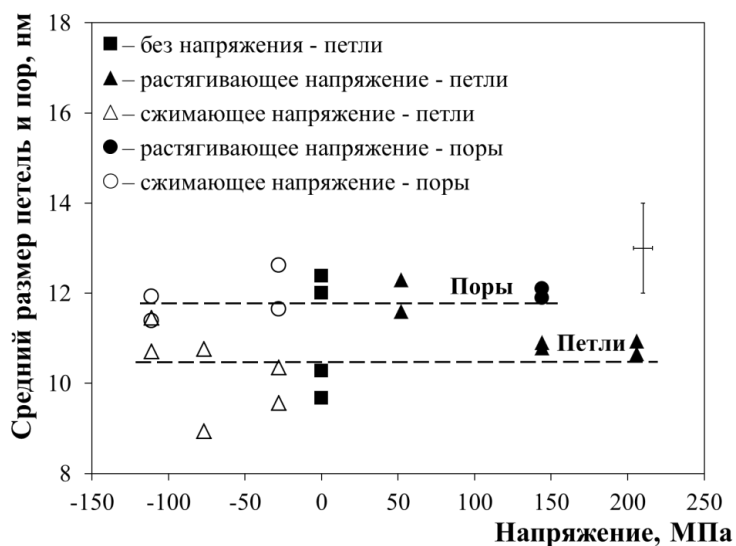


Рисунок 4.10 – Зависимость среднего размера петель и пор в стали марки 08X18N10T, облучённой до повреждающей дозы 17 сна, от значений сжимающего и растягивающего напряжения

Такое поведение микроструктуры характерно для инкубационного периода распухания. Действительно, объёмная доля пор не превышает 0,04 %, что соответствует инкубационному периоду распухания.

Полученные экспериментальные данные по микроструктуре стали марки 08X18H10T газонаполненных образцов, облучённых в реакторе БОР-60 до значения повреждающей дозы 17 сна при температуре 400 – 420 °С, принципиально подтвердили данные авторов работы [47], которые показали, что при температуре облучения 420 – 423 °С и распухании не больше 1 % напряжение различного знака одинаковым образом влияет на концентрацию петель и пор на стадии инкубационного периода распухания в стали марки 316 в холоднодеформированном состоянии.

## **4.2 Результаты исследования газонаполненных образцов, облученных до повреждающей дозы 36 сна**

### **4.2.1 Изменение размеров образцов**

Газонаполненные образцы, состоящие из двух коаксиальных трубок и концевых деталей, изготовленные из аустенитной стали марки 08X18H10T, были дополнительно облучены в реакторе БОР-60 в течение двух лет с повреждающей дозы 17 до 36 сна при температуре 400 – 420 °С. Образцы находились на одном из этажей материаловедческого пакета.

Было обнаружено, что изменение диаметра линейно возрастает с ростом повреждающей дозы и приложенного напряжения (рисунок 4.11). Изменение длины образцов после достижения дозы примерно 27 сна резко увеличивается, что связано с распуханием, которое вносит свой вклад в общую деформацию газонаполненных образцов (рисунок 4.12) и в изменение длины, что приводит

к отклонению от линейной зависимости при высоких значениях повреждающей дозы.

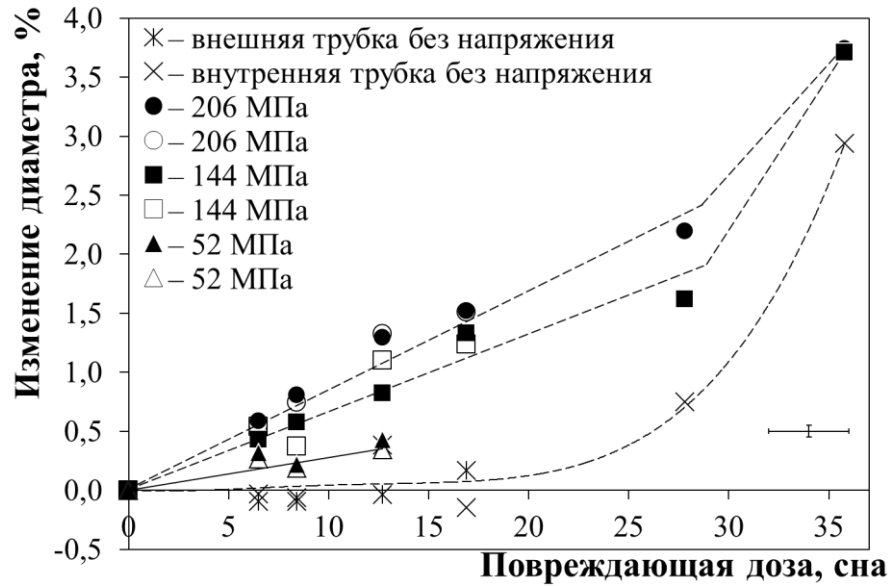


Рисунок 4.11 – Зависимость изменения диаметра газонаполненных образцов, облучённых при различных уровнях напряжения, от повреждающей дозы

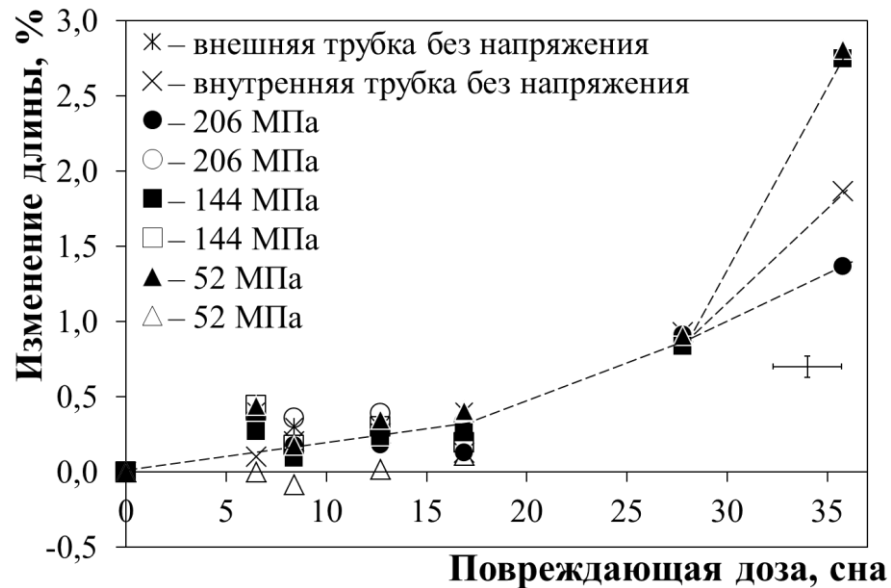


Рисунок 4.12 – Зависимость изменения длины газонаполненных образцов, облучённых при различных уровнях растягивающего напряжения, от повреждающей дозы

В газонаполненных образцах при высоких значениях деформации происходит уменьшение толщины трубок при растягивающем напряжении. Измерить толщину трубок очень непросто. Некоторые оценки по металлографическим снимкам удалось провести, но неопределённость таких измерений достаточно высока и оценивается нами в  $10 \div 20 \%$ .

Получены новые результаты по утонению стенок газонаполненных образцов. Обобщенные данные по измерениям геометрических размеров образцов приведены в таблице 4.2.

Таблица 4.2 – Обобщенные данные измерений размеров газонаполненных образцов, облучённых до повреждающей дозы 36 сна

Напряжение, МПа	Изменение диаметра, %	Изменение длины, %	Уменьшение толщины, %
0	8,8; 9,4	5,6	11
206	11,2	4,1	24
– 111	5,5	4,1	11
144	11,1	8,3	26
– 77	3,3	8,3	16
52	39,0	1,0	2
– 28	1,5	1,0	1

Зависимости модуля ползучести стали, вычисленные по формуле (3.1) для различных значений повреждающей дозы, приведены на рисунке 4.13. Хорошо видно, что модуль ползучести снижается с ростом повреждающей дозы так же, как это происходило после облучения при температуре  $330 - 350 \text{ }^\circ\text{C}$  (рисунок 3.4), при практически отсутствующем распухании (до 17 сна) и его среднее значение составляет  $(7,0 \pm 1,0)10^{-6} \text{ (МПа}\cdot\text{сна)}^{-1}$ . После 17 сна распухание вносит существенный вклад в общую деформацию газонаполненных образцов, когда модуль заметно увеличивается при повреждающих дозах от 27 к 36 сна. Особенно это заметно, когда распухание резко возрастает от 27 до 36 сна со скоростью  $0,7 \text{ } \%/ \text{сна}$  по результатам изменения диаметра или со скоростью  $0,3 \text{ } \%/ \text{сна}$  по результатам изменения длины образцов.

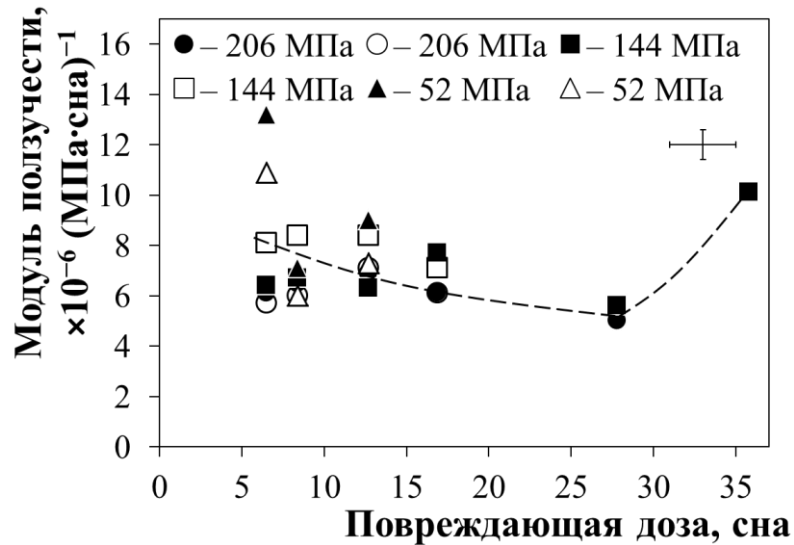


Рисунок 4.13 – Зависимость модуля ползучести от повреждающей дозы для стали марки 08X18H10T с разным уровнем приложенного напряжения

В условиях, когда распухание в значительной степени влияет на общую деформацию образца, можно определить коэффициент  $D$  корреляции распухания и ползучести в формуле:  $B = B_0 + D \cdot \dot{S}$ , где  $B_0 = 1 \cdot 10^{-6} (\text{МПа} \cdot \text{сна})^{-1}$ . Коэффициент  $D$  равен  $(1,5 \div 3,0) 10^{-3} (\text{МПа})^{-1}$ , в зависимости от оценки скорости распухания по изменению диаметра либо длины образца. Значения коэффициента  $D$  совпадают с литературными данными для аустенитных сталей [53].

#### 4.2.2 Микроструктура материала образцов

Исследования микроструктуры стали марки 08X18H10T, облучённой до значения повреждающей дозы 36 сна при температуре облучения 400 – 420 °С газонаполненных образцов проводились на трансмиссионном электронном микроскопе JEM-2000FXII. Микроструктура материала газонаполненных образцов и образца без напряжения представлена на рисунках 4.14–4.18. В материале образцов с разным уровнем растягивающего и сжимающего напряжения были обнаружены одинаковые структурные составляющие —

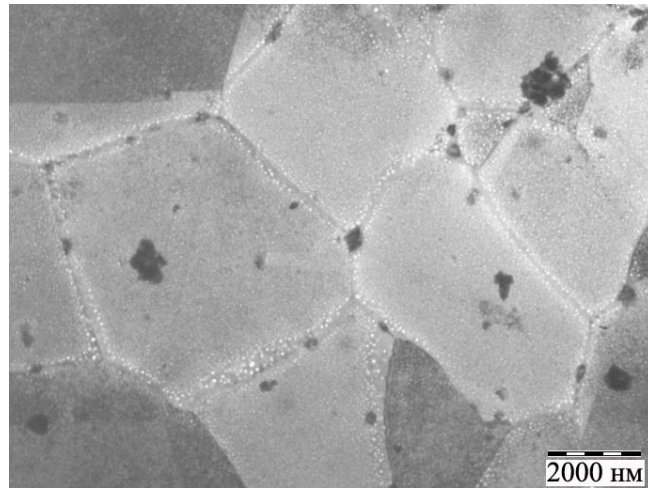
частицы вторичных фаз, дислокационные петли, а также вакансионные поры разного размера и концентрации (рисунки 4.15–4.18). В материале исследуемых образцов со значениями напряжения + 206 и + 144 МПа была обнаружена значительная неоднородность в распределении пор вблизи границ зёрен, крупных частиц вторичных фаз и других стоках радиационных дефектов (рисунки 4.15–4.18). Вблизи границ зерен была отмечена характерная для аустенитных сталей зона, свободная от пор и выделений; за ней располагалась зона с порами больших размеров и далее, в теле зерна, были видны достаточно равномерно распределённые вакансионные поры диаметром от 5 до 80 нм. Также в материале образцов наблюдались комплексы «пора—частица». Значения объёмной доли пор на границе и в приграничной зоне равнялось нулю. В следующей за ней зоне с порами больших размеров объёмная доля пор превышала в 3–4 раза объёмную долю пор в теле зерна. Такая «окантовка» порами границ зёрен может приводить к заметному ухудшению макросвойств стали и, особенно, её механических характеристик даже при относительно небольших значениях распухания. Вокруг крупных выделений второй фазы также были обнаружены зоны шириной до 100 нм, в которых отсутствовали поры (рисунок 4.17 в).

Параметры вакансионных пор материала образцов, с разным уровнем приложенного растягивающего и сжимающего напряжения, приведены в таблице 4.3.

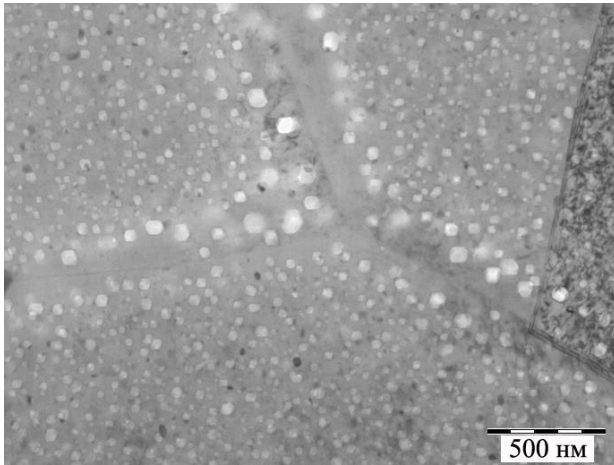
Таблица 4.3 – Параметры вакансионных пор стали марки 08X18H10T с разным уровнем приложенного напряжения

Напряжение, МПа	Минимальный и максимальный размер ( $d_{\min}$ – $d_{\max}$ ), нм	Средний размер $\langle d \rangle$ , нм	Плотность $\rho$ , $\times 10^{15}$ см <sup>-3</sup>	Распухание S, %	Минимальное и максимальное распухание $S_{\min}$ – $S_{\max}$ , %	Среднее значение распухания $\langle S \rangle$ , %
Без напряжения	11,4 – 57,6	31,8	1,78	3,9	3,9 ÷ 6,6	5,2
	8,5 – 56,1	34,6	2,35	6,6		
	12,1 – 55,2	33,6	1,74	4,2		
	10,6 – 61,4	31,8	2,82	6,2		
+ 144	6,6 – 51,3	29,7	2,90	5,2	3,3 ÷ 5,2	4,3
	10,6 – 54,9	28,4	2,18	3,3		
	6,7 – 51,7	29,1	2,50	4,1		
	9,1 – 48,6	31,8	2,24	4,5		
	7,6 – 51,6	30,6	2,29	4,2		
– 77	<b>5,3 – 62,3</b>	<b>29,9</b>	<b>2,26</b>	<b>4,8</b>	<b>4,8 ÷ 7,0</b>	<b>5,5</b>
	<b>14,0 – 58,7</b>	<b>34,4</b>	<b>1,79</b>	<b>7,0</b>		
	<b>10,9 – 61,7</b>	<b>34,1</b>	<b>2,64</b>	<b>4,8</b>		
+ 206	13,0 – 70,2	41,8	2,21	10,9	9,3 ÷ 10,9	9,9
	6,6 – 77,8	34,4	3,06	9,3		
	9,5 – 67,8	39,6	2,31	9,6		
– 111	<b>14,5 – 69,1</b>	<b>38,4</b>	<b>3,30</b>	<b>12,9</b>	<b>7,2 ÷ 12,9</b>	<b>9,9</b>
	<b>13,1 – 68,2</b>	<b>37,2</b>	<b>2,78</b>	<b>9,6</b>		
	<b>9,5 – 59,6</b>	<b>35,8</b>	<b>2,27</b>	<b>7,2</b>		

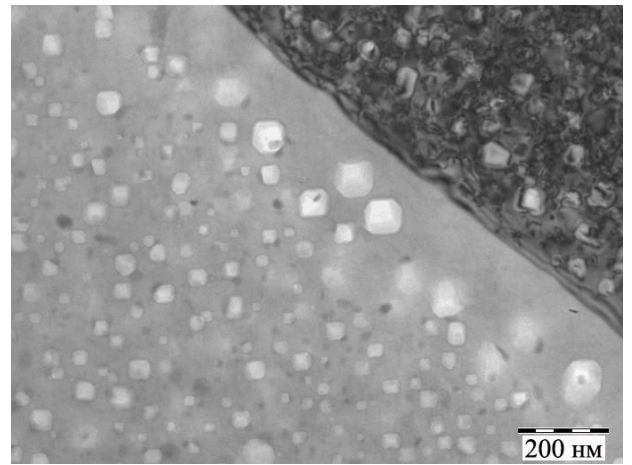




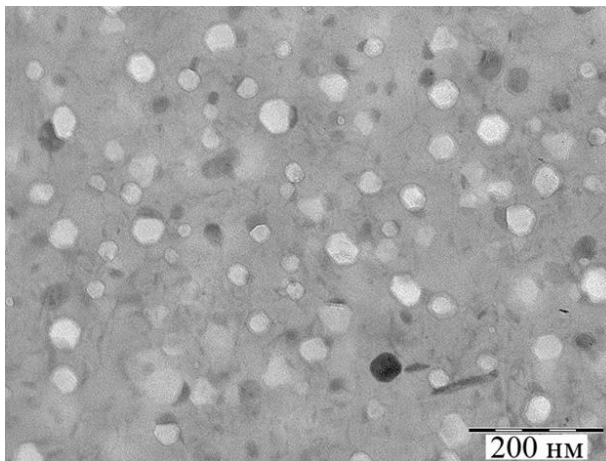
а



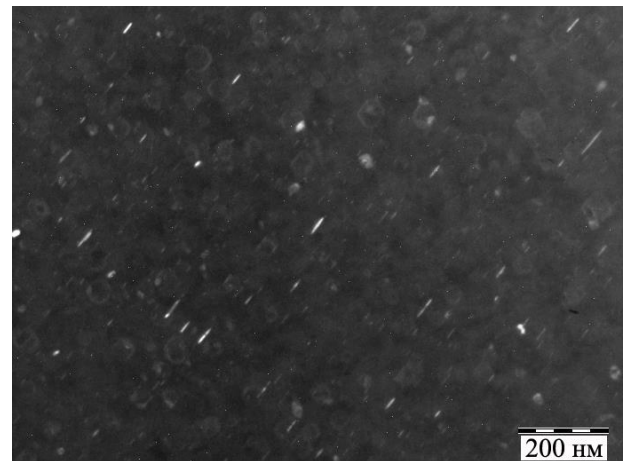
б



в

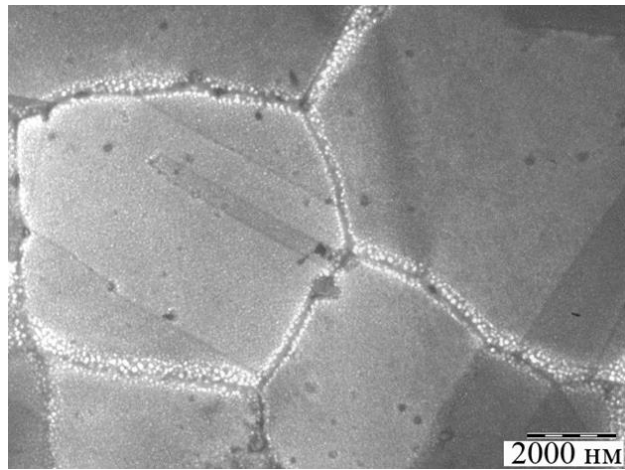


г

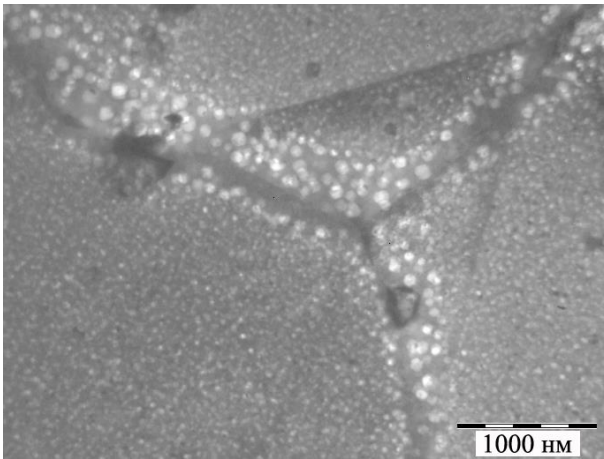


д

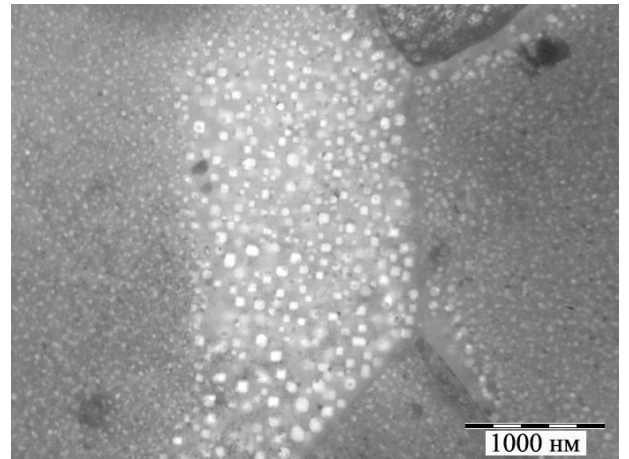
Рисунок 4.14 – Микроструктура облучённой стали марки 08X18H10T без напряжения:  
пористость вдоль границ зёрен (а, б, в); пористость в теле зерна (г);  
темнопольное изображение дислокационных петель (д)



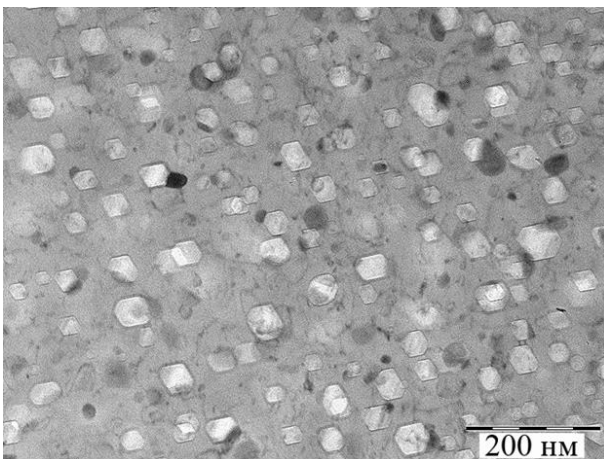
а



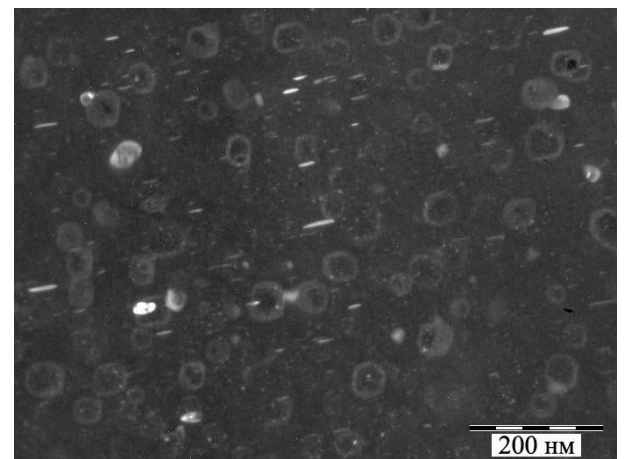
б



в



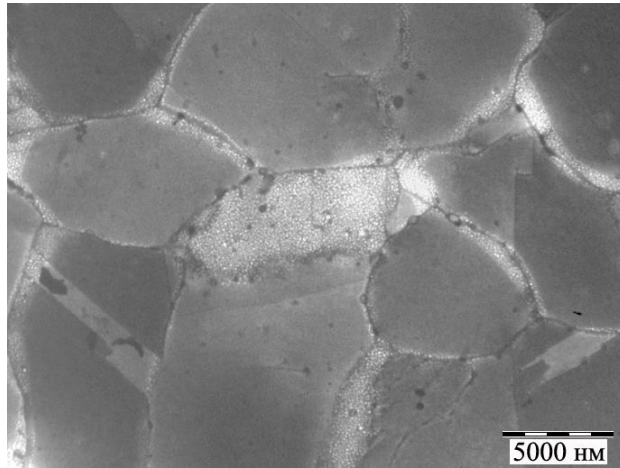
г



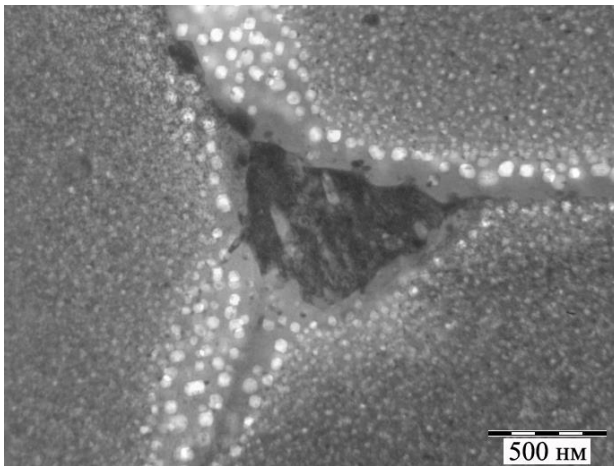
д

Рисунок 4.15 – Микроструктура облучённой стали марки 08X18H10T ( $\sigma = +144$  МПа):  
 неоднородная пористость вдоль границ зёрен (а, б, в); пористость в теле зерна (г);  
 темнопольное изображение дислокационных петель (и двойников) (д)

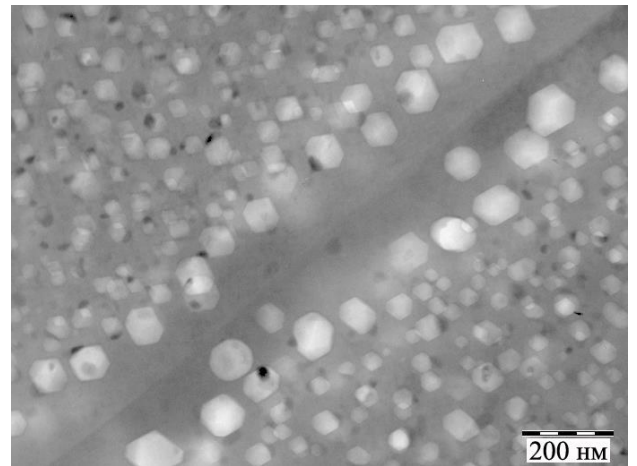




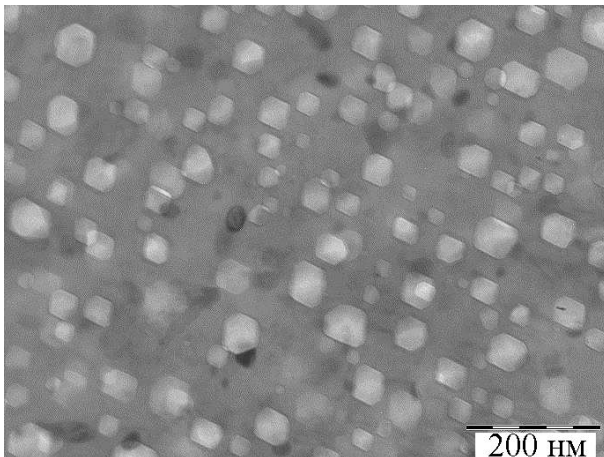
а



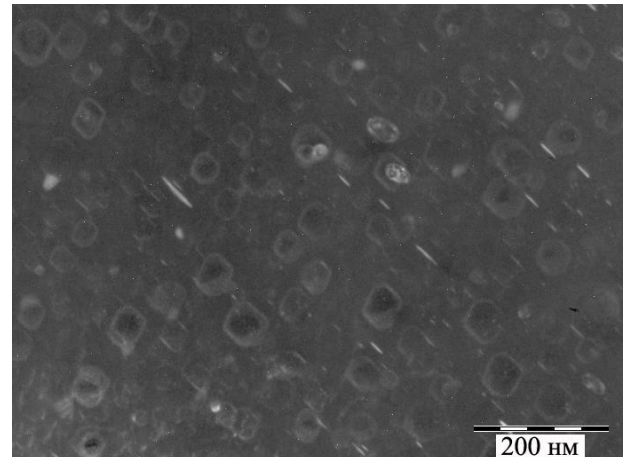
б



в

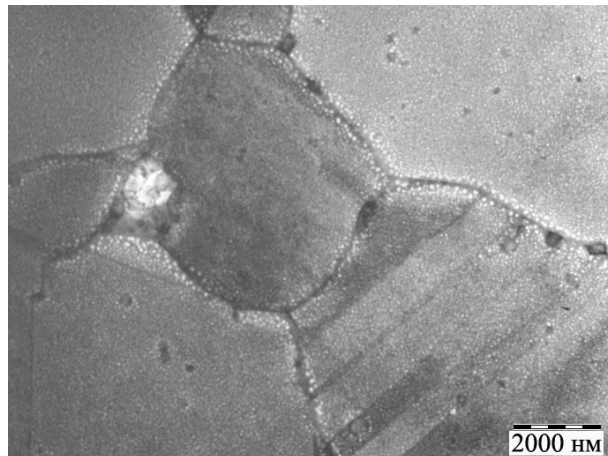


г

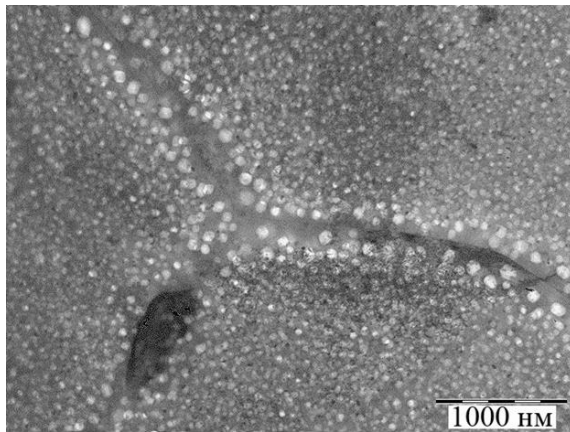


д

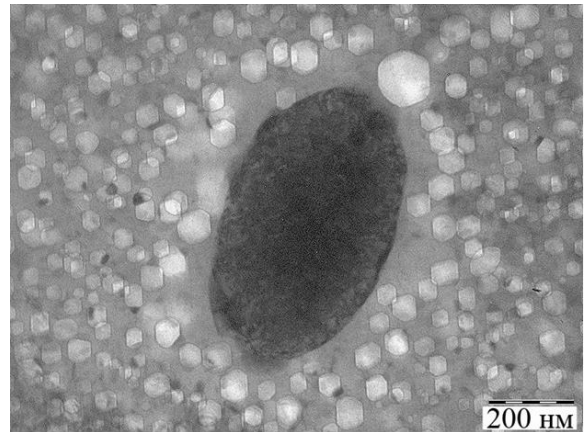
Рисунок 4.16 – Микроструктура облучённой стали марки 08X18H10T ( $\sigma = -77$  МПа):  
пористость вдоль границ зёрен (а, б, в); пористость в теле зерна (г);  
темнопольное изображение дислокационных петель и двойников (д)



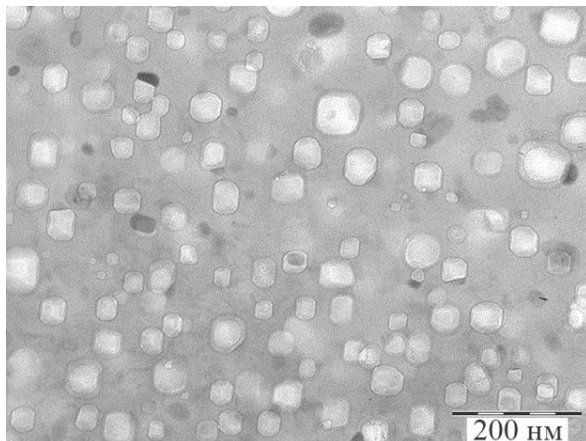
а



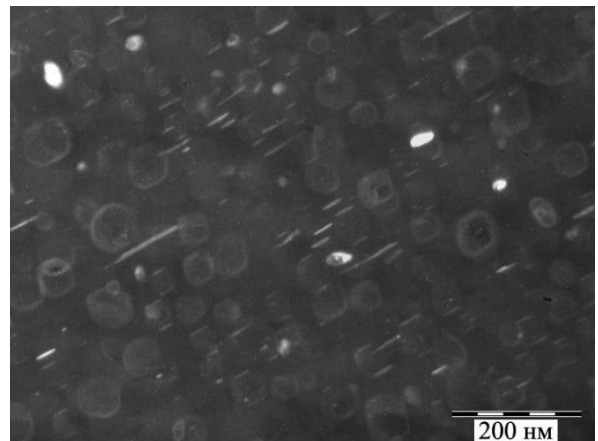
б



в



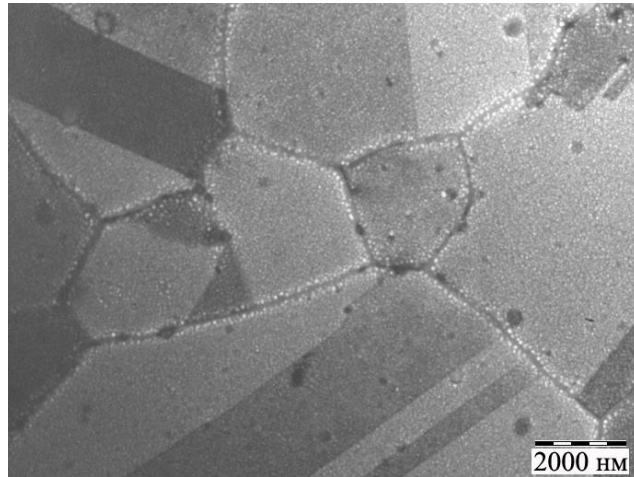
г



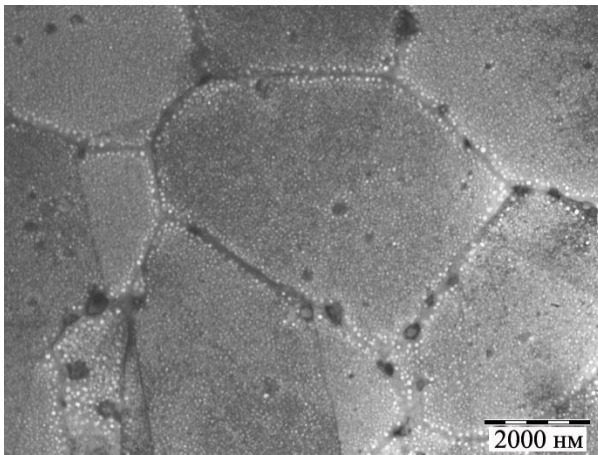
д

Рисунок 4.17 – Микроструктура облучённой стали марки 08X18H10T ( $\sigma = + 206$  МПа): неоднородная пористость вдоль границ зёрен (а, б); обеднённая порами зона около крупного выделения второй фазы (в); пористость в теле зерна (г); темнопольное изображение дислокационных петель и двойников (д)

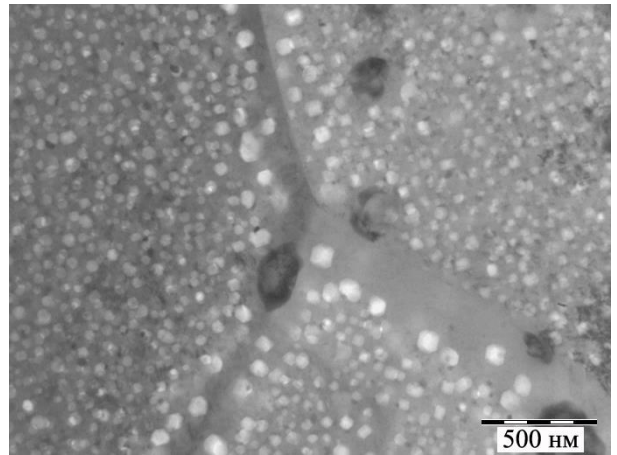




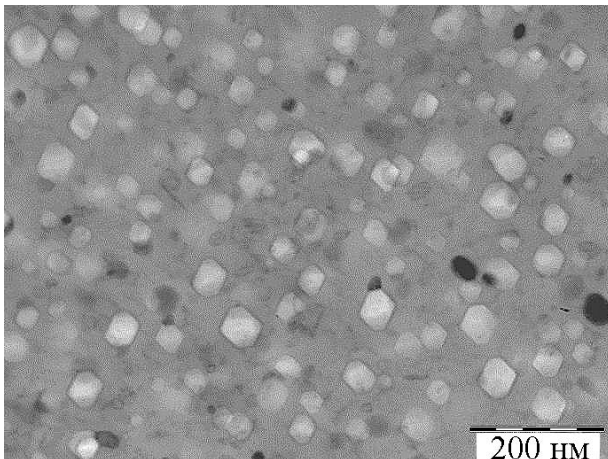
а



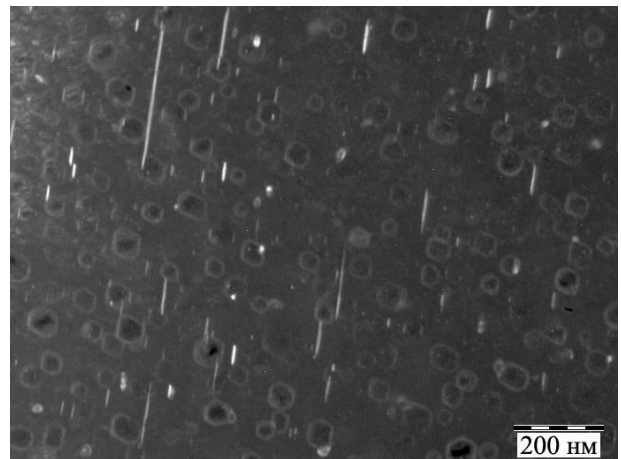
б



в



г



д

Рисунок 4.18 – Микроструктура облучённой стали марки 08X18H10T ( $\sigma = -111$  МПа):  
 пористость вдоль границ зёрен (а, б, в); пористость в теле зерна (г);  
 темнопольное изображение дислокационных петель и двойников (д)

Результаты определения параметров вакансионных пор материала газонаполненных образцов без приложенного напряжения, а также с растягивающим и сжимающим напряжением представлены на рисунках 4.19–4.21.

С увеличением значений растягивающего напряжения в образцах возрастали объёмная доля и средний размер пор (рисунки 4.19–4.20). Тем не менее, концентрация пор в образцах почти не менялась с увеличением значения растягивающего и сжимающего напряжения (рисунок 4.21).

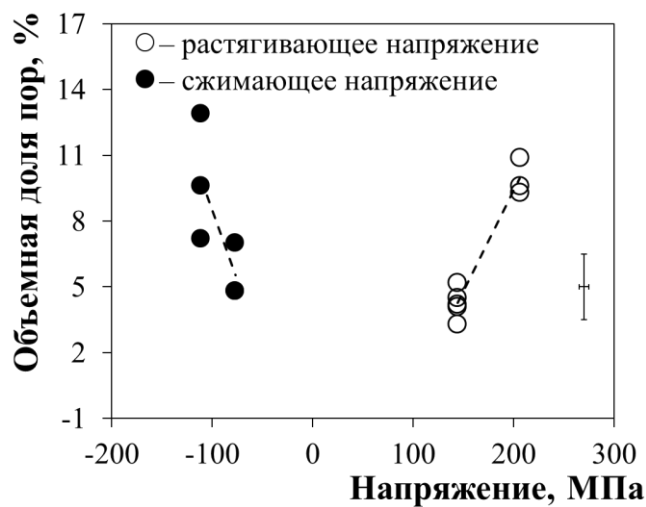


Рисунок 4.19 – Зависимость объёмной доли пор (распухания) в облучённых образцах стали марки 08X18H10T от напряжения

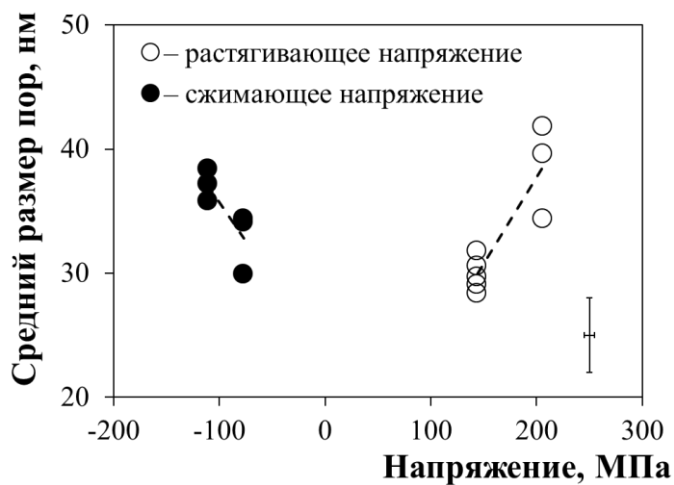


Рисунок 4.20 – Зависимость среднего размера пор в облучённых образцах стали марки 08X18H10T от напряжения

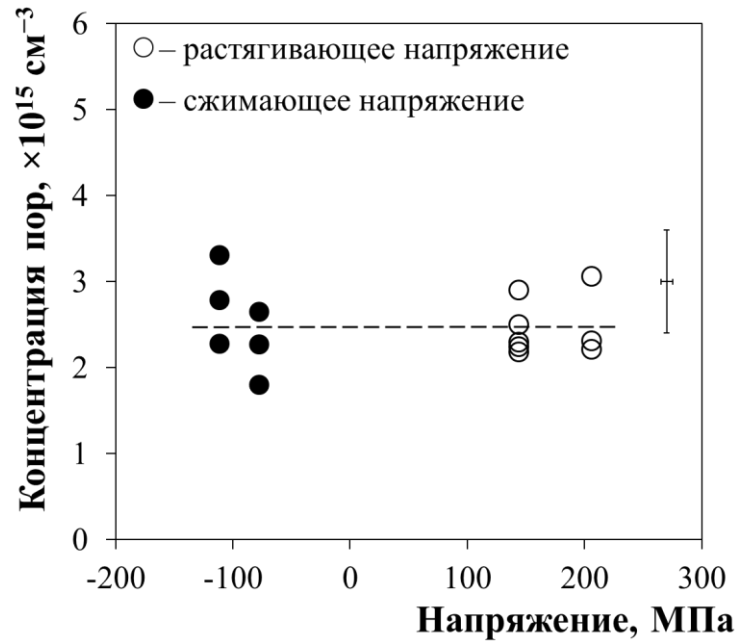
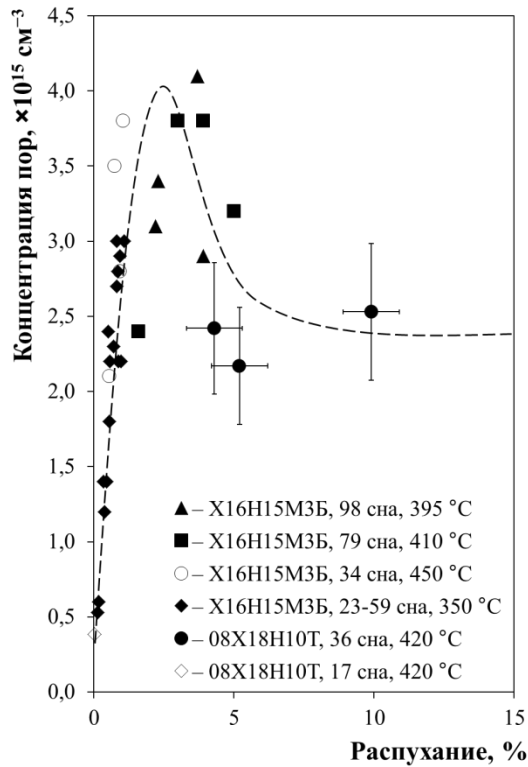
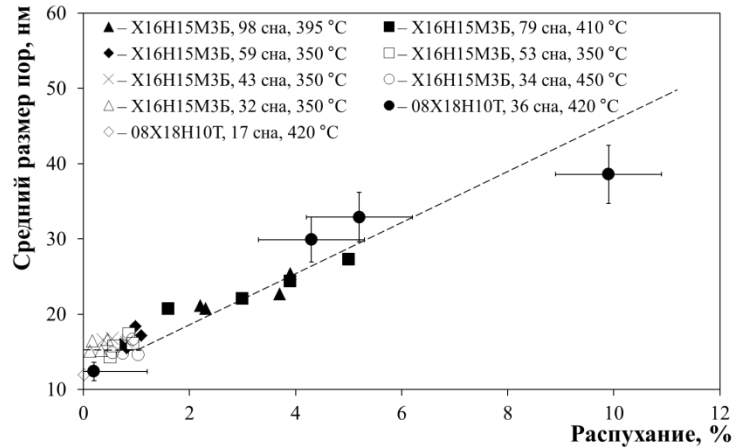


Рисунок 4.21 – Зависимость концентрации пор в облучённых образцах стали марки 08X18H10T от напряжения

Сравнение эволюции параметров пористости исследованной стали марки 08X18H10T и сталей с основой X16H15 в присутствии растягивающего напряжения и в его отсутствии (рисунок 4.22) наглядно демонстрирует возможность применения обобщённых зависимостей для описания закономерностей развития вакансионной пористости в облучённых аустенитных сталях. Роль напряжения в этом случае связана с увеличением распухания и, таким образом, приводит к смещению характеристик пористости вправо по оси абсцисс (рисунок 4.22 а, б).



а



б

Рисунок 4.22 – Зависимости концентрации (а) и среднего размера пор (б) от распухания в сталях марок X16H15M3Б и X18H10Т, облучённых в реакторе БОР-60 при температуре 350 – 450 °С до различной повреждающей дозы, при растягивающем напряжении и без него (разные точки соответствуют условиям различных экспериментов)

На основе анализа данных по зависимости объёмной доли пор (распухания) от напряжения (рисунок 4.19) можно оценить коэффициент  $P$  ( $\text{МПа}^{-1}$ ) в эмпирической зависимости  $S = S_0(1 + P\sigma)$ , где  $S$  — распухание в присутствии напряжения, %;  $S_0$ , — распухание в отсутствии напряжения, %;  $\sigma$ , — растягивающее кольцевое напряжение, МПа [4, 44]. Принимая во внимание значения для  $S_0$  и  $S$  ( $\sigma = 206$  МПа), получим значение коэффициента  $P$ , равное  $(0,005 \pm 0,002) \text{ МПа}^{-1}$ , что хорошо соответствует литературным данным [4, 53].

Коэффициент  $P$  также можно оценить по формуле из работы [53]:

$$S = S_0(1 + P\sigma_{eff}) = S_0(1 + P((1 - \eta)\sigma_m + \eta\sigma_{eq})), \quad (4.1)$$

где  $\sigma_{eff}$  — эффективное напряжение, МПа;



$\sigma_m$  — гидростатическое напряжение, МПа;

$\sigma_{eq}$  — интенсивность напряжения, МПа;

$\eta = 0,15$  — константа материала, в общем случае зависящая от распухания.

В этом случае коэффициент  $P = (0,007 \pm 0,002) \text{ МПа}^{-1}$ . Оба значения коэффициента достаточно хорошо совпадают с литературными данными для аустенитных сталей [53]. Полученный результат, когда сжимающее и растягивающее напряжение одинаково влияет на распухание (увеличение  $S$  около 10 %) в газонаполненных образцах для исследования ползучести, можно объяснить эффектом «исчезающей» ползучести [5], проявляющимся на этом уровне распухания. Зависимость радиационного распухания аустенитных сталей от повреждающей дозы (линейная) можно описать также в терминах: инкубационная доза и скорость распухания. Известно, что при температуре облучения до 450 °С растягивающее напряжение уменьшает инкубационную дозу и почти не влияет на скорость распухания [5, 44, 53]. Влияние сжимающего напряжения, как предполагалось в одной из ранних работ [65], может увеличить инкубационную дозу распухания.

Результаты, полученные в настоящей работе, показали примерно одинаковый уровень распухания (10 ÷ 12 %) в образцах: а) без напряжения; б) с растягивающим и сжимающим напряжением, равным + 144 и – 77 МПа соответственно, и позволили предположить, что сжимающее напряжение может влиять на скорость распухания даже с её увеличением при одновременном росте инкубационной дозы распухания, аналогично влиянию предварительной холодной деформации. Возможно и второе предположение о том, что влияние сжимающего и растягивающего напряжения на этом уровне напряжения и распухания примерно одинаковое. Наличие же эффекта «исчезающей» ползучести может маскировать влияние сжимающего напряжения на инкубационную дозу и скорость распухания.

### 4.2.3 Изменение плотности материала образцов

Плотность облучённых газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T измеряли методом гидростатического взвешивания на аналитических весах “SARTORIUS ANALITIC A 200S”, специально адаптированных для работы в тяжелом манипуляторном боксе. За исходную плотность необлучённой стали марки 08X18H10T брали значение  $7,9 \text{ г/см}^3$ . Результаты измерений плотности и распухание стали марки 08X18H10T, облучённой в реакторе БОР-60 до 36 сна при температуре  $400 - 420 \text{ }^\circ\text{C}$ , приведены в таблице 4.4.

Таблица 4.4 – Результаты измерений плотности и распухание газонаполненных образцов аустенитной стали марки 08X18H10T

Напряжение, МПа	Плотность $\rho$ , г/см <sup>3</sup>			Среднее значение плотности $\langle\rho\rangle$ , г/см <sup>3</sup>	Распухание S, %
	1	2	3		
Без напряжения	7,2	7,2	7,2	7,2	9,7
- 77	7,3	7,3	7,3	7,3	8,2
+ 144	7,3	7,3	7,3	7,3	8,2
- 111	7,0	7,0	7,0	7,0	12,9
+ 206	7,2	7,2	7,2	7,2	9,7

Значения объёмной доли пор (распухания) материала трубок газонаполненных образцов со сжимающим и растягивающим напряжением, полученные с помощью трансмиссионной-электронной микроскопии (таблица 4.3) ниже примерно в 1,5 раза по сравнению со значениями распухания, полученными методом гидростатического взвешивания (таблица 4.4). Это различие связано с локальностью определения значения объёмной доли пор (распухания) в образцах с помощью трансмиссионно-электронной микроскопии.

### 4.3 Выводы по главе 4

Результаты проведённых в реакторе БОР-60 исследований облучённых газонаполненных образцов аустенитной стали марки 08X18H10T в интервале температуры 400 – 420 °С до значений повреждающей дозы 17 и 36 сна, показали следующее:

1. Деформация ползучести прямо пропорциональна повреждающей дозе и растягивающему кольцевому (тангенциальному) напряжению. С появлением распухания, после примерно 20 сна, длина газонаполненных образцов резко возрастает.

2. Определено среднее значение модуля радиационной ползучести, равное  $(7,0 \pm 1,0)10^{-6}$  (МПа·сна)<sup>-1</sup> по достижению повреждающей дозы 17 сна.

3. Закономерности эволюции пористости в облучённой нейтронами стали марки 08X18H10T в аустенизированном состоянии совпадают с общими закономерностями развития пористости в классе аустенитных сталей, а именно:

– наличие одинаковых структурных составляющих в облучённых образцах: дислокаций, дислокационных петель, вакансионных пор и др. На стадии облучения 17 сна (инкубационный период распухания) влияние сжимающего и растягивающего напряжения на концентрацию и размеры дислокационных петель и вакансионных пор одинаковое;

– наличие распухания с высокой объёмной долей пор, достигающей 10 %, независимо от типа напряжения в газонаполненных образцах аустенизированной стали марки 08X18H10T, облучённой до повреждающей дозы 36 сна, в ходе проведения ТЭМ-исследования.

– концентрация вакансионных пор во всех образцах зависит от уровня напряжения и составляет  $(1,4 \div 4,0)10^{15}$  см<sup>-3</sup>. Сжимающее напряжение, как и растягивающее, ускоряет процесс развития вакансионной пористости в сторону увеличения распухания за счёт роста размеров пор при практически неизменившемся значении их концентрации, что характерно для процессов коалесценции.

– полученные значения коэффициента влияния растягивающего напряжения на распухание, равное  $((5 \div 7) \pm 2 \cdot 10^{-3}) \text{ МПа}^{-1}$ , согласуются с данными для других сталей аустенитного класса.

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведены исследования радиационной ползучести и микроструктуры стали марки 08X18H10T — материала внутрикорпусных устройств реакторов ВВЭР-1000 (ВВЭР-ТОИ) в трёх длительных экспериментах в реакторе БОР-60 в широком диапазоне условий облучения.

1. Обоснован и применён методический подход к исследованию влияния сжимающего и растягивающего напряжения на деформацию радиационной ползучести и микроструктуры стали марки 08X18H10T, включающий использование предложенных газонаполненных образцов новой конструкции и применение способа испытания материалов при облучении таких образцов в ядерном реакторе.

2. Получены экспериментальные линейно-возрастающие зависимости деформации газонаполненных образцов стали марки 08X18H10T, облучённых в реакторе БОР-60 в интервалах температуры 330 – 350 и 400 – 420 °С, от повреждающей дозы (в интервале доз от 5 до 90 сна) и значений растягивающего (до 180 МПа) и сжимающего (до 133 МПа) тангенциального напряжения.

3. На основе полученных экспериментальных данных рассчитан модуль радиационной ползучести стали марки 08X18H10T, равный  $(2,4 \pm 0,4)10^{-6}$ ,  $(\text{МПа}\cdot\text{сна})^{-1}$  для значений повреждающей дозы до 90 сна в интервале температуры облучения 330 – 350 °С.

4. В интервалах температуры облучения 330 – 350 °С при повреждающей дозе 36 сна и 400 – 420 °С при 17 сна, когда распухание близко к нулю (инкубационный период), концентрация петель и пор возрастает при постоянных их размерах с ростом значений сжимающего и растягивающего тангенциального напряжения.

5. В интервале температуры облучения 400 – 420 °С при повреждающей дозе 36 сна, когда распухание превышает 8 %, значение сжимающего

тангенциального напряжения, как и растягивающего, приводит к увеличению объемной доли пор за счёт роста средних размеров пор при постоянной их концентрации.

6. Результаты исследований радиационной ползучести (модуль радиационной ползучести) стали марки 08X18H10T использовались в расчётах прочности при продлении срока службы ВКУ реакторов ВВЭР-1000 и для обоснования продления срока службы выгородки до 60 лет в новых проектах реакторов ВВЭР-1200 (ВВЭР-ТОИ).

## СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И УСЛОВНЫХ ОБОЗНАЧЕНИЙ

ВВЭР	–	водо-водяной энергетический реактор
PWR	–	pressurized water reactor (реактор с водой под давлением)
ВКУ	–	внутрикорпусное устройство
ТВС	–	тепловыделяющая сборка
$E_n$	–	энергия нейтронов, МэВ
$F$	–	флюенс нейтронов, $m^{-2}$
$H_\mu$	–	микротвёрдость, $кг/мм^2$
$\sigma$	–	прикладываемое напряжение, МПа
$T_{обл}$	–	температура облучения, °С
$T_{пл}$	–	температура плавления металла, К
МэВ	–	мегаэлектронвольт
НИИАР	–	Научно-исследовательский институт атомных реакторов
ТЭМ	–	трансмиссионная электронная микроскопия
ГВ	–	гидростатическое взвешивание
AISI	–	American Iron and Steel Institute (Американский институт железа и стали)
ХД	–	холодная деформация
ТО	–	термическая обработка
SIPA	–	Stress-Induced Preferential Absorption (преимущественное поглощение, вызванное напряжением)
ОРМ	–	отделение реакторного материаловедения
АЗ	–	активная зона
БОР-60	–	быстрый опытный реактор, тепловая мощность 60 МВт
МП	–	материаловедческий пакет
сна	–	смещение на атом

## СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Garner, F. A. Potential high fluence response of pressure vessel internals constructed from austenitic stainless steels [Текст] / F. A. Garner, L. R. Greenwood, D. L. Harrod // Water Reactors, The Minerals, Metals, and Materials Society : 6<sup>th</sup> Int. symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems. – Sun Diego, 1993. – P. 783–790.
2. Massoud, J. P. The effect of irradiation on materials for core internals of PWRs: EDF-CEA-FRAMATOM joint research program [Текст] / J. P. Massoud, N. de Mathan [et al.] // 6<sup>ая</sup> Рос. конф. по реакторному материаловедению. Сборник докладов. Димитровград: ОАО «ГНЦ НИИАР», 2001. – Т. 3. – Ч. 1. – С. 36–48.
3. Калинин, Б. А. Физическое материаловедение. Конструкционные материалы ядерной техники [Текст] / Б. А. Калинин [и др.]. – М. : НИЯУ МИФИ, 2012. – С. 736.
4. Monti, S. Fast reactors and related fuel cycles: Safe technologies and sustainable scenarios [Текст] / S. Monti // Proc. of an Int. Conf. FR-13. – Paris, 4-7 March, 2003. – Vienna: International Atomic Energy Agency, – 2015. – V. 1-2. – P. 534.
5. Garner, F. A. Irradiation performance of cladding and structural steels in liquid metal reactors [Текст] / F. A. Garner // Materials Science and Technology : A Comprehensive Treatment. – 1994. – V. 10A. – P. 419–543.
6. Вотинов, С. Н. Облученные нержавеющие стали [Текст] : учебник / С. Н. Вотинов, В. И. Прохоров, З. Е. Островский. – М. : Наука, 1987. – 128 с.
7. Черемской, П. Г. Поры в твердом теле [Текст] / П. Г. Черемской, В. В. Слезов, В. И. Бетехин. – М. : Энергоатомиздат, 1990. – 376 с.
8. Harknes, S. D. A model for void formation in metals irradiated in fast neutron environment [Текст] / S. D. Harknes, Che Yu-Li // Radiation damage in reactor materials: Proc. IAEA symp. – Vienna, 2-6 June, 1969. – V. 2. – P. 189–214.



9. Конобеев, Ю. В. Состояние теории радиационной пористости в металлах [Текст] / Ю. В. Конобеев, В. А. Печенкин // Радиационные дефекты в металлических кристаллах // М. : Наука (Казах. ССР), 1978. – С. 187–210.
10. Bloom, E. E. Radiation damage in annealed type 304 stainless steel [Текст] / E. E. Bloom, J. O. Striegler, C. J. McHurgue // J. Rad. Eff. –1972. – V. 14, № ¾. – P. 231–243.
11. Быков, В. Н. Радиационные повреждения конструкционных материалов быстрых реакторов [Текст] / В. Н. Быков, Ю. В. Конобеев // Журнал Атомная энергия. – 1977. – Т. 43, вып. 1. – С. 20–27.
12. Красноселов, В. А. Радиационное распухание и ползучесть нержавеющей аустенитных сталей, облученных в реакторе БОР-60 [Текст] : дис. докт. техн. наук / Красноселов Василий Аркадьевич – Димитровград, 1997. – 200 с.
13. Неустроев, В. С. Закономерности низкотемпературной радиационной повреждаемости аустенитных сталей [Текст] : дис. ... докт. техн. наук : 01.04.07 : защищена 06.12.2006 : утв. 11.05.2007 / Неустроев Виктор Степанович. – М., 2006. – 235 с.
14. Garner, F. A. Recent insights on the swelling and creep of irradiated of austenitic alloys [Текст] / F. A. Garner // J. Nucl. Mat. – 1984. – V. 122–123, № 1/3. – P. 459–471.
15. Anselin, F. Thermal deformation of fuel claddings in fast reactors [Текст] / F. Anselin [et al.] // Compacts of contrib. papers of Europ. conf. on Irradiation behavior of fuel cladding and core component materials. – Karlsruhe, 3-5 December, 1974. – P. 57–60.
16. Seran, J. L. Swelling and microstructure of neutron-irradiated titanium-modified type 316 stainless steel [Текст] / J. L. Seran [et al.] // Effect of Radiation on Materials, 12th Conference, Williamsburg. – 1985 : ASTM STP 870. – P. 233–247.
17. Boutard, J. L. Le Gonflement des aciers 316 [Текст] / J. L. Boutard [et al.] // Actes Conf. Int. – Ajaccio. – 1979. Gif-sur-Ivette, s.a. – P. 137–144.
18. Неустроев, В. С. Закономерности радиационного распухания аустенитных сталей, облученных в составе экспериментальных и штатных тепловыделяющих сборок реактора БОР-60 [Текст] : дис. ... канд. техн. наук :

05.16.01 : защищена 23.02.1989 : утв. 17.10.1990 / Неустроев Виктор Степанович.  
– Димитровград, 1989. – 150 с.

19. Kenfield, T. Swelling of type 316 stainless steels at high fluence in EBR-II [Текст] / T. Kenfield [et al.] // J. Nucl. Mat. – 1978. – V.75. Part 1. – P. 85–97.

20. Цыканов, В. А. Изучение работоспособности твэлов с оболочками из стали 0X16H15M3Б в аустенизированном и холоднодеформированном состояниях [Текст] / В. А. Цыканов [и др.] : препринт – Димитровград : НИИАР, 1981. – 29 с.

21. Weiner, R. A. Stress effect on the void swelling incubation period [Текст] / R. A. Weiner, A. Boltax // J. Nucl. Mat. – 1977. – V. 68. – P. 141–153.

22. Maziasz, P. J. Microstructural evolution in annealed austenitic steels during neutron irradiation [Текст] / P. J. Maziasz, C. J. McHague // Int. Mat. Reviews. – 1987. – V. 32. – P. 190–219.

23. Garner, F. A. The influence of both major and minor elements composition on void swelling in austenitic steels. Radiation induced changes in microstructure: Effects of Radiation on Materials [Текст] / F. A. Garner, A. S. Kumar // Radiation Induced Changes in Microstructure : Proc. of the 13<sup>th</sup> Int. symp. – ASTM STP 955 (Part I), 1987. – P. 289–314.

24. Porter, D. L. Swelling of AISI Type 304L stainless steel in response to simultaneous variation in stress and displacement rate [Текст] / D. L. Porter, F. A. Garner // Effects of Radiation on Materials : Proc. of the 12<sup>th</sup> Int. symp. – ASTM STP 870, 1985. V. 1. – P. 212–220.

25. Garner, F. A. Stress-enhanced swelling of metals during irradiation [Текст] / F. A. Garner, E. R. Gilbert, D. L. Porter // Effects of Radiation on Materials: Proc. of the 10<sup>th</sup> Int. symp. – ASTM STP 725, 1981. – P. 680–697.

26. Erlich, K. Irradiation creep and interrelation with swelling in austenitic stainless steels [Текст] / K. Erlich // J. Nucl. Mat. – 1981. – V.100. – P. 149–166.

27. Mathews, J. R. Irradiation creep models – an overview [Текст] / J. R. Mathews, M. W. Finnis // J. Nucl. Mat. – 1988. – V. 159. – P. 257–285.

28. Красносёлов, В. А. Экспериментальные исследования радиационной ползучести нержавеющей стали [Текст] / В. А. Красносёлов [и др.] // Препринт НИИАР - 16 (469). – г. Димитровград. – 1981. – 28 с.
29. Garner, F. A. Irradiation creep and swelling of AISI 316 to exposures of 130 dpa at 385-400°C [Текст] / F. A. Garner, D. L. Porter // J. Nucl. Mat. – 1988. – V. 155-157 (Part 1). – P. 1006–1013.
30. Toloczko, M. B. Irradiation creep and swelling of US fusion heats of HT9 and 9Cr-1Mo to 208 dpa at ~400°C [Текст] / M. B. Toloczko, F. A. Garner, C. R. Eiholzer // J. Nucl. Mat. – 1994. – V. 212-215 (Part 1). – P. 604–607.
31. Toloczko, M. B. Relationship between swelling and irradiation creep in cold-worked PCA stainless steel irradiated to ~178 dpa at ~400°C [Текст] / M. B. Toloczko, F. A. Garner // J. Nucl. Mat. – 1994. – V. 212-215. – P. 509–513.
32. Garner, F. A. A Third stage of irradiation creep involving its cessation at high neutron exposures of 130 dpa at 385-400°C [Текст] / F. A. Garner, D. L. Porter, B. J. Makenas // J. Nucl. Mat. – 1987. – V. 148. – P. 279–287.
33. Конобеев, Ю. В. Теоретические и экспериментальные исследования по разработке моделей распухания и радиационной ползучести конструкционных материалов [Текст] : препринт ФЭИ–2726 / Ю. В. Конобеев [и др.]. – г. Обнинск. – 1980.
34. Lehmann, J. Le fluage dirradiation des aciens 316 et 316 Ti [Текст] / J. Lehmann, J. M. Dupoy, R. Brondeur // Irradiation Behavior of Metallic Materials for Fast Reactor Core Components : Proc. Int. conf., 1979, Ajaccio, Corse, France, 1979. – P. 409–414.
35. Голованов, В. Н. Материаловедческое исследование гильзы СУЗ реактора БОР-60 [Текст] / В. Н. Голованов [и др.] // Журнал Атомная энергия. – 1985. – Т. 59. – Вып. 4. – С. 289–293.
36. Ibragimov, S. S. Radiation-induced creep of aluminum and copper [Текст] / S. S. Ibragimov, E. S. Aitkhozhin and Y. S. Pyatiletov // Influence of Radiation on Material Properties : Proc. of the 13<sup>th</sup> Int. symp. – ASTM STP 956 (Part II). – 1987. – P. 5–10.
37. McSherry, A. J. Irradiation creep in bending of CW AISI 316 at low fluence [Текст] / A. J. McSherry [et al.] // Trans. ANS. – 1978. – V.28. – P. 146.

38. Garner, F. A. Irradiation creep mechanism: an experimental perspective [Текст] / F. A. Garner, D. S. Gelles // *J. Nucl. Mat.* – 1988. – V. 159. – P. 286–309.
39. Scholz, R. The effects of temperature and stress variations on the deuteron irradiation creep of type 316L stainless steel [Текст] / R. Scholz // *J. Nucl. Mat.* – 1994. – V. 212-215, Part A. – P. 530–534.
40. Троянов, В. М. Оценка и анализ термомеханического поведения элементов ВКУ реакторов ВВЭР с учетом эффектов облучения [Текст] / В. М. Троянов [и др.] // Сб. докладов 5<sup>ой</sup> Межд. конф. по реакторному материаловедению. – Димитровград, 1997. Т. 2. Ч. 1. Димитровград. – 1998. – С. 3–18.
41. Flinn, J. E. Reactor deformation of solution annealed type 304L stainless steel [Текст] / J. E. Flinn, G. L. Mc Vay, L. C. Walter // *J. Nucl. Mat.* – 1977. – V. 65. – P. 210-223.
42. Bates, J. F. Effects of stress on swelling in 316 stainless steel [Текст] / J. F. Bates, E. R. Gilbert // *J. Nucl. Mat.* – 1978. – V. 71. – P. 286–291.
43. Garner, F. A. Stress-enhanced swelling of metals during irradiation [Текст] / F. A. Garner, E. R. Gilbert, D. L. Porter // *Effects of Radiation on Materials : Proc. of the 10<sup>th</sup> Int. symp.* – ASTM STP 725. – 1981. – P. 680–697.
44. Неустроев, В. С. Влияние напряжений на радиационное распухание и параметры вакансионной пористости облученных нейтронами аустенитных сталей [Текст] / В. С. Неустроев, З. Е. Островский, В. К. Шамардин // *Физика Металлов и Металловедение.* – 1998. – Т. 86. – Вып. 1. – С. 115–125.
45. Porter, D. L. Direct evidence for stress-enhanced swelling in type 316 stainless steel [Текст] / D. L. Porter, M. L. Takata, E. L. Wood // *J. Nucl. Mat.* – 1983. – V. 116, N 2/3. – P. 272–276.
46. Sahu, H. K. Void swelling and irradiation creep in stainless steel under compressive and tensile stress [Текст] / H. K. Sahu, P. Yung // *J. Nucl. Mat.* – 1985. – V. 136, № 2/3. – P. 154–158.
47. Lauritzen, T. Irradiation-induced swelling in AISI 316 steel: Effect of tensile and compressive stresses [Текст] / T. Lauritzen [et al.] // *Radiation-Induced*

changes in Microstructure : Proc. of the 13<sup>th</sup> Int. symp. – ASTM STP 955 (Part I). – 1987. – P. 101–113.

48. Васина, Н. К. Радиационное распухание аустенитных сталей: влияние различных факторов. Обработка экспериментальных данных и формулировка определяющих уравнений [Текст] / Н. К. Васина [и др.] // Вопросы материаловедения. – 2006, № 4 (48). – С. 69–89.

49. Hall, M. M. Stress state dependence of in-reactor creep and swelling. Part II: experimental results [Текст] / M. M. Hall, J. E. Flinn // J. Nucl. Mat. – 2010. – V. 396. – P. 119–129.

50. Streltsov, V. A. Defects in crystals under pressure [Текст] / V. A. Streltsov // Phys. Status Solidi. – 1985. – V. 91, № 1. – P. 89–98.

51. Wolfenden, A. A. Rapid method of deducing the nature of irradiation induced dislocation loops [Текст] / A. A. Wolfenden // J. Micron. – 1978. – V. 9, № 4. – P. 211–214.

52. Быстров, Л. Н. Механизмы радиационной ползучести [Текст] / Л. Н. Быстров [и др.] // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 1985. – Вып. 2. – С. 54–70.

53. Марголин, Б. З. Влияние напряжений на радиационное распухание аустенитных сталей [Текст] / Б. З. Марголин, А. И. Мурашова, В. С. Неустроев // Журнал Вопросы материаловедения. – 2011. – № 4 (68). – С. 124–139.

54. Renault, A. E. Effects of chemical composition, metallurgical state and stress during irradiation on microstructure of neutron-irradiated austenitic stainless steels: comparison of PWR and BOR-60 irradiations [Электронный ресурс] / A. E. Renault [et al.] // Contribution of materials investigations to improve the safety and performance of LWRs PVI : Proc. Int. symp. – Fontenvraud VII. – 2010. – 1 электрон. опт. диск (CD-ROM).

55. Gelles, D.S. Frank loop formation in irradiated metals in response to applied and internal stresses [Текст] / D. S. Gelles, F. A. Garner, H. R. Brager // Effects of Radiation on Materials : Proc. of the 10<sup>th</sup> Int. symp. – ASTM STP 725. – 1981. – P. 735–753.

56. Nagawa, J. Calculation of radiation-induced stress relaxation [Текст] / J. Nagawa // J. Nucl. Mat. –1994. – V. 212-215, Part A. – P. 541–545.
57. Foster, J. P. Relationship between in-reactor stress relaxation and irradiation creep [Текст] / J. P. Foster [et al.] // J. Nucl. Mat. – 1998. – V. 252. – P. 89–97.
58. Зубченко, А. С. Марочник сталей и сплавов [Текст] / А. С. Зубченко, М.М. Колосков, и др. – 2-е изд., доп. и испр. – М. : Машиностроение, 2003. – 784 с.
59. Жемков, И. Ю. Сборник нейтронно-физических характеристик реактора БОР-60 [Текст] / И. Ю. Жемков, И. В. Яковлева, О. В. Ишунина. – Димитровград : ГНЦ РФ НИИАР. – 2000. – 40 с.
60. Гольдштейн, М. И. Дисперсионное упрочнение стали [Текст] / М. И. Гольдштейн, В. М. Фарбер. – М. : Металлургия, 1979. – 208 с.
61. ГОСТ 2999-75. Металлы и сплавы. Метод измерения твердости по Викерсу [Текст]. – М. : Изд-во стандартов, 1987. – 31 с.
62. Toloczko, M. V. Comparison of thermal creep and irradiation creep of HT9 pressurized tubes at test temperatures from ~490 °C to 600 °C [Текст] / M. V. Toloczko [et al.] // Effects of Radiation on Materials : Proc. of the 20<sup>th</sup> Int. Symp., ASTM STP 1405, West Conshohocken, PA. – 2001. – P. 557–569.
63. Dubuisson, P. Behavior under neutron irradiation of austenitic stainless steels (representative of French core internals) irradiated in BOR-60 and SM reactors [Текст] / P. Dubuisson [et al.] // 6<sup>ая</sup> Рос. конф. по реакторному материаловедению. Сборник докладов. – Димитровград : ОАО «ГНЦ НИИАР», 2001. – Т. 1. – С. 128–145.
64. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПИНАЭ Г-7-002-86) / Госатомэнергонадзор СССР. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – С. 170–171.
65. Garner, F.A. New developments in irradiation-induced microstructural evolution of austenitic alloys and their consequences on mechanical properties [Текст] // F. A. Garner [et al.] // J. Radiation Effects – 1987. – V. 101, № 1-4. – P. 37–53.