

Государственная корпорация по атомной энергии «Росатом»
акционерное общество «Институт реакторных материалов»

Федеральное государственное автономное образовательное учреждение
высшего образования «Уральский федеральный университет
имени первого Президента России Б.Н. Ельцина»
Институт новых материалов и технологий
Кафедра термообработки и физики металлов

На правах рукописи

Исинбаев Артур Радионович

Эволюция и прогнозирование радиационной пористости в изделиях из
аустенитной стали

2.6.17 Материаловедение

Диссертация на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель:
доктор технических наук, профессор,
Лобанов Михаил Львович

Научный консультант:
доктор технических наук,
Козлов Александр Владимирович

Заречный – 2024
Екатеринбург – 2024

СОДЕРЖАНИЕ

ВВЕДЕНИЕ	4
1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР	12
1.1 Радиационные повреждения конструкционных элементов из аустенитной стали ядерных реакторов	12
1.2 Сравнение ионного и нейтронного облучения	20
1.3 Ключевые параметры микроструктуры влияющие на эволюцию распухания под воздействием облучения	22
1.4 Образование и поведение точечных дефектов при действии облучения	26
1.5 Верификация моделей миграции на основе экспериментальных данных	36
1.6 Влияние исходной структуры оболочки твэла из аустенитной стали на величину распухания	40
1.7 Остаточный и предельный ресурс оболочки твэла из аустенитной стали в составе ТВС	45
1.8 Постановка задач и цели исследования	50
2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ	52
3 ТЕОРИТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ ЭВОЛЮЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ	57
3.1 Статистическая модель миграции точечных дефектов	57
3.2 Самосогласованная модель эволюции радиационной пористости	64
3.3 Заключение к главе 3	68
4 РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРЕМЕНТАЛЬНЫХ И ТЕОРИТИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРОИСХОДЯЩИХ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ	69
4.1 Микроструктура оболочек твэлов из аустенитной стали после облучения нейтронами	69
4.2 Расчет концентрации точечных дефектов в материале	80
4.3 Расчет критического диаметра пор	83
4.4 Заключение к главе 4	91

5	ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО РЕСУРСА	
	ОБОЛОЧКИ ТВЭЛА.....	92
5.1	Расчет остаточного и предельного ресурса оболочки твэла	92
5.2	Заключение к главе 5.....	103
	ЗАКЛЮЧЕНИЕ	105
	ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ	106
	СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И ТЕРМИНОВ	108
	Список литературы	110
	ПРИЛОЖЕНИЕ А	124

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность темы исследования. Повышение эффективности атомной энергетики требует постоянного совершенствования материалов и технологий, используемых в ядерных реакторах. Одной из основных задач, стоящих перед инженерами и исследователями в данной области, является изучение воздействия нейтронного облучения на свойства материалов, особенно на оболочки тепловыделяющих элементов (ТВЭлов), изготовленные из аустенитных сталей.

Исследования влияния нейтронного облучения на структуру и свойства материалов имеют большое значение для обеспечения безопасности и долговечности ядерных установок. Под воздействием нейтронов в оболочках ТВЭлов происходят структурные изменения, включая перераспределение элементов. В частности, в реакторах на быстрых нейтронах, на определенном этапе облучения инициируется формирование газонаполненных полостей – мелких пор, содержащих трансмутационный He. В дальнейшем эти «пузырьки», продолжая захватывать генерируемые облучением избыточные вакансии, перерастают в крупные поры. Этот процесс, известный как распухание, вызывает увеличение диаметра ТВЭлов, что, в свою очередь, уменьшает зазоры между ними в тепловыделяющей сборке (ТВС), через которые проходит жидкий натриевый теплоноситель. Соответственно, уменьшается теплосъём, что является одним из факторов, ограничивающих срок службы ТВС.

Точечные дефекты (ТД) кристаллического строения материала, такие как вакансии, межузельные атомы, а также их комплексы, оказывают существенное влияние на появление и развитие пор внутри оболочек ТВЭлов. Формирование и перераспределение ТД, приводящее к возникновению и развитию пор, в значительной степени обусловлено химическим составом стали и особенностями ее микроструктуры, включая границы зерен, скопления дислокаций, двойники, образующиеся при отжиге и деформации, а также дисперсные фазы, возникающие под влиянием облучения.

Данная работа посвящена исследованию и моделированию эволюции радиационной пористости в нержавеющей стали аустенитного класса для прогнозирования эксплуатационного ресурса оболочек твэлов.

Результаты исследования имеют практическое применение для прогнозирования и повышения эксплуатационного ресурса оболочек твэлов. Кроме того, они могут быть использованы при разработке новых материалов, способных продлить срок службы существующих и разрабатываемых установок. Углубленное понимание процессов набухания также способствует развитию фундаментальных знаний о воздействии нейтронного облучения на материалы, что может найти применение и в других областях науки и техники и определяет ее актуальность.

Степень разработанности темы. С середины XX века учёные проявляли значительный интерес к изучению воздействия нейтронного облучения на структуру и свойства материалов. Первые попытки систематизировать влияние нейтронов на структуру сталей были предприняты в начале 60-х годов прошлого века. Работы таких учёных, как А. И. Захаров [1] и J. C. Slater [2], заложили основы для понимания изменений микроструктуры и механических свойств материалов под воздействием нейтронов.

В последующие десятилетия исследования углубились, охватывая изучение процессов облучения и их влияния на микроструктуру материалов. Важный вклад в эту область внесли исследования P.J. Maziasz [3] и S.J. Zinkle [4], которые расширили понимание фазовых превращений и механических свойств материалов под воздействием нейтронного облучения.

В последнее десятилетие исследования в области радиационного материаловедения аустенитных сталей при действии нейтронного облучения получили новый импульс, благодаря развитию современных методов анализа, таких как компьютерное моделирование и структурная диагностика на микроуровне [5].

Микроструктура сталей после облучения нейтронами, и, соответственно, физические, механические и химические свойства существенно отличаются от их характеристик в исходном состоянии [6]. Большинство исследователей [7,8] связывают эти особенности с кинетическим взаимодействием нейтронов с атомами

стали, что приводит к образованию первично выбитых атомов с большой энергией и к каскадным столкновениям, сопровождающимся образованием избыточных ТД. Однако детальное описание поведения этих дефектов и их комплексов в сталях до сих пор полностью не изучено и остаётся предметом научных исследований и дискуссий.

Поскольку исходная структура материала, в частности её однородность, оказывает значительное влияние на стойкость к радиационному распуханию, технологии производства оболочек твэлов для использования в реакторах на быстрых нейтронах постоянно совершенствуются [9].

Мотивирующим фактором для проведения работы явилась необходимость модельной оценки остаточного ресурса оболочек твэлов, отработавших в реакторах на быстрых нейтронах. Повышение ресурса эксплуатации должно сопровождаться работами материаловедческих организаций для обоснования долговечности материалов. Эти мероприятия направлены на увеличение выгорания топлива в ТВС.

Объектом исследования являются материалы оболочек твэлов после эксплуатации в реакторе БН-600 до достижения различных повреждающих доз, вызвавших структурные изменения и радиационное распухание аустенитных сталей. Существенный вклад в экспериментальные и теоретические исследования по решению задач по представленному предмету внесли исследователи: Козлов А. В., Портных И. А., Пастухов В. И., Панченко В. Л., Чернов В. М., Янилкин А. В., Леонтьева-Смирнова М. В., Дремов В. В. и другие.

Предметом исследования данной работы является выявление закономерностей радиационного распухания аустенитных сталей при их облучении в реакторах на быстрых нейтронах и их использование для прогнозирования поведения материалов конструкций реакторов на быстрых нейтронах.

Целью работы является моделирование эволюции радиационной пористости в аустенитных сталях под воздействием быстрых нейтронов для разработки аппарата оценки эксплуатационного ресурса оболочек твэлов из аустенитных сталей, лимитированного процессом распухания.

Для достижения этой цели были поставлены следующие задачи:

1. Разработать самосогласованную модель эволюции радиационной пористости в аустенитных сталях на основе описания миграции точечных дефектов с уточненными энергетическими параметрами.
2. Описать зависимость концентрации вакансий и межузельных атомов от характеристик дислокационной и зеренной структуры и характеристик радиационной пористости в аустенитных сталях при радиационном облучении.
3. Смоделировать эволюцию радиационной пористости, учитывающую изменение ее характеристик в аустенитных сталях в процессе облучения, в зависимости от температуры и дозы нейтронного облучения.
4. Экспериментально и теоретически определить критический диаметр радиационных пор, при котором их рост обусловлен притоком вакансий, без необходимости поступления в них атомов гелия. Оценить соответствие численной модели реальным процессам, реализующимся в материале.
5. Разработать алгоритм для оценки остаточного и предельного ресурса безопасной эксплуатации твэлов на основе анализа микроструктуры оболочки, радиационной пористости и условий нейтронного облучения.

Научная новизна и теоретическая значимость. В ходе проведенных исследований были промоделированы процессы эволюции радиационной пористости при нейтронном облучении с использованием вычислительных методов. Модель была верифицирована на основе экспериментальных результатов. Основные достижения работы включают следующее:

1. Разработан самосогласованный алгоритм радиационного распухания с применением модели миграции точечных дефектов в аустенитных сталях.
2. Установлены зависимости между изменениями концентрации точечных дефектов и удельной площадью поверхности радиационных пор в аустенитных сталях. Показано, что при достижении площади поверхности пор определенного критического значения, потоки точечных дефектов в поры становятся практически постоянными, что характеризует стадию стационарного распухания

3. Впервые рассчитанный с учетом условий облучения и индивидуальных характеристик микроструктуры, критический диаметр пор, подтвержден экспериментально определенными значениями, полученными на оболочках твэлов из аустенитной стали.

Практическая значимость. Исследование процессов набухания оболочек твэлов из аустенитных сталей под воздействием нейтронного облучения и температуры имеет важное практическое значение для развития атомной промышленности и повышения эффективности работы атомных реакторов на быстрых нейтронах. Полученные результаты вносят значительный вклад в понимание поведения материалов в условиях радиационного воздействия, что критически важно для обоснования безопасности, долгосрочной стабильности и надёжности атомных энергетических установок.

В рамках данной работы были достигнуты следующие практически значимые результаты:

1. Разработан алгоритм оценки количественного определения безопасного эксплуатационного ресурса с использованием характеристик радиационной пористости, позволяющий оценить срок остаточной и предельной эксплуатации твэлов реакторов на быстрых нейтронах (лимитированный процессом набухания). Это позволит, в перспективе, увеличить срок эксплуатации компонентов ядерных реакторов и обеспечить их безопасное использование. Предложенный алгоритм оценки был успешно протестирован и использован в научно-исследовательской работе «Разработка, верификация модели и прогноз набухания сплавов: ферритно-мартенситных сталей применительно к ЭК181, ЧС139 и аустенитных сталей применительно к ЭК164, ЧС68» (Приложение А).

2. Подтверждено, что повышение однородности структурно-фазового состояния аустенитных сталей уменьшает скорость роста радиационных пор при нейтронном облучении, и, соответственно, увеличивает радиационную стойкость оболочек твэлов.

Методология и методы исследования. В данной работе был использован системный подход, включающий как экспериментальное исследование, так и тео-

ретическое моделирование процессов набухания аустенитных сталей под воздействием нейтронного облучения.

Проведены комплексные эксперименты на образцах оболочек ТВЭЛов из аустенитных сталей, подвергнутых нейтронному облучению в реакторе на быстрых нейтронах, включающие современные методы, такие как просвечивающая и сканирующая электронная микроскопия. С использованием методов обработки изображений и анализа данных, были определены параметры микроструктуры, такие как удельная площадь границ зерен, плотность дислокаций, плотность двойников, удельная площадь поверхности пор, по которым оценивались изменения, происходившие в облучаемом материале.

Полученные экспериментальные данные в дальнейшем использовались для численного моделирования процессов радиационного набухания, разработки методики и алгоритма прогнозирования эксплуатационного ресурса для ТВЭЛов с оболочками из аустенитных сталей в реакторах на быстрых нейтронах.

Положения, выносимые на защиту:

1. Самосогласованная модель эволюции радиационной пористости в аустенитных сталях на основе описания миграции ТД с уточненными энергетическими параметрами и учетом влияния характеристик микроструктуры.
2. Результаты исследования зависимости концентраций вакансий и межузельных атомов, а также скорость изменения среднего диаметра пор от их удельной площади поверхности.
3. Верифицированный алгоритм прогнозирования набухания аустенитных сталей под воздействием нейтронного облучения.
4. Результаты расчета эксплуатационного ресурса оболочек ТВЭЛов из аустенитных сталей.
5. Результаты исследования влияния исходного структурно-фазового состояния аустенитных сталей на величину ресурса безопасной эксплуатации ТВЭЛА.

Степень достоверности результатов подтверждена большим объемом экспериментальных исследований радиационной пористости и характеристик микроструктуры, проведенных на современном аттестованном и поверенном обо-

рудования, по аттестованным (или апробированным) взаимодополняющим методикам и воспроизводимостью результатов. Полученные в работе результаты хорошо согласуются с опубликованными по теме проведенных исследований данными и дополняют их.

Апробация результатов работы. Основные результаты и материалы работы представлялись на следующих российских и международных конференциях и семинарах: Выездная сессия Научного Совета РАН по проблеме "Радиационная физика твердого тела" (г. Заречный 2019 г), Научно-техническая школа-семинар по ядерным технологиям для молодых ученых, специалистов, студентов и аспирантов (г. Екатеринбург 2019 г.), 13-й Международный Уральский Семинар "Радиационная физика металлов и сплавов" (г. Кыштым, 2019 г.), X Всероссийская молодежная конференция "Научные исследования и технологические разработки в обеспечение развития ядерных технологий нового поколения" (г. Димитровград 2021 г.), Конференция по использованию рассеяния нейтронов в исследовании конденсированных сред РНИКС-2021 (г. Екатеринбург 2021 г.), XXI Международная научно-техническая уральская школа-семинар металлургов – молодых ученых (п. Березит 2022 г.).

Исследования, описанные в данной работе, проведены с использованием исследовательского оборудования акционерного общества «Институт реакторных материалов».

Публикации. По теме работы опубликовано 11 научных трудов, из них 7 статей в рецензируемых научных журналах из списка ВАК РФ, из которых 6 в зарубежных журналах, индексируемых Web of Science или Scopus.

Личный вклад автора. Результаты работ, представленные в диссертации, получены самостоятельно или совместно с соавторами публикаций. Автор принимал участие в проведении экспериментов, расчетов, а также анализе полученных результатов и формулировке выводов. Обсуждение и анализ полученных результатов проводилась совместно с научным руководителем и соавторами публикаций.

Автор выражает благодарность за существенную помощь в постановке цели и задачей исследования, а также обсуждение результатов бывшему сотруднику АО «Институт реакторных материалов» (АО «ИРМ») доктору технических наук Козлову Александру Владимировичу. Также выражает благодарность за помощь в выполнении исследований сотрудникам АО «ИРМ» канд. физ.-мат. наук Портных Ирине Александровне, канд. техн. наук Пастухову Владимиру Ивановичу, канд. техн. наук Аверину Сергею Александровичу и Панченко Валерию Леонидовичу.

Структура и объем диссертации. Диссертация изложена на 124 страницах, содержит 15 таблиц, 42 рисунка, 60 формул. Работа состоит из введения, пяти глав, заключения, основных выводов, списка сокращений и списка использованной литературы из 139 источников.

1 ЛИТЕРАТУРНЫЙ ОБЗОР

1.1 Радиационные повреждения конструктивных элементов из аустенитной стали ядерных реакторов

В активной зоне реактора на быстрых нейтронах (БН) во время эксплуатации вследствие ядерных превращений образуется ионизирующее излучение (нейтроны, ионы, гамма-, бета- и альфа-излучения) [10]. Влияние нейтронного облучения на конструкционные материалы является критическим аспектом, изучение которого началось с первых дней использования ядерной энергии [11].

При столкновении нейтрона, обладающего достаточно большой энергией, с атомом кристаллической решетки, происходит выбивание атома из узла кристаллической решетки, с образованием, так называемого первично выбитого атома (ПВА) [12]. Дальнейшая передача энергии осуществляется через множественные столкновения, вызывая образование каскада [13] смещений атомов и распространение дефектов, таких как вакансии и межузельные атомы, в частности, краудионы [14] (рисунок 1.1). В результате происходит локальное разрушение кристаллической структуры, при этом значительная часть энергии передается электронной подсистеме, что вызывает быстрое повышение температуры в малом объеме материала, сопровождающееся фазовыми переходами, такими как плавление и аморфизация [15]. Эти участки восстанавливаются в процессе охлаждения и рекристаллизации [16], после чего возникают зоны с высокой концентрацией дефектов, таких как вакансии и междоузельные атомы [17].

Исторически первые исследования воздействия нейтронного облучения на материалы проводились в контексте разработки ядерных реакторов в середине 20-го века. Пионерские работы [18,19] в этой области показали, что воздействие нейтронов приводит к повреждению кристаллической решетки, появлению трансмутационных элементов и ионизации вещества, что в итоге изменяет их микроструктуру и свойства [20]. Лоуренс Мансур и Эдвард Блум в своем исследовании

довании [11] подчеркнули важность изучения этих процессов для разработки более устойчивых к радиации сплавов.

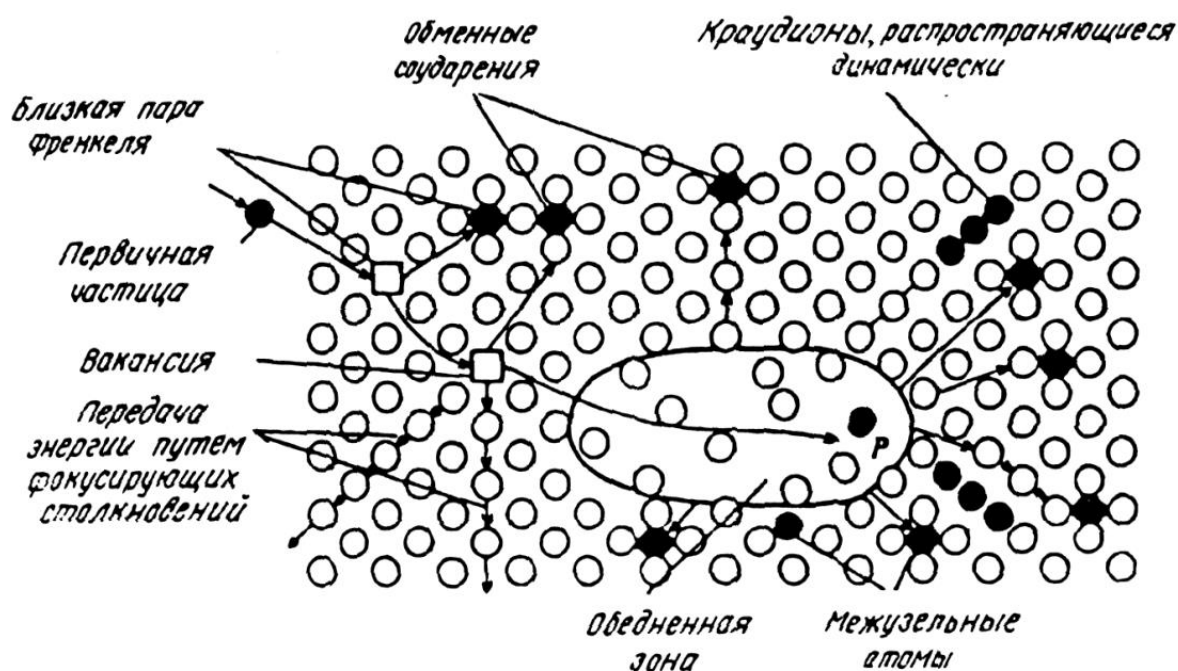


Рисунок 1.1 – Модель Зеегра [14] для радиационных повреждений, возникающих при соударении нейтронов с атомами кристаллической решетки

Помимо образования точечных дефектов и ионизации под облучением происходит образование более сложных дефектов кристаллического строения. В работе [21] показано, как облучение до 3 снз изделия из аустенитной стали (03X16N15M3) в «Высокопоточном изотопном реакторе» приводит к образованию дефектов, таких как дислокационные петли. Они были идентифицированы как петли Франка, преимущественно на плоскостях $\{111\}$ (рисунок 1.2). Аналогичного эффекта можно добиться, если использовать для облучения ускорители ионов [22]. В работе [22] были измерены размеры и плотность петель Франка после облучения ионами Fe с энергией 160 кэВ. Результаты показали наличие высокой плотности петель Франка, как и при нейтронном облучении. Петли Франка на $\{111\}$ плоскостях остаются стабильными до повреждающей дозы 150 снз [23], од-

нако при более высоких дозах наблюдается анизотропное распределение петель и формирование сетчатых дислокаций.

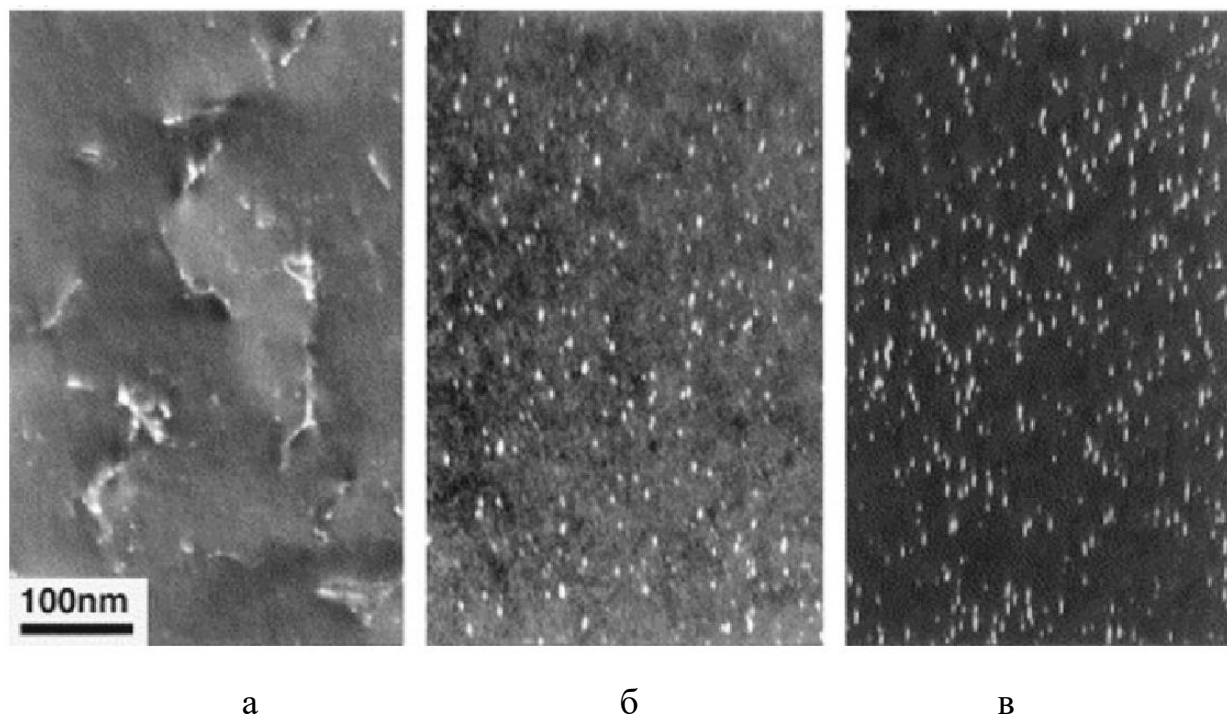


Рисунок 1.2 – Дислокации или дислокационные петли в стали 316LN (аналог 03X16H15M3) до и после высокочастотного нейтронного облучения до 3 сна [21]. Микрофотографии были сделаны при направлении пучка близком к $\langle 110 \rangle$. а - изображение в темном поле необлученного образца; б и в - изображения в темном поле с полосами, возникающими из дислокационных петель в образцах, облученных при 90 °С и 250 °С, соответственно

Помимо этого, в материале образуются поры и выделения вторичных фаз [23]. В совокупности дополнительные дефекты кристаллической структуры, возникающие вследствие облучения, препятствуют движению дислокаций, что ограничивает пластическую деформацию материала и приводит к его радиационному упрочнению выражающуюся в увеличении твердости материала [24].

На рисунке 1.3 видно, как облучение привело к значительному увеличению твердости материала, свойству, которое пропорционально прочности материала и косвенно отражает его изменение, что подтверждается данными наноиндентации.

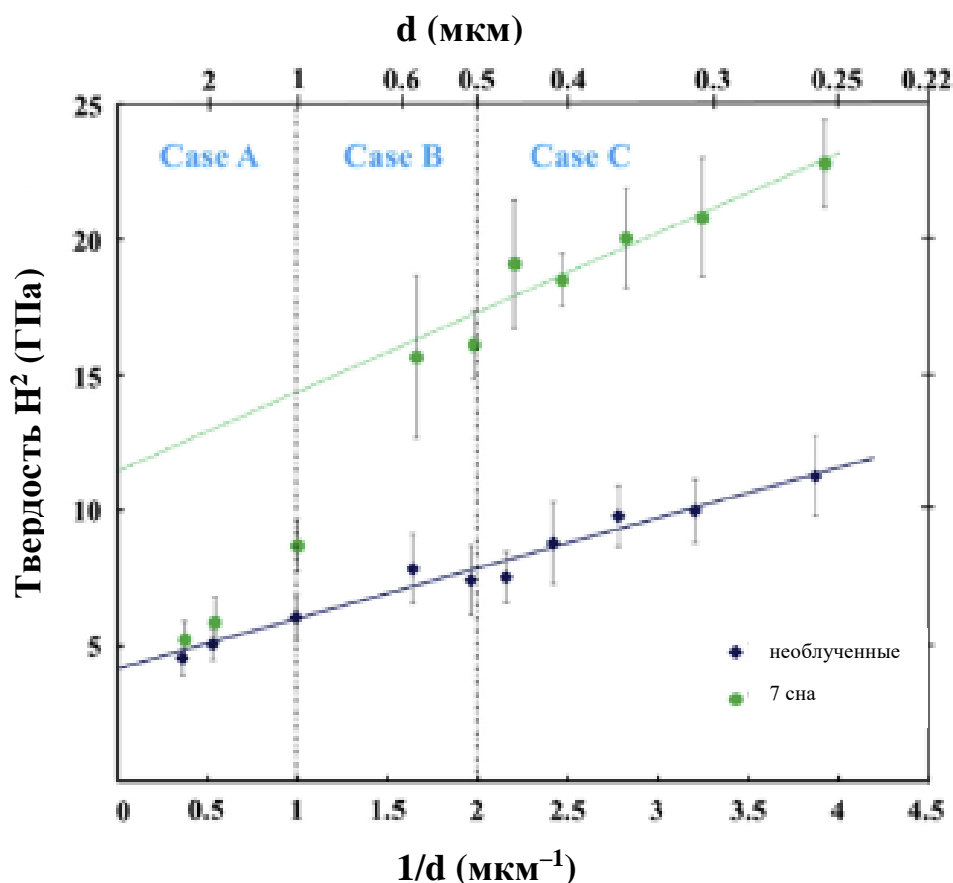


Рисунок 1.3 – Профили Никса - Гао (H^2 в зависимости от $1/d$), полученные для необлученных (синим цветом) и облученных ионами железа до 7 сна (зеленым цветом) образцов из стали AISI 304 L (аналог 03X18H11) с помощью наноиндентирования [24]

Ядерные превращения, которые происходят вследствие облучения в оболочках твэлов, способствуют накоплению трансмутационных атомов гелия и водорода [25]. В работе [25] проведены теоретические исследования с использованием программного комплекса DPAGAS, которые показывают увеличение концентрации гелия и водорода вследствие облучения нейтронами для элементов Cr, Fe и Ni (рисунок 1.4).

При эксплуатации в реакторе на быстрых нейтронах оболочка твэла из аустенитной стали претерпевает одновременно повреждения кристаллической структуры и накопление продуктов ядерных превращений [26]. Процессы взаимодействия трансмутационных гелия и водорода с дефектами кристаллической ре-

шетки являются важными для понимания эволюции микроструктуры материала при облучении в реакторах на быстрых нейтронах.

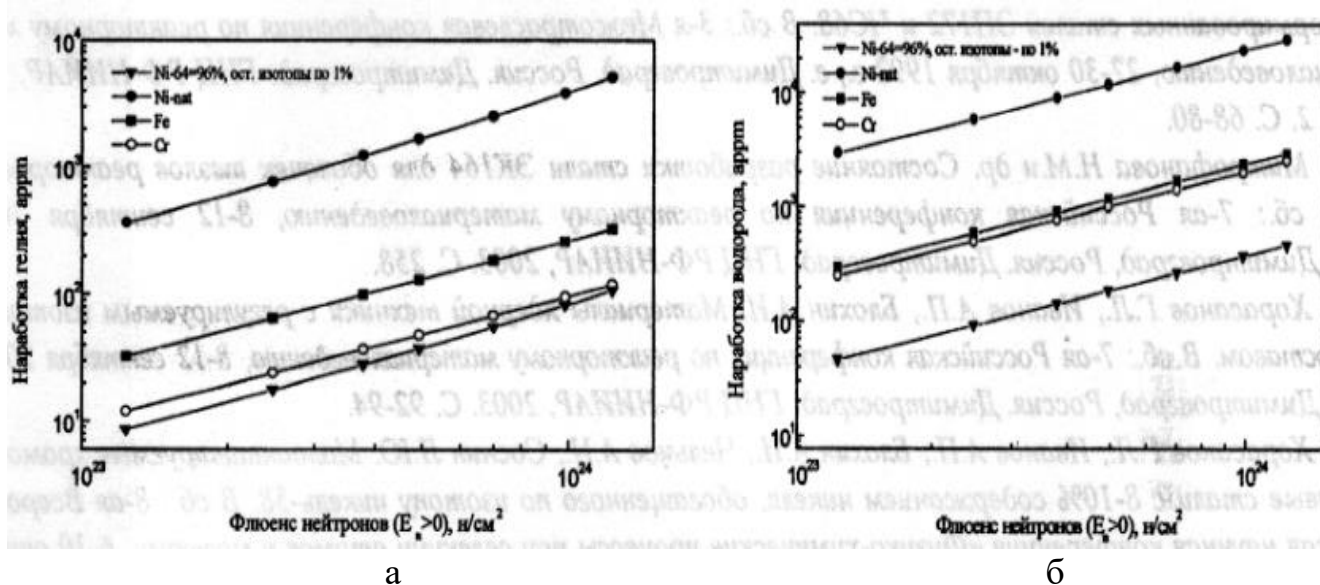


Рисунок 1.4 – Нарработка гелия (а) и водорода (б) в железе, хrome и никеле с вариацией изотопов применительно к облучению в реакторе БН-600 сроком до 5 лет [25]

Совместное внедрение водорода с гелием, при ионном облучении железом, приводит к дополнительному упрочнению материала [27]. Однако, несмотря на ожидаемую значительную роль водорода в упрочнении за счет захвата атомов водорода пузырьками гелия, эффект оказался менее значительным. Дополнительное упрочнение при введении водорода составило около 50% от того, что могло бы быть достигнуто при эквивалентном увеличении концентрации гелия.

В работе [28] с помощью методов молекулярного моделирования в аустенитной нержавеющей стали состава $Fe_{70}Ni_{11}Cr_{19}$ были рассчитаны коэффициенты диффузии для различных размеров гелиевых кластеров (от одного до десяти атомов гелия) при разных температурах (300–600 К). Кластеры гелия размером 1–3 атома обладают высокой мобильностью, тогда как более крупные кластеры (более 5 атомов) демонстрируют существенно меньшую подвижность, что объясняется их склонностью к захвату дефектами в структуре стали.

Вакансии играют значительную роль в подвижности атомов гелия [28]. На рисунке 1.5 (а) показано, как наличие вакансий увеличивает время присоединения гелия к поре, практически исключая такую вероятность при моделировании на протяжении 5 нс. Межузельные атомы, напротив, почти не влияют на процесс. Наличие дислокаций (рисунок 1.5 (б)) напротив уменьшает время присоединения гелия к поре, благодаря эффекту локализации в зонах растяжения вокруг дислокаций, при этом было проведено моделирование для системы в 2 раза меньших размеров по оси y , для проверки, что уменьшение времени присоединения к поре из-за дислокаций действительно вызвано уменьшением свободного объема.

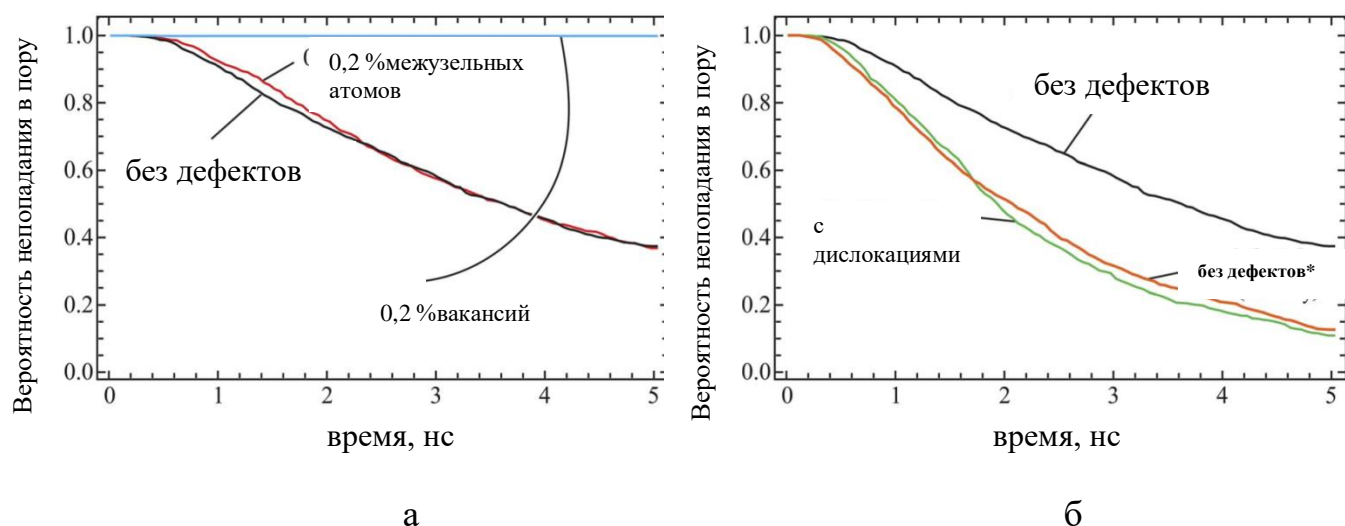


Рисунок 1.5 – Вероятность непопадания свободно диффундирующего атома He находящегося на расстоянии в 10,6 нм в существующую пору размером 3,1 нм в зависимости от времени при наличии (а) вакансий и межузельных атомов и (б) дислокаций (*симуляция с уменьшением системы по оси y в 2 раза) [28]

Образование гелий-вакансионных кластеров подтверждается экспериментальными исследованиями микроструктуры на просвечивающем электронном микроскопе. Так в работе [29] показано, как при одновременном облучении гелием и ионами железа в материале образуются поры, что вызывает распухание материала, которое приводит к радиальной деформации и увеличению диаметра труб оболочек твэлов, что уменьшает тепло-гидравлические характеристики ТВС и может привести к аварийной ситуации на атомном реакторе (рисунок 1.6) [30].

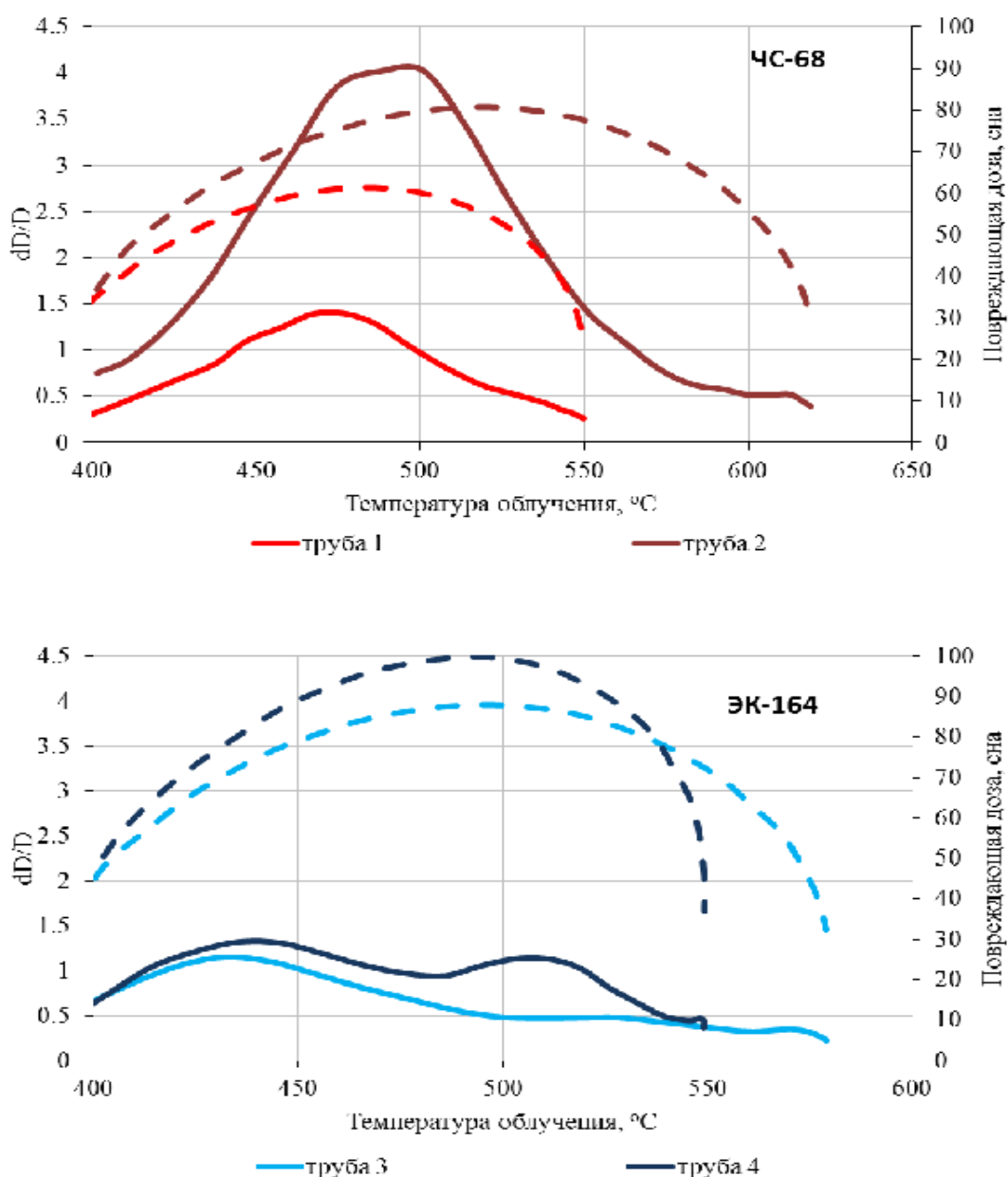


Рисунок 1.6 – Примеры взаимосвязи эксплуатационных характеристик и формоизменения. Штриховая линия соответствует повреждающей дозе, сна; сплошная линия соответствует относительному изменению диаметра трубы, % [30]

В работе Барсановой С. В. и др. [30] показаны оболочки твэлов из сталей 06X16H15M2Г2ТФР после облучения быстрыми нейтронами до повреждающей дозы 61–85 сна при температуре 550–635 °C и 07X16H19M2Г2БТФР до повреждающей дозы 75–96 сна при температуре 510–640 °C. Максимальные относительные формоизменение труб для сталей 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТФР достигают до 0,88–4,34 % и 0,4–1,72 % соответственно.

В контексте воздействия нейтронного облучения на оболочки ТВЭЛов из аустенитной стали, стоит отметить, что накопление дефектов в кристаллической решетке приводит не только к набуханию, но и радиационному охрупчиванию [31]. В работе Неустроева В. С. [32] проведены механические испытания кольцевых и плоских образцов из аустенитной стали 12Х18Н10Т, облученных в реакторах БОР-60 и БН-600. Основные выводы указывают на корреляцию между набуханием и охрупчиванием материалов (рисунок 1.7). При достижении критического уровня набухания (около 5–10 %) наблюдается резкое снижение пластичности и прочности стали, что связано с образованием пор и трещин.

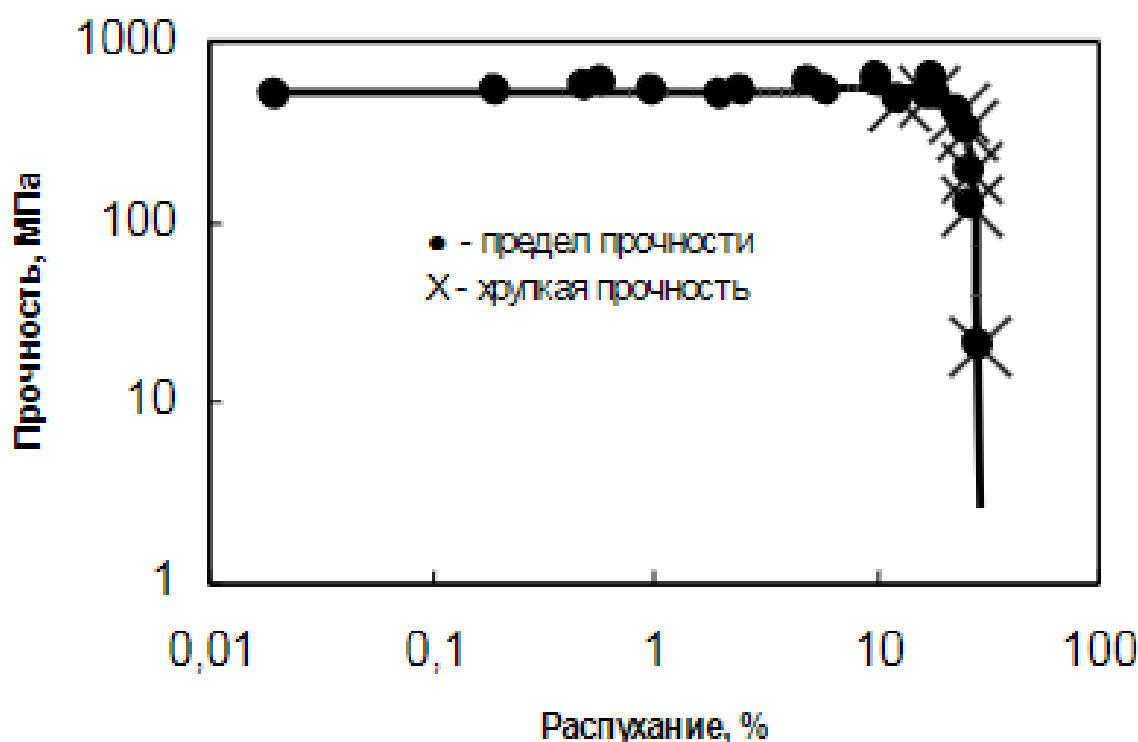


Рисунок 1.7 – Зависимость прочностных характеристик от набухания стали 12Х18Н10Т при температурах испытания 400–500 °С (хрупкая прочность – разрушение без заметной пластической деформации) [32]

В исследовании [33] авторы изучили влияние различных типов частиц и условий облучения на сегрегацию атомов в аустенитных сталях. С использованием компьютерного моделирования на основе модели обратного Киркендалла они

предсказали поведение сегрегации в зависимости от повреждающей дозы, определяемой типом облучения. Установлено, что различия в энергиях частиц значительно влияют на степень повреждения материала. Облучение ионами вызывает микроструктурные изменения, сходные с теми, что наблюдаются при нейтронном облучении, но более локализованные, что требует дальнейшего анализа различий и сходств между этими типами воздействия.

1.2 Сравнение ионного и нейтронного облучения

В разделе 1.1 использовались результаты как ионного, так и нейтронного воздействия облучения на материалы. В литературе присутствует большое количество работ, где описывается поведение конструкционных материалов при альтернативных методах облучения, имитирующих нейтронное, происходящее в реакторе [34–36].

С использованием теории скорости [37] были проведены сравнения условий ионного, электронного и нейтронного облучения. Различные типы облучения, отличаются по механизмам воздействия на материалы. Нейтроны создают каскады столкновений, приводящие к высокой плотности дефектов. Ионы, помимо дефектов, вводят атомы в материал, что изменяет его поведение при облучении. Электронное облучение вызывает более равномерные повреждения без каскадов.

Осторожность необходима, так как каждый вид облучения вызывает различные механизмы повреждения. Например, результаты симуляций на основе ионного облучения могут отличаться от нейтронного облучения в реакторе. Без микроструктурных данных сложно точно предсказать долговременные эффекты, особенно при высоких дозах, где возможны процессы локального восстановления микроструктуры.

Ионное облучение применяется для моделирования радиационных эффектов в лабораторных условиях [38,39]. Этот подход позволяет ускорить исследования и снизить затраты. Облучение ионами может точно имитировать поврежде-

ния, вызванные нейтронами, что позволяет исследователям разрабатывать новые материалы с улучшенной устойчивостью к радиационным повреждениям [36].

Важно описать различия между нейтронным (происходящим в реакторах) и ионным (имитационным) облучениями [40]:

1. ионное облучение обеспечивает значительно более высокую скорость образования дефектов по сравнению с нейтронным облучением (10^{-3} – 10^{-4} сна/с против 10^{-6} – 10^{-7} сна/с), что позволяет проводить эксперименты в течение часов или дней вместо месяцев или лет;

2. энергия ядер, образующихся при столкновении с нейтронами, может существенно отличаться, что влияет на эволюцию дефектов. Использование тяжелых ионов с высокими энергиями позволяет создать схожий спектр отдачи, который образуется при высокоэнергетическом нейтронном облучении;

3. гелий образуется в реакторах благодаря ядерным реакциям (n, α), что отличается от процесса образования гелия при ионном облучении, часто требующего совместного облучения гелиевыми ионами;

4. нейтронное и ионное облучения могут приводить к различным микроструктурным и микрохимическим изменениям в зависимости от взаимодействия дефектов, образованных в процессе облучения, с развивающейся микроструктурой.

Неоднократно в работе встречается упоминание величины «смещений на атом» (сна), которая характеризует величину накопленной повреждающей дозы (как для нейтронного, так и для ионного облучения). В настоящее время научное сообщество рассматривает данную величину как стандартную меру дозы облучения, которая служит основой для сравнения уровней повреждения, возникающих в материалах, находящихся в реакторах при разнообразных нейтронных спектрах и при облучении различными элементарными частицами. Отношения сна к флюенсу нейтронов рассчитываются во всех моделях. Сравнительные исследования демонстрируют стабильное соотношение в тех областях, которые ранее вызвали озабоченность, что подтверждает обоснованность применения корреляционного подхода для их анализа [41].

Нейтронное и ионное облучения оказывают значительное влияние на микроструктуру конструкционных материалов, вызывая схожие процессы деградации. Однако между этими видами облучения существуют важные различия в скорости накопления дефектов, спектре ядер отдачи и образовании гелия, что требует осторожного подхода при интерпретации результатов лабораторных исследований [42]. Для более точного прогнозирования поведения материалов в условиях реактора ионное облучение стало эффективным методом имитации нейтронных эффектов.

Важно выделить наиболее значимые параметры микроструктуры, которые влияют на её эволюцию под воздействием облучения и играют решающую роль в понимании процессов изменения свойств материалов.

1.3 Ключевые параметры микроструктуры влияющие на эволюцию распухания под воздействием облучения

Параметры влияющие на распухание оболочки твэла из аустенитной стали при облучении нейтронами в реакторах на быстрых нейтронах условно можно разделить на две группы.

Во-первых, параметры реакторного облучения, которые имеют значительное влияние на распухание оболочки [43]. Эти параметры включают в себя температуру облучения – T , повреждающую дозу – D , время облучения – t и физически важный фактор, связанный с двумя последними – скорость радиационных повреждений – G . Параметры облучения неравномерно распределены по всему твэлу, пик повреждающей дозы расположен в центре, а температуры в самой высокой точке твэла (рисунок 1.8). Для аустенитной стали SUS347 (08X18H12Б) увеличение температуры облучения приводит к увеличению распухания [44], достигая пика распухания при температуре 350 °С. Скорость радиационных повреждений непосредственно влияет на процесс распухания, так как увеличение этой характеристики влечет к появлению большего количества дефектов в кристаллической структуре материала [45].

Температурные условия и скорость накопления повреждающей дозы (радиационных повреждений) являются важными факторами в развитии пористости. Для стали 07Х16Н19М2Г2БТР облученной в реакторе БН-600 до повреждающих доз от 52 до 76 сна в диапазоне температур 440–515 °С средний размер пор увеличивается с ростом скорости накопления дозы [43]. Однако при повышении температуры до 590–600 °С средний размер пор остается неизменным. Кроме того, увеличение температуры приводит к уменьшению удельной площади поверхности пор [46], что свидетельствует о сложной зависимости процессов эволюции пор.

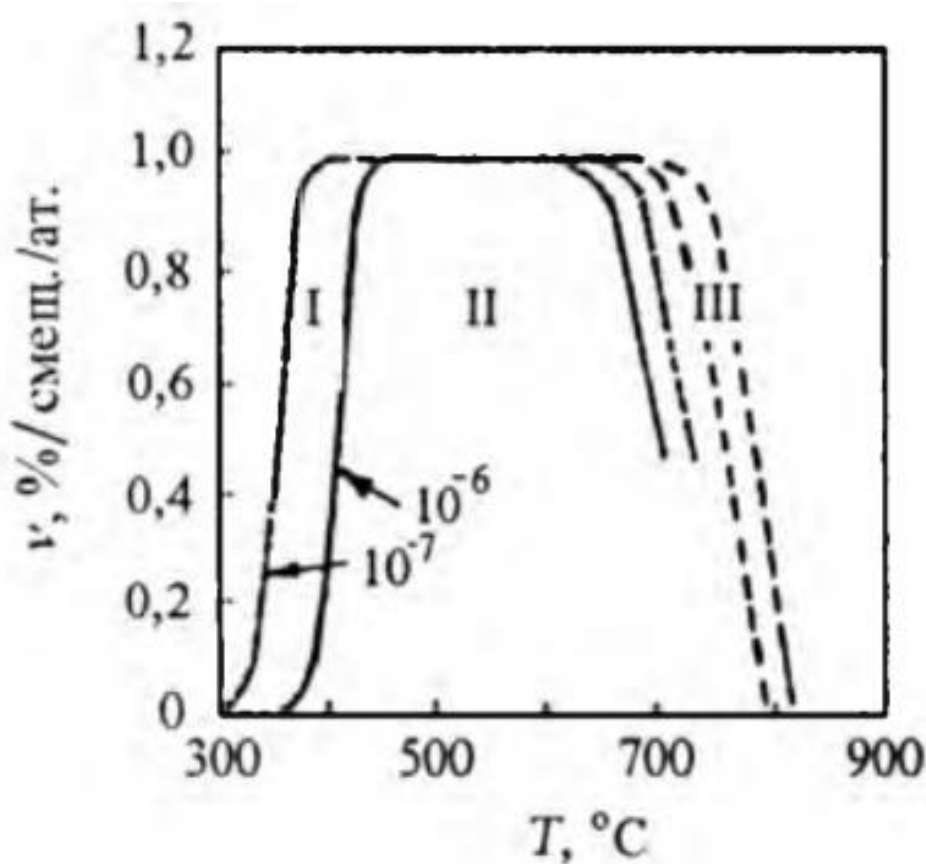


Рисунок 1.8 – Схематическое представление зависимости скорости распухания на установившемся участке от температуры и скорости повреждения [47]

Во-вторых, параметры микроструктуры, которые играют ключевую роль в формировании радиационной пористости и распухания материалов под воздействием облучения. Исследования показывают [46], что микроструктура материала существенно влияет на уровень радиационной пористости. В частности, в обла-

стях с высокой плотностью малоугловых границ зерен наблюдается подавление формирования крупных пор [48], за счет изменения потоков точечных дефектов из-за увеличения пространственной плотности стоков, что указывает на способность определенных микроструктурных особенностей препятствовать росту пор.

Дефекты деформации, такие как двойники, оказывают значимое влияние на поведение материала при облучении. Экспериментально установлено, что высокая плотность этих дефектов (со средним расстоянием около 0,3 мкм) может привести к подавлению распухания [46]. Это объясняется тем, что дефекты деформации служат эффективными стоками для радиационно-индуцированных точечных дефектов, снижая накопление вакансий, которые способствуют образованию пор.

Распределение пор в материале характеризуется значительной неравномерностью. Мелкие поры преимущественно локализируются на элементах дислокационной структуры, по границам зерен, а также на внутризеренных и зернограницных выделениях вторых фаз [49]. Это указывает на то, что микроструктурная неоднородность существенно влияет на пространственное распределение радиационной пористости.

Плотность дислокаций является еще одним критическим параметром, определяющим эволюцию пористости происходящую в аустенитной стали. В исследовании [50] показано, в стали X18H10T, облученной в реакторе БОР-60 при температурах 370–430 °С, с увеличением повреждающей дозы плотность дислокаций возрастает от $5 \cdot 10^{10} \text{ см}^{-2}$ до $\sim 10^{11} \text{ см}^{-2}$ и стремится к определенному значению. Аналогичное поведение можно наблюдать для концентрации пор.

Обобщая исследования [44–50], можно заключить, что такие микроструктурные параметры, как площади поверхности зерен и двойников, плотность дислокаций, существенно влияют на эволюцию радиационных пор. Эти факторы необходимо учитывать при моделировании поведения конструкционных материалов из аустенитной стали под действием облучения.

Данное заключение подтверждается в работе [51], где рассматривается воздействие нейтронного облучения на различные материалы, включая аустенитную сталь. Авторами предложена зависимость между изменением объема вследствие

распухания (обусловленного развитием пористости), температурой, структурным состоянием и дозой облучения, которая может быть выражена следующим образом (1.1):

$$S = f(T)J(T)\psi(\Phi), \quad (1.1)$$

где $\psi(\Phi)$ – зависимость распухания от флюенса облучения (уровня повреждений); $f(T)$ – зависимость распухания от температуры; $J(T)$ – зависимость распухания от микроструктуры.

Функциональная зависимость распухания от температуры описывается уравнением (1.2):

$$f(T) = \frac{2}{\xi} \left[(1 + \xi)^{1/2} - 1 - \frac{1}{2} \xi \exp \left\{ -\frac{Q}{k} \left[\frac{1}{T} - \frac{1}{T_B} \right] \right\} \right], \quad (1.2)$$

где параметр ξ равен (1.3):

$$\xi = 400 \exp \left[-\frac{E_{vm}^m}{k} \left(\frac{1}{T_H} - \frac{1}{T} \right) \right], \quad (1.3)$$

где Q – энергия активации самодиффузии, E_{vm}^m – энергия миграции вакансий, k – постоянная Больцмана, T_H и T_B нижний и верхний температурный предел порообразования.

Функциональная зависимость распухания от структуры (также зависимой от температуры) описывается уравнением (1.4):

$$J(T) = \nu N_{\Pi} / K, \quad (1.4)$$

где ν – скорость изменения объема пор радиусом r_0 , N_{Π} – концентрация пор; K – скорость повреждения ($\text{сна} \cdot \text{с}^{-1}$).

Приведённые выше уравнения подчёркивают сложность механизмов, влияющих на распухание материала при радиационном воздействии. В частности, параметры, такие как температура, доза облучения и характеристики микроструктуры, играют ключевую роль в эволюции пористости. Однако для более детального понимания поведения материала при облучении необходимо учитывать не только макроскопические эффекты, такие как распухание, но и микроскопические процессы, включая образование и эволюцию точечных дефектов, таких как вакансии и межузельные атомы.

Для более полного понимания этих процессов в литературе предложено множество моделей, описывающих поведение точечных дефектов под действием радиации. Для того чтобы они играли роль в прогнозировании эволюции микроструктуры материала и её влияния на макроскопические свойства, такие как механическая прочность и устойчивость к радиационному набуханию, они должны быть экспериментально верифицированы. В следующем разделе будет представлен обзор современных моделей, направленных на описание поведения точечных дефектов при облучении, что позволяет связать микроскопические процессы с макроскопическими характеристиками материала.

1.4 Образование и поведение точечных дефектов при действии облучения

На рисунке 1.9 представлены методы теоретического изучения свойств материалов при радиационном воздействии. В хронологическом порядке они располагаются следующим образом: теория скоростей (ТС), нейтронно-физические расчеты методом Монте-Карло (НМК), Метрополис Монте-Карло (ММК), молекулярная динамика (МД), кинетический Монте-Карло (КМК), дискретная динамика дислокаций (ДДД), теория функциональной плотности (ТФП). Методы кристаллопластичности (КП) [52] и моделирования фазового поля (МФП) [53] встречаются реже и количество работ по этим методам относительно невелико.

«Теория скорости реакции» или «уравнение скорости» так же стара, как и сама теория диффузии, начиная с 1850-х годов [54]. Она обычно используется для обозначения решения сплошных дифференциальных уравнений плотности дефектов для моделирования их диффузии. Данная модель постоянно улучшается и совершенствуется. Odette G. [55] предложил комплексные модели, объединяющие теорию скорости с экспериментальными данными, для точного прогноза изменения микроструктуры материалов под воздействием излучения. Особое внимание уделено процессам накопления дефектов и микрохимической сегрегации. В работе [56] Brailsford A. рассмотрел взаимодействие дефектов, таких как вакансии и междоузельные атомы, что позволило улучшить предсказания долгосрочных из-

менений свойств материалов под воздействием радиации. Wiedersich Н. [57] внёс вклад в теорию, исследуя влияние кластеров дефектов, образующихся в каскадах смещения, на кинетику миграции дефектов и их рекомбинацию.

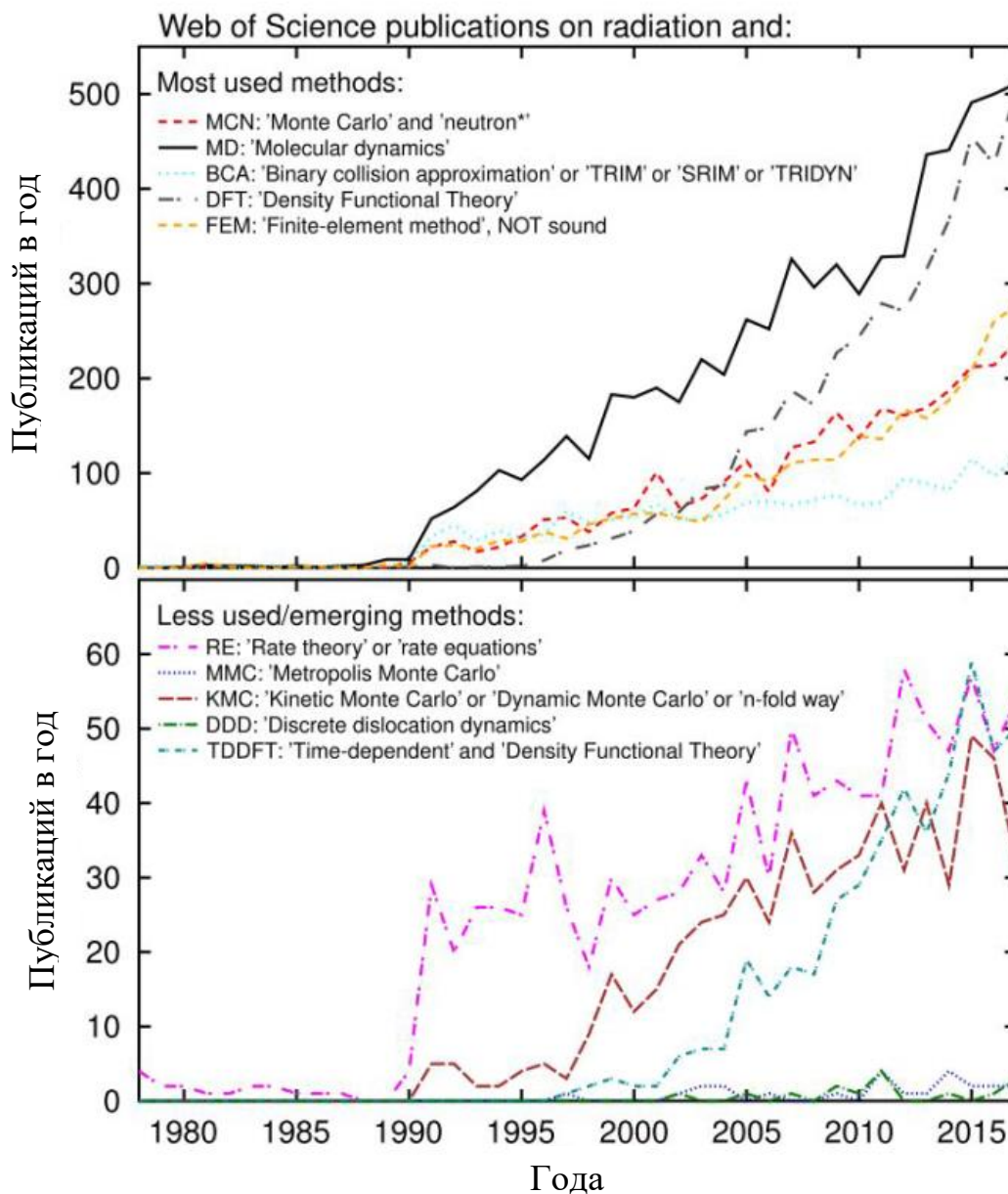


Рисунок 1.9 – Статистика публикаций по использованию различных методов моделирования радиационных эффектов. Данные получены в результате поиска по публикациям с упоминанием каждого метода (без аббревиатуры) и ключевыми словами «излучение* ИЛИ облучение* ИЛИ распыление* ИЛИ каскад*» в тематическом поиске Web of Science от 3 сентября 2018 г.

Преимуществами модели являются большие временные интервалы, пространственные и энергетические диапазоны (от образования дефектов в каскадах до изменения макроскопических свойств) [58].

Недостатком является то, что метод предоставляет информацию о средней концентрации дефектов. С помощью уравнений кинетики КМК можно делать то же самое, включая описания каждого отдельного дефекта. Однако подход ТС описывает одномерное пространство, на много порядков эффективнее, чем КМК.

В 1957 г. Waite T.R. использовал ТС для исследования диффузии в граничных условиях облучения [59], а в следующем году Dienes G.J. и Damask A.C. использовали теорию для исследования диффузии при облучении [60]. Dworschak F. и др. рассматривали в 1960-х годах различные виды моделей стоков с аналитическим решением уравнений [61].

Ключевым аспектом в модели ТС является выбор типов дефектов, которые необходимо включить в расчет, и оценка степени их поглощения стоками. Результаты модели зависят от учета конкретных типов ТД, их взаимодействия со стоками и методов обработки этих данных [62,63].

Уже в 1972 году Wiedersich H. [64] смоделировал долю дефектов, аннигилирующих на стоках в никеле, используя ТС в качестве функции вероятности аннигиляции стоков. В этой ранней работе каскадами дефектов пренебрегали. Wiedersich H. применил математическую модель для анализа аннигиляции дефектов, основываясь на предположении, что вероятность аннигиляции определяется функцией термодинамической стабильности дефектов. Это позволило ему оценить долю дефектов, которые достигают стоков и аннигилируют, без учета сложности, связанной с каскадными процессами, возникающими при радиационном воздействии.

Позднее, примерно в 1990 г., Wiedersich H. [65] рассмотрел роль кластеров ТД, образующихся непосредственно в каскадах. Если они формируются в каскаде, то во многих случаях они становятся доминирующими стоками для мобильных дефектов. В 1981 г. A. D. Brailsford, R Bullough [66] представили исчерпывающую математическую теорию того, как рассматривать силу стоков. Примерно в 2000

году Gan J. и соавторы [67] использовали ТС для моделирования образования петель в сталях легководных реакторов. Они обнаружили, что согласие с экспериментом было получено только тогда, когда в модель была включена возможность каскадного образования межузельных кластеров. Точно так же результаты Katoh Y. и др. [68] указывают на важность каскадных кластеров для эволюции микроструктуры. Walgraef D. и др. [69] в своей работе предсказывает формирование упорядоченных микроструктур вакансионных петель под облучением.

Odette G.R. и др. [70] в 1988 г. использовали подход теории скорости в попытке объяснить низкое распухание ферритно-мартенситных сталей по сравнению с аустенитными и объяснили это высокой самодиффузией и низкими скоростями образования гелия. Голубов и др. в своей работе [71] сравнили распухание в ГЦК- и ОЦК-металлах, подчеркнув, что различия заключается в различной подвижности дефектов и скорости их рекомбинации, что влияет на накопление повреждений и деградацию структуры металлов под радиационным воздействием.

Stoller R.E. и др. [72] использовали ТС совместно с учетом гелиевых пузырьков и получили уточненные данные распухания. Несколько позже Katoh Y. и др. в работе [73], изучили влияние He на плотность пор в нержавеющей сталях. Было обнаружено, что распухание является сложной функцией температуры облучения, соотношения He/сна и скорости смещения.

Для изучения диффузии дефектов и примесей совместное использование ТС и КМК дают более точные результаты. В работах [74,75] было показано ТС и КМК хорошо согласуются для условий облучения, создающих высокую плотность дефектов (более низкая температура и более высокая скорость повреждающей дозы), и для материалов, которые имеют относительно высокую плотность фиксированных стоков, таких как дислокации.

Рассмотрим уравнения ТС на примере работы [76] авторов Heald P.T. и Spreight M. V. Радиационно-индуцированные потоки межузельных атомов и вакансий на различные стоки определяются согласно уравнениям (1.5)–(1.9):

$$\phi - \sum_s k_v^2 D_v C_v - a C_i C_v = 0, \quad (1.5)$$

$$\phi - \sum_s k_i^2 D_i C_i - \alpha C_i C_v = 0, \quad (1.6)$$

$$\sum_s k_{i,v}^2 D_{i,v} C_{i,v} = \phi F(\eta), \quad (1.7)$$

$$F(\eta) = \frac{2}{\eta} \{(1 + \eta)^{0.5} - 1\}, \quad (1.8)$$

$$\eta = \frac{4a\phi}{D_v D_{i \sum_s k_v^2 \sum_s k_i^2}}, \quad (1.9)$$

где ϕ – скорость генерации свободно перемещающихся точечных дефектов в долях атомов в секунду, $\sum_s k_{i,v}^2$ – сила стока, суммированная по всем стокам (s) и имеющая единицы измерения м^{-2} , $D_{i,v}$ – коэффициент диффузии, выраженный в единицах $\text{м}^2\text{с}^{-1}$, $C_{i,v}$ – концентрация точечных дефектов атомов в диффузионной среде, $\alpha = r/\alpha_0^2 D_i$ – параметр скорости рекомбинации, где α_0 – параметр решетки.

Исходя из уравнения (1.5) можно утверждать, что важную роль для потоков ТД в ТС играет сила стоков. Самый большой сток – границы зерен играют роль в формировании и эволюции точечных дефектов в материалах под воздействием нейтронного облучения [77]. В работе [78] авторов Heald P.T. и Harbottle J.E. показано, что сила стока границ зерна зависит от удельной площади поверхности границ зерен. В сочетании с плотностью границ зерен выражение для силы стока границы зерна для случаев, когда диаметры зерен велики по сравнению со средней длиной диффузии во внутренней части зерна, имеет вид (1.10):

$$\left(k_{i,v}^{\text{gb}}\right)^2 = \frac{6 \cdot \sum_s k_{i,v}}{d} \quad (1.10)$$

где d – средний диаметр зерен.

Границы зерен могут служить барьерами для миграции дефектов, а также местами их накопления и аннигиляции. Исследования показали [79–81], что увеличение размера зерен в материалах может снижать концентрацию ТД в их матрице. В больших зернах меньшее количество границ зерен действует как эффективные «ловушки» для дефектов, таких как вакансии и междоузельные атомы. Это приводит к снижению концентрации дефектов в объеме материала, поскольку дефекты легче мигрируют к границам зерен, где они могут рекомбинироваться или захватываться.

В работе Максимкина и др. [82] исследуются микроструктурные изменения и механические свойства ультрамелкозернистой нержавеющей стали Cr-Ni после пластической деформации и нейтронного облучения. Исследование показало, что высокая плотность дислокаций, созданная деформацией, помогает удерживать стабильность материала под воздействием облучения.

Также используя уравнения ТС важно учитывать плотность дислокаций. Пример уравнение для силы стока дислокаций в контексте теории скоростей примет вид (1.11) [83]:

$$k_{i,v}^2 = \frac{1}{L_{i,v}^2} = z_{i,v} \rho_d, \quad (1.11)$$

где L - среднее расстояние, которое проходит данный точечный дефект до захвата дислокацией, ρ_d - плотность дислокаций $z_{i,v}$ – комбинаторный фактор для межузельных атомов и вакансий.

Исследование Song Y. и др. [84] изучает влияние плотности дислокаций на дефекты в стали 316L (аналог 03X17H14M3), при ионном облучении с параллельной имплантацией гелия. Результаты показывают, что дислокации ограничивают миграцию и агрегацию атомов гелия и дефектов типа вакансий, что предотвращает образование крупных пузырей гелия и улучшает устойчивость материала к радиационному воздействию.

Ahmedabadi P. и др. [85] исследовали плотность двойниковых границ на радиационно-индуцированные дефекты в нержавеющей стали типа 304 (аналог 08X18H10) при облучении протонами с энергией 4,8 МэВ при 300 °С. Двойниковые границы действуют как сильные стоки для дефектов, что снижает концентрацию точечных дефектов. Модель Fukuya K. и Fujii K. A. [86] описывает радиационно-индуцированные сегрегации в системе Fe-Cr-Ni-Si-Mo в нержавеющей сталях под действием нейтронного облучения. Модель показывает, что двойниковые границы играют ключевую роль в контроле миграции точечных дефектов, что влияет на распределение элементов и стабильность материала под воздействием радиации.

В работе [87] модельные сплавы нержавеющей стали, облучаются ионами Fe²⁺ с энергией 3 МэВ при температуре 400 °С до 3 сна в год для образования петель Франка, которые в основном имеют межузельный характер. Содержание кремния в модельных сплавах также настроено на изменение диффузии точечных дефектов. Результаты показывают, что в образцах с низким содержанием Si (0 масс. % Si) и базовых Si (0,42 масс. % Si) распределение плотности петель Франка по глубине довольно хорошо соответствует профилю повреждающей дозы, рассчитанному с помощью кода SRIM, но в образце с высоким содержанием Si (0,95 масс. % Si) плотность числа петель в приповерхностной области очень мала. Одним из возможных объяснений может быть роль Si в усилении эффективной диффузии вакансий, стимулировании рекомбинации и, таким образом, подавлении межузельных петель Франка, особенно в приповерхностной области, где концентрируются вакансии.

Рассмотрим уравнения для силы различных стоков на основании модели миграции точечных дефектов и статистической физики [88]. Рассмотрим базовые представления используемой модели. Первое приближение – генерированные ТД в каскадах смещений вызванные нейтронами со скоростью G . Вакансии и междоузлия поступают в кристаллическую матрицу с интенсивностью $G\alpha$, где α – доля выживших точечных дефектов после каскадных смещений вызванных нейтронами; второе – миграция ТД осуществляется путем перескоков в одном из декартовых направлений в кристаллической решетке, где вероятность перескока эквивалентна во всех направлениях и вероятность этого события равна $\exp(-E_m/(kT))$, где E_m энергия миграции точечного дефекта, T температура и k постоянная Больцмана. Рядом со стоками, когда энергия соседних положений имеют различную энергию E_1 и E_2 , вероятность перескока равна (1.12) [88]:

$$\omega_{12} = A \exp\left(\frac{(E_1 - E_2)}{kT}\right) \exp\left(-\frac{E_m}{kT}\right), \quad (1.12)$$

где A – нормировочный множитель, который определяется из условия равенства единице суммы вероятности перескока во все соседние положения.

Миграционное время τ' (1.13) необходимое для достижения стока на расстоянии s будет равно [89]:

$$\tau' = \left(\frac{s}{a}\right)^2 \frac{6}{v} \exp\left(\frac{E_m}{kT}\right), \quad (1.13)$$

где v – частота Дебая; a – параметр решетки.

Поток ТД на единицу объема (1.14) при вероятности поглощения ТД стоком – ω_j [90]:

$$J = (n_{\omega_j}/\tau'), \quad (1.14)$$

где n_{ω_j} – абсолютная концентрация ТД, м^{-3} .

Вероятность достичь стока на n -ом скачке равна (1.15) [90]:

$$\omega_n = \omega_1(1 - \omega_1)^{n-1}, \quad (1.15)$$

где ω_1 вероятность достичь стока при первом перескоке ТД в соседнее положение.

Преобразуя уравнение в плотность вероятности и разложив полученный ряд оставив только первый член малости получим следующее выражение [90]:

$$\bar{n} = \frac{1}{\omega_1} \quad (1.16)$$

Диффузионное время τ_i для стока определенного типа i согласно (1.12-1.16) будет определяться соотношением (1.17) [90]:

$$\tau_i = \frac{\exp(E_m/kT)}{v(\omega_1\omega_i)} \quad (1.17)$$

Для энергии связи точечного дефекта с границей зерна E_{jb} диффузионное время будет равно (1.18) [90]:

$$\tau_{jg} = \frac{R_g}{3va} \left(1 + 5 \exp\left(-\frac{E_{jb}}{kT}\right)\right) \exp\left(\frac{E_{mj}}{kT}\right) \quad (1.18)$$

где j – тип точечного дефекта, который может принимать значение v и i , R_g – средний диаметр зерен.

Если диаметр дислокационной трубки d_d равен периоду решетки a , то ТД, которые находятся в слое толщиной $a/2$, располагаются вблизи этой трубки. В таком случае, выражение для времени диффузии вакансий в дислокации (1.19) можно записать следующим образом [90]:

$$\tau_{jd} = \left(\frac{2}{\sqrt{\pi} \rho_d a^2} \right) \exp \left(\frac{E_{mj}}{kT} \right) \left(1 + 5 \exp \left(- \frac{E_{jd}}{kT} \right) \right) \quad (1.19)$$

где ρ_d – плотность дислокаций, E_{jd} – энергия связи ТД с дислокацией.

Рекомбинация вакансий с междоузлиями в кристаллической матрице происходит, когда они оказываются на расстоянии, меньшем или равном радиусу спонтанной рекомбинации (называемого ηa). Обычно η принимается в пределах от одного до двух. Вероятность рекомбинации возрастает при уменьшении расстояния между вакансией и междоузлием до ηa . Таким образом, удельный объем областей спонтанной рекомбинации вакансий (1.20) можно выразить как [90]:

$$\frac{\Delta V}{V} = \frac{16\pi\eta^3 c_i}{3}, \quad (1.20)$$

где c_i концентрация междоузельных атомов, при этом время диффузии до рекомбинации (1.21) будет выражаться формулой [90]:

$$\tau_{rv} = \frac{3}{16\pi\eta^3 c_i V} \exp \left(\frac{E_{mv}}{kT} \right), \quad (1.21)$$

В рассмотрении структуры пористого материала, где поры имеют одинаковый размер d , объёмная доля областей, прилегающих к этим порам, можно выразить через формулу (1.22) [91]:

$$\frac{\Delta V}{V} = \pi n a \left(d^2 + 2da + \frac{4}{3} a^2 \right), \quad (1.22)$$

где n – концентрация пор, указывающая количество пор в единице объема.

Для описания диффузионного времени, в течение которого вакансии поглощаются порами, используется выражение (1.23) [91]:

$$\tau_{vv} = \frac{1}{\sqrt{\pi n a \left(d^2 + 2da + \frac{4}{3} a^2 \right)}} \exp \left(\frac{E_{mv}}{kT} \right) \left\{ 1 + 5 \exp \left(\frac{E_v - U}{kT} \right) \right\}, \quad (1.23)$$

где E_{mv} – энергия миграции вакансий, которая определяет затраты энергии на перемещение вакансий, E_v – энергия образования вакансий, характеризующая энергетические затраты на создание вакансии в структуре, $U = \frac{a^3 \gamma}{d}$, γ – коэффициент поверхностного натяжения пор.

Статистическая модель миграции точечных дефектов А. В. Козлова позволяет описывать образование и накопление гелий-вакансионных пузырьков, которые оказывают значительное влияние на процесс радиационного набухания аустенитных сталей. Одним из преимуществ данной модели является учёт характеристик микроструктуры материала, что позволяет более точно прогнозировать эволюцию пористости и её зависимость от условий облучения. Модель учитывает стадии накопления гелия и его взаимодействие с дислокациями, что приводит к образованию гелий-вакансионных комплексов. Эти комплексы впоследствии формируют пузырьки, что подтверждается экспериментальными данными для аустенитных сталей при нейтронном облучении в различных температурных и дозовых условиях [49,92].

Модель миграции точечных дефектов даёт возможность прогнозировать параметры радиационного набухания и их зависимость от температурно-дозовых характеристик облучения. В частности, описываются такие явления, как образование зон, обеднённых порам, вдоль границ зерен, что согласуется с результатами микроструктурных исследований [93].

Одним из основных преимуществ статистической модели миграции точечных дефектов над теорией скорости является более точное описание микроструктурных процессов, таких как образование и рост гелий-вакансионных пузырьков, а также учёт особенностей взаимодействия дефектов со стоками. Это позволяет более детально описывать процессы, влияющие на радиационное набухание, и улучшать прогнозирование характеристик материала в зависимости от условий эксплуатации. В отличие от теории скорости, модель учитывает микроструктурные изменения на разных стадиях облучения, что обеспечивает большую точность при прогнозировании эволюции дефектов.

Недостатками модели являются сложности при количественном описании стадии нестационарного набухания, на которой скорость роста пор изменяется из-за множества факторов, таких как образование вторичных фаз и радиационных пор, действующих как стоки точечных дефектов. Это требует использования упрощений и эмпирических подходов, что снижает точность описания на данной

стадии [94]. Кроме того, модель недостаточно учитывает влияние структурных изменений на макроскопические механические свойства материала, такие как прочность и пластичность, что требует дополнительных эмпирических корректировок [89].

Таким образом, модель миграции точечных дефектов Козлова обладает преимуществами в описании начальных стадий образования гелий-вакансионных пузырьков, прогнозировании радиационного распухания и эволюции пористости. Однако она имеет ограничения в учёте нестационарных процессов и их влияния на макроскопические свойства сталей. Для более точного описания и оценки предсказательной силы модели требуется ее верификация на основе экспериментальных данных, что является ключевым шагом в дальнейшем анализе поведения материалов.

1.5 Верификация моделей миграции на основе экспериментальных данных

Работы, посвященные исследованию радиационного распухания аустенитной стали, показывают, что на развитие пор и их скорость оказывает влияние ряд факторов, включая напряжение, температурный режим облучения и начальные микроструктурные особенности материала. В частности, модель роста пор, предложенная в [95], успешно прогнозирует распухание на основе экспериментальных данных для аустенитной стали 316 (08X17H13M2), коррелируя с наблюдаемыми плотностями пор, особенно при низких температурах облучения.

Сравнение аустенитных и ферритно-мартенситных сталей в [96] показало, что применение машинного обучения и ТС обеспечивает высокую точность прогнозирования температуры и стадий распухания, что подтверждает различия в механизмах распухания между этими типами сталей. Обучение модели на данных облученных сталей и анализ состояния дефектов и пор позволило сделать вывод, что ключевую роль играет коэффициент смещения атомов, влияющий на взаимодействие с точечными дефектами.

Точность КТС для предсказания распухания в условиях радиационного воздействия на аустенитную сталь рассмотрена в [97]. При определенных параметрах облучения теория успешно предсказывает скорости распухания, поддерживая ее использование для оценки дислокационных структур, кластеров междоузлий и других микроструктурных характеристик, влияющих на порообразование.

Исследование Козлова А. В. и Портных И. А. [98] охватывают зависимость скорости распухания аустенитной стали $0.1\text{C}-16\text{Cr}-15\text{Ni}-2\text{Mo}-2\text{Mn}-\text{Ti}-\text{Si}$ ($10\text{X}16\text{H}15\text{M}2\text{Г}2\text{T}1\text{C}$) от температурных условий и дозовых скоростей облучения в реакторе БН-600, выявляя, что стационарная скорость распухания возрастает в диапазоне температур $690\dots 830\text{ К}$, а микроструктурные расчеты подтверждают это влияние (рисунок 1.10). Эти данные подтверждаются моделью миграции точечных дефектов, точно описывающей этапы стационарного распухания и значительное влияние температуры на процесс.

Работа [49], акцентирует внимание на моделировании стационарной скорости распухания сталей ЧС68 ($06\text{X}16\text{H}15\text{M}2\text{Г}2\text{TФР}$), демонстрируя устойчивость результатов с учетом изменений энергии миграции вакансий и скоростей генерации смещений. Это позволяет эффективно использовать данные модели для оценки остаточного ресурса твэлов. В рамках нейтронного облучения при температуре до 830 К скорость распухания остается стабильной, но при её повышении скорость значительно снижается из-за уменьшения площади поверхности пор.

Использованная модель миграции точечных дефектов, разработанная Козловым А. В., применялась для расчета скорости распухания на стационарной стадии. Результаты расчетов радиационной пористости, представленные в работе [49] демонстрируют хорошее совпадение с экспериментальными данными. Это указывает на возможность использования данной модели для описания стационарной стадии распухания.

Также в модели миграции точечных дефектов проводился анализ механизма накопления и развития пор. Описывая инкубационную стадию распухания, когда поры начинают зарождаться и образовывать гелий-вакансионные кластеры [95].

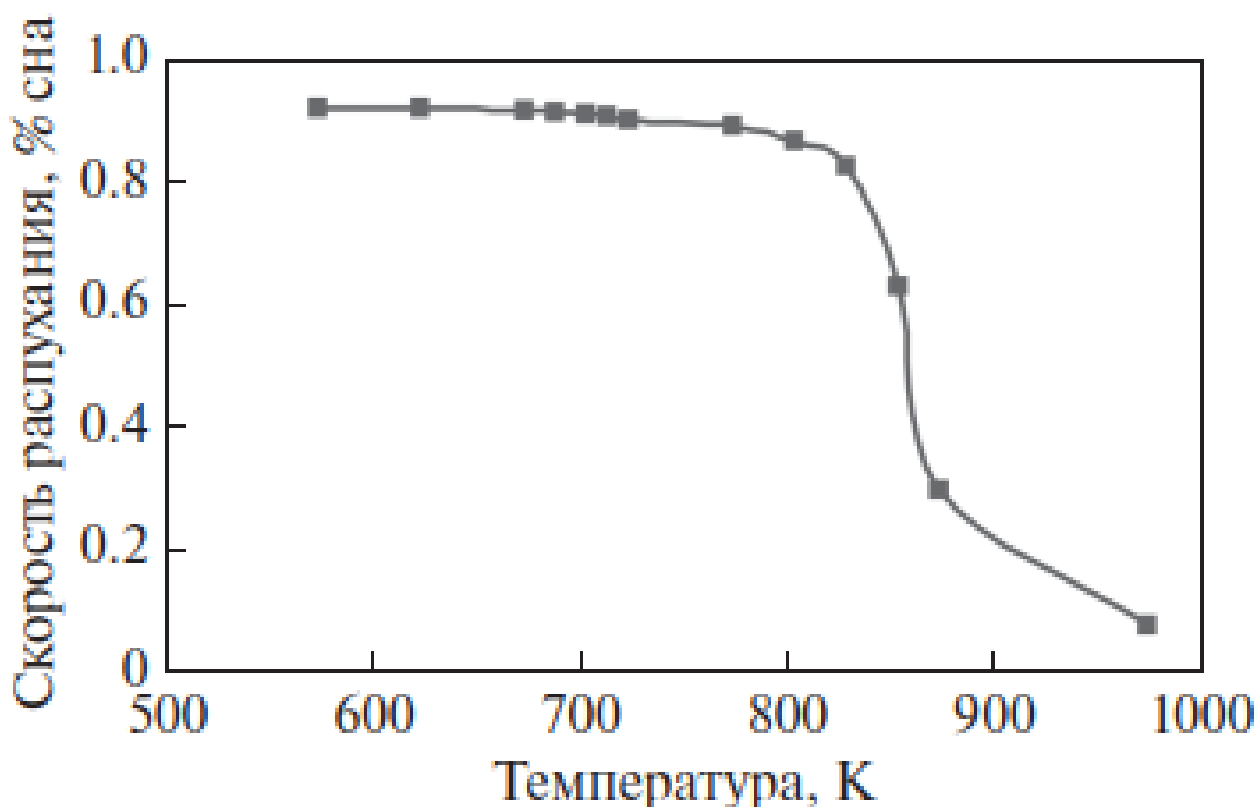


Рисунок 1.10 – Температурная зависимость скорости стационарного распухания стали ЧС68 [49]

Можно оценить условия, при которых газонаполненный He- ν пузырек является термодинамически устойчивым с диаметром пузырька, содержащего N_{He} атомов He и n_v вакансий (1.24) [92]:

$$d = \left(N_{He} d_{He}^3 + \frac{3n_v a^3}{2\pi} \right)^{\frac{1}{3}} \quad (1.24)$$

Сравнение полученных данных по количеству гелия, заключенного в порах и их зародышах, с общим количеством трансмутационного гелия и гелия, осевшего на дислокациях, приведено на рисунке 1.11.

Для дальнейшего роста пор модель [92] предполагает, что рост происходит, когда поток вакансий в пору превышает сумму потоков испаряющихся вакансий и междоузельных атомов (1.25) [92]:

$$J_{v+} \geq J_{v-} + J_{i+} \quad (1.25)$$

где J_{v+} – поток вакансий в пору, J_{v-} – поток испаряющихся вакансий из поры, J_{i+} – поток междоузельных атомов в пору.

Хотя необходимо собрать больше экспериментальных данных в рамках данной работы [92], текущий анализ уже собранных данных показывает, что предложенная модель точно описывает процесс набухания аустенитной стали при нейтронном облучении и предоставляет обоснованные количественные оценки критического диаметра пор и, возможно, начального периода набухания.

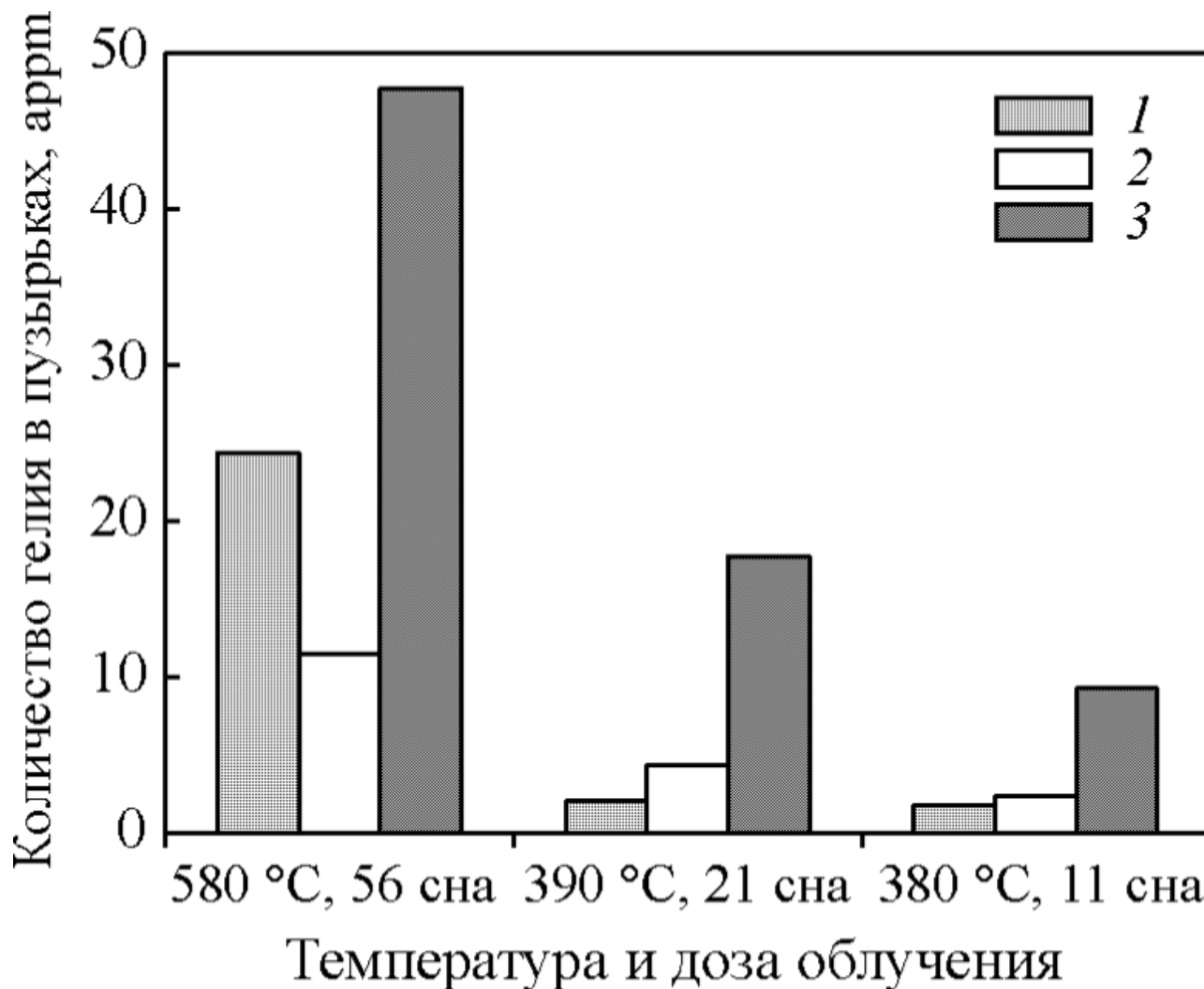


Рисунок 1.11 – Нижняя экспериментальная оценка количества He, содержащегося в порах (1) и расчетные значения общего количества наработанного трансмутационного He (3) и He, осевшего на дислокациях (2), при разных условиях нейтронного облучения стали ЧС-68 [92]

Объединяя данные [92,99], можно заключить, что скорость распухания аустенитной стали чувствительна к условиям облучения. Распухание инициируется накоплением пор. Модель миграции точечных дефектов показала высокую корреляцию с экспериментом, что позволяет её применить для оценки структуры материала на стадии стационарного распухания и определить критические размеры пор для увеличения ресурса твэлов.

Для изучения исходной структуры материала, особенно в контексте её влияния на распухание необходимо рассмотреть, как начальные микроструктурные особенности аустенитной стали влияют на степень распухания оболочек твэлов, что позволит расширить знания о поведении данных материалов при облучении.

1.6 Влияние исходной структуры оболочки твэла из аустенитной стали на величину распухания

На рисунке 1.12 показано поведение различных марок аустенитных сталей при облучении нейтронами в реакторе БОР-60. Стали 0X18H10T и 08X16H11M3 применяемые в атомной отрасли демонстрируют резкий рост распухания после превышения повреждающей дозы в 20 сна.

После повышения содержания никеля в сталях ЭИ847 (06X16H15M3Б), ЭП172 (06X16H15M3БР) и ЧС68 (06X16H15M2Г2ТФР), они стали демонстрировать более устойчивое поведение с меньшими значениями распухания на тех же уровнях дозы, что свидетельствует об их лучшей способности противостоять радиационным повреждениям. Также в этих сталях начали использовать в качестве метода обработки холодную деформацию (х.д.), которая существенно снижает уровень распухания.

Первая сталь, которая использовалась в качестве оболочки твэла в реакторе на быстрых нейтронах это сталь ЭИ-847 (06X16H15M3Б). В работе [100] показано влияние исходной структуры на устойчивость к распуханию в нержавеющей стали ЭИ-847. Исследования показали, что добавление кремния в диапазоне от 0,04 до 0,5 мас. % существенно снижает распухание стали в широком диапазоне тем-

ператур и условий облучения. Механизм этого явления включает взаимодействие атомов кремния с точечными дефектами, что изменяет подвижность межузельных атомов и вакансий, снижая тем самым пресыщение матрицы вакансиями и образование пустот. Кроме того, кремний влияет на формирование и стабильность фаз, таких как G-фаза и Nb(C,N) карбонитриды. При высоких концентрациях кремния формирование G-фазы замедляется, что сохраняет больше кремния и никеля в матрице и способствует стабильности Nb(C,N) фаз.

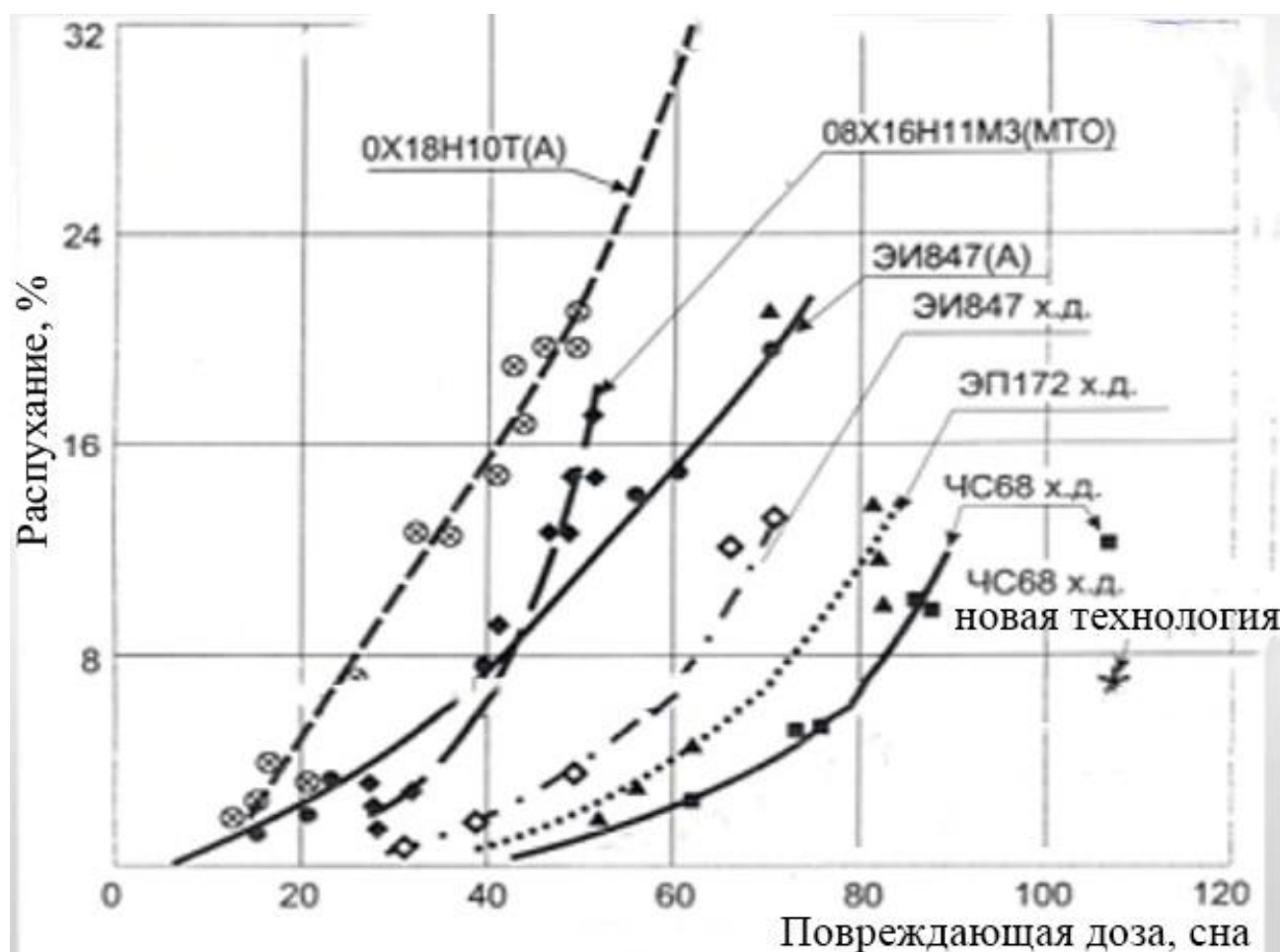


Рисунок 1.12 – Зависимость повреждающей дозы от распухания для оболочек твэлов из сталей 0X18H10T, 08X16H11M3, ЭИ847 (06X16H15M3Б), ЭП172 (06X16H15M3БР), ЧС68 (06X16H15M2Г2ТФР), облученных в реакторе БОР-60 при температуре максимального распухания [101]

Предварительная холодная деформация на 10–30 % является одним из эффективных методов снижения радиационного распухания. Для стали ЭИ847 установлено, что такая деформация уменьшает как размеры, так и концентрацию пор. Это связано с изменением кинетики миграции и аннигиляции дефектов [102]. Однако данный эффект наблюдается только при высоких плотностях дислокаций (10^{15} – 10^{16} м⁻²), достигаемых при холодной деформации аустенитных сталей на 20 %. При более низких плотностях дислокаций увеличение их количества или повышение уровня напряжений может, наоборот, способствовать усилению порообразования [103].

Исследования на стали ЭИ847 (06X16H15M3B) показали, что введенная холодной деформацией высокая плотность дислокаций эффективно подавляет распухание при дозах облучения до 50 сна. Однако с увеличением дозы облучения скорость распухания холоднодеформированного материала может сравняться или даже превысить таковую у аустенизированного материала [104]. Это обусловлено перестройкой дислокационных структур, включая движение и диссоциацию дислокаций.

Метод повышения радиационной стойкости посредством холодной деформации был впоследствии применен ко всем аустенитным сталям, включая сталь ЧС-68 (06X16H15M2Г2ТФР). Последняя при нейтронном облучении продемонстрировала значительное улучшение устойчивости к распуханию [105] по сравнению со сталью ЭИ847. Использование стали ЧС-68 позволило достичь выгорания топлива до 11,2% т.а. и накопленной повреждающей дозы 82 сна в реакторе БН-600 [106].

Исследование характеристик радиационной пористости [107], образующейся при облучении в реакторе БН-600 в оболочках твэлов из холоднодеформированной стали ЭК-164, показало значительное улучшение устойчивости к радиационному распуханию по сравнению со сталью ЧС-68 (06X16H15M2Г2ТФР). На основе 16Cr-15Ni было достигнуто повышение структурно-фазовой и радиационной стабильности для повышения выгорания топлива.

Введение в состав стали ЭК-164 (07X16H19M2Г2БТР) легирующих элементов, таких как молибден, марганец, титан и бор, также оказывает положительное влияние на устойчивость к радиационным повреждениям, способствуя стабилизации микроструктуры материала [108]. В работе [107] было проведено сравнение характеристик пористости, образующейся при облучении до максимальной дозы повреждений 77 сна. Анализ показал, что при облучении холоднодеформированной стали ЭК-164 (07X16H19M2Г2БТР) формируются поры меньшего размера и в меньших количествах, чем в ЧС68 (06X16H15M2Г2ТФР), что способствует снижению уровня распухания.

Исследование влияния примесей на радиационные повреждения и устойчивость к распуханию показало [109] что легирующие элементы и их комплексы с радиационными дефектами играют важную роль. Примеры аустенитных нержавеющей сталей, таких как AISI 304 (08X18H10) и 316 (08X16H11M3), демонстрируют, что образование комплексов "дефект-примесь" и высокая плотность границ зерен влияют на скорость роста вакансий и радиационную ползучесть. Обнаружено [50] хорошее совпадение зависимостей предела текучести стали AISI 304L (3X18H10), облученной в реакторе EBR-II, и стали X18H10T, облученной в реакторе БОР-60. Это совпадение наблюдается при низких дозах радиационного облучения. С увеличением времени облучения усиливается роль частиц вторичных фаз в упрочнении сталей, что приводит к значительному дополнительному упрочнению, как показали исследования образцов, облученных в реакторе БН-350.

В работе [110] показано, как при температуре 400 °С холодная обработка уменьшает распухание в нержавеющей сталях JPCA-CW (08X18H10M2T) и 316R-CW (08X16H11M3) до 0,003 % и 0,004 % соответственно, по сравнению с 0,02 % и 0,01 % для стали С-CW (08X18H10) и К-CW (08X18H12M2). Эти результаты [110] демонстрируют, что в присутствии увеличенного количества дефектных структур (таких как дислокации или границы зерен), создаются условия для более активной рекомбинации точечных дефектов, что замедляет процесс накопления дефектов

и снижает их концентрацию в материале, подавляя распухание путем регулирования количества избыточных точечных дефектов в матрице.

Влияния условий промежуточного отпуска на распухание холоднодеформированных аустенитных сталей показало [111], что температура отпуска имеет на образование карбидов, что, в свою очередь, влияет на микрохимическую эволюцию материала при облучении. Это приводит к сокращению инкубационного периода набухания и изменению его интенсивности.

Образование карбидов (таких как $M_{23}C_6$) при высоких температурах отжига замедляет скорость распухания при облучении. Распухание может быть снижено до 8–12 % при более высоких температурах отжига, что демонстрирует важность выбора правильной температуры для предотвращения деградации материала под действием нейтронного облучения. В процессе отпуска происходит рекристаллизация и распад мартенситной фазы [112] что способствует восстановлению и стабилизации микроструктуры, улучшая устойчивость к радиационным повреждениям и распуханию. Холодная прокатка вызывает образование дефектов в виде дислокационных структур и двойниковых образований [113] которые затем рекристаллизуются при отпуске, приводя к образованию равномерной и стабильной микроструктуры.

Исследования, посвящённые влиянию исходной структуры аустенитных сталей на устойчивость к радиационному распуханию, продемонстрировали, что микроструктурные параметры, такие как размер зерен, плотность дислокаций, плотность двойников и фазовые включения, играют ключевую роль в формировании радиационной стойкости материалов. Легирующие элементы, в частности кремний, титан и молибден, оказывают положительное влияние, замедляя образование пор и повышая устойчивость стали к распуханию.

Таким образом, возможность управления микроструктурой до облучения позволяет улучшить эксплуатационные характеристики материалов и продлить срок службы твэлов. Эти выводы подчёркивают важность изучения параметров, влияющих на долговечность оболочек твэлов в условиях интенсивного нейтронного облучения.

1.7 Остаточный и предельный ресурс оболочки твэла из аустенитной стали в составе ТВС

Предельный ресурс оболочек твэлов из аустенитной стали после облучения быстрыми нейтронами определяется совокупностью радиационно-индуцированных процессов, влияющих на структуру и свойства материала [114]. Он определяется критическими значениями таких параметров, как радиационное распухание, радиационно-индуцированная хрупкость и глубина коррозионного повреждения. Достижение этих пределов означает, что дальнейшая эксплуатация оболочки становится небезопасной из-за повышенного риска отказа.

При облучении быстрыми нейтронами происходит неконтролируемый рост пор в материале, что вызывает значительное увеличение объёма и, соответственно, разрушение структуры [115]. Наиболее интенсивное распухание наблюдается при температурах в диапазоне 280–460 °С и высоких дозах облучения, что является основным фактором, ограничивающим срок службы твэлов. В реакторе БН-600 предельно допустимое распухание составляет 15 % [116].

Сравнение выделения фаз при старении и радиационном воздействии показало [117,118], что при облучении нейтронами наблюдается ускоренная диффузия и образование новых фаз из-за взаимодействия дефектов с атомами легирующих элементов. Формирующиеся при старении фазы [119] наблюдаются и в облученных материалах, но при старении образование фаз происходит намного позже, примерами таких фаз являются γ' -фаза и G-фаза, однако с существенными изменениями в их составе. Большинство изменений касаются содержания никеля и кремния, что позволяет отнести такие фазы к радиационно-модифицированным.

Образование G-фазы коррелирует с образованием пор. Абсолютное количество пор на начальном этапе связано с выделениями G-фазы, которая обогащена Ni, являющемся источником трансмутационного гелия, что стимулирует рост на ее границах гелий-вакансионных пузырьков [120]. При этом не было найдено убедительных доказательств того, что наличие G-фазы связано с существенным

удалением из твердого раствора элементов, подавляющих распухание, таких как кремний [121].

При облучении в реакторе на быстрых нейтронах со временем в оболочке твэла накапливаются микроструктурные изменения. Остаточный ресурс определяется как период, в течение которого оболочка твэла сохраняет свои функциональные характеристики после определенного времени эксплуатации. Его оценка проводится на основе анализа накопленных повреждений и изменений в микроструктуре материала.

Инкубационная стадия распухания представляет собой начальный этап, в течение которого заметное распухание ещё не происходит, но материал постепенно накапливает повреждения. Согласно работе [122] инкубационный период напрямую зависит от дозы облучения и температуры, при снижении скорости накопления дозы инкубационная стадия сокращается, а распухание развивается быстрее.

Переход от инкубационной стадии к стадии стационарного роста распухания является результатом комбинированного действия накопления дефектов, уменьшения эффективности легирующих элементов и насыщения дислокаций [123]. Этот процесс обуславливается достижением критического уровня вакансий, которые начинают захватывать радиационно-индуцированные атомы гелия, что приводит к созданию гелий-вакансионных пор и ускорению распухания материала [123]. Накапливающийся гелий стабилизирует поры, и при достаточном его накоплении поры объединяются, переходя в стадию устойчивого роста.

Работа [124] посвящена разработке модели заключительного этапа стадии нестационарного распухания металлов, особенно в контексте прогнозирования остаточного ресурса твэлов реакторов на быстрых нейтронах. А. В. Козлов и соавторы представляют модель, которая позволит рассчитать эволюции радиационной пористости для количественного описания процесса распухания металлических конструкций внутри реактора.

Для определения перехода к заключительному этапу стадии нестационарного распухания используется вид гистограммы распределения пор по размерам. На

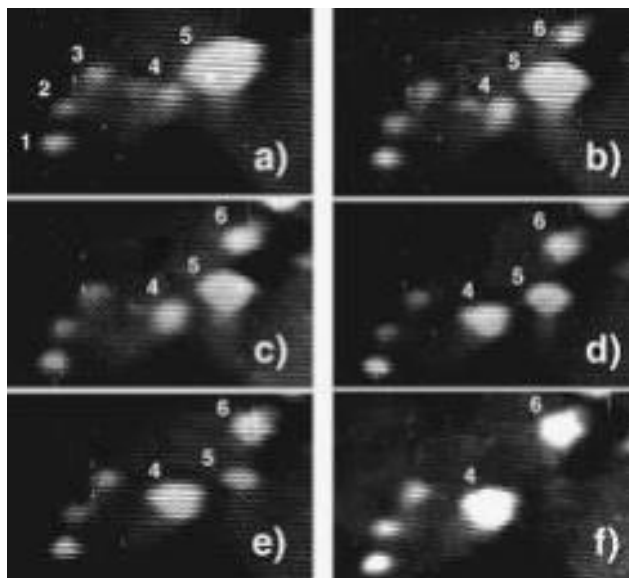
основе четкого разделения на пик малых (докритического размера) и крупных пор и описанием динамики их изменения сформулирован критерий достижения этого этапа.

На завершающей стадии [125] процесс распухания определяется двумя механизмами: увеличением диаметра пор за счет поступления вакансий и их коалесценцией, то есть слиянием пор. В ходе первого механизма диаметр пор возрастает при сохранении концентрации, тогда как при коалесценции средний диаметр пор увеличивается, но их концентрация и суммарная площадь поверхности снижаются.

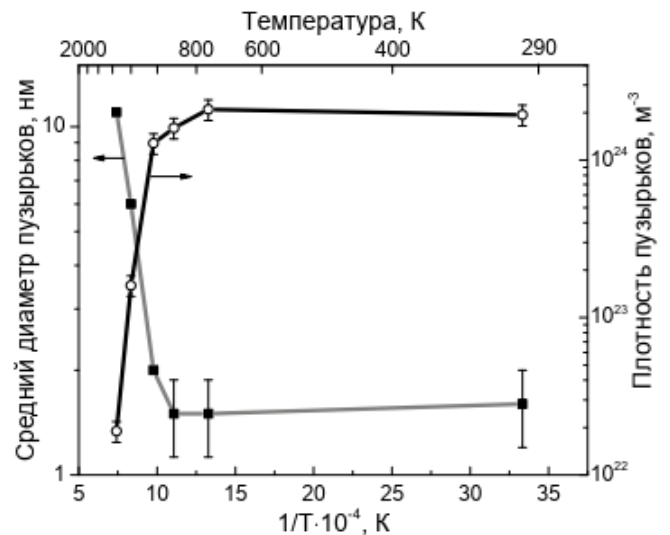
Адекватность описания подтверждается результатами исследования [126] кинетики развития гелиевой пористости в нержавеющей стали X18H10T облученной ионами гелия. Авторы изучили поведение пузырьков гелия при отжиге стали, используя электронную микроскопию и термодесорбционную спектрометрию. Основное внимание уделено механизму роста пузырьков гелия при различных температурах. Показано (рисунок 1.13), что пузырьки увеличиваются за счёт механизмов миграции и коалесценции, а также через процессы по механизму Оствальда – растворение и повторное захватывание.

Модель позволяет прогнозировать остаточный ресурс твэлов по критерию увеличений диаметра на основе расчета радиационной пористости. Примером применения модели является анализ оболочек твэл из стали 07X16H19M2Г2БТР после эксплуатации в реакторе БН-600 до достижения максимальной повреждающей дозы 99 сна (рисунок 1.14). Использование модели показало, что исследованный твэл допускает эксплуатацию до достижения максимальной дозы 119 сна.

Введение новых материалов в эксплуатацию в атомной отрасли строго регулируется нормативной документацией, обеспечивающей безопасность и надёжность ядерных установок. Применение таких нормативных документов предусматривает использование прогнозных моделей для оценки поведения материалов под воздействием эксплуатационных факторов.



а



б

Рисунок 1.13 – (а) микрофотография, иллюстрирующая рост поры 4 за счет объединения с окрестными порами, исчезновение поры 5 и синхронный рост поры 6. Поры 1,2,3 не претерпевают изменений [127]; (б) температурная зависимость средних диаметров и плотностей гелиевых пузырьков в стали, облученной ионами гелия 20 кэВ до дозы $1 \cdot 10^{21} \text{ м}^{-2}$.

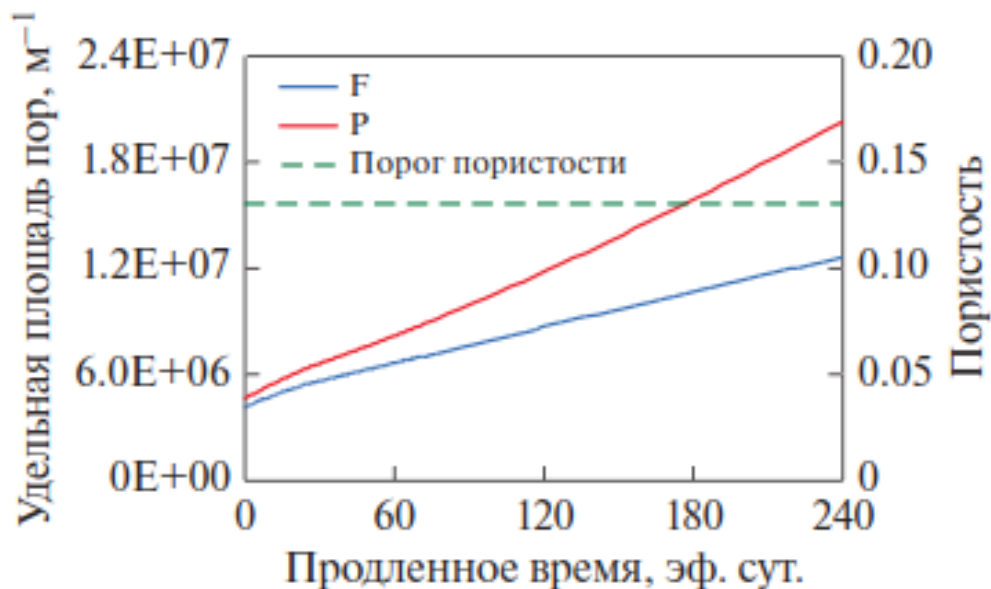


Рисунок 1.14 – Зависимость пористости и удельной площади поверхности пор от времени продленного ресурса для образца оболочки из стали 07X16H19M2Г2БТР, облученного до дозы 99 сна при 775 К

Согласно Федеральным нормам и правилам в области использования атомной энергии НП-016-05 «Правила обеспечения прочности оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок», при выборе материалов необходимо учитывать их устойчивость к радиационному воздействию, коррозии и механическим нагрузкам. Применение прогнозных моделей в этом контексте позволяет оценить долговечность материалов с учётом радиационно-индуцированных изменений свойств, что критично для обеспечения их безопасной эксплуатации.

Руководящие документы Ростехнадзора, такие, как РД-03-36-2002 «Методические указания по оценке технического состояния и остаточного ресурса оборудования и трубопроводов атомных станций», предоставляют методики для оценки остаточного ресурса оборудования на основе накопленных повреждений и изменений в микроструктуре материалов. Использование прогнозных моделей позволяет определить сроки безопасной эксплуатации и необходимость проведения ремонтных или заменительных работ.

Международные стандарты, такие как IAEA Safety Standards Series No. SSG-48 «Управление старением и разработка программы долгосрочной эксплуатации атомных электростанций», предоставляют рекомендации по управлению старением материалов в ядерных установках. Они подчёркивают важность использования прогнозных моделей для оценки долговечности материалов и обеспечения безопасности при продлении срока эксплуатации.

Таким образом, применение нормативной документации и прогнозных моделей является неотъемлемой частью процесса оценки остаточного и предельного ресурса оболочек твэлов из аустенитной стали. Это обеспечивает обоснованный выбор материалов и режимов эксплуатации, позволяя гарантировать безопасность и эффективность работы ядерных реакторов.

1.8 Постановка задач и цели исследования

Анализ литературных данных показывает, что повышение эксплуатационного ресурса ТВС, в составе которых находятся, твэлы имеет важное значение для увеличения выгорания топлива и эффективности выработки электрической энергии на атомных электростанциях (АЭС). Одним из основных факторов, лимитирующих увеличение выгорания топлива, является распухания оболочек твэлов из аустенитной стали. Этот процесс основан на зарождении и эволюции пористой структуры возникающий внутри изделия вследствие облучения быстрыми нейтронами.

Ключевыми параметрами, влияющими на процесс распухания являются условия облучения и микроструктура оболочек твэлов. Немаловажным фактором является технология изготовления оболочек твэлов, которая влияет на исходную микроструктуру, что позволяет увеличить радиационную стойкость. Для описания эволюции пористой структуры были разработаны множество методов, такие как теория скоростей, модели миграции точечных дефектов и заключительной стадии стационарного распухания. Было проведено множество экспериментов, которые подтверждают применимость разработанных теоретических моделей для описания поведения распухания при различных параметрах микроструктуры и условий облучения.

При этом остаются проблемы связанные с прогнозированием эволюции распухания. Проведение экспериментов подтверждающих применимость теорий и моделей распухания, подразумевает использование реакторов на быстрых нейтронах, что влечет большие финансовые затраты. Теоретическое описание процесса эволюции радиационной пористости в материалах оболочек твэлов из аустенитных сталей реакторов на быстрых нейтронах остается недостаточно изученной и сохраняет свою актуальность

Целью работы является моделирование эволюции радиационной пористости в аустенитных сталях под воздействием быстрых нейтронов для разработки аппарата оценки эксплуатационного ресурса оболочек твэлов из аустенитных сталей, лимитированного процессом распухания.

На основе проанализированных данных были сформулированы следующие **задачи**:

1. Разработать самосогласованную модель эволюции радиационной пористости в аустенитных сталях на основе описания миграции точечных дефектов с уточненными энергетическими параметрами.

2. Описать зависимость концентрации вакансий и межузельных атомов от характеристик дислокационной и зеренной структуры и удельной площади поверхности пор в аустенитных сталях при радиационном облучении.

3. Смоделировать эволюцию радиационной пористости в аустенитных сталях в зависимости от температуры и дозы облучения быстрыми нейтронами.

4. Экспериментально и теоретически определить критический диаметр радиационных пор, при котором их рост обусловлен притоком вакансий, без необходимости поступления в них атомов гелия. Оценить соответствие численной модели реальным процессам, реализующимся в материале.

5. Разработать алгоритм для оценки остаточного и предельного ресурса безопасной эксплуатации твэлов на основе анализа микроструктуры оболочки, радиационной пористости и условий нейтронного облучения.

2 МАТЕРИАЛЫ И МЕТОДЫ ИССЛЕДОВАНИЯ

Материалом исследования в данной работе являются аустенитные нержавеющие стали 07X16H19M2Г2БТР-ИД и 06X16H15M2Г2ТФР, используемые в атомной промышленности в качестве оболочек твэлов (особотонкостенные трубы в холоднодеформированном состоянии изготовлены на ООО «Элемаш-СТП»). Стали для тонкостенных труб получались методом двойного вакуумного переплава, обеспечивающего низкое содержание вредных примесей и газов. Кристаллизация слитков происходила в атмосфере He. Слитки подвергались гомогенизирующему отжигу при 1200 °С в течение 8 часов с последующей горячей прокаткой на пред-готовый размер трубной заготовки. Марочные химические составы приведены в таблице 2.1.

Таблица 2.1 – Химический состав сталей 07X16H19M2Г2БТР и 06X16H15M2Г2ТФР, мас. % [128]

Сталь	C	Cr	Ni	Mo	Mn	Nb	Ti	V
07X16H19M2Г2БТФР	0,05-0,09	15,0-16,5	18,0-19,5	2,0-2,5	1,5-2,0	0,1-0,4	0,25-0,45	0,15 расчет
06X16H15M2Г2ТФР	0,05-0,08	15,5-17,0	14,0-15,5	1,9-2,5	-	-	0,2-0,5	0,1-0,3
Сталь	B	Co	Si	P	S	N	Fe	Ce
07X16H19M2Г2БТФР	0,001-0,005	-	0,3-0,6	0,010-0,025	-	-	ос-нова	0,15 расчет
06X16H15M2Г2ТФР	0,001-0,005	≤0,02	0,3-0,6	≤0,02	≤0,012	≤0,02	ос-нова	-

Деформационно-термическая схема изготовления твэльных труб из стальных заготовок для создания требуемой заключительной деформации 20 % с использованием холодного короткооправочного волочения приведена в таблице 2.2. Деформация на промежуточных размерах осуществлялась на станах холодной дробной прокатки труб.

В данной работе были исследованы оболочки твэлов изготовленные по различным технологическим режимам. Под стандартной технологией подразумевается процесс термической обработки на всех размерах изделия с использованием инерционного нагрева в вакуумной печи VSQ. Температурный режим вакуумных печей характеризовался сравнительно медленным нагревом в области температур рекристаллизации (скорость нагрева $\sim 0,5-2$ °C/с) и выдержкой 20 минут при 1060 °C.

Таблица 2.2 – Деформационно-термическая схема изготовления твэльных труб из стали 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР [129]

№ п/п	Размер изделия, мм	Операции для различных технологий	
		Стандартная	Усовершенствованная
0	ø65	Горячекатаный пруток	
1	ø57x8,5	Обточка, сверление, расточка	
2	ø42x4,8	Прокатка, термообработка (VSQ)	Прокатка, термообработка (АТОН)
3	ø28x2,6	Прокатка, термообработка (VSQ)	Прокатка, термообработка (АТОН)
4	ø18x1,5	Прокатка, термообработка (VSQ)	Прокатка, термообработка (АТОН)
5	ø11,6x0,82	Прокатка, термообработка (VSQ)	Прокатка, термообработка (АТОН)
6	ø7,2x0,48	Прокатка, термообработка (VSQ)	Прокатка, термообработка (АТОН)
7	ø6,9x0,4	Короткооправочное волочение, степень деформации 20%	

Под усовершенствованной технологией подразумевается процесс с использованием для термообработки на размерах ø42x4,8 мм и ø28x2,6 мм печи VSQ и на других промежуточных размерах, в том числе на предготовом (ø7,2x0,48), в проходной печи форсированного нагрева АТОН. Температура нагрева в установке АТОН поддерживалась в пределах 1180 ± 10 °C; скорость прохождения оболочки

твэла через зону нагрева после финальной холодной деформации составляла 0,0091 м/с.

Твэлы с оболочками из аустенитной стали эксплуатировались в активной зоне реактора на быстрых нейтронах в интервале повреждающих доз 48–99 сна. После облучения изделия доставлялись в АО «ИРМ», где проводились первичные исследования, включающие внешний осмотр, разделку, измерение наружного диаметра, электропотенциальное сканирование и гамма-спектрометрический анализ. На основе этих данных по режимам эксплуатации различных участков оболочек твэлов разрабатывалась схема разделки для вырезки кольцевых образцов для дальнейших исследований.

На трубчатых образцах длиной 30 мм гидростатическим методом измерялась плотность образцов твэла с использованием аналитических весов Cubis MSU, при погрешности взвешивания не более 0,1 мг. Плотность жидкости определяли с помощью стеклянного отвеса объемом 10 см³ из специализированного набора «Sartorius» YDK 01. Температуру жидкости определяли специальным термометром с ценой деления 0,5 °С. По полученным результатам были определены радиационное распухание и пористость участков материала оболочек твэлов.

Для исследований на сканирующем электронном микроскопе (СЭМ) исследований из кольцевых образцов 6,9×0,4 мм высотой 3,2 мм из стали 07X16H19M2Г2БТР и 06X16H15M2Г2ТФР вырезались сегменты ~3 мм. Образцы запрессовывались в электропроводящую смолу на установке Struers CitoPress. Запрессовка проводилась так, чтобы торцевое сечение оболочки твэла располагалось параллельно плоскости шлифа. Образцы подвергались механическому шлифованию с постепенным снижением размера зерна шлифовальной бумаги от 40 до 5 мкм на установке Struers TegraPol 15. Заключительная полировка была выполнена с использованием алмазной суспензии с постепенным уменьшением размера абразива от 6 мкм до 0,25 мкм с применением для финальной полировки коллоидного раствора оксида кремния с размером абразива от 0,05 мкм.

Электронно-микроскопический анализ проводился с применением сканирующего электронного микроскопа TESCAN Mira3 LMU, оборудованного детектором дифракции обратно отраженных электронов NordlysNano фирмы Oxford Instruments, а также на электронном микроскопе Thermo Fisher Scientific Helios 5 с системой детектора дифракции обратно отраженных электронов Symmetry фирмы Oxford Instruments. Изображения микроструктуры получались с использованием детекторов вторичных и отраженных электронов.

Размер зерна (удельная площадь границ зерен) определяли методом количественной металлографии с использованием изображений, полученных в режиме обратно рассеянных электронов. Анализ микроструктуры проводился с применением программного обеспечения SIAMS Photolab, обеспечивающего выделение границ зерен и расчет их площади. Средний размер зерна определялся методом линейных пересечений в соответствии ГОСТ Р ИСО 13067–2016 «Микроанализ электронно-зондовый. Дифракция обратно рассеянных электронов. Измерения среднего размера зерна», измеряя количество пересечений тестовых линий с границами зерен на изображении. Удельная площадь границ зерен S_v рассчитывалась по следующей формуле (2.1):

$$S_v = 2 \cdot P_L / A \quad (2.1)$$

где P_L – количество пересечений границ зерен на единицу длины тестовой линии, A – средняя площадь зерна.

Для исследований на просвечивающем электронном микроскопе (ПЭМ) из кольцевых образцов из сталей 07X16H19M2Г2БТР и 06X16H15M2Г2ТФР вырезались сегменты размером около 3 мм. Затем сегменты механически истончались на шлифовальной бумаге до толщины 0,10–0,12 мм. Образцы в виде тонкой фольги для микроскопии готовились с использованием установки двухструйной электрополировки Twin Jet (Fischione) в охлаждаемом до 16 °С электролите состава 90 % CH_3COOH и 10 % HClO_4 при напряжении 30–35 В. После электрополировки образцы дополнительно очищались низкоэнергетическими ионными пучками Ag^+ на установке TEM Mill 1050 (Fischione) при ускоряющем напряжении 300 В.

Толщина исследуемой области фольги определялась методом спектроскопии электронных потерь энергии на основе относительной интенсивности пика нулевых потерь. Плотность дислокаций рассчитывалась методом секущих линий [130,131]. Определение плотности дислокаций проводилось на светлопольных и темнопольных снимках одного участка в разных действующих отражениях, а также по картам распределения химических элементов в случае сегрегаций на дислокациях отдельных элементов, таких как Ni и Si.

Для количественной обработки изображений с целью определения среднего размера пор использовалось программное обеспечение SIAMS Photolab. В качестве среднего размера пор указывалась средняя видимая величина, полученная путем измерения наружного диаметра в одном сечении (в плоскости фольги, параллельной оси оболочки). Все измеренные диаметры пор заносились в электронную таблицу Microsoft Office Excel, разбивались на размерные интервалы с заданным шагом, определялась концентрация пор каждого размерного интервала по формуле (2.2):

$$N_i = n_i / V_{\text{обр}} = n_i / (S_{\text{обр}} \cdot t_{\text{обр}}) \quad (2.2)$$

где n_i – количество всех измеренных пор в i – том интервале; $V_{\text{обр}}$ – объем исследуемого участка образца; $S_{\text{обр}}$ – площадь образца, определенная по фотоизображениям; $t_{\text{обр}}$ – толщина образца.

Концентрация пор в образце определялась по формуле (2.3):

$$N = \sum_i N_i \quad (2.3)$$

Рассчитывалась пористость исследуемого образца по формуле (2.4):

$$P = \sum_i V_i \cdot N_i = \sum_i \pi \cdot d_i^3 / 6 \cdot N_i \cdot 100 \% \quad (2.4)$$

где V_i – объем i – того интервала пор; d_i – диаметр i – того интервала пор.

Ошибка определения среднего размера и концентрации пор равна 10 %. Таким образом, ошибка определения пористости ~26 %. Следует отметить, что параметры пористости рассчитаны в сечении оболочки, близком к центральным слоям по толщине оболочки, из которых были изготовлены образцы.

3 ТЕОРИТИЧЕСКИЕ МОДЕЛИ ЭВОЛЮЦИИ ТОЧЕЧНЫХ ДЕФЕКТОВ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ

3.1 Статистическая модель миграции точечных дефектов

Для вычисления концентраций и потоков точечных дефектов к различным стокам применялась модель миграции точечных дефектов [49]. Эта модель описывает вероятностные и энергетические характеристики перемещения дефектов в материале, учитывая энергетические барьеры, которые необходимо преодолеть для миграции, а также вероятность поглощения дефектов стоками или их рекомбинации. Основные принципы статистической термодинамики твердого тела, лежащие в основе данной модели, изложены в работе [90]:

- миграция точечных дефектов (ТД) осуществляется путем перемещения в соседнее положение кристаллической решетки;
- вероятность перескока в одном из направлений в декартовой системе, когда все положения эквивалентны, определяется выражением $\exp(-E_m/kT)/6$ (где E_m – энергия миграции точечного дефекта; k – постоянная Больцмана; T – температура, К);
- если энергии ТД в кристаллической решетке до перескока (E_1) и после него (E_2) не одинаковы, то выражение для его вероятности включает дополнительный множитель и принимает вид: $\exp((E_2 - E_1)/kT) \cdot \exp(-E_m/kT)$.

Каждый сток создает в своем окружении поле напряжений, зачастую являющееся анизотропным. В использованном варианте модели принято приближение, в котором, точечный дефект перемещается в однородной и изотропной кристаллической матрице, до тех пор, пока ни попадет в область взаимодействия, прилежащую к стоку. Из нее при следующем перескоке он может попасть на сток, удалиться от стока или же остаться в области взаимодействия. Вероятность каждого из этих событий определяется разностью энергий до и после перескока, рисунок 3.1.

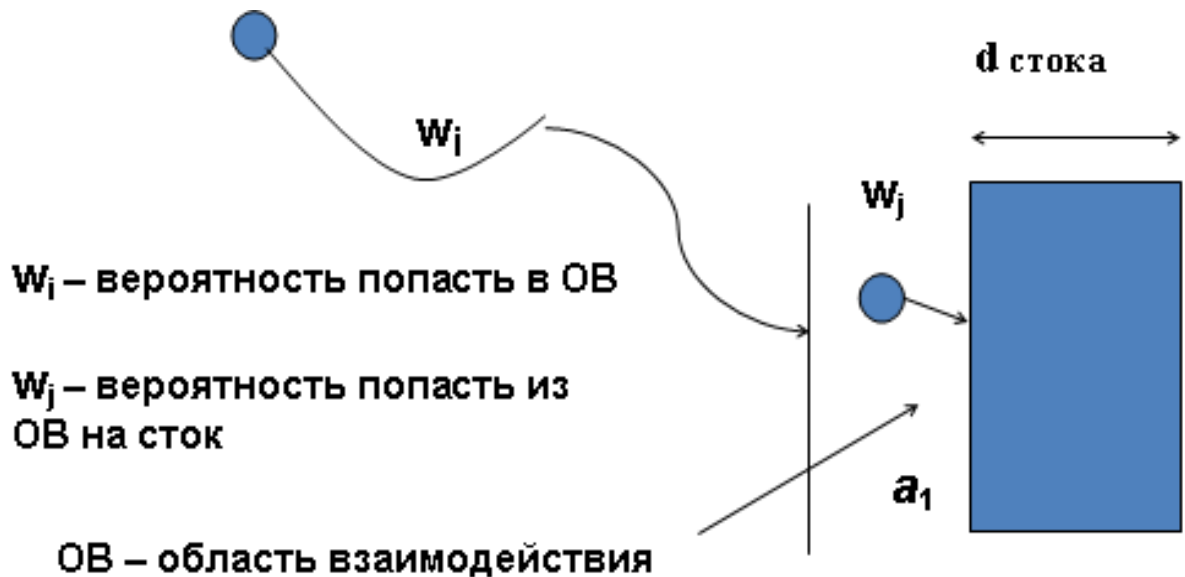


Рисунок 3.1 – Схема миграции ТД на сток

Поэтому вероятность перепрыгнуть в сток определяется дополнительным множителем (3.1):

$$\omega_j = \frac{\exp(E_c / kT)}{\exp(E_c / kT) + n} = \frac{1}{1 + n \cdot \exp(-E_c / kT)} \quad (3.1)$$

где E_c – энергия связи ТД со стоком, равная разности энергий кристалла в состоянии, когда ТД находится в матрице и когда он находится на стоке; n – коэффициент, определяемый гидом стока.

Для протяженных стоков вероятность перепрыгнуть на них ТД пропорциональна телесному углу, при перескоке, в секторе которого дефект попадает на сток. Для плоских дефектов (границ зерен и двойников) $n=1$, для линейных (дислокаций) $n=2$, для объемных дефектов размера, близкого к атомному, $n=5$.

Каждый вид стоков характеризуется своим эффективным радиусом взаимодействия с точечным дефектом (шириной потенциальной ямы) и эффективной энергией связи с точечным дефектом (глубиной потенциальной ямы) [132]. Принятые приближения были использованы для описания миграции точечных дефектов на стоки.

Предположим, что распределение источников дефектов однородно и изотропно в пространстве. В процессе миграции точечного дефекта он может либо попасть в область, соседствующую со стоками, либо не попасть туда. Вероятность попадания на сток при каждом перескоке соответствует доле объема, занимаемой соседними стоками. Вероятность достижения стока на втором перескоке равна произведению вероятностей попадания на сток на первом и втором перескоках. Аналогичным образом можно выразить вероятность достижения стока на n -ом перескоке (3.2) [90]:

$$\omega = \omega_1 \cdot (1 - \omega_1)^{n-1}, \quad (3.2)$$

где ω_1 – вероятность попадания на сток при элементарном перескоке.

Для описания большого числа перескоков используется интегральное представление выражения (3.2) с плотностью вероятности, где множитель A находится из условия нормировки (3.3) [90]:

$$\int_0^{\infty} \rho(n) dn = A \cdot \int_0^{\infty} \omega_1 \cdot (1 - \omega_1)^{n-1} dn = 1, \quad (3.3)$$

Из этого условия следует, что множитель A уравнения (3.3) равен обратному интегралу от плотности вероятности до бесконечности (3.4) [90]:

$$A = (1 - \omega_1) \cdot \ln(1 - \omega_1)^{-1} / \omega_1 \quad (3.4)$$

Среднее число перескоков, необходимых для достижения стока, определяется интегралом плотности вероятности. Учитывая, что вероятность достижения стока на первом перескоке невелика, диффузионное время определяется как обратное среднему числу перескоков, необходимых для достижения стока.

Диффузионное время τ_j будет определяться соотношением (3.5) [90]:

$$\tau_j = \exp(E_m/kT) / (v \cdot \omega_1 \cdot \omega_j), \quad (3.5)$$

где ω_j – вероятность перехода из пограничного слоя в границу стока типа j при элементарном перескоке.

Выражение (3.5) можно использовать для нахождения среднего диффузионного времени точечных дефектов на различные стоки, где j обозначает вид стока (границы зерен, дислокации, границы двойников, рекомбинация, поры).

Находясь в приграничном регионе, ТД может осуществить переход в полупространство кристаллической решетки с сохранением или приобретением энергии. Вероятность перехода из пограничного слоя в границу определяется по уравнению (3.6) [90]:

$$\omega_j = \exp(E/kT)/(\exp(E/kT)+1) = 1/(\exp(-E/kT)+1), \quad (3.6)$$

где E – энергия образования точечного дефекта.

Исходя из выражения (3.6) пример диффузионного времени для вакансий достигающих границу зерна (3.7) [90]:

$$\tau_{vg} = R/(3va) \cdot \exp(E_{mv}/kT). \quad (3.7)$$

В выражение (3.7) для сферического монокристалла радиуса R площадь поверхности стока может быть найдена с помощью следующего выражения $R/3a$, где a – параметр кристаллической решетки, E_{mv} – энергия миграции вакансии.

Расчет диффузионного времени ухода межузельных атомов на границы зерен аналогичен предыдущему, с учетом того, что на границу ТД приходят с обеих сторон, поэтому в знаменатель для выражения диффузионного времени добавляется 2. Добавление множителя 2 в знаменатель при расчёте диффузионного времени для межузельных атомов отражает тот факт, что они диффундируют к границе зерна с обеих сторон, уменьшая общее время, необходимое для достижения границы.

Объемная доля границ не зависит от того, с какой стороны приходят ТД (а значит и диффузионное время). При расчёте диффузионного времени ухода межузельных атомов и вакансий на границы зерен важно учитывать толщину границ зерен, поскольку она влияет на объёмную долю границ и эффективность их как стоков для ТД. В случае специальных границ и двойниковых границ толщину можно принять равной параметру кристаллической решётки a [133].

При расчете потоков межузельных атомов на границы используется их энергия связи с границей E_{ig} . Аналогичные энергетические характеристики используются и для других видов стоков. При этом учитываются геометрические параметры микроструктуры, влияющие на кинетику диффузионных процессов. Выражение для диффузионного времени ухода межузельных атомов на границы зерен имеет вид (3.8) [90]:

$$\tau_{ig} = R/(6va) \cdot (1 + \exp(-E_{ig}/kT)) \cdot \exp(-E_{mi}/kT), \quad (3.8)$$

где E_{mi} – энергия миграции межузельных атомов.

Аналогичные (3.8) имеют выражения диффузионного времени ухода ТД на дислокации, двойниковые границы, поры. Отличительным является выражение для учета рекомбинации межузельных атомов и вакансий между собой.

Рекомбинация междоузлий с вакансиями в кристаллической матрице происходит, когда они находятся на расстоянии, не превышающем радиус спонтанной рекомбинации. Вероятность рекомбинации при приближении междоузлия к вакансии на расстояние, равное произведению эффективному радиусу спонтанной рекомбинации (η) и параметра решетки (a), составляет единицу. Удельный объем областей спонтанной рекомбинации определяется (3.9) [90]:

$$\Delta V/V = 16\pi \cdot \eta^3 \cdot c_v / 3, \quad (3.9)$$

где c_v – концентрация вакансий в кристаллической матрице.

Значение радиуса спонтанной рекомбинации в выражении (3.9), равно 2,5 параметрам кристаллической решетки.

Когда одновременно имеются различные виды стоков, интегральный поток междоузлий на все стоки (в относительных единицах) определяется выражением (3.10) [90]:

$$J_i = c_i / \tau_i = c_i \cdot \sum_j (1 / \tau_{ij}). \quad (3.10)$$

Аналогично (3.10) будут также выглядеть уравнения для вакансий при замене индекса i на v .

Распределение в объеме стоков (дислокаций, границ зерен, двойников, пор) и их общая площадь поверхности является важной составляющей для описания

распределения ТД по объему материала. Уравнение баланса ТД и их потоки на различные стоки можно записать следующим образом (3.11–3.12) [49]:

$$G_v + G_{term} = c_v \cdot (j_{vd} + j_{vg} + j_{vt} + j_{vv}) + c_v \cdot c_i \cdot j_{vr}, \quad (3.11)$$

$$G_i = c_i \cdot (j_{id} + j_{ig} + j_{it} + j_{iv}) + c_v \cdot c_i \cdot j_{vr}, \quad (3.12)$$

где c_v, c_i – относительные концентрации вакансий и междоузлий; G_v, G_i – интенсивность образования вакансий и междоузлий облучением соответственно; G_{term} – количество образующихся вакансий термически; $j_{vd}, j_{id}, j_{vg}, j_{ig}, j_{vt}, j_{it}, j_{vv}, j_{iv}, j_{vr}$ – потоки вакансий или междоузельных атомов на дислокации, границы зерен, границы двойников, поверхность пор, рекомбинацию. Термической генерацией междоузельных атомов в выражении (3.12) пренебрегали из-за большой энергии их образования, в стали при рабочих температурах оболочек в реакторе БН-600.

В выражении (3.11) параметр для образования термических вакансий имеет вид (3.13) [90]:

$$G_{term} = \exp(-E_{mv}/kT) \nu a \cdot (j_{vdt} + j_{vgt} + j_{vtt} + j_{vvt}), \quad (3.13)$$

где

$$j_{vgt} = (6 \cdot a \cdot \nu \cdot \exp(-E_{mv}/kT)) / (d_g \cdot (1 + \exp(-E_{vg}/kT))), \quad (3.14)$$

$$j_{vdt} = (3\pi \cdot \rho_d \cdot a^2 \cdot \nu \cdot \exp(-E_v/kT)) / ((1 + \exp(-E_{vd}/kT))), \quad (3.15)$$

$$j_{vtt} = (2 \cdot S_t \cdot a \cdot \nu \cdot \exp(-E_v/kT)) / ((1 + \exp(-E_{vt}/kT))), \quad (3.16)$$

$$j_{vvt} = (F_v \cdot \exp(-(E_v - U)/kT)) / ((1 + \exp(-(E_v - U)/kT))), \quad (3.17)$$

уравнения (3.14–3.17) – потоки вакансий образованных термически с границ зерен, дислокаций, двойников и поверхности пор соответственно; E_{vd}, E_{vb}, E_{vt} – энергия связи вакансий с дислокациями, границами зерен и границами двойников соответственно; $U = a^3 \cdot \gamma / d$ – увеличение поверхностной энергии поры диаметра d при поглощении вакансии; γ – коэффициент поверхностного натяжения; F_v – интегральная удельная площадь поверхности пор; S_t – удельная площадь поверхности двойниковых границ; ρ_d – удельная плотность дислокаций; d_g – средний условный размер зерна.

По аналогии с выражениями (3.14–3.17) можно составить уравнения потоков ТД на различные виды стоков в уравнениях (3.11–3.12). Выражения (3.11–3.12) имеют параметр рекомбинации (3.18), который имеет вид [90]:

$$j_{vr} = 16 \cdot \pi \cdot \eta^3 \cdot v \cdot \exp(-E_{mi}/kT)/3, \quad (3.18)$$

Накопление ТД в кристаллической матрице описывается дифференциальной системой уравнений (3.19–3.20):

$$dc_v / dt = \delta_v \cdot G + G_{term} - (j_{vdt} + j_{vgt} + j_{vtt} + j_{vvt} + j_{vr}) \quad (3.19)$$

$$dc_i / dt = \delta_i \cdot G - (j_{idt} + j_{igt} + j_{itt} + j_{ivt} + j_{ir}) \quad (3.20)$$

где δ_v , δ_i – доля вакансий и межузельных атомов соответственно, поступающих в кристаллическую матрицу.

Определяющими параметрами в рамках модели миграции ТД являются энергии миграции, энергии образования и связи дефектов со стоками. Часть этих характеристик была заимствована из литературных данных, а часть (например, энергии миграции) определялась по результатам проведенных в ИРМ экспериментальных исследований. В рамках работы был применен метод параметрической оптимизации. При этом подходе параметры энергий миграции (таблица 3.1), подбирались на основании имеющихся в литературе, экспериментальных данных и теоретических оценок таким образом, чтобы обеспечить наилучшее соответствие рассчитанных и экспериментально полученных значений. В случае энергий миграции использовались результаты полученных в дилатометрических экспериментах на образцах после нейтронного облучения [134,135].

Таблица 3.1 – Энергетические характеристики собственных точечных дефектов в сталях 06X16H15M2Г2ТФР (1) и 07X16H19M2Г2БТР (2) [124]

Характеристика	Значение энергий для аустенитных сталей, эВ	
	1	2
Энергия образования вакансии	1,8	
Энергия образования межузельного атома	4,2	
Энергия миграции вакансии (в зависимости от температуры)	1,13–1,14	1,17–1,18
Энергия миграции межузельного атома	0,27	
Энергия связи вакансии с дислокацией	0,2	
Энергия связи межузельного атома с дислокацией	0,8	
Энергия связи вакансии с границами зерен	0,15	
Энергия связи межузельного атома с границами зерен	0,6	
Энергия связи вакансии с границами двойников	0,1	
Энергия связи межузельного атома с границами двойников	0,2	
Энергия связи вакансии с порой	1,7	
Энергия связи межузельного атома с порой	4,2	

3.2 Самосогласованная модель эволюции радиационной пористости

Эволюция пористости рассчитывается при условии продолжения облучения для участков твэла с заданными температурой и скоростью накопления повреждающей дозы. Изменения микроструктуры, происходящие при продлении облучения, не учитываются, поэтому все характеристики микроструктуры, кроме пористости, остаются постоянными. Использование такого приближения основано на том, что большинство процессов структурных изменений имеют при неизменной температуре и скорости смещений характер насыщения, и на этапе окончания эксплуатации материалы близки к достижению этой стадии. Экспериментальное доказательство этого представления требует дополнительных целенаправленных микроструктурных исследований. В частности, сопоставление результатов рассчитанных в работе прогнозных оценок с экспериментальными данными, может быть использовано и для этих целей.

Для описания роста пор рассчитывались потоки точечных дефектов, направленные в поры [94]. В качестве «отправной точки» расчетов был принят момент окончания облучения (извлечения твэлов из реактора), когда поры являлись доминирующим стоком, характеристики которого (удельная площадь поверхности пор) существенно влияли на концентрацию вакансий и межузельных атомов. Это характеризуется сдвигом критического диаметра (диаметр перехода гелий-вакансионных зародышей пор в класс вакансионных пор) в сторону больших размеров [91]. Это приводит к остановке процесса перехода гелий-вакансионных пузырьков в класс вакансионных пор, после чего концентрация вакансионных пор перестает увеличиваться и увеличение пористости осуществляется только за счет роста уже сформированных пор.

Эволюция ансамбля пор для случая продолжения облучения с теми же параметрами управляется двумя процессами: ростом пор из-за поступления в них несбалансированного потока вакансий и коалесценции пор (слиянием при касании растущих пор) [136]. Первый процесс увеличивает диаметр пор при неизменной их концентрации, что, приводит к росту площади поверхности пор. Коалес-

ценция увеличивает средний диаметр пор, но уменьшает их площадь поверхности и концентрацию.

Ниже приведены выражения для изменения характеристик ансамбля пор за промежуток времени Δt (3.21–3.28) [137]:

$$j_{vv} = j_{vv+} - j_{vi} - j_{vv-}, \quad (3.21)$$

где j_{vv} – результирующий поток ТД в поры, j_{vv+} – поток вакансий в поры, j_{vv-} – поток вакансий из поры, j_{vi} – поток межузельных атомов в поры.

$$v = j_{vv} \cdot 2 \cdot a, \quad (3.22)$$

где v – скорость увеличения диаметра поры.

$$\Delta n = v \cdot \Delta t \cdot n \cdot F_v / 2, \quad (3.23)$$

где n – концентрация пор, Δn – изменение концентрации за время Δt , F_v – удельная площадь поверхности пор, суммирование ведется по вакансионным порам (исключая гелий-вакансионные зародыши пор).

$$\Delta d_a = v \cdot \Delta t \cdot (d_a \cdot F_v \cdot 0.13 + 1), \quad (3.24)$$

где Δd_a – изменение среднего диаметра за время Δt , d_a – средний диаметр пор.

$$d_{as} = k_s \cdot d_a, \quad (3.25)$$

где d_{as} – среднеквадратичный диаметр пор, k_s – коэффициент, связывающий среднеквадратичный и средний диаметры пор.

$$k_s^2 = F_v / (\pi \cdot n \cdot d_a^2), \quad (3.26)$$

$$\Delta F_v = \pi \cdot n \cdot d_{as} \cdot (2 - 0.11 \cdot d_{as} \cdot F_v) \cdot v \cdot \Delta t, \quad (3.27)$$

$$\Delta P = a \cdot j_{vv} \cdot F_v \cdot \Delta t, \quad (3.28)$$

где ΔP – изменение пористости (доля объема, занимаемого порами).

Набор характеристик ансамбля пор, использованных для описания его эволюции: n , d_a , d_{as} , F_v , P .

Расчеты проводили численными методами. Выбирался временной шаг Δt и по полученным формулам (3.21–3.28) рассчитываются изменения характеристик пористости. Временной шаг выбирается таким образом, чтобы прошедшая за него величина изменений была много меньше самих характеристик.

Полученные новые величины характеристик использовались, как начальные данные для дальнейшего аналогичного расчета, в результате получается временная зависимость характеристик пористости $P(t)$, в частности, величины распухания $S(t)$. Связь пористости и распухания описывается соотношением (3.29):

$$P = 1 - 1 / (S + 1) \quad (3.29)$$

Достижение предельно разрешенного значения распухания оболочек твэлов БН $S_{lim} = 15 \%$, что соответствует 13% пористости и означает исчерпание ресурса по распуханию [138].

В рамках работы модель заключительного этапа стадии нестационарного распухания [137] была улучшена за счет использования итерационного метода, что в результате приводит к разработке самосогласованной модели эволюции радиационной пористости (рисунок 3.2). В рамках самосогласованной модели потоки и концентрации точечных дефектов рассчитываются при каждой итерации, когда происходят изменения характеристик пористости, что позволяет более точно учитывать процессы, происходящие на микроуровне.

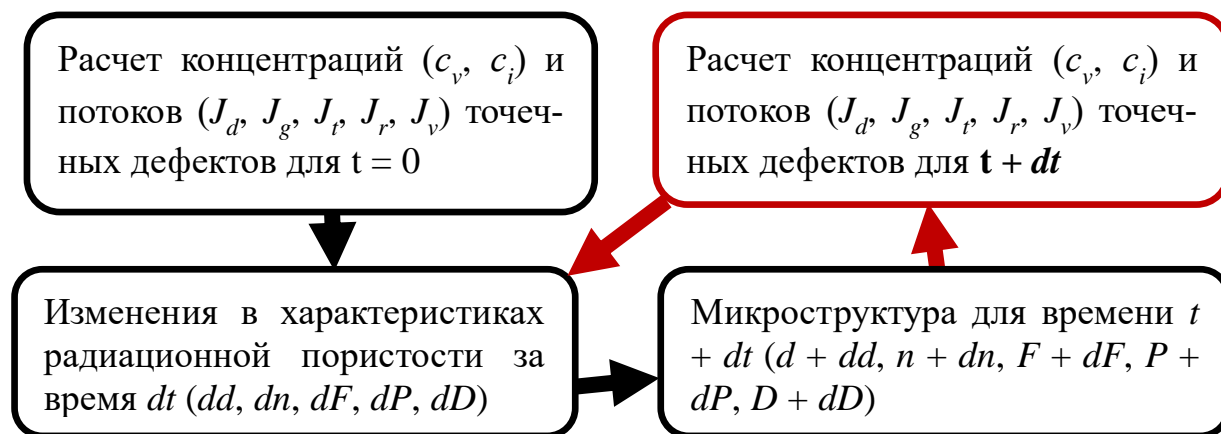


Рисунок 3.2 – Схема расчета изменения пористости с учетом микроструктуры для сталей 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР. D –повреждающая дозы, сна; t – время, с

В работе был применен самосогласованный алгоритм расчета критического диаметра, для верификации результатов вычислений. При формировании зародыша поры происходит объединение избыточных вакансий и трансмутационного Не. При достижении критического диаметра пор их рост происходит за счет по-

ступления в них вакансий, без необходимости поступления дополнительного количества He.

Итерационный алгоритм для вычисления критического диаметра поры (рисунок 3.3) предполагает, что в начале расчета задаются характеристики микроструктуры и радиационной пористости для определения концентраций и потоков ТД.

После этого устанавливается начальное количество атомов He. Вычисляется изменение размера зародыша поры при поглощении вакансий. Увеличение размера происходит до момента, пока внешнее и внутреннее давление не стабилизируются, после чего необходимо поступление дополнительных атомов He.

Расчет проводится с учетом модели миграции ТД на основе, которой рассчитываются концентрация и потоки ТД, в том числе в пору. Расчет критического диаметра продолжается пока не выполнится условие (3.30).

Условие достижения критического диаметра описывается следующим выражением [92]:

$$J_{vv} = J_{vv+} - J_{vv-} - J_{iv+} \geq 0 \quad (3.30)$$

где J_{vv} – результирующий поток вакансий в пору; J_{vv+} – поток вакансий в пору; J_{vv-} – поток вакансий из поры; J_{iv+} – поток межузельных атомов в пору.

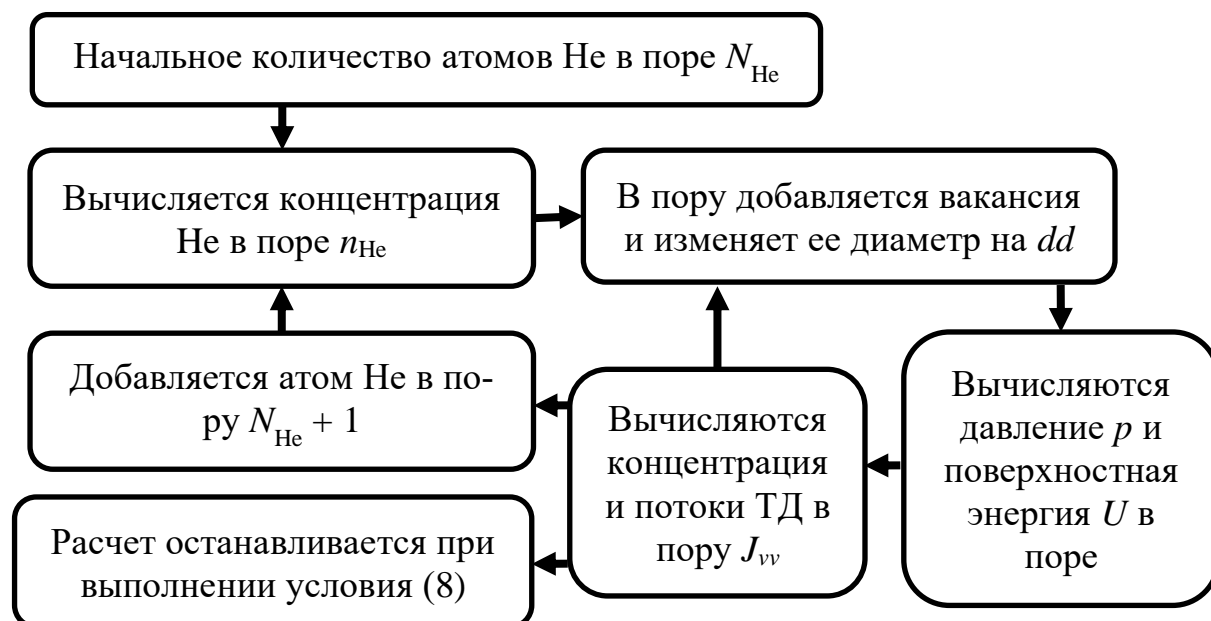


Рисунок 3.3 – Схема расчета критического диаметра поры для сталей 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР

3.3 Заключение к главе 3

В рамках третьей главы описана разработанная самосогласованная модель эволюции радиационной пористости в аустенитных сталях 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР, которая позволяет прогнозировать процесс набухания, лимитированный набуханием. Основное внимание уделено описанию миграции точечных дефектов с уточнением энергетических параметров и учётом влияния пористости. Определён набор характеристик радиационной пористости, который может служить основой для количественного описания набухания и прогнозирования времени эксплуатации реакторных конструкций.

Кроме того, был разработан итерационный алгоритм расчёта критического диаметра зародышей пор с учётом поступления атомов трансмутационного гелия и миграции точечных дефектов. Этот алгоритм позволяет детализировать условия формирования пор и более точно предсказывать их рост в условиях радиационного облучения.

Таким образом, разработанные модели и алгоритмы обеспечивают новый уровень точности в прогнозировании радиационного набухания аустенитных сталей, что является важным шагом в повышении эксплуатационной надёжности материалов для реакторов на быстрых нейтронах.

4 РЕЗУЛЬТАТЫ ЭКСПЕРИМЕНТАЛЬНЫХ И ТЕОРИТИЧЕСКИХ ИССЛЕДОВАНИЙ СТРУКТУРНЫХ ИЗМЕНЕНИЙ ПРОИСХОДЯЩИХ В АУСТЕНИТНОЙ СТАЛИ ПОД ДЕЙСТВИЕМ НЕЙТРОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ

4.1 Микроструктура оболочек твэлов из аустенитной стали после облучения нейтронами

Экспериментальные исследования проводились для получения количественных характеристик структурных параметров. Для каждого исследуемого образца были известны значения дозы облучения и температуры (таблица 4.1). С использованием ПЭМ были получены изображения микроструктуры, на основе которых впоследствии анализировались структурные характеристики и радиационная пористость.

Таблица 4.1 – Характеристики образцов для электронно-микроскопических исследований из стали 06X16H15M2Г2ТФР (1) и 07X16H19M2Г2БТР (2)

Марка стали	Технология изготовления	Температура T , К	Скорость набора дозы G , 10^{-6} сна/с	Повреждающая доза D , сна	Распухание (ПЭМ), %	Распухание (по гидростатике), %
1	улучшенная	690±10	0,97	48	0,5	0,5
		760±10	0,95	47	3,0	4,4
		790±10	1,61	80	3,5	3,4
	стандартная	690±10	0,99	49	0,01	1,0
		760±10	1,56	77	10,5	10,5
		790±10	1,62	80	8,9	8,9
2	улучшенная	720±10	1,16	88	1,4	1,3
		760±10	1,3	99	3,5	3,0
		780±10	1,3	99	3,9	3,8
		790±10	1,26	96	4,5	4,0
	стандартная	720±10	1,22	73	3,3	3,0
		760±10	1,47	87	4,4	5,0
		790±10	1,56	93	6,4	6,1
		820±10	1,55	92	5,0	4,8

Для формирования представления о структурном состоянии облученных образцов рассмотрим различные зоны из разных частей оболочек твэлов из аустенитной стали 07X16H19M2Г2БТР изготовленной по стандартной технологии после облучения.

Участок оболочки твэла из области низа активной зоны с повреждающей дозой 73 сна и температурой облучения 717 К имеет равномерное распределение пор. Выявлены обедненные порами зоны вдоль границ зерен. Распределение пор в области низа активной зоны равномерно, часто наблюдается связь пор с дислокациями, дислокационными петлями и выделениями вторых фаз. Максимальный размер пор не превышает 40 нм. Концентрация пор достигает $7,1 \times 10^{21} \text{ м}^{-3}$.

Данной зоне характерно наличие высокой концентрации дислокационных петель с дефектом упаковки (ДУ), размеры которых достигают 50 нм. Радиационно-индуцированные фазовые изменения приводят к появлению G-фазы средним размером 20...30 нм. В структуре стали выявлены радиационно-стимулированные карбиды и когерентная мелкодисперсная фаза типа γ' -фазы.

В структуре стали наблюдаются радиационно-стимулированные ГЦК карбиды типа $M_{23}C_6$ или M_6C с параметром решетки $a \approx 1,06 \dots 1,08$ нм, расположенные как в теле зерен, так и по границам, рисунок 4.1.

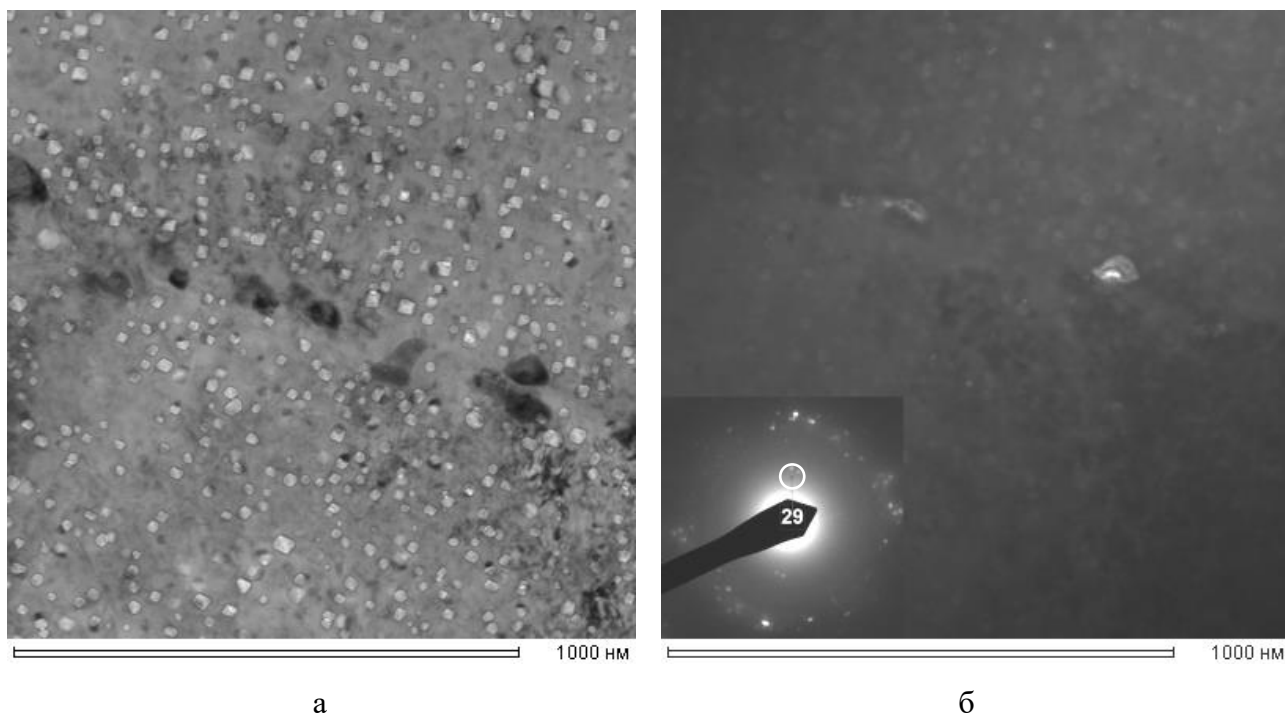


Рисунок 4.1– Выделения сложных ГЦК карбидов по границам зерен в образце с накопленной повреждающей дозой 73 сна и температурой 717 К (а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение того же участка)

Для оболочки твэла из низа активной зоны в теле зерен обнаружена когерентная мелкодисперсная фаза размером до 10 нм высокой концентрации, которую по морфологии можно скорее всего идентифицировать, как γ' -фазу типа M_3Si с параметром решетки $a \approx 0,35$ нм, рисунок 4.2 (а, б). На границах зерен и двойников наблюдаются выделения вторых фаз, идентифицируемых как сложные ГЦК карбиды типа M_6C , $M_{23}C_6$, рисунок 4.2 (в).

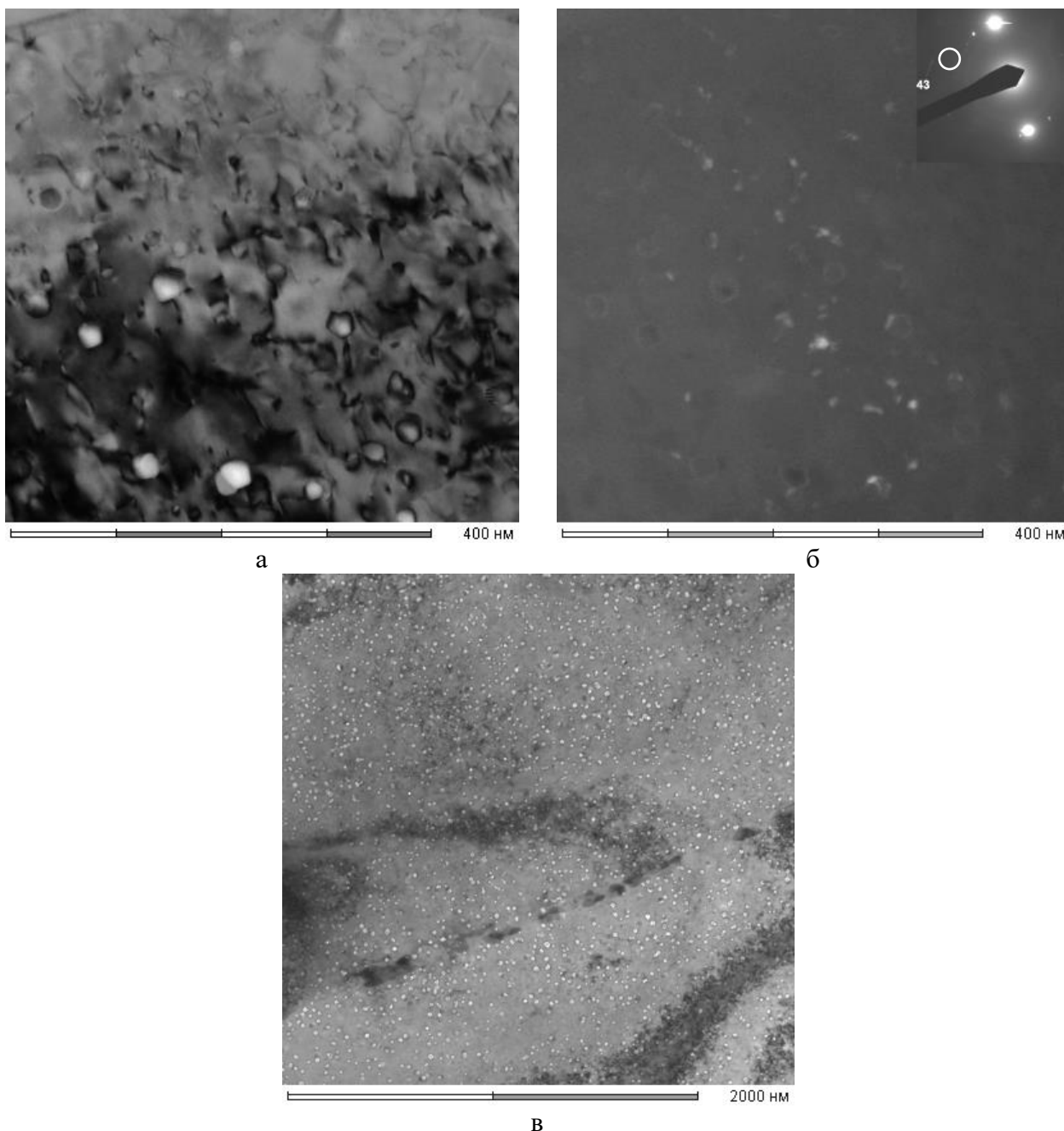


Рисунок 4.2 – Выделения γ' -фазы (а, б) и состояние границ зерен (в) оболочки твэла (а – светлопольное изображение γ' -фазы, б – то же, темнопольное изображение в экстрарефлексе γ' -фазы, в – светлопольное изображение состояние границ зерен)

Рассмотрена температурная область около 755 К с повреждающей дозой 87 сна. Данную область оболочки твэла, изготовленной по стандартной технологии после облучения характеризует однородное распределение крупных пор, участков свободных от пор практически не наблюдается. Поры распределены по телу зерен и по двойникам (рисунок 4.3).

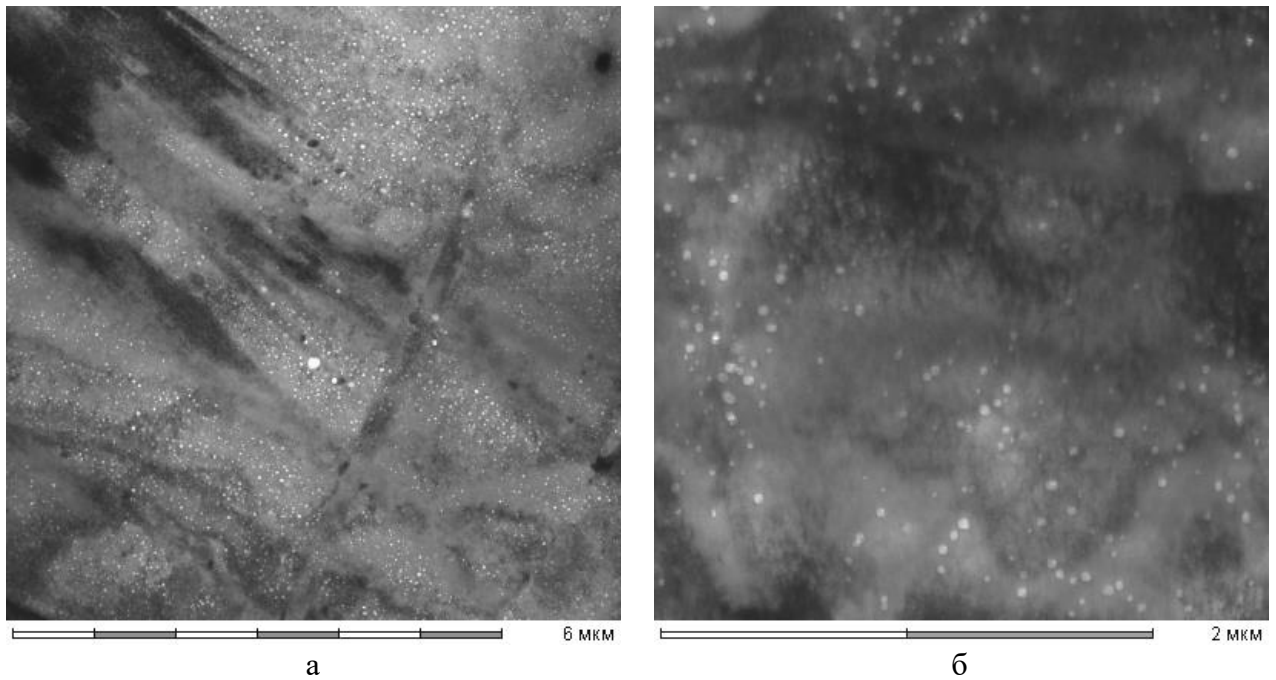


Рисунок 4.3 – Распределение пор: а – по телу зерна, б – по двойникам в участке оболочки твэла с накопленной повреждающей дозой 87 сна и температурой облучения 755 К

Выявлены обедненные порами зоны вдоль границ зерен и строчки пор (рисунок 4.4). В металле в области деформационных двойников обнаружены аналогичные крупные поры, иногда формирующие цепочки.

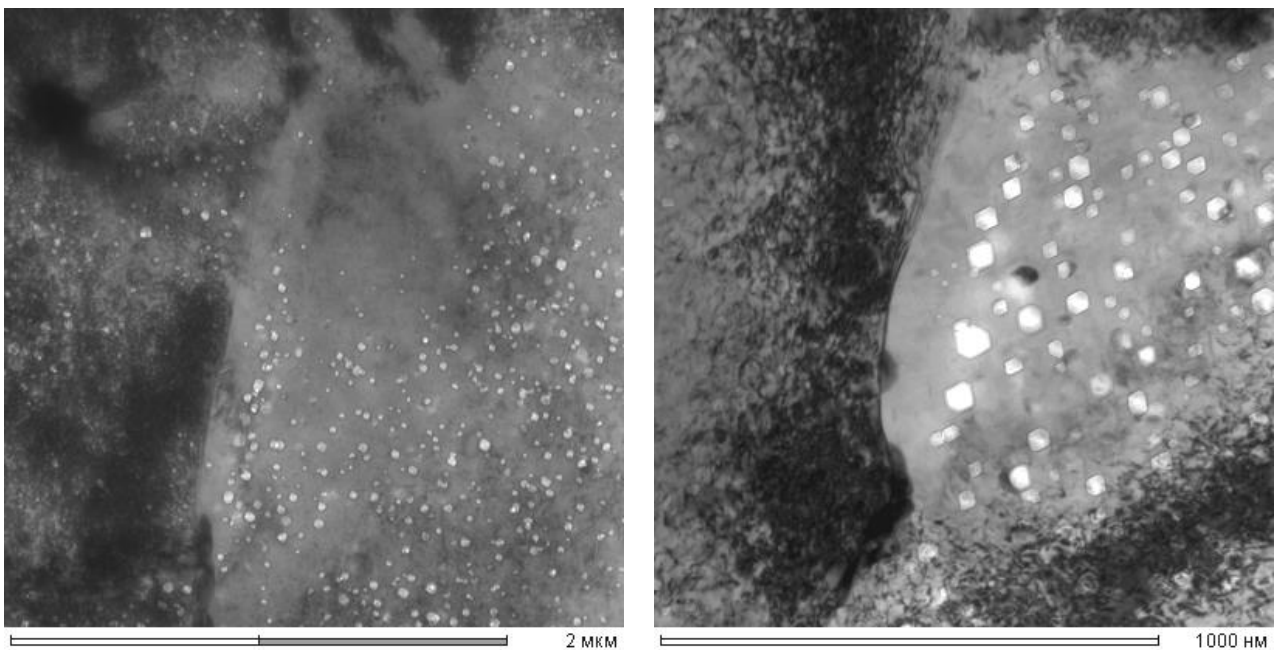


Рисунок 4.4 – Микроструктура вдоль границ зерен в участке оболочки твэла с накопленной повреждающей дозой 87 сна и температурой облучения 755 К

Крупные поры связаны с дислокациями и выделениями вторых фаз, особенно на двойниках деформации (рисунок 4.5 а). В материале обнаружена сетка дислокаций и дислокационные петли с дефектом упаковки, имеющую высокую плотностью (рисунок 4.5 б). Выделения радиационно-индуцированной G-фазы преимущественно связаны с порами. Также обнаружены радиационно-стимулированные выделения сложных ГЦК карбидов, часть границ заполнена плотно, но есть свободные от выделений участки.

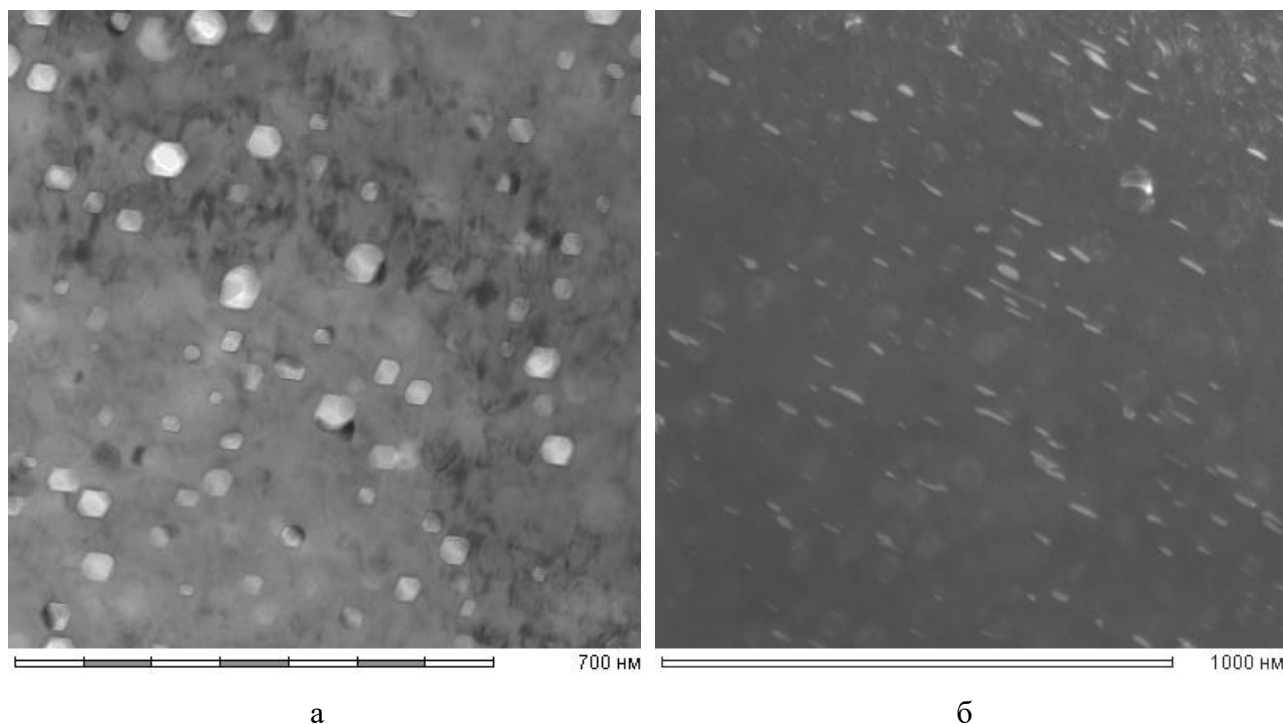
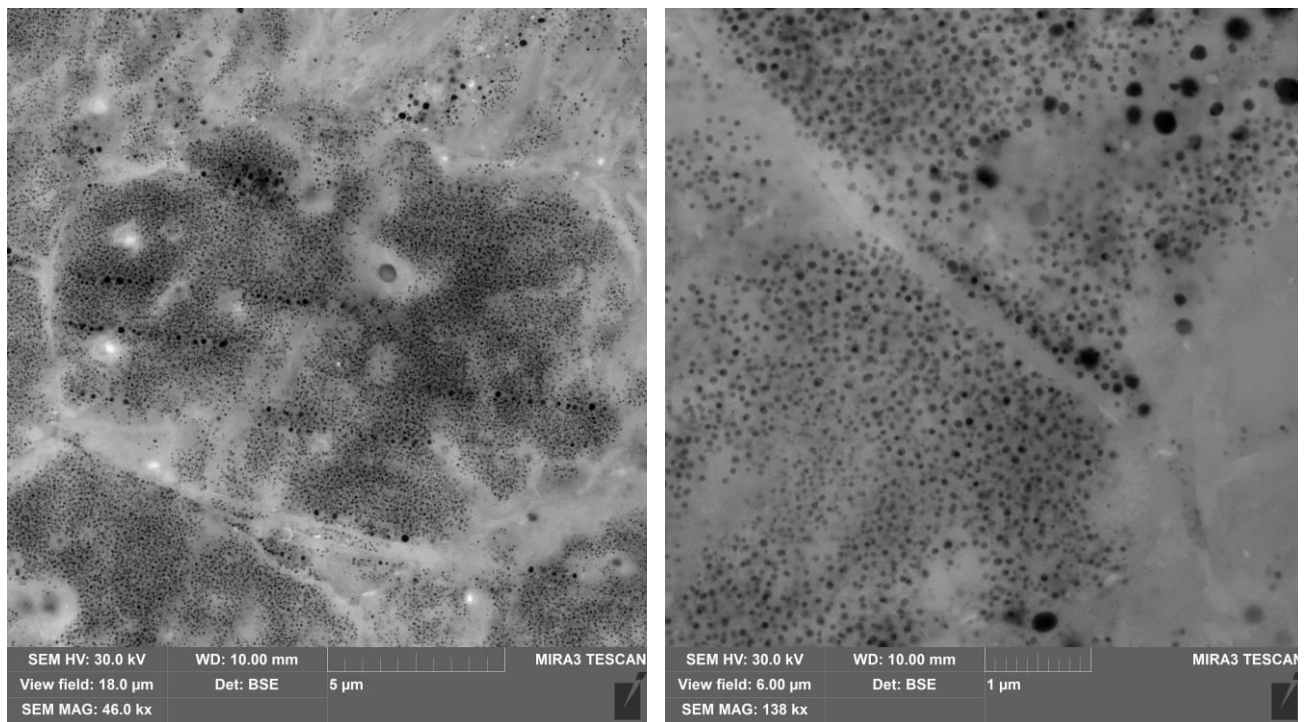


Рисунок 4.5 – Связь пор с элементами дислокационной структуры и выделениями вторых фаз (а), дислокационные петли в темном поле (б) для участка оболочки твэла с повреждающей дозой 87 сна и температурой облучения 755 К

Проведены исследования и дана характеристика состояния оболочки твэла, изготовленного по стандартной технологии из температурной области около 787 К с повреждающей дозой облучения 93 сна. С повышением температуры наблюдается изменение однородности распределения пор в объеме (более неоднородное), встречаются области в теле зерна свободные от крупных пор, расположенные вдоль границ зерен, а также не связанные со структурой (рисунок 4.6).



а

б

Рисунок 4.6 – СЭМ изображение микроструктуры области зерна (а) и образование пор в области двойниковых границ (б) в участке оболочки твэла с накопленной повреждающей дозой 93 сна и температурой облучения 787 К

Наблюдаются мелкие поры, равномерно распределенные, связанные с дислокациями и выделениями вторых фаз. Крупные поры связаны с дислокациями, выделениями G-фазы и сложными ГЦК карбидами (рисунок 4.7).

Наблюдается сетка дислокаций и дислокационные петли с дефектом упаковки. Выделения G-фазы и сложных ГЦК карбидов распределены по границам зерен и двойников. Внутризеренные стержнеобразные выделения, вероятно, фосфиды, обнаружены в образце. Когерентная мелкодисперсная фаза типа γ' -фазы M_3Si размером до 30 нм выявлена в теле зерен (рисунок 4.8). Границы двойников и зерен наблюдаются неравномерно распределенные выделения карбидов, G-фазы.

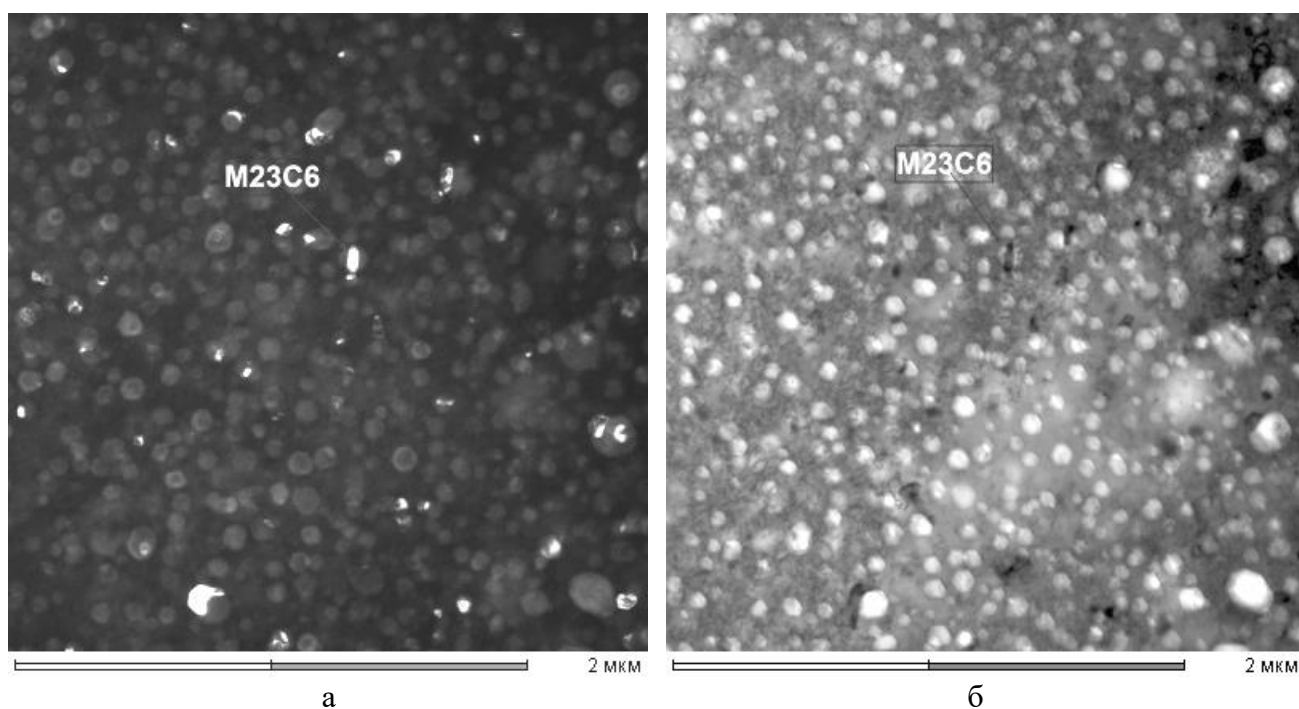


Рисунок 4.7 – Связь средних и крупных пор с выделениями вторых фаз в участке оболочки твэла с накопленной повреждающей дозой 93 сна и температурой облучения 787 К; а – темнопольное изображение области б в двойном рефлексе 044 G-фазы и 115 фазы $M_{23}C_6$

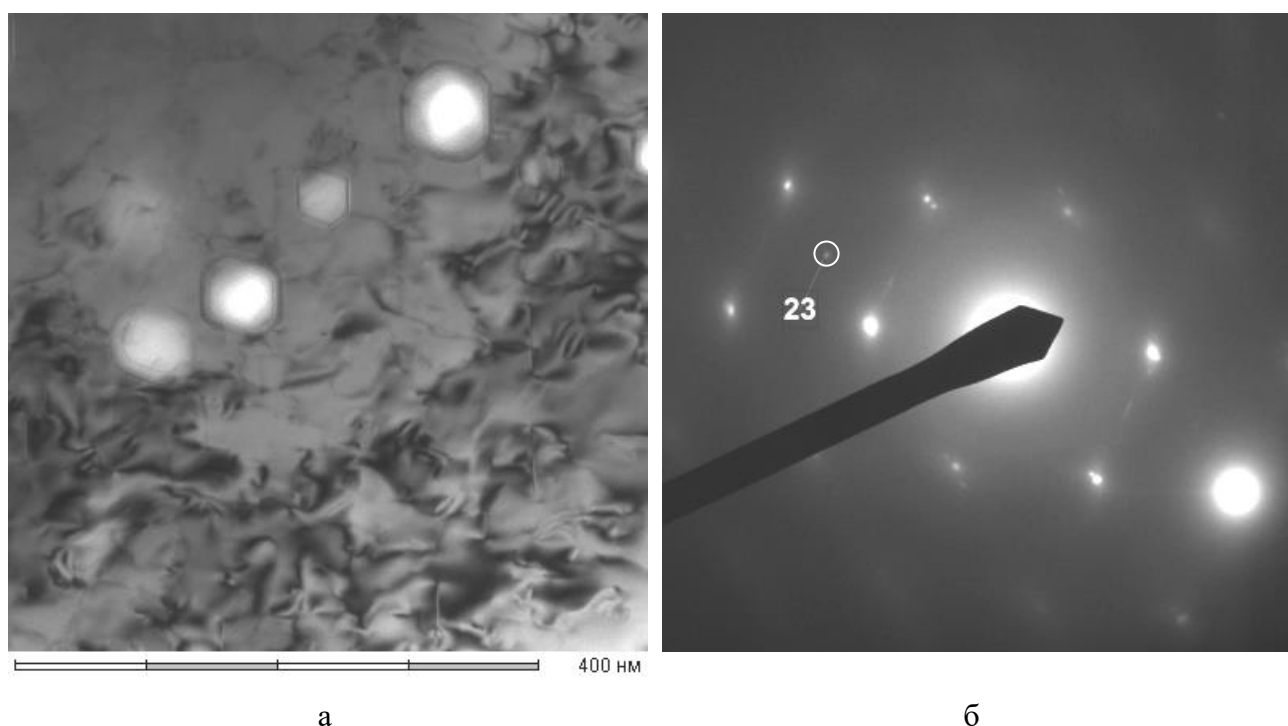


Рисунок 4.8 – Выделения γ' -фазы в участке оболочки твэла с накопленной повреждающей дозой 93 сна и температурой облучения 787 К (а – светлопольное изображение, б – микродифракция области (а))

Исследованная температурная область 817 К с накопленной повреждающей дозой 92 сна, показала схожую микроструктуру с предыдущим температурным диапазоном. Крупные поры, на границах деформационных двойников, образуют цепочки.

Крупные поры связаны с выделениями G-фазы и сложных ГЦК карбидов (рисунок 4.9). Размеры пор до 100 нм также выявлены на двойниках. Мелкие поры равномерно распределены внутри зерен и на границах зерен и двойников.

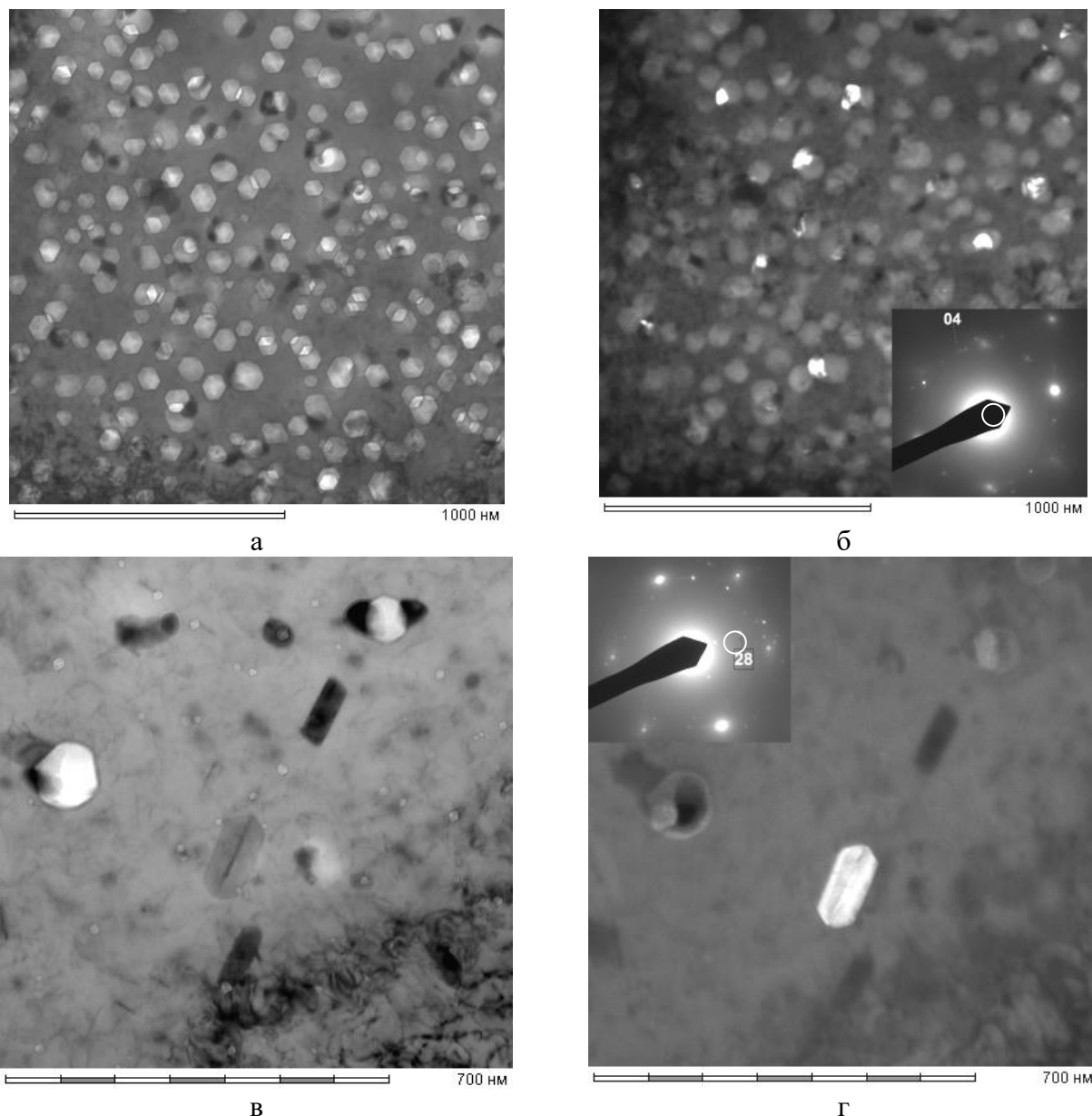


Рисунок 4.9 – Связь средних и крупных пор с выделениями вторых фаз в участке оболочки твэла с накопленной повреждающей дозой 92 сна и температурой облучения 817 К (а – светлопольное изображение, б – то же, темнопольное изображение в рефлексе G-фазы ; в – светлопольное изображение г – то же, темнопольное изображение в рефлексе фазы $M_{23}C_6$)

Плотность дислокаций высока, а мелкодисперсная фаза типа γ' -фазы M_3Si наблюдается в теле зерен (рисунок 4.10). Плотность выделений по границам зерен разнородна.

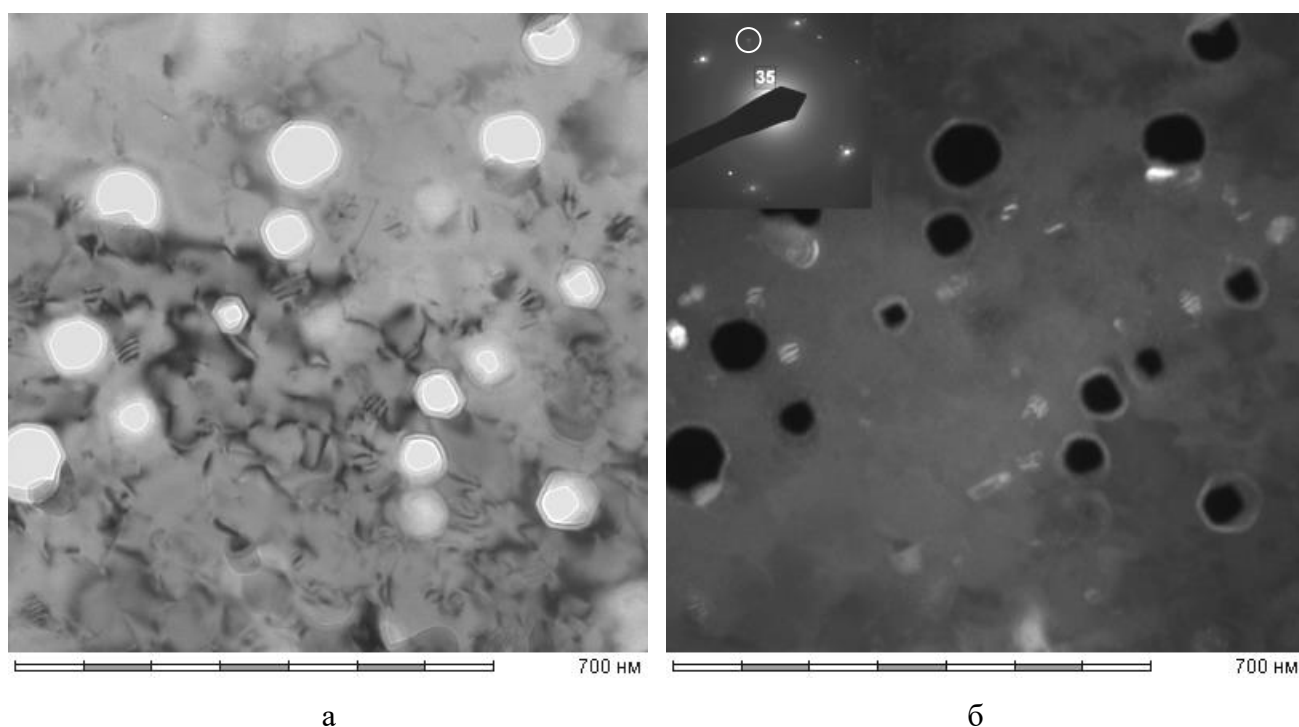


Рисунок 4.10 – Выделения γ' -фазы в участке оболочки твэла с накопленной повреждающей дозой 92 сна и температурой облучения 817 К (а – светлопольное изображение; б – то же, темнопольное изображение в экстрарефлексе γ' -фазы)

Проведенные исследования демонстрируют изменение радиационной пористости как в зависимости от условий облучения (температура, накопленная повреждающая доза), так и от исходного структурного состояния (двойники деформации, области с повышенной плотностью дислокаций). Отчетливо показано, что структурное состояние материала в процессе облучения в виде частей цельного изделия (оболочки твэла), развивается в различных условиях и, соответственно, неодинаково для данных областей после облучения. Различные условия для эволюции микроструктуры областей оболочки твэла в процессе облучения приводит к формированию отличительных черт.

На основе изображений микроструктуры были экспериментально определены значения микроструктуры: плотности дислокаций (ρ_d), удельная плотность по-

верхности двойников (S_t), удельная площадь поверхности зерен (S_g) и удельная площадь пор (F_v) (таблицы 4.2–4.5).

Таблица 4.2 – Характеристики участков оболочки твэла из стали 07X16H19M2Г2БТР (ЭК-164), изготовленных по улучшенной технологии после 880 суток эксплуатации

Номер образца	T, K	$G \cdot 10^{-6},$ сна/с	$D, \text{ сна}$	$\rho_d \cdot 10^{14},$ M^{-2}	$S_g \cdot 10^5,$ M^{-1}	$S_t \cdot 10^5,$ M^{-1}	$F_v \cdot 10^6,$ M^{-1}
Э-у-1	720±10	1,16	88	3,2	1,7	34	2,32
Э-у-2	760±10	1,3	99	3,5	2,2	31	3,86
Э-у-3	780±10	1,3	99	3,1	2,3	31	4,09
Э-у-4	790±10	1,26	96	3,2	2,4	30	3,96

Таблица 4.3 – Характеристики участков оболочки твэла из стали 07X16H19M2Г2БТР (ЭК-164), изготовленных по стандартной технологии после 790 суток эксплуатации

Номер образца	T, K	$G \cdot 10^{-6},$ сна/с	$D, \text{ сна}$	$\rho_d \cdot 10^{14},$ M^{-2}	$S_g \cdot 10^5,$ M^{-1}	$S_t \cdot 10^5,$ M^{-1}	$F_v \cdot 10^6,$ M^{-1}
Э-с-1	720±10	1,22	73	3,2	2,5	32	7,85
Э-с-2	760±10	1,47	87	3,6	3,0	31	5,66
Э-с-3	790±10	1,56	93	3,5	2,1	31	5,17
Э-с-4	820±10	1,55	92	3,0	2,5	31	4,25

Таблица 4.4 – Характеристики участков оболочки твэла из стали 06X16H15M2Г2ТФР (ЧС68), изготовленных по улучшенной технологии после 572 суток эксплуатации

Номер образца	T, K	$G \cdot 10^{-6},$ сна/с	$D, \text{ сна}$	$\rho_d \cdot 10^{14},$ M^{-2}	$S_g \cdot 10^5,$ M^{-1}	$S_t \cdot 10^5,$ M^{-1}	$F_v \cdot 10^6, M^{-1}$
Ч-у-1	690±10	0,97	48	2,5	3,3	32,3	1,66
Ч-у-2	760±10	0,95	47	2,5	2,3	31,8	4,05
Ч-у-3	790±10	1,61	80	2,5	2,1	31,6	3,81

Таблица 4.5 – Характеристики участков оболочки твэла из стали 06Х16Н15М2Г2ТФР (ЧС68), изготовленных по стандартной технологии после 572 суток эксплуатации

Номер образца	$T, \text{ К}$	$G \cdot 10^{-6}, \text{ сна/с}$	$D, \text{ сна}$	$\rho_d \cdot 10^{14}, \text{ М}^{-2}$	$S_g \cdot 10^5, \text{ М}^{-1}$	$S_f \cdot 10^5, \text{ М}^{-1}$	$F_v \cdot 10^6, \text{ М}^{-1}$
Ч-с-1	690±10	0,99	49	2,5	3,3	28,4	2,46
Ч-с-2	760±10	1,56	77	2,5	2,5	29,4	10,6
Ч-с-3	790±10	1,62	80	2,5	2,7	28,7	7,86

4.2 Расчет концентрации точечных дефектов в материале

С использованием уравнений уточненной модели миграции точечных дефектов (3.11–3.20) были рассчитаны концентрации вакансий и межузельных атомов, а также скорости изменения диаметра пор от удельной площади поверхности пор для образцов из таблицы 4.3. Значения характеристик радиационного распухания представлены в таблице 4.1, значения характеристик микроструктуры после облучения нейтронами представлены в таблице 4.3. Основные константы, используемые в уравнение для расчетов, приведены в таблице 4.6.

Таблица 4.6 – Набор параметров, использованных при вычислениях

η	$a, \text{ нм}$	$\nu, \text{ с}^{-1}$	δ_ν	$\Delta\delta$
2,5	0,36	10^{13}	0,136	0,01

где η – радиус спонтанной рекомбинации, выраженной в количестве параметров решетки; a – параметр кристаллической решетки; ν – частота Дебая; δ_ν – доля поступивших в матрицу вакансий от общего количества, генерированных облучением; $\Delta\delta$ – разность относительного количества вакансий и междоузлий, поступающих в кристаллическую матрицу при облучении [136].

Примеры расчетов для оболочки твэла из стали 06Х16Н15М2Г2ТФР изготовленной по стандартной технологии приведен на рисунке 4.11-4.13. Расчет изменения концентраций вакансий в зависимости от удельной поверхности пор по-

казал, что с ее ростом концентрация ТД в материале уменьшается, асимптотически стремясь к постоянному значению (рисунок 4.11).

С увеличением площади поверхности пор концентрация межузельных атомов также асимптотически уменьшается, стремясь к некоторому постоянному значению (рисунок 4.12) [132].

У вакансий относительное уменьшение концентрации более значительное, чем у межузельных атомов [132]. С увеличением температуры с 717 до 817 К этот эффект проявляется сильнее, рисунки 4.11–4.12.

Зная концентрации вакансий и межузельных атомов, можно рассчитать скорость изменения диаметра поры в зависимости от интегральной площади поверхности пор (рисунок 4.13). Потоки точечных дефектов в поры, можно использовать для описания их роста (4.1) [94]:

$$dd/dt = j_{vv} \cdot 2a \quad (4.1)$$

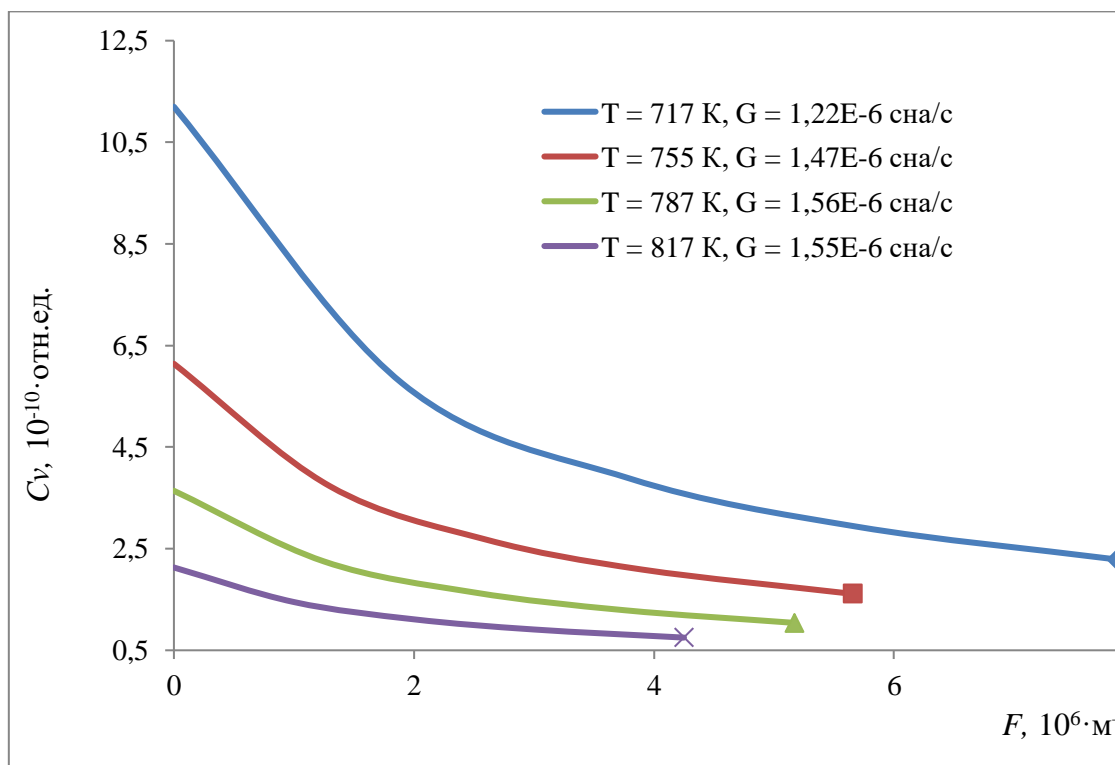


Рисунок 4.11 – Рассчитанная зависимость концентрации вакансий от интегральной площади поверхности пор

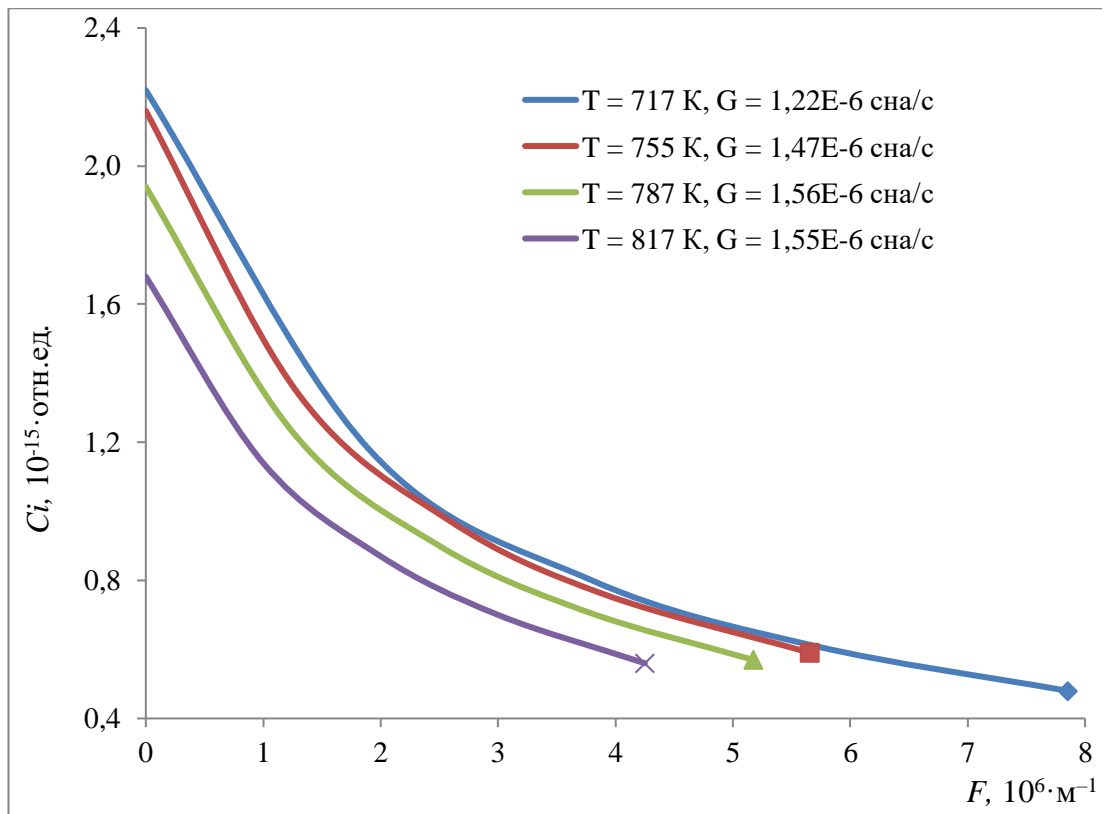


Рисунок 4.12 – Рассчитанная зависимость концентрации межзельных атомов от интегральной площади поверхности пор

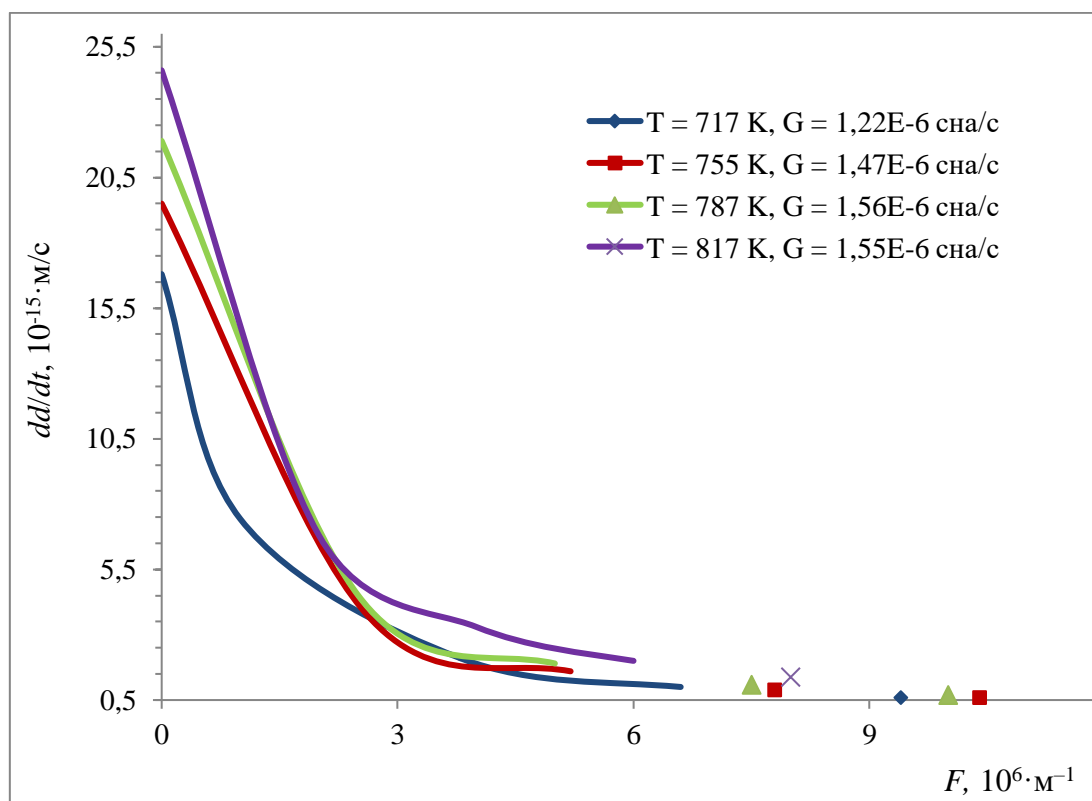


Рисунок 4.13 – Рассчитанные значения изменения скорости роста диаметра пор при разных значениях интегральной площади поверхности пор.

На рисунке 4.13 видно, что с увеличением удельной площади поверхности пор, скорость роста диаметра уменьшается и стремится для всех температур облучения исследованного диапазона к практически к одинаковому значению [132].

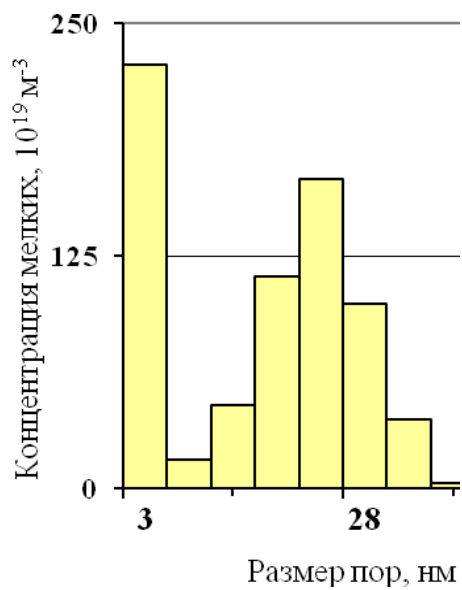
Полученные результаты, представленные на рисунках 4.11–4.13 согласуются с экспериментальными и литературными данными. Рост интегральной площади поверхности пор возрастает с повреждающей дозой и должен приводить к замедлению скорости роста набухания оболочек твэлов из аустенитной стали, что, стабилизирует скорость роста набухания и способствует переходу к стадии стационарного набухания.

4.3 Расчет критического диаметра пор

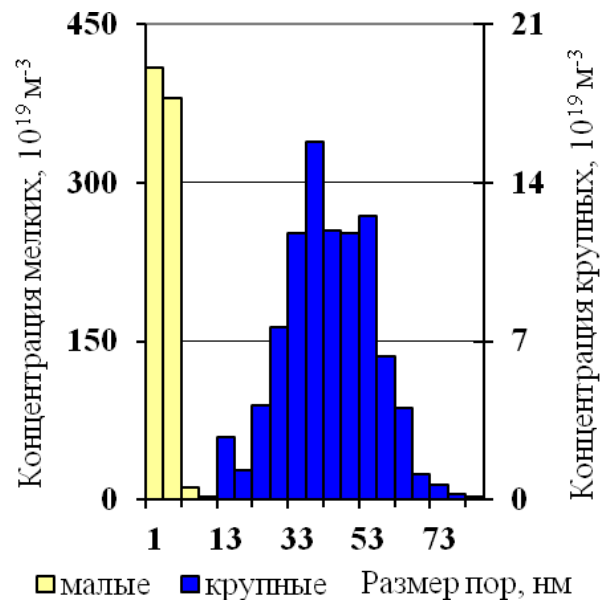
Для верификации модели было проведено сравнение значения критического диаметра поры полученного экспериментально и по результатам расчета. По результатам электронно-микроскопических исследований были построены гистограммы распределения пор по размерам, рисунки 4.14–4.17, и по ним определены характеристики среднего диаметра и концентрации пор, удельные площади поверхности пор, критических диаметров пор и пористости [132].

На гистограммах (рисунки 4.14–4.17) мы можем видеть два основных пика распределения (малый и крупный) пор. Пик распределения с высокой концентрацией и малым диаметром пор соответствует гелий-вакансионным зародышам пор. Пик распределения пор с большими диаметрами и малой концентрацией соответствует порам с диаметром больше критического значения [132].

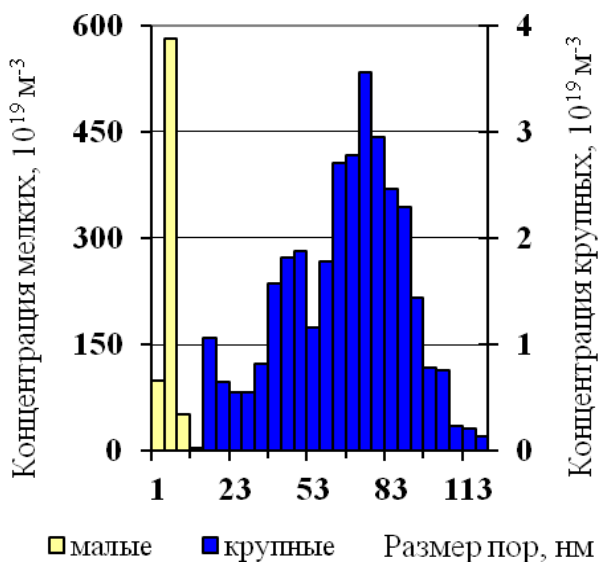
Экспериментальное значение критического диаметра соответствует интервалу диаметров на гистограммах распределения пор по размерам, где концентрация пор минимальна в промежутке между пиками малых и крупных пор. Этот интервал значений характерен для пор, которым не нужно поступление дополнительного количества гелия, и они продолжают свой рост только за счет поступления в них несбалансированного потока вакансий.



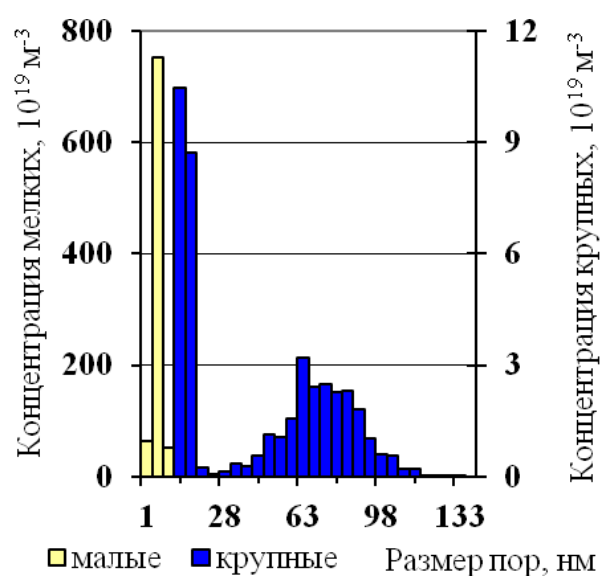
а



б



в



г

Рисунок 4.14 – Гистограммы распределения пор по размерам для оболочки твэла из стали 07X16H19M2Г2БТФР изготовленного по стандартной технологии: а – $T = 717$ К, $D = 73$ сна; б – $T = 755$ К, $D = 87$ сна; в – $T = 787$ К, $D = 93$ сна; г – $T = 817$ К, $D = 92$ сна

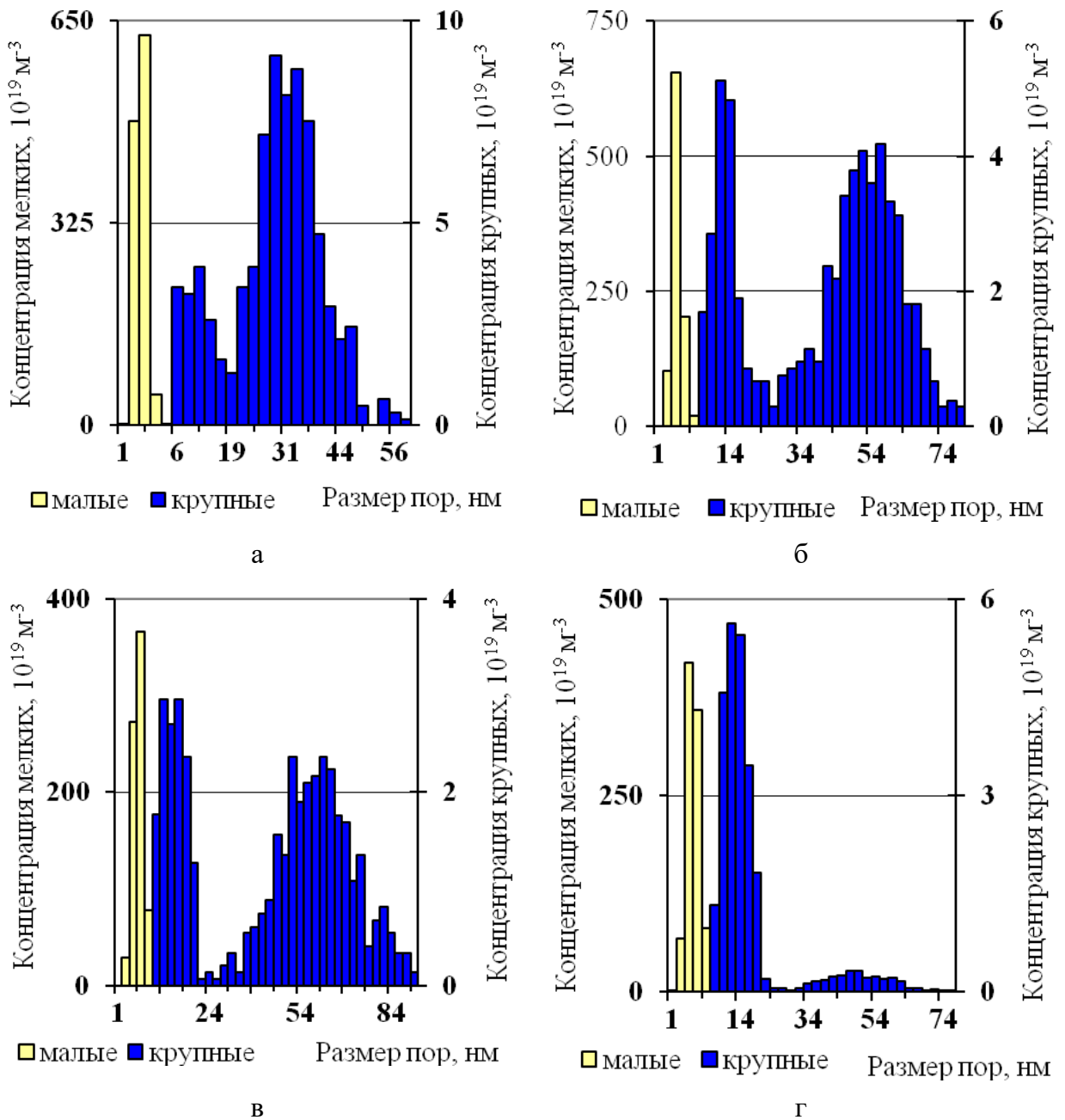
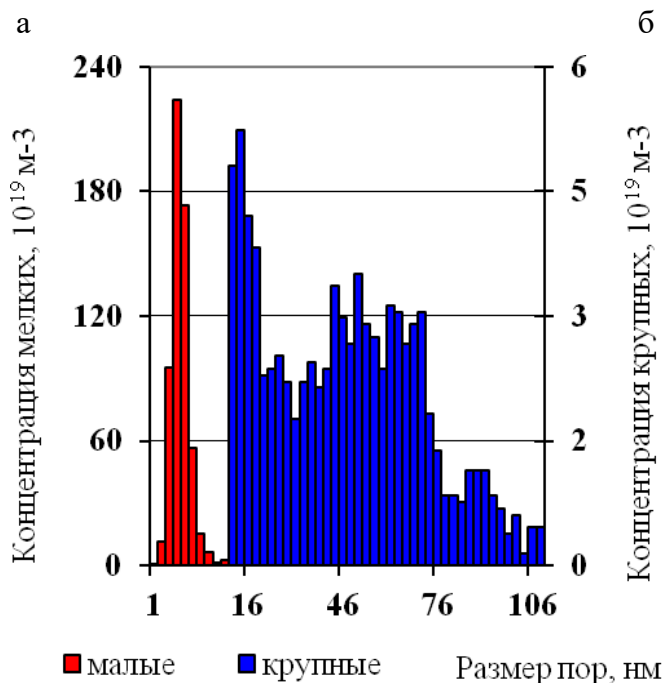
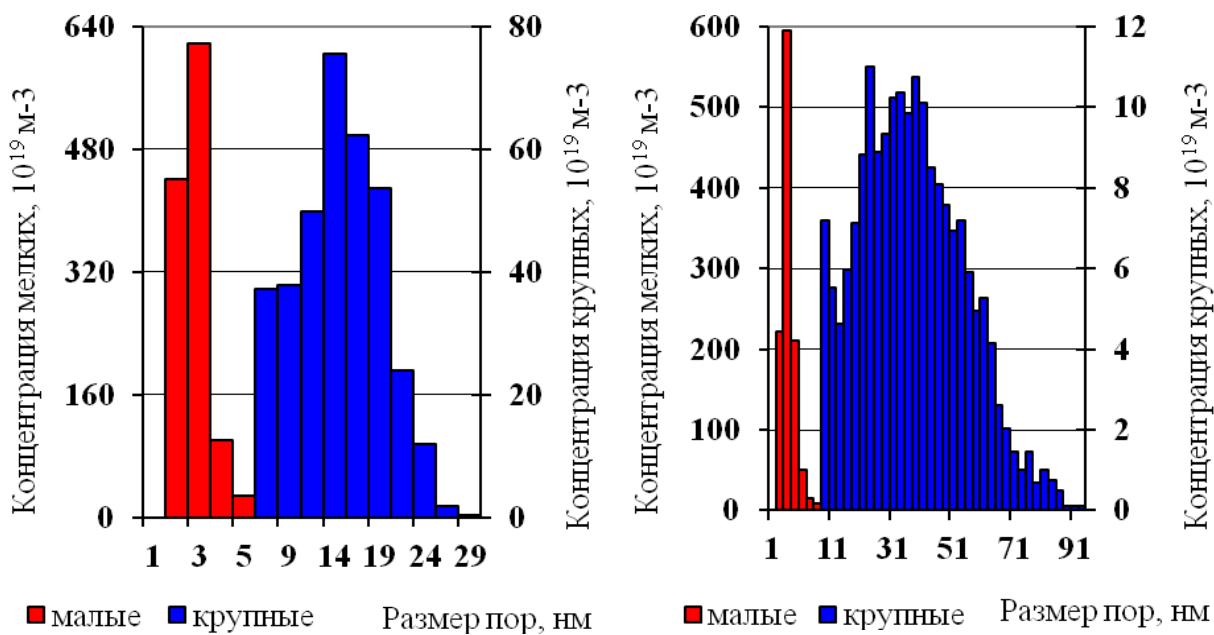
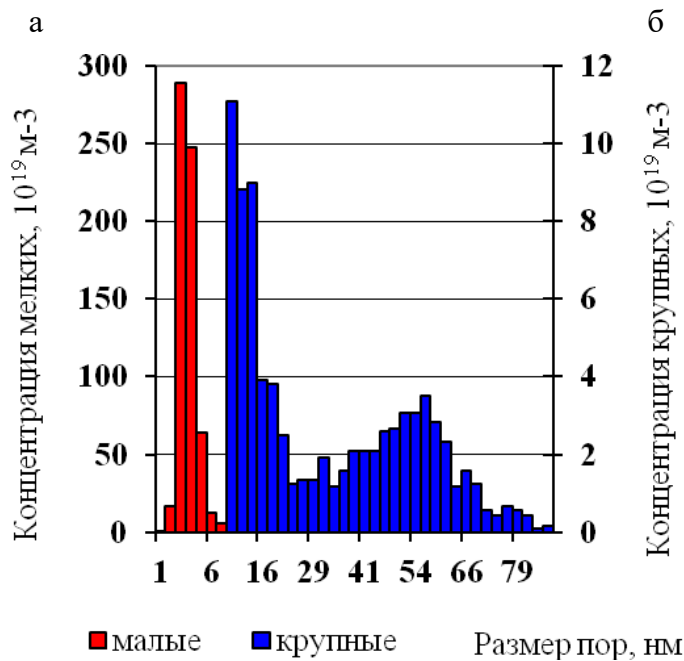
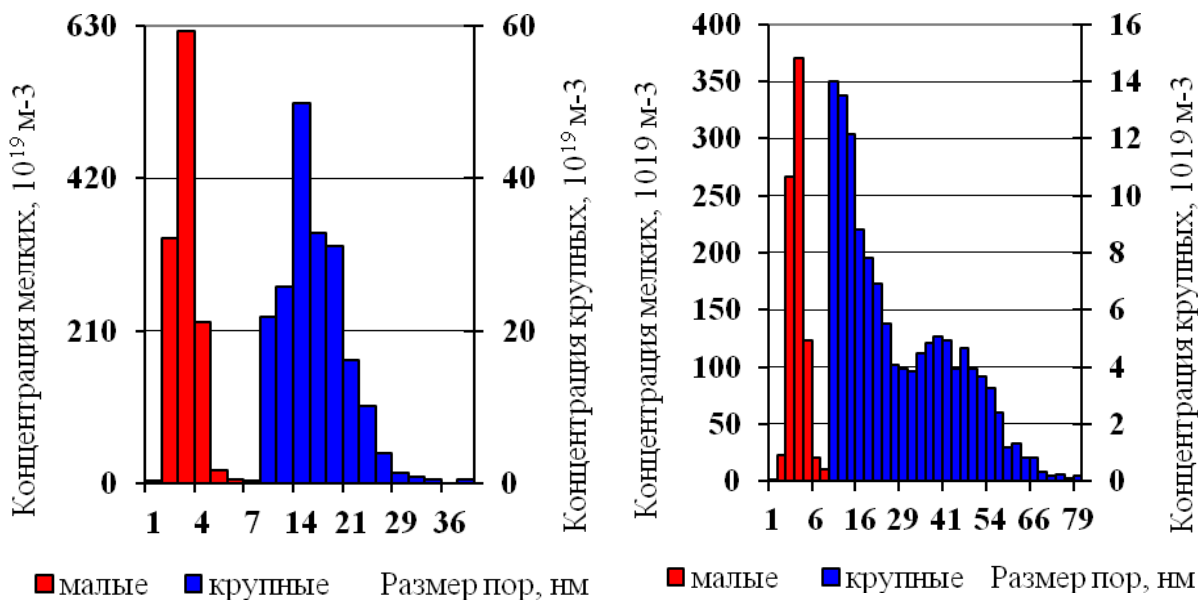


Рисунок 4.15 – Гистограммы распределения пор по размерам для оболочки твэла изготовленного из стали 07X16H19M2Г2БТФР по усовершенствованной технологии: а – $T = 721 \text{ K}$, $D = 88 \text{ сна}$; б – $T = 755 \text{ K}$, $D = 99 \text{ сна}$; в – $T = 775 \text{ K}$, $D = 99 \text{ сна}$; г – $T = 787 \text{ K}$, $D = 96 \text{ сна}$



в

Рисунок 4.16 – Гистограммы распределения пор по размерам для оболочки твэла из стали 06X16H15M2Г2ТФР изготовленного по стандартной технологии: а – $T = 688$ К, $D = 49$ сна; б – $T = 762$ К, $D = 77$ сна; в – $T = 785$ К, $D = 80$ сна



в

Рисунок 4.17 – Гистограммы распределения пор по размерам для оболочки из стали 06X16H15M2Г2ТФР изготовленного по усовершенствованной технологии: а – $T = 686 \text{ К}$, $D = 48 \text{ сна}$; б – $T = 762 \text{ К}$, $D = 47 \text{ сна}$; в – $T = 790 \text{ К}$, $D = 80 \text{ сна}$

Также, с помощью гистограмм можно определить на какой стадии набухания находится материал [125]. Так как материал переходит в стадию стационарного роста в тот момент, когда между двумя пиками имеется определяемое разделение в концентрации пор. Это происходит из-за сдвига критического диаметра в область больших размеров при накоплении повреждающей дозы, так что гелий-вакансионные зародыши не могут переходить в класс пор, а поры закритического диаметра продолжают расти за счет поглощаемых вакансий.

На гистограммах наблюдается разделение на два пика почти у всех образцов из стали 07X16H19M2Г2БТФР, кроме образцов, взятых при высокой температуре. Для образцов из стали 06X16H15M2Г2ТФР только образец с повреждающей дозой 80 сна изготовленной по усовершенствованной технологии достиг завершающего этапа стадии нестационарного набухания.

На основе разработанного самосогласованного алгоритма расчета критического диаметра (рисунок 3.2) и характеристик микроструктуры (таблица 4.2) были рассчитаны значения критического диаметра пор (рисунок 4.18–4.19).

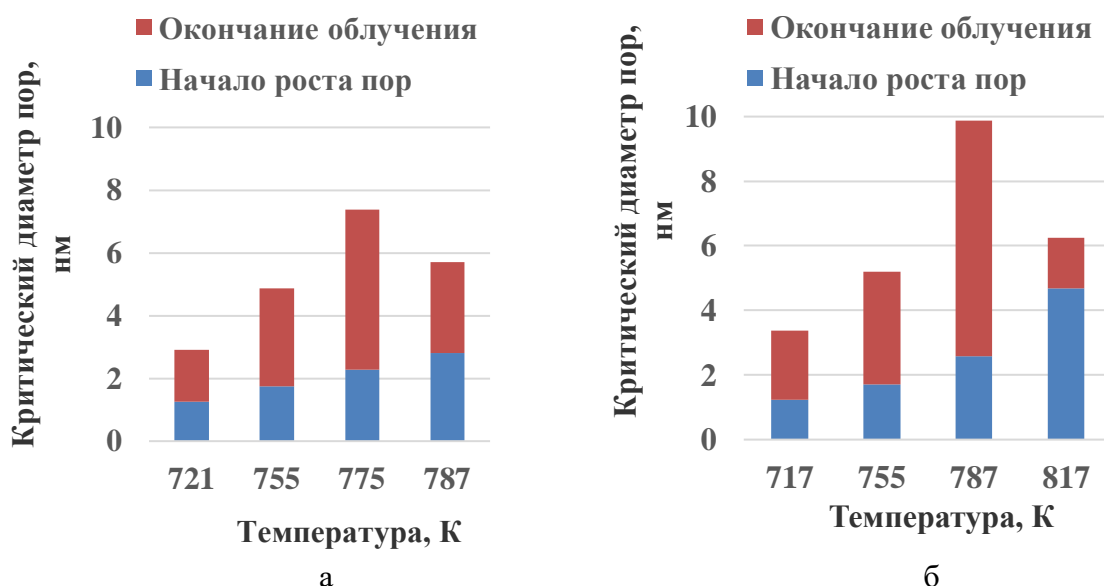


Рисунок 4.18 – Зависимость критического диаметра пор от температуры для образцов с различными технологиями изготовления для стали 07X16H19M2Г2БТФР. а – стандартная, б – усовершенствованная (стандартная технология - 790 эф. сут. эксплуатации; усовершенствованная технология – 880 эф. сут. эксплуатации)

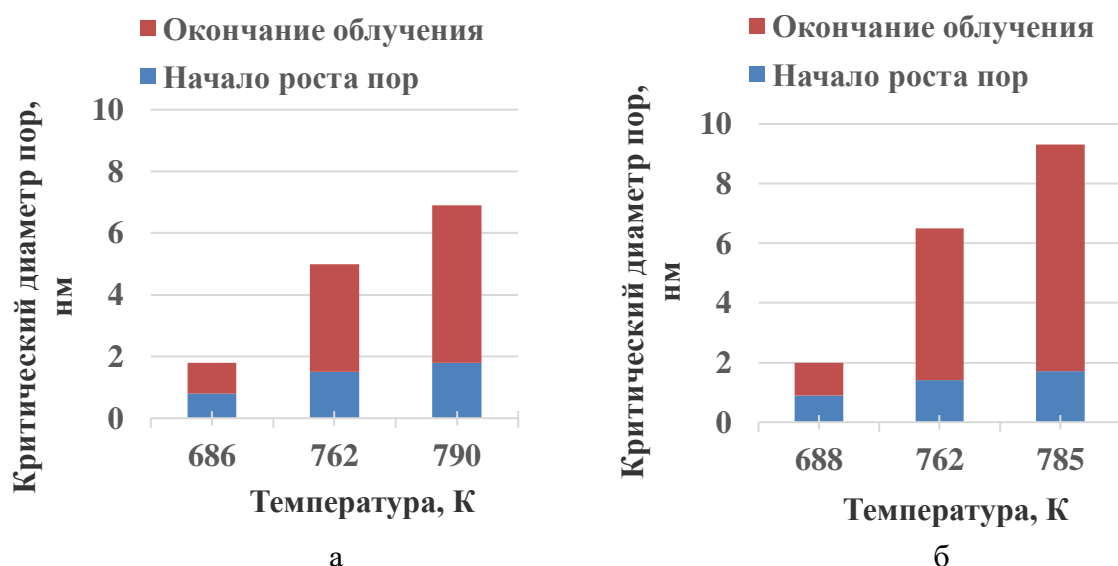


Рисунок 4.19 – Зависимость критического диаметра пор от температуры для образцов с различными технологиями изготовления для стали 06X16H15M2Г2ТФР. а – стандартная; б – усовершенствованная (после 572 эф. сут. эксплуатации)

На рисунках 4.18–4.19 представлено изменение критического диаметра при увеличении удельной поверхности пор. Под началом роста пор подразумевается момент инкубационного периода распухания. Под окончанием облучения подразумевается момент времени после завершения облучения ТВС.

На рисунках 4.18–4.19 мы видим, как критический диаметр пор увеличивается со временем, как для стали 06X16H15M2Г2ТФР, так и для стали 07X16H19M2Г2БТФР. При этом оболочки твэлов изготовленные по модифицированной технологии имеют больший критический диаметр на момент окончания облучения, благодаря этому появление новых пор задерживается, так как, для начала роста необходимо достигнуть критического диаметра.

Если сравнивать стали между собой, то видно, что на момент начала роста пор сталь 07X16H19M2Г2БТФР имеет больший критический диаметр, что дополнительно задерживает появление новых пор. Но при этом на момент окончания облучения в стали 06X16H15M2Г2ТФР критический диаметр достигает примерно таких же размеров, но за значительно меньшее время. Принимая к сведению все вышесказанное можно утверждать, что в стали 07X16H19M2Г2БТФР больший критический диаметр на момент начала роста задерживает переход к стационар-

ной стадии распухания. При этом достижение критических диаметров равных, как в стали 07X16H19M2Г2БТФР за более короткий срок, свидетельствует о большей скорости распухания для стали 06X16H15M2Г2ТФР. В таблицах 4.7–4.8 приведены результаты экспериментальных и расчетных значений критических диаметров.

Таблица 4.7 – Таблица критических диаметров на момент окончания облучения для стали 06X16H15M2Г2ТФР изготовленных по усовершенствованной и стандартной технологии вычисленных теоретическим и экспериментальным методами

Температура, К	Стандартная технология		Температура, К	Усовершенствованная технология	
	Расчетное, нм	Экспериментальное, нм		Расчетное, нм	Экспериментальное, нм
686	1	3–9	688	1	3–9
762	4	3–9	762	5	7–13
790	5	6–12	785	8	8–14

Таблица 4.8 – Таблица критических на момент окончания облучения диаметров для стали 07X16H19M2Г2БТФР изготовленных по модернизированной и стандартной технологии вычисленных теоретическим и экспериментальным методами

Температура, К	Стандартная технология		Температура, К	Усовершенствованная технология	
	Расчетное, нм	Экспериментальное, нм		Расчетное, нм	Экспериментальное, нм
717	2	1–7	721	2	3–9
755	4	3–9	755	3	4–10
787	7	6–12	775	5	7–13
817	2	5–11	787	3	5–11

По таблицам 4.7–4.8 видно, что расчетные значения критических диаметров пор ниже, это объясняется тем, что в расчетах не учитывается поглощение избыточных точечных дефектов выделениями вторичных фаз. Это увеличивает поток вакансий в поры и увеличивает скорость их роста, что уменьшает значение расчетного критического диаметра.

При этом тенденция к снижению критического диаметра при высокой температуре сохраняется как для экспериментальной, так и для расчетной величины. По результатам верификации можно считать, что самосогласованная модель имеет удовлетворительную сходимость с реальными процессами, происходящими в материале при длительном радиационном облучении.

4.4 Заключение к главе 4

В четвертой главе проведено исследование влияния радиационного облучения на микроструктурные изменения в аустенитных сталях 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР, подвергнутых длительному воздействию нейтронов. Получены зависимости концентраций вакансий и межузельных атомов от удельной площади поверхности пор, что позволяет утверждать наличие закономерности между увеличением площади поверхности пор и уменьшением концентраций данных дефектов, стремящихся к стационарным значениям.

Также было показано, что стабилизация концентраций точечных дефектов приводит к стационарному изменению диаметра пор, характерному для стадии стационарного распухания. На основе расчётов критического диаметра пор определено, что при его достижении рост пор обусловлен притоком вакансий, без необходимости поступления атомов гелия, что подтверждено экспериментальными данными.

Таким образом, разработанная модель эволюции радиационной пористости и зависимости миграции точечных дефектов позволяет прогнозировать долговечность конструкционных материалов при нейтронном облучении, а также оценивать предельные эксплуатационные параметры, что имеет важное значение для повышения надёжности ядерных реакторов.

5 ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ЭКСПЛУАТАЦИОННОГО РЕСУРСА ОБОЛОЧКИ ТВЭЛА

5.1 Расчет остаточного и предельного ресурса оболочки твэла

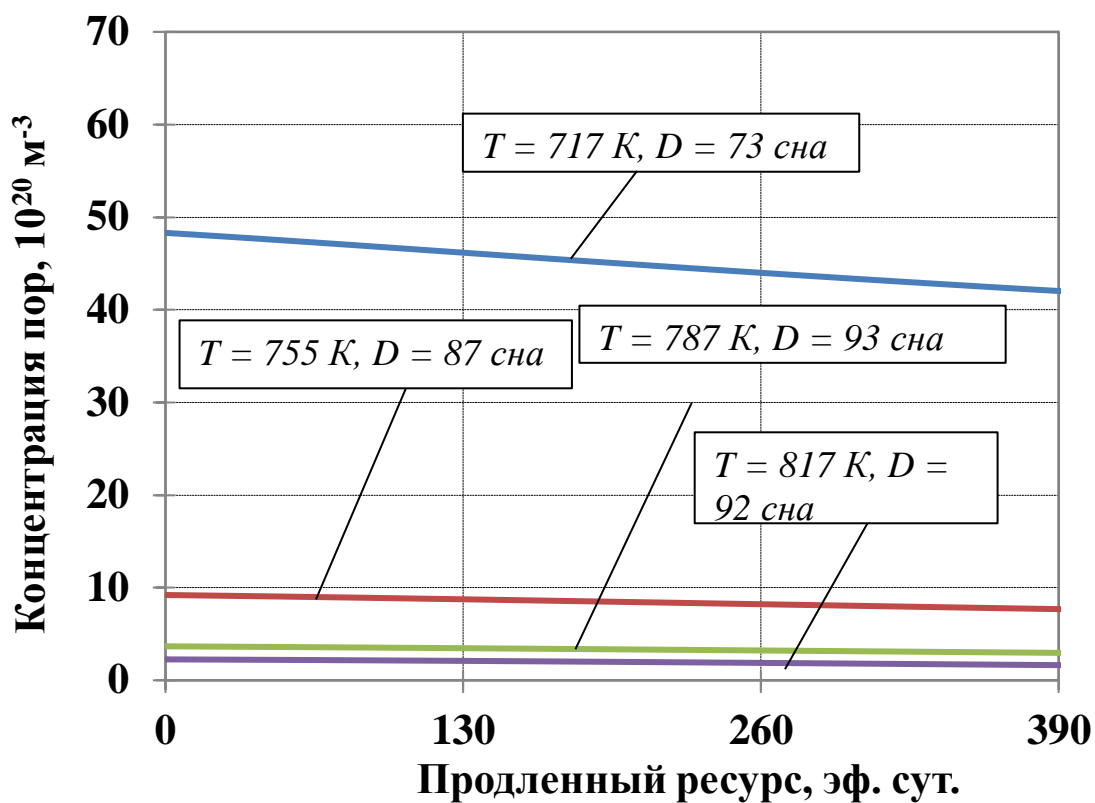
Используя уравнения 3.21–3.28 в самосогласованной модели эволюции радиационной пористости были рассчитаны изменения характеристик n , d_a , d_{as} , F_v , P во времени. Расчеты проводились с использованием программы, разработанной на языке программирования Python, схема расчета приведена на рисунке 3.2.

Расчет прогнозирования распухания был проведен для образцов, изготовленных из оболочки твэла из аустенитной стали 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР после облучения в реакторе БН-600. Характеристики облучения и распухания образцов приведены в таблице 4.1. Характеристики микроструктуры приведены в таблице 4.2–4,5.

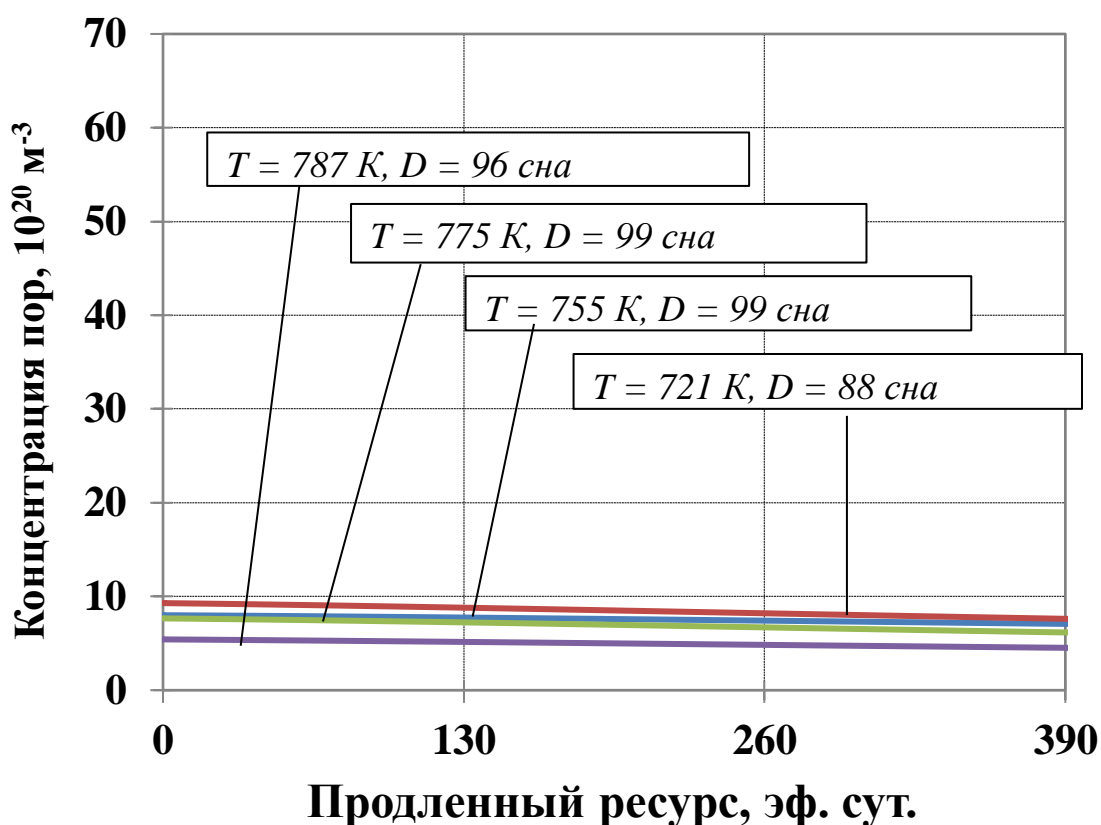
Исходя из уравнений (3.20) и (3.21) были рассчитаны изменения концентрации и среднего диаметра пор. При этом расчеты были проведены только для тех пор, у которых диаметр больше критического значения [136].

На рисунках 5.1, 5.3 видно, что концентрация пор падает со временем, как для стали 06X16H15M2Г2ТФР, так и для 07X16H19M2Г2БТР. Это связано с коалесценцией пор, которая свойственна участкам с большим распуханием, что характерно для переходной стадии от нестационарного распухания к стационарному. Однако, образцы из стали 07X16H19M2Г2БТР имеют меньшую концентрацию пор (за исключением образца, облученного при температуре 717 К и с повреждающей дозой облучения 73 сна) по сравнению с образцами из стали 06X16H15M2Г2ТФР. Усовершенствование технологии изготовления оболочек позволило снизить концентрацию пор у обеих сталей: для стали 06X16H15M2Г2ТФР – в 1,6 раза; для стали 07X16H19M2Г2БТР – в 2,3 раза.

Из рисунка 5.2 и 5.4 видно, что для сталей 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР со временем средний диаметр пор увеличивается (за счёт роста уже имеющихся и слияния пор).



а



б

Рисунок 5.1 – Зависимость концентрации пор от времени для участков оболочек твэла из стали 07X16H19M2Г2БТР с технологиями изготовления: а – стандартной, б – усовершенствованной. Начало отсчета времени соответствует: стандартная технология – 790 эф. сут.; усовершенствованная технология – 880 эф. сут.

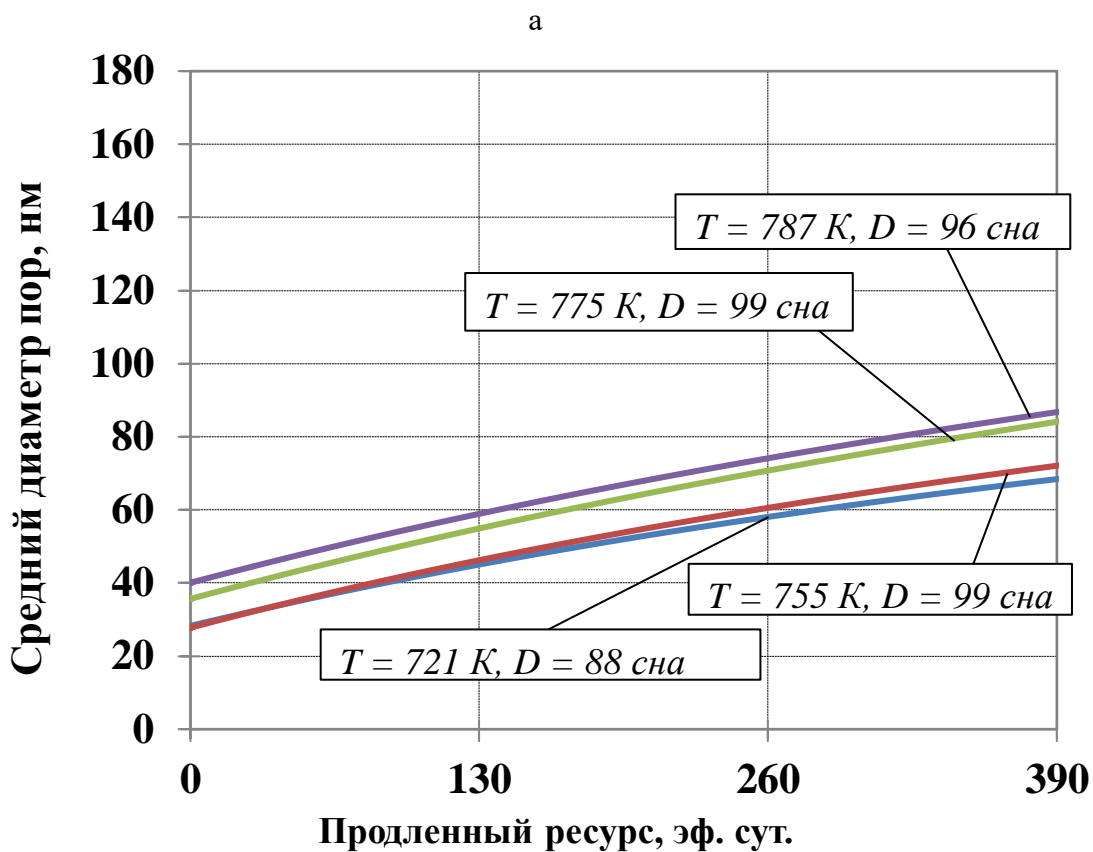
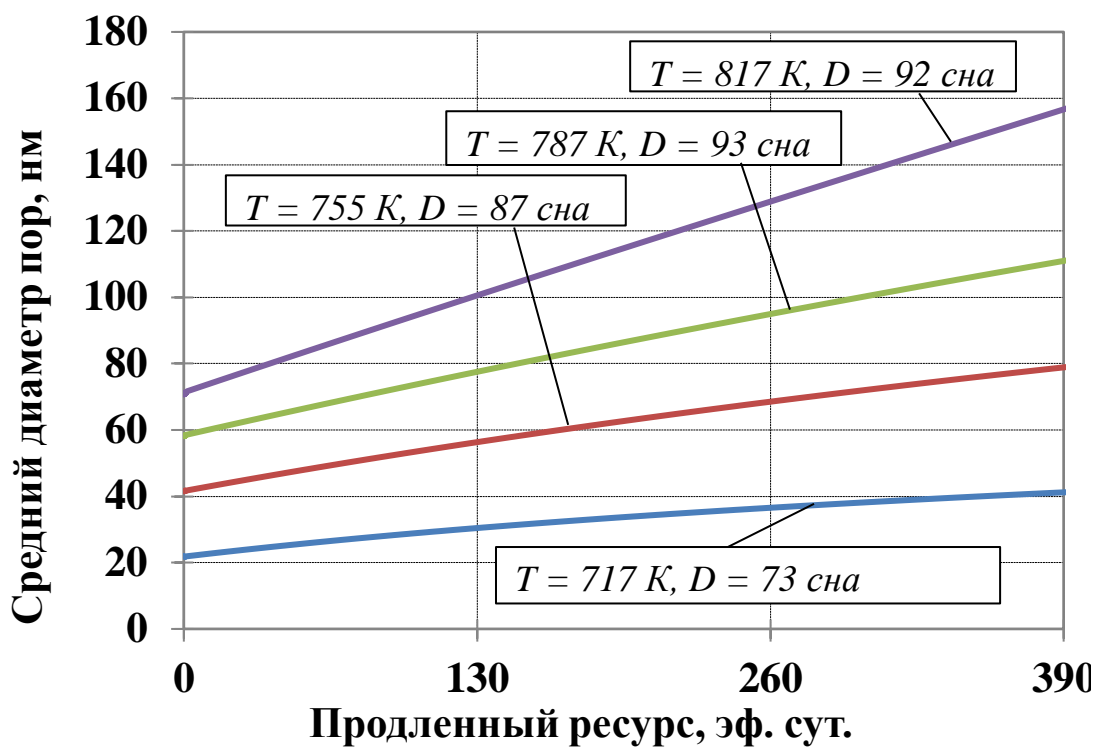
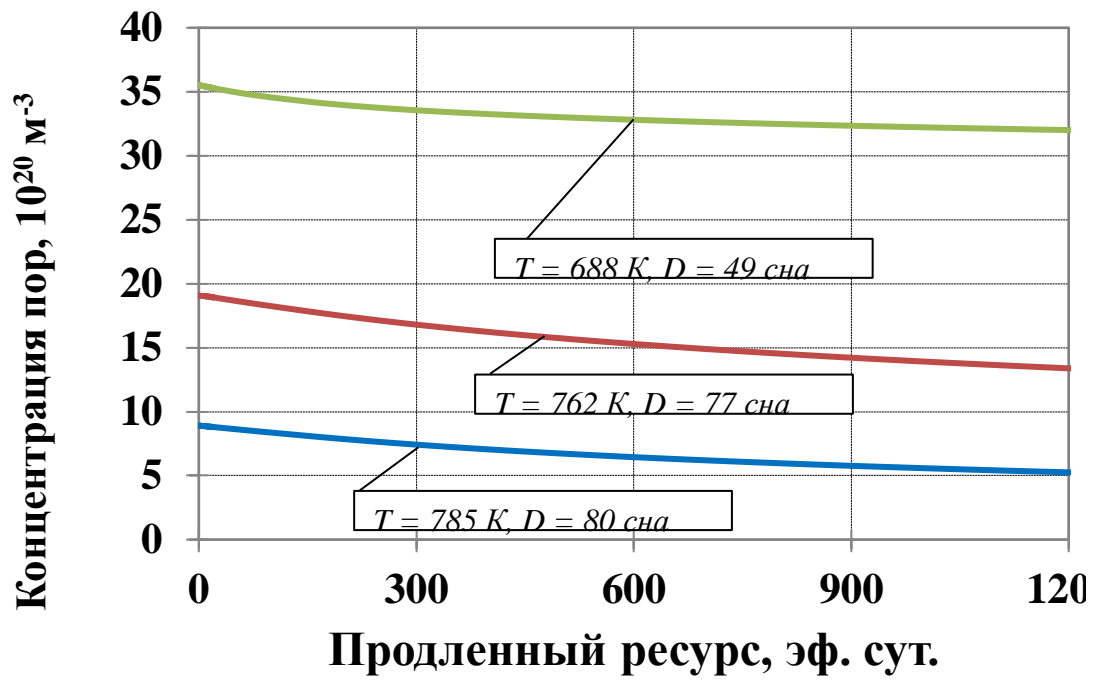
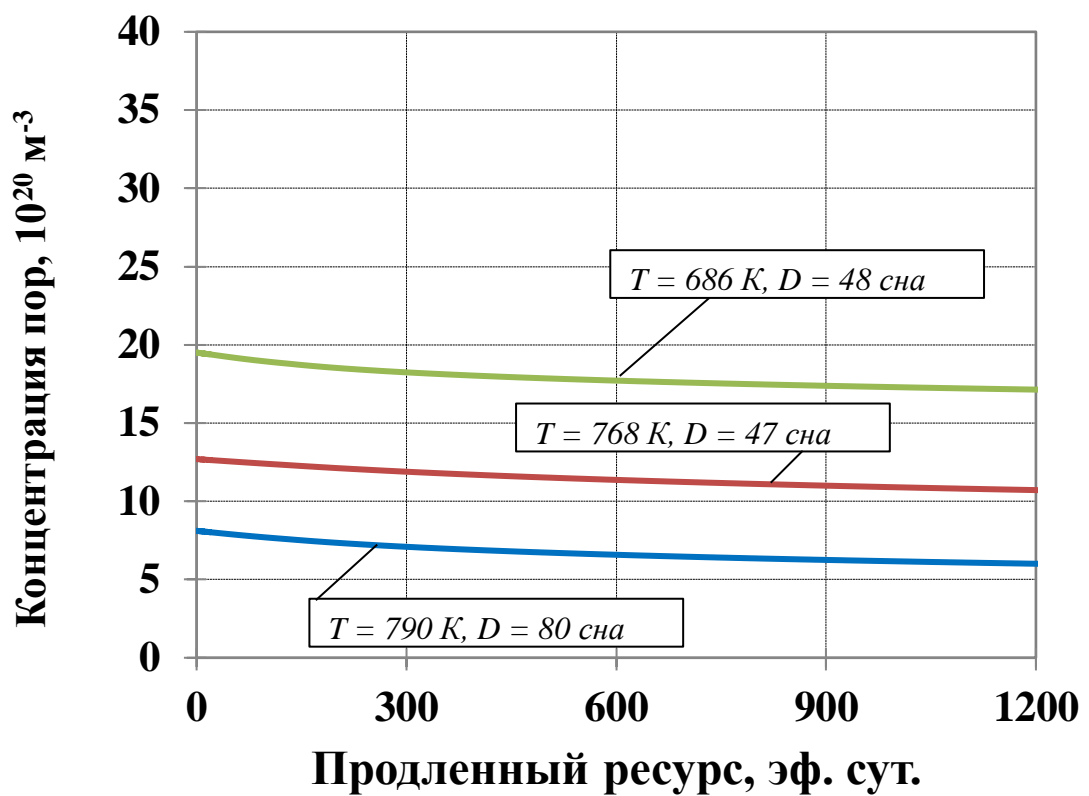


Рисунок 5.2 – Зависимость среднего диаметра пор от времени для участков оболочек твэла из стали 07X16H19M2Г2БТР с технологиями изготовления: а – стандартной, б – усовершенствованной. Начало отсчета времени соответствует: стандартная технология – 790 эф. сут.; усовершенствованная технология – 880 эф. сут.



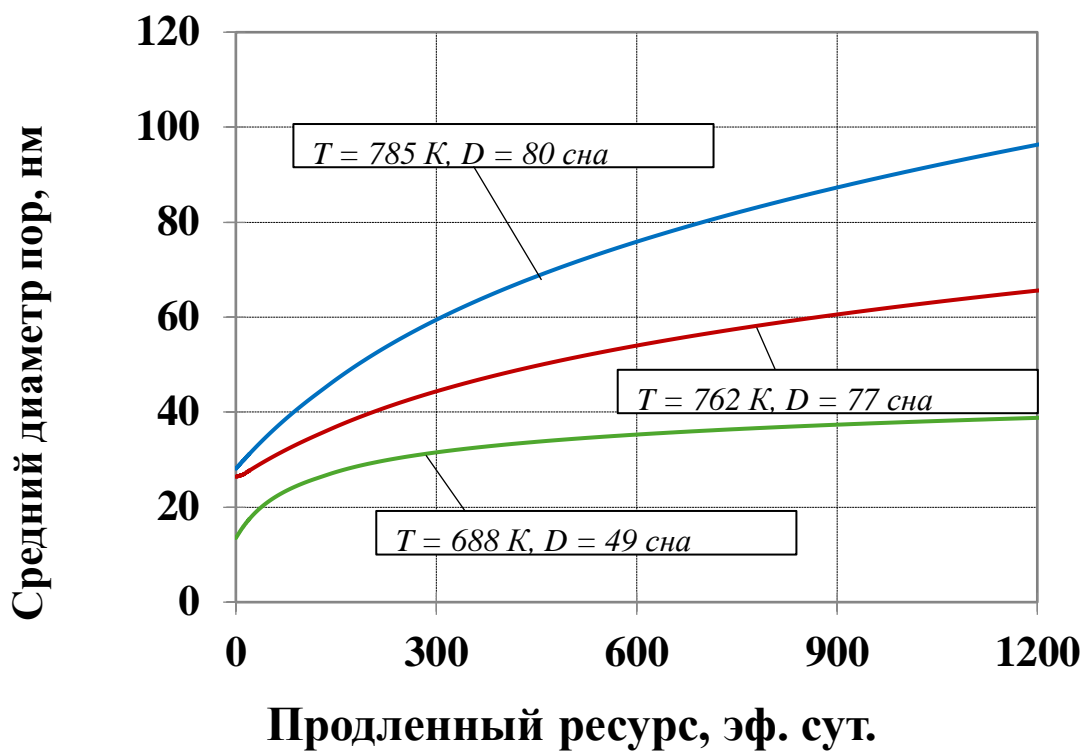
а



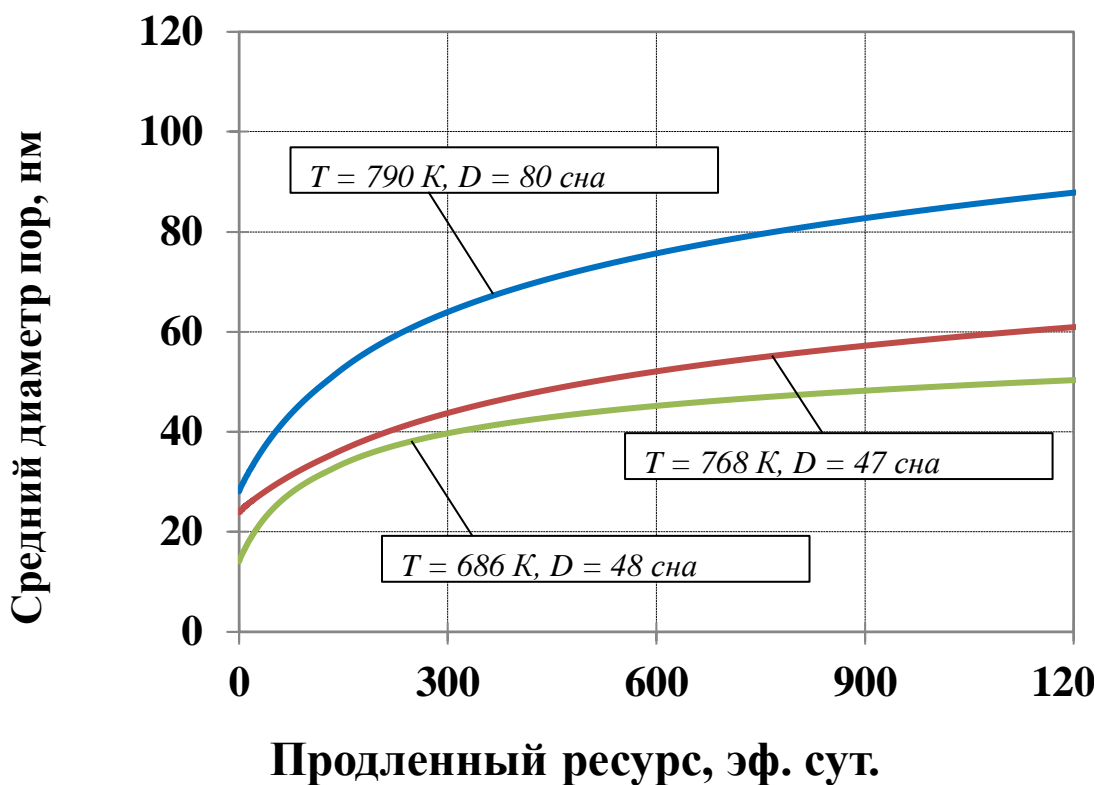
б

Рисунок 5.3 – Зависимость концентрации пор от времени для оболочек твэла из стали 06X16H15M2Г2ТФР с технологиями изготовления: а – стандартной, б – усовершенствованной.

Начало отсчета времени соответствует – 572 эф. сут



а



б

Рисунок 5.4– Зависимость среднего диаметра пор от времени для участков оболочек твэла из стали 06X16H15M2Г2ТФР с технологиями изготовления: а – стандартной, б – усовершенствованной. Начало отсчета времени соответствует – 572 эф. сут

При этом участки оболочки твэла из стали 06X16H15M2Г2ТФР на момент начала расчетов (данные полученные экспериментальным путем) имеют меньший средний диаметр пор, но при этом, также имеют меньшую повреждающую дозу.

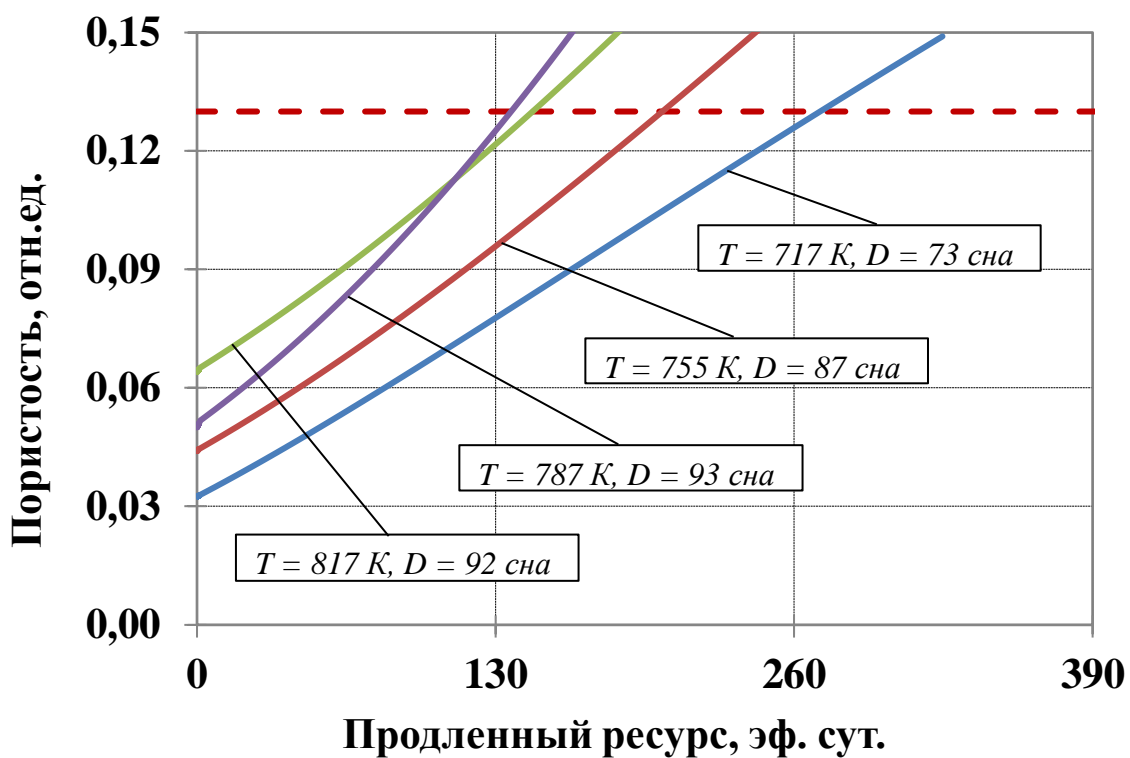
Для участков из оболочки твэла из стали 07X16H19M2Г2БТР изготовленных по усовершенствованной технологии, характерно уменьшение среднего диаметра пор в 1,4 раза для стали 06X16H15M2Г2ТФР закономерностей не наблюдается.

На рисунках 5.5–5.6 показаны временные зависимости пористости для всех участков оболочки твэла. Сплошные линии (пористости), пересекают прерывистую линию (порог пористости) в значении 0,13 отн.ед., что соответствует достижению максимального распухания в 15 % и определяет предельный ресурс эксплуатации [136].

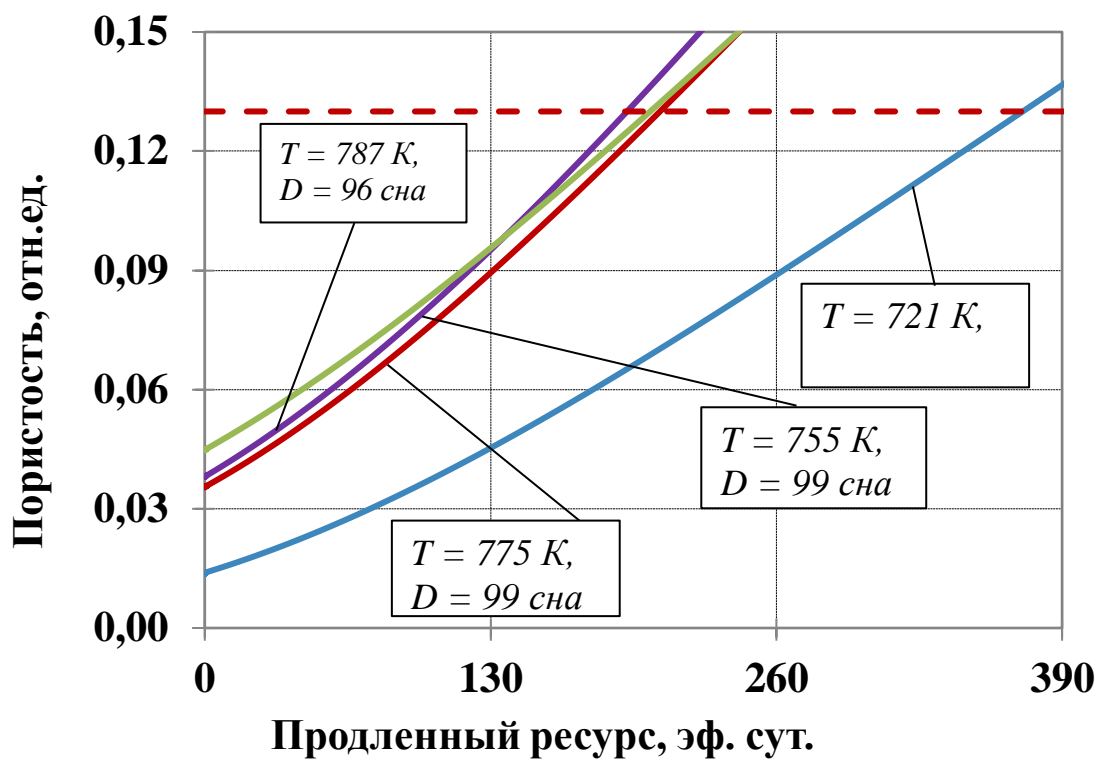
Расчет остаточного ресурса, при котором участок оболочки достигнет предельного значения пористости в 13 %, был проведен для всех исследованных участков. Эти результаты, вместе с соответствующими остаточными временными ресурсами, приведены в таблицах 5.1–5.4.

Определяющим ресурс оболочки твэла из стали 07X16H19M2Г2БТР, изготовленной по стандартной технологии, был участок с температурой 817 К (544 °С) и повреждающей дозой 92 сна, остаточный ресурс равен 138 эффективным суткам. Это в совокупности с отработанным ресурсом эксплуатации в 790 ЭС равняется 928 эффективным суткам безопасной эксплуатации.

Для оболочки твэла из стали 07X16H19M2Г2БТР, изготовленной по улучшенной технологии минимальный остаточный ресурс наблюдался у участка с температурой облучения 775 К (502 °С) и повреждающей дозой 99 сна, остаточный ресурс равен 192 эффективным суткам. Это в совокупности с отработанным ресурсом эксплуатации в 880 ЭС равняется 1072 эффективным суткам безопасной эксплуатации.

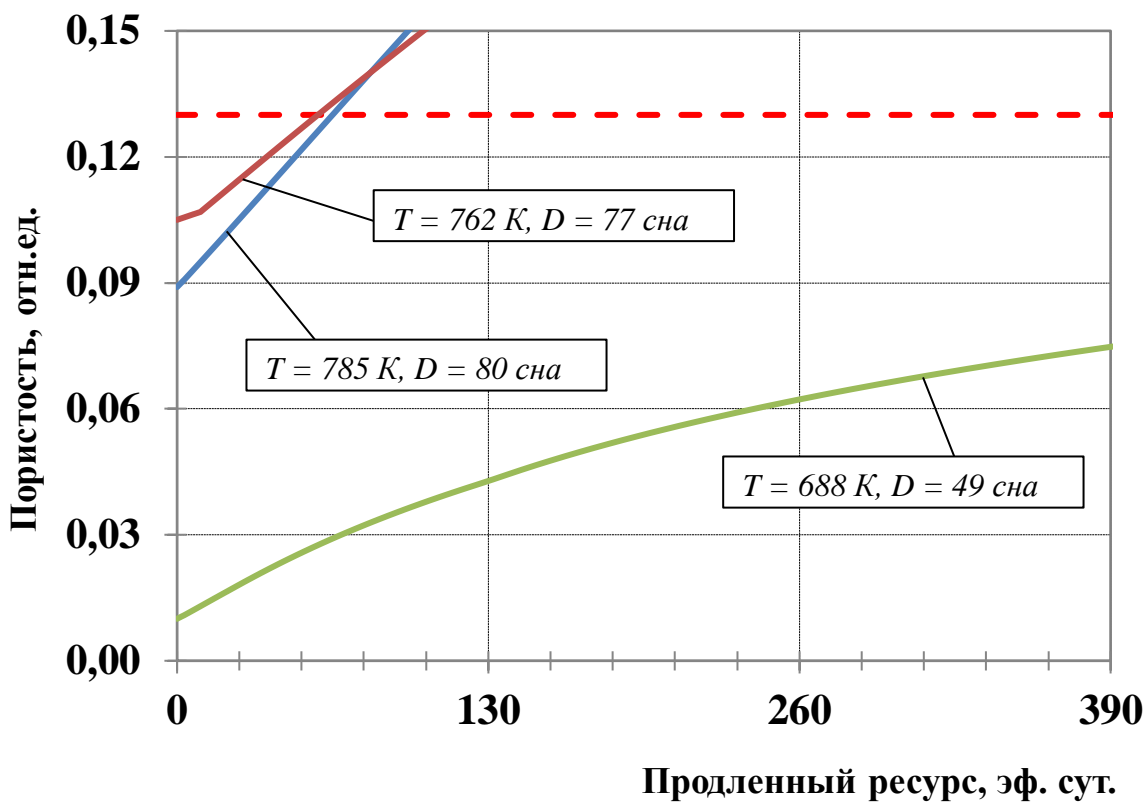


а

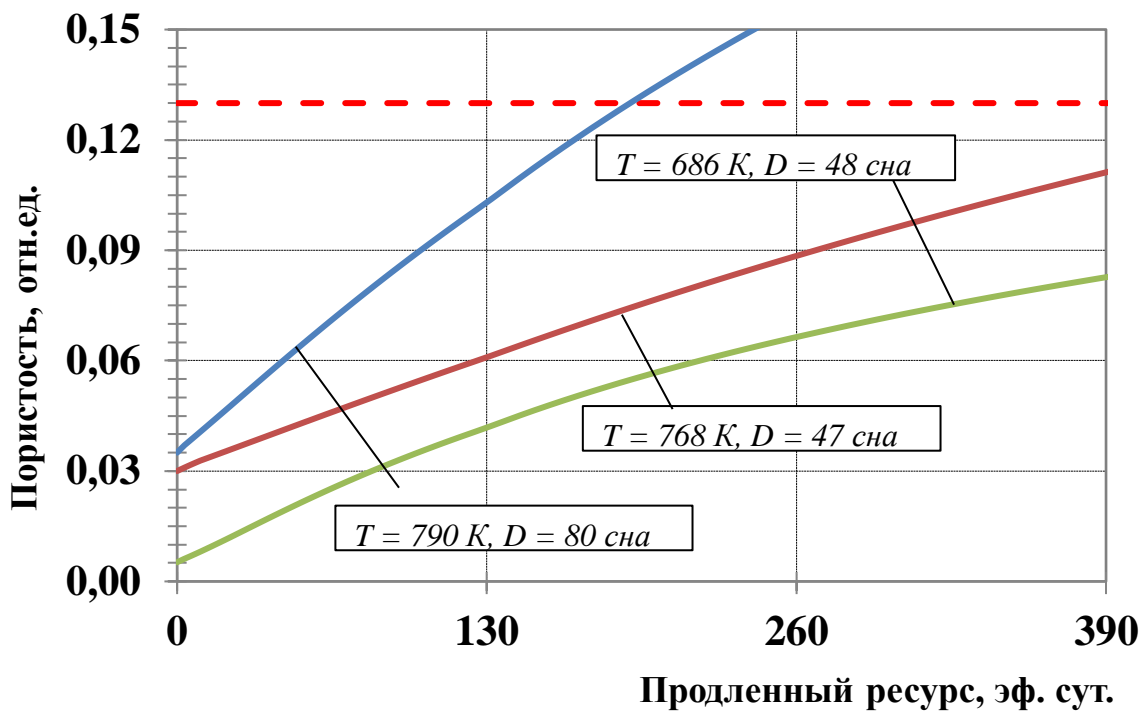


б

Рисунок 5.5 – Зависимость пористости от времени для участков оболочки твэла из стали 07X16H19M2Г2БТР. Начало отсчета времени соответствует: стандартная технология - 790 эф. сут.; усовершенствованная технология - 880 эф. сут.



а



б

Рисунок 5.6 – Зависимость концентрации пор от времени для участков оболочки твэла из стали 06X16H15M2Г2ТФР с технологией изготовления: а – стандартной, б – усовершенствованной. Начало отсчета времени соответствует – 572 эф. сут

Для оболочки твэла из стали 06X16H15M2Г2ТФР не все так однозначно. Исходя из гистограмм, можно утверждать, что участки, соответствующие повреждающей дозе меньше 70 сна не достигли завершающего этапа стадии нестационарного распухания, что не дает возможность определить безопасный ресурс эксплуатации для этих образцов.

Для оболочки твэла из стали 06X16H15M2Г2ТФР, изготовленной по стандартной технологии, минимальный остаточный ресурс наблюдался у участка с температурой облучения 762 К (489 °С) и повреждающей дозой 77 сна, остаточный ресурс равен 55 эффективным суткам. Это в совокупности с отработанным ресурсом эксплуатации в 572 эффективным суткам равняется 627 эффективным суткам безопасной эксплуатации.

Для оболочки твэла из стали 06X16H15M2Г2ТФР, изготовленной по стандартной технологии, минимальный остаточный ресурс наблюдался у участка с температурой облучения 790 К (517°С) и повреждающей дозой 80 сна, остаточный ресурс равен 192 эффективным суткам. Это в совокупности с отработанным ресурсом эксплуатации в 572 эффективным суткам равняется 764 эффективным суткам безопасной эксплуатации.

Также для дополнительной верификации теоретических расчетов было проведено сопоставление экспериментальных данных зависимости величины повреждающей дозы от пористости. На рисунке 5.7 экспериментальные данные пористости для стали 06X16H15M2Г2ТФР обозначены лейблами, для различных технологий изготовления: (а) квадрат – для стандартной; (б) треугольник – для усовершенствованной. Черные лейблы соответствуют экспериментальным данным, полученным в рамках диссертационной работы. Теоретические расчеты для участка, ограничивающего ресурс оболочки твэла выделен красной линией (рисунок 5.7).

Среднее абсолютное отклонение экспериментальных значений пористости от расчетных величины для участков ограничивающих ресурс оболочек твэлов составляют 0,024-0,026 отн. ед.

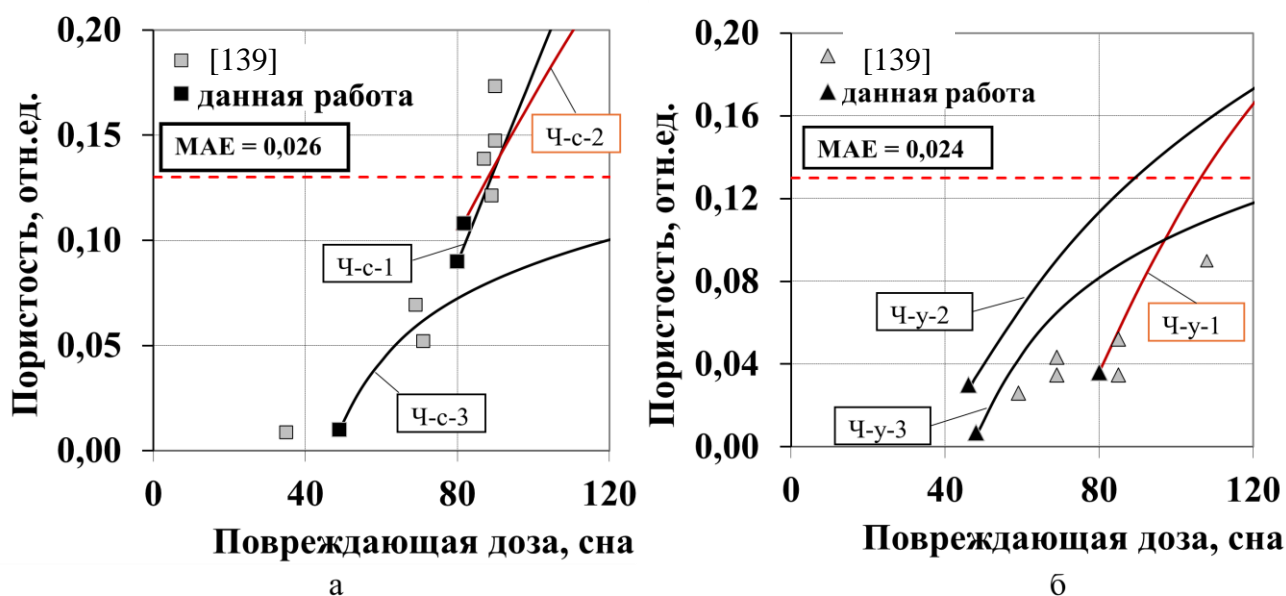


Рисунок 5.7 – Зависимость пористости от повреждающей дозы для оболочки твэ-ла из стали 06X16H15M2Г2ГФР с технологией изготовления: а – стандартной, б – усовершенствованной (МАЕ – среднее абсолютное отклонение экспериментальных значений от расчетных величины)

По результатам расчета остаточного ресурса, приведенного в таблицах 5.1–5.4 можно утверждать, что улучшенная технология изготовления оболочек твэлов имеют больший эксплуатационный ресурс ограниченный 15% распухания по сравнению со стандартной технологией.

Таблица 5.1 – Расчет остаточного ресурса и допустимого набора дозы для образцов, вырезанных из оболочек твэлов из стали 07X16H19M2Г2БТР изготовленных по стандартной технологии

Образец	Набранная доза, сн	Температура Т, К	Доза при S = 15 %, сн	Остаточный ресурс, эфф.сут.
Э-с-1	73	717	102	271
Э-с-2	87	755	113	203
Э-с-3	93	787	111	146
Э-с-4	92	817	110	138

Таблица 5.2 – Расчет остаточного ресурса и допустимого набора дозы образцов, вырезанных из оболочек твэлов из стали 07X16H19M2Г2БТР изготовленных по усовершенствованной технологии

Образец	Набранная доза, сна	Температура Т, К	Доза при S = 15 %, сна	Остаточный ресурс, эфф.сут.
Э-у-1	88	721	125	372
Э-у-2	99	755	122	207
Э-у-3	99	775	121	192
Э-у-4	96	787	118	204

Таблица 5.3 – Расчет остаточного ресурса и допустимого набора дозы для образцов, вырезанных из оболочек твэлов из стали 06X16H15M2Г2ТФР изготовленных по стандартной технологии

Образец	Набранная доза, сна	Температура Т, К	Доза при S = 15 %, сна	Остаточный ресурс, эфф.сут.
Ч-с-1	80	686	89	65
Ч-с-2	77	762	85	58
Ч-с-3	49	790	204	1812

Таблица 5.4 – Расчет остаточного ресурса и допустимого набора дозы образцов, вырезанных из оболочек твэлов из стали 06X16H15M2Г2ТФР изготовленных по усовершенствованной технологии

Образец	Набранная доза, сна	Температура Т, К	Доза при S = 15 %, сна	Остаточный ресурс, эфф.сут.
Ч-у-1	80	688	107	192
Ч-у-2	47	762	89	516
Ч-у-3	48	785	140	1092

Это согласуется с результатами работы [129], где повышенную радиационную стойкость демонстрируют оболочки твэлов изготовленные на установке АТОН, показывающие лучшую структурную однородность за счёт формирования крупнозернистой микроструктуры, которая повышает стойкость к распуханию и уменьшает разброс свойств от одной оболочки твэла к другой.

Структурная однородность напрямую связана с длительной стабильностью фазовых состояний материала при испытаниях на ползучесть и длительную прочность. По результатам испытаний было выявлено, что трубы, прошедшие термообработку на АТОНе, обладают более высокой стойкостью к ползучести и фазовой стабильностью по сравнению с оболочками, обработанными по традиционной технологии с использованием VSQ. Это объясняется более равномерным распределением зерен аустенита и меньшей скоростью фазовых превращений, что также влияет на повышение радиационной стойкости материала.

Также показано, что использование стали 07X16H19M2Г2БТР с большим содержанием никеля, чем в стали 06X16H15M2Г2ТФР увеличивает остаточный ресурс и ресурс безопасной эксплуатации ТВС.

5.2 Заключение к главе 5

Проведено комплексное исследование влияния радиационного облучения на микроструктурные изменения в аустенитных сталях 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР, используемых в ядерных реакторах. Был разработан и верифицирован самосогласованный алгоритм расчёта критического диаметра пор, который позволил прогнозировать процессы набухания сталей под воздействием нейтронного облучения. Экспериментальные данные будут использованы для валидации разработанных моделей при продлении эксплуатации.

Результаты моделирования показали, что стабилизация исходной микроструктуры приводят к увеличению критического диаметра пор и к замедлению их роста. Таким образом, предложенные методы позволяют прогнозировать ресурс эксплуатации конструкционных материалов.

Данное исследование внесло вклад в понимание механизмов радиационного набухания аустенитных сталей, что открывает новые возможности для совершенствования технологий изготовления ТВЭЛов и продления срока службы ядерных установок.

Предложенные модели могут быть использованы для оптимизации эксплуатационных параметров материалов, а также для разработки новых сталей с повышенной радиационной стойкостью, что имеет практическое значение для атомной энергетики.

ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Проведенно исследование эволюции радиационной пористости в аустенитных сталях 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР с учетом миграции точечных дефектов и характеристик пористости. Установлено, что представленный набор параметров радиационной пористости является достаточным для количественного описания процесса набухания и прогнозирования времени безопасной эксплуатации внутриреакторных конструкций.

Разработанный итерационный алгоритм расчета критического диаметра поры, учитывающий воздействие трансмутационного He и различные параметры микроструктуры, дает возможность определить значение критического диаметра при стадии, когда для роста поры не нужно поступление дополнительных атомов He. Показанные зависимости концентраций вакансий и межузельных атомов от удельной площади поверхности пор указывают на достижение стадии стационарного набухания.

Расчет критических диаметров радиационных пор продемонстрировал согласие модели с реальными процессами, происходящими при длительном нейтронном облучении, что подтверждает ее практическую применимость. Проведена оценка ресурса безопасной эксплуатации твэлов с учетом предельного набухания оболочек, что является важным для обеспечения надежности ядерных конструкций.

Полученные результаты подчеркивают значимость однородности структурно-фазового состояния сталей и показывают, что оптимизация термических процессов может значительно повысить предельный ресурс эксплуатации при длительном облучении. Данные выводы создают основу для дальнейших исследований и разработок в области ядерной энергетики, направленных на улучшение безопасности и долговечности материалов.

ОСНОВНЫЕ ВЫВОДЫ

1. На основе описания миграции точечных дефектов с уточненными энергетическими параметрами и учетом влияния характеристик пористости разработана самосогласованная модель эволюции радиационной пористости в аустенитных сталях 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР для прогнозирования процесса набухания. Определен набор характеристик радиационной пористости, достаточный для количественного описания процесса набухания и прогнозирования времени продления эксплуатации внутриреакторных конструкций.

2. На основе описания поступления в зародыши пор атомов трансмутационного He в аустенитной стали, вакансий и междоузлий, с использованием модели миграции ТД разработан итерационный алгоритм расчета критического диаметра, при достижении которого размер поры увеличивается без необходимости поступления в нее He. Величина критического диаметра определяется плотностью дислокаций, площадями поверхности двойников и границ зерен и собственно радиационных пор, а также температурой и условиями облучения.

3. Получены зависимости концентраций вакансий и междоузельных атомов от удельной площади поверхности пор для образцов из сталей 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР, подвергнутых радиационному облучению. Показано, что при любых параметрах микроструктуры и характеристиках облучения с увеличением площади поверхности пор концентрации как вакансий, так и междоузельных атомов уменьшаются по зависимостям близким к экспоненциальным, стремясь к некоторым постоянным значениям. Это приводит к стабилизации скорости увеличения диаметра пор, характерной для стадии стационарного набухания.

4. Рассчитаны для различных параметров микроструктуры и условий облучения значения критических диаметров пор. На основе экспериментальных измерений критических диаметров радиационных пор показана удовлетворительная сходимость модели с реальными процессами, происходящими в материале при длительном нейтронном облучении.

5. С использованием измеренных характеристик радиационной пористости (удельная площадь поверхности пор) и микроструктуры (размер зерна, плотность дислокаций и двойников) в рамках уточненного описания миграции точечных дефектов при радиационном облучении анализируемых сталей промоделирована наиболее вероятная дальнейшая эволюция радиационной пористости в зависимости от температуры и повреждающей дозы в процессе продления облучения быстрыми нейтронами.

6. Разработан способ оценки ресурса безопасной эксплуатации твэлов с оболочками из сталей 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР по критерию достижения предельного распухания оболочек твэлов. Способ включает расчет предельно допустимого распухания оболочки твэла на основе характеристик радиационной пористости, сформировавшейся к заключительному этапу стадии нестационарного распухания, с учетом условий нейтронного облучения.

7. Расчетами по модели подтверждено, что повышение однородности исходного структурно-фазового состояния сталей 06X16H15M2Г2ТФР и 07X16H19M2Г2БТР, за счет скоростного нагрева полуфабрикатов в процессе их термических обработок, и однородности термического нагрева на подготовительном размере оболочки (перед финальной холодной деформацией) в проходной печи, обеспечивает повышенный предельный ресурс эксплуатации твэлов при длительном радиационном облучении.

Перспективы дальнейшей разработки темы

Полученные результаты могут служить основой для дальнейших исследований, имеющихся и создания новых материалов с улучшенными характеристиками для атомных реакторов.

Применительно к теме работы в будущем планируются разработка методов прогнозирования радиационной пористости с учетом использования характеристик выделений вторичных фаз в качестве стоков.

СПИСОК СОКРАЩЕНИЙ И ТЕРМИНОВ

ТВЭЛ (тепловыделяющий элемент) – основной конструкционный элемент активной зоны ядерного реактора, представляющий собой оболочечную трубу, в которой находится ядерное топливо;

ТВС (тепловыделяющая сборка) – комплект ТВЭЛОВ, закрепленных в дистанционирующей решетке и размещенных в чехловой трубе расположенных в активной зоне ядерного реактора, через которую проходит теплоноситель для охлаждения;

ПВА (первично выбитый атом) – атом, выбитый из своего положения в кристаллической решетке при взаимодействии с нейтроном;

ТД (точечные дефекты) – дефекты кристаллической решетки: вакансии (отсутствие атома в узле решетки) и межузельные атомы (атомы, находящиеся между занятыми узлами решетки). Эти дефекты оказывают значительное влияние на процессы изменения микроструктуры, в частности, на развитие пористости и растрескивание материала;

СЭМ (сканирующая электронная микроскопия) – метод электронной микроскопии, который используется для изучения поверхности образцов путем сканирования их сфокусированным электронным пучком. В результате взаимодействия электронов с атомами на поверхности образца возникают вторичные электроны, регистрируемые детектором. Это позволяет получать детализированные изображения поверхности, а также информацию о её морфологии, топографии и элементном составе;

ПЭМ (просвечивающая электронная микроскопия) – метод, в котором электроны проходят через тонкий срез образца, что позволяет получать изображения внутренней структуры материала на уровне атомов. ПЭМ обеспечивает высокое пространственное разрешение и используется для изучения кристаллической структуры, дефектов и фазовых переходов, давая информацию о микроструктурных особенностях материала;

Остаточный ресурс – длительность дополнительной, к достигнутой, безопасной эксплуатации;

Предельный ресурс – максимальный срок эксплуатации твэлов, после достижения которого обеспечение безопасной эксплуатация не обосновано;

сна (смещений на атом) – единица измерения повреждающей дозы, показывающая, относительное количество атомов, покинувших узлы кристаллической решетки;

Радиационное распухание – процесс увеличения объема материала под воздействием радиации из-за формирования и роста пор.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Захаров А. И. Действие излучения на физические свойства и структуру твёрдого тела // Успехи физических наук. – 1955. – Т. 57. – №. 4. – С. 525-576.
2. Slater J. C. The effects of radiation on materials // Journal of Applied Physics. – 1951. – Т. 22. – №. 3. – С. 237-256.
3. Maziasz P. J. Formation and stability of radiation-induced phases in neutron-irradiated austenitic and ferritic steels // Journal of Nuclear Materials. – 1989. – Т. 169. – С. 95-115.
4. Zinkle S. J., Maziasz P. J., Stoller R. E. Dose dependence of the microstructural evolution in neutron-irradiated austenitic stainless steel // Journal of Nuclear materials. – 1993. – Т. 206. – №. 2-3. – С. 266-286.
5. Неклюдов И. М., Воеводин В. Н. Современный статус радиационного материаловедения // Взаимодействие излучения с твёрдыми телами. – 2013. – С. 24-27.
6. Zinkle S. J. 1.03-Radiation-Induced effects on microstructure // Comprehensive nuclear materials. – 2012. – Т. 1. – С. 65-98.
7. Roberts A. C., Harries D. R. Elevated Temperature Embrittlement induced in a 20 per cent Chromium: 25 per cent Nickel: Niobium Stabilized Austenitic Steel by Irradiation with Thermal Neutrons // Nature. – 1963. – Т. 200. – №. 4908. – С. 772-772.
8. Sagaradze V. V. et al. Dissolution kinetics of intermetallics in aging austenitic steels during neutron irradiation // Journal of nuclear materials. – 2002. – Т. 307. – С. 317-321.
9. Митрофанова Н. М., Чурюмова Т. А. Сталь ЭК164-конструкционный материал оболочек твэлов реакторов БН // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы. – 2019. – №. 2. – С. 100-109.
10. Prelas M. et al. Interactions of ionizing radiation with matter and direct energy conversion // Nuclear Batteries and Radioisotopes. – 2016. – С. 81-175.
11. Mansur L. K., Bloom E. E. Radiation effects in reactor structural alloys //

JOM. – 1982. – T. 34. – C. 23-31.

12. Wu S. et al. Cascades damage in γ -iron from molecular dynamics simulations // Materials Science Forum. – Trans Tech Publications Ltd, 2020. – T. 993. – C. 1011-1016.

13. Brinkman J. A. On the nature of radiation damage in metals // Journal of Applied Physics. – 1954. – T. 25. – №. 8. – C. 961-970.

14. Seeger A. Proc. of the Second United Nations International Conference on Peaceful Uses of Atomic Energy // United Nations, Geneva, Paper. – 1958. – №. 998.

15. Karlušić M., Jakšić M. Thermal spike analysis of highly charged ion tracks // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. – 2012. – T. 280. – C. 103-110.

16. Brinkman J. A. On the nature of radiation damage in metals // Journal of Applied Physics. – 1954. – T. 25. – №. 8. – C. 961-970.

17. Liu C. et al. Simulation Study on Defect Damage Behavior of Fe under Irradiation Environment // Journal of Physics: Conference Series. – IOP Publishing, 2024. – T. 2785. – №. 1. – C. 012055.

18. Greenwood L. R. A new calculation of thermal neutron damage and helium production in nickel // Journal of Nuclear Materials. – 1983. – T. 115. – №. 2-3. – C. 137-142.

19. Maziasz P. J., McHargue C. J. Microstructural evolution in annealed austenitic steels during neutron irradiation // International materials reviews. – 1987. – T. 32. – №. 1. – C. 190-219.

20. Wu Y., Wu Y. Neutron irradiation and material damage // Fusion neutronics. – 2017. – C. 91-113.

21. Hashimoto N., Wakai E., Robertson J. P. Relationship between hardening and damage structure in austenitic stainless steel 316LN irradiated at low temperature in the HFIR // Journal of nuclear materials. – 1999. – T. 273. – №. 1. – C. 95-101.

22. Etienne A. et al. Dislocation loop evolution under ion irradiation in austenitic stainless steels // Journal of nuclear materials. – 2010. – T. 400. – №. 1. – C. 56-63.

23. Liu X. et al. Radiation response of a Fe–20Cr–25Ni austenitic stainless steel under Fe²⁺ irradiation at 500° C // *Materialia*. – 2020. – Т. 9. – С. 100542.
24. Gupta J. et al. Characterization of ion irradiation effects on the microstructure, hardness, deformation and crack initiation behavior of austenitic stainless steel: Heavy ions vs protons // *Journal of Nuclear Materials*. – 2018. – Т. 501. – С. 45-58.
25. Хорасанов Г. Л. и др. Высоконикелевые стали, обедненные изотопом никель-58, для оболочек твэлов быстрых реакторов // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы*. – 2006. – №. 2. – С. 229-232.
26. Неклюдов И. М., Толстолицкая Г. Д. Гелий и водород в конструкционных материалах // *Вопросы атомной науки и техники*. – 2003.
27. Hunn J. D. et al. Helium and hydrogen induced hardening in 316LN stainless steel // *Journal of nuclear materials*. – 2000. – Т. 282. – №. 2-3. – С. 131-136.
28. Zhou X. W. Molecular dynamics exploration of helium bubble nucleation and growth mechanisms in Fe 70 Ni 11 Cr 19 austenitic stainless steel // *RSC advances*. – 2023. – Т. 13. – №. 33. – С. 23236-23243.
29. Lee E. H. et al. Effects of helium on radiation-induced defect microstructure in austenitic stainless steel // *Journal of nuclear materials*. – 2000. – Т. 280. – №. 1. – С. 18-24.
30. Барсанова С. В., Козлов А. В., Шило О. Б. Влияние облучения быстрыми нейтронами на изменение механических свойств аустенитных сталей ЭК-164 и ЧС-68 // *Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы*. – 2018. – №. 5. – С. 4-12.
31. Афонин В. К. и др. *Металлы и сплавы: справочник* // СПб.: НПО «Профессионал». – 2003. – 2003.
32. Неустроев В. С., Голованов В. Н., Шамардин В. К. Вызванное распуханием охрупчивание облученных нейтронами аустенитных сталей // *Вопросы атомной науки и техники*. – 2007.
33. Isobe Y. et al. Segregation behavior induced by various particle irradiations

in austenitic stainless steels // Journal of nuclear science and technology. – 1999. – Т. 36. – №. 3. – С. 282-287.

34. Xiao X., Yu L. Nano-indentation of ion-irradiated nuclear structural materials: A review // Nuclear Materials and Energy. – 2020. – Т. 22. – С. 100721.

35. Röder F. et al. Nanoindentation of ion-irradiated reactor pressure vessel steels—model-based interpretation and comparison with neutron irradiation // Philosophical Magazine. – 2018. – Т. 98. – №. 11. – С. 911-933.

36. Hosemann P. Studying radiation damage in structural materials by using ion accelerators // Reviews of Accelerator Science and Technology. – 2011. – Т. 4. – №. 01. – С. 161-182.

37. Brailsford A. D., Mansur L. K. Effect of self-ion injection in simulation studies of void swelling // Journal of Nuclear Materials. – 1977. – Т. 71. – №. 1. – С. 110-116.

38. Бородин О. В. и др. Влияние 5% холодной деформации на поведение стали X18H10T при ионном облучении // Вопросы атомной науки и техники. – 2011.

39. Кулешова Е. А. и др. Оценка профиля распухания аустенитной нержавеющей стали с различным содержанием никеля под действием ионного облучения // Вопросы материаловедения. – 2022. – №. 2 (110). – С. 171-184.

40. Ayanoglu M., Motta A. T. Emulation of neutron-irradiated microstructure of austenitic 21Cr32Ni model alloy using dual-ion irradiation // Journal of Nuclear Materials. – 2022. – Т. 570. – С. 153944.

41. Drury T. H. Correlating Fast Fluence to dpa in Atypical Locations //EPJ Web of Conferences. – EDP Sciences, 2016. – Т. 106. – С. 02004.

42. Li Y. G. et al. A cluster dynamics model for accumulation of helium in tungsten under helium ions and neutron irradiation // Communications in Computational Physics. – 2012. – Т. 11. – №. 5. – С. 1547-1568.

43. Портных И. А., Козлов А. В., Панченко В. Л. Влияние дозово-температурных параметров нейтронного облучения до максимальной повреждающей дозы 77 сна на характеристики пористости, сформировавшейся в

стали 0.07C–16Cr–19Ni–2Mo–2Mn–Ti–Si–V–P–B // Физика металлов и металловедение. – 2014. – Т. 115. – №. 6. – С. 664-664.

44. Fukuda T. et al. Microstructural changes of austenitic steels caused by proton irradiation under various conditions // Journal of nuclear materials. – 2000. – Т. 283. – С. 263-267.

45. Allen T. R. et al. The effect of dose rate on the response of austenitic stainless steels to neutron radiation // Journal of nuclear materials. – 2006. – Т. 348. – №. 1-2. – С. 148-164.

46. Пастухов В. И. и др. Неоднородность радиационной пористости оболочки твэла из аустенитной стали X16H19M2Г2БТФПР // Вопросы атомной науки и техники. Серия: Материаловедение и новые материалы. – 2018. – №. 5. – С. 13-22.

47. Garner F. Irradiation performance of cladding and structural steels in liquid metal reactors // Materials science and technology. – 2006.

48. LaGrange T. et al. Preferential void formation at crystallographically ordered grain boundaries in nanotwinned copper thin films // Acta Materialia. – 2015. – Т. 96. – С. 284-291.

49. Козлов А. В., Портных И. А. Зависимость скорости стационарного набухания оболочек твэлов из стали ЧС68 от характеристик нейтронного облучения // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т. 117. – №. 8. – С. 871-874.

50. Неустроев В. С. Низкотемпературная радиационная повреждаемость аустенитных сталей, облученных в исследовательских и энергетических реакторах // Москва, 2006г. 231с. – 2006.

51. Калинин Б. А. и др. Конструкционные материалы ядерной техники // М.: НИЯУ «МИФИ». – 2012.

52. Roters F. et al. Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications // Acta materialia. – 2010. – Т. 58. – №. 4. – С. 1152-1211.

53. Emmerich H. Advances of and by phase-field modelling in condensed-

matter physics //Advances in Physics. – 2008. – T. 57. – №. 1. – C. 1-87.

54. Fick A. Uber diffusion. Phil. Mag. 10: 30–39 // Reprinted in 1995 as On diffusion. J. Membr. Sci. – 1855. – T. 100. – C. 33-38.

55. Odette G. R. Modeling of microstructural evolution under irradiation // Journal of Nuclear Materials. – 1979. – T. 85. – C. 533-545.

56. Brailsford A. D. Reaction rate theory perspectives on some problems in materials science // Metallurgical Transactions A. – 1989. – T. 20. – C. 2583-2598.

57. Wiedersich H. The effect of defect clusters formed in cascades on the sink strength of irradiated materials // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. – 1991. – T. 59. – C. 51-56.

58. Mansur L. K. The reaction rate theory of radiation effects // JOM. – 1996. – T. 48. – C. 28-32.

59. Waite T. R. Theoretical treatment of the kinetics of diffusion-limited reactions // Physical review. – 1957. – T. 107. – №. 2. – C. 463.

60. Dienes G. J., Damask A. C. Radiation enhanced diffusion in solids // Journal of Applied Physics. – 1958. – T. 29. – №. 12. – C. 1713-1721.

61. Dworschak F. et al. Analysis of Point Defect States in Copper I. The Influence of the Point Defect State on the Irradiation Damage Rate at 80° K // Physica status solidi (b). – 1968. – T. 29. – №. 1. – C. 75-80.

62. Brailsford A. D., Bullough R. The theory of sink strengths // Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences. – 1981. – T. 302. – №. 1465. – C. 87-137.

63. Wiedersich H. Proc. 2nd Conf. on the Strength of Metals and Alloys. ASM, 1970.

64. Wiedersich H. On the theory of void formation during irradiation // Radiation Effects. – 1972. – T. 12. – №. 1-2. – C. 111-125.

65. Wiedersich H. Effects of the primary recoil spectrum on long-range migration of defects //Radiation effects and defects in solids. – 1990. – T. 113. – №. 1-3. – C. 97-107.

66. Brailsford A. D., Bullough R. The theory of sink strengths // Philosophical

Transactions of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical Sciences. – 1981. – T. 302. – №. 1465. – C. 87-137.

67. Gan J., Was G. S., Stoller R. E. Modeling of microstructure evolution in austenitic stainless steels irradiated under light water reactor condition // Journal of nuclear materials. – 2001. – T. 299. – №. 1. – C. 53-67.

68. Katoh Y., Stoller R. E., Kohyama A. Rate theory investigation of influence of cascade cluster formation and solute trapping on point defect agglomeration and extended defect evolution // Journal of nuclear materials. – 1994. – T. 212. – C. 179-185.

69. Walgraef D., Lauzeral J., Ghoniem N. M. Theory and numerical simulations of defect ordering in irradiated materials // Physical Review B. – 1996. – T. 53. – №. 22. – C. 14782.

70. Odette G. R. On mechanisms controlling swelling in ferritic and martensitic alloys // Journal of Nuclear Materials. – 1988. – T. 155. – C. 921-927.

71. Golubov S. I., Singh B. N., Trinkaus H. Defect accumulation in fcc and bcc metals and alloys under cascade damage conditions—Towards a generalisation of the production bias model // Journal of Nuclear Materials. – 2000. – T. 276. – №. 1-3. – C. 78-89.

72. Stoller R. E., Odette G. R. Analytical solutions for helium bubble and critical radius parameters using a hard sphere equation of state // Journal of Nuclear Materials. – 1985. – T. 131. – №. 2-3. – C. 118-125.

73. Katoh Y. et al. The influence of He/dpa ratio and displacement rate on microstructural evolution: a comparison of theory and experiment // Journal of nuclear materials. – 1994. – T. 210. – №. 3. – C. 290-302.

74. Grove W. R. On the Electro-Chemical Polarity of Gases // Abstracts of the Papers Communicated to the Royal Society of London. – Royal Society, 1850. – T. 6. – C. 168-169.

75. Stoller R. E. et al. Mean field rate theory and object kinetic Monte Carlo: A comparison of kinetic models // Journal of Nuclear Materials. – 2008. – T. 382. – №. 2-3. – C. 77-90.

76. Heald P. T., Speight M. V. Point defect behaviour in irradiated materials // *Acta Metallurgica*. – 1975. – T. 23. – №. 11. – C. 1389-1399.
77. Zinkle S. J., Was G. S. Materials challenges in nuclear energy // *Acta Materialia*. – 2013. – T. 61. – №. 3. – C. 735-758.
78. Heald P. T., Harbottle J. E. Irradiation creep due to dislocation climb and glide // *Journal of Nuclear Materials*. – 1977. – T. 67. – №. 1-2. – C. 229-233.
79. L'vov P. E., Svetukhin V. V. Solute diffusion in polycrystals with migrating grain boundaries: phase-field approach // *Journal of Materials Science*. – 2024. – C. 1-16.
80. Ozturk A., Gencturk M., Ahmed K. Surface and size effects on the behaviors of point defects in irradiated crystalline solids // *Frontiers in Materials*. – 2021. – T. 8. – C. 684862.
81. Bai X. M., Uberuaga B. P. The influence of grain boundaries on radiation-induced point defect production in materials: a review of atomistic studies // *Jom*. – 2013. – T. 65. – C. 360-373.
82. Maksimkin O. P. et al. Effect of neutron irradiation on the microstructure and the mechanical and corrosion properties of the ultrafine-grained stainless Cr–Ni steel // *The Physics of Metals and Metallography*. – 2015. – T. 116. – C. 1270-1278.
83. Was G.S. Fundamentals of radiation materials science: Metals and alloys, second edition // *Fundamentals of Radiation Materials Science: Metals and Alloys, Second Edition*. Springer New York, 2016. P. 1–1002.
84. Song Y. et al. The effect of dislocation on defects in 316L stainless steel irradiated by helium // *JJAP Conference Proceedings 4th Japan-China Joint Workshop on Positron Science (JWPS2019)*. – The Japan Society of Applied Physics, 2023. – C. 011103-011103.
85. Ahmedabadi P. et al. Radiation-induced segregation in austenitic stainless steel type 304: Effect of high fraction of twin boundaries // *Materials Science and Engineering: A*. – 2011. – T. 528. – №. 25-26. – C. 7541-7551.
86. Fukuya K., Fujii K. A multicomponent model of radiation-induced segregation for commercial stainless steels // *Journal of nuclear science and technology*.

– 2009. – Т. 46. – №. 7. – С. 744-752.

87. Chen D. et al. Depth distribution of Frank loop defects formed in ion-irradiated stainless steel and its dependence on Si addition // Nuclear Instruments and Methods in Physics Research Section B: Beam Interactions with Materials and Atoms. – 2015. – Т. 365. – С. 503-508.

88. Жирифалько Л. Статистическая физика твердого тела. – М.: Мир, 1975. – Т. 420.

89. Козлов А. В. Основные механизмы влияния структурных изменений, происходящих в аусте нитной стали при низкотемпературном нейтронном облучении, на ее физико механические свойства // ФММ. – 1996. – Т. 81. – №. 3. – С. 97.

90. Козлов А. В. Зависимость концентрации точечных дефектов в аустенитной стали ЧС-68 от скорости их генерации и температуры при нейтронном облучении // Физика металлов и металловедение. – 2009. – Т. 107. – №. 6. – С. 574-581.

91. Глушкова Н. В., Портных И. А., Козлов А. В. Механизм влияния трансмутационного гелия, нарабатываемого в оболочках твэлов из аустенитной стали ЧС-68 при нейтронном облучении, на образование пор // Физика металлов и металловедение. – 2009. – Т. 108. – №. 3. – С. 276-282.

92. Козлов А. В. и др. Зависимость критического диаметра зародыша пор в аустенитной стали ЧС-68 от температуры нейтронного облучения в модели образования гелий-вакансионных пузырьков // Физика и химия обработки материалов. – 2012. – №. 1. – С. 16-22.

93. Козлов А. В., Портных И. А. Миграция и накопление на дислокациях трансмутационного гелия в аустенитных сталях при нейтронном облучении // Физика металлов и металловедение. – 2016. – Т. 117. – №. 4. – С. 414-414.

94. Портных И. А., Козлов А. В. Рост вакансионных пор на начальной стадии нестационарного распухания // Физика металлов и металловедение. – 2018. – Т. 119. – №. 6. – С. 636-644.

95. Hayns M. R., Gallagher J., Bullough R. The derivation of a simple void-

swelling equation for cold-worked 316 austenitic steel // Journal of Nuclear Materials. – 1978. – Т. 78. – №. 2. – С. 236-253.

96. Zhu X., Li X., Zheng M. Predicting the Irradiation Swelling of Austenitic and Ferritic/Martensitic Steels, Based on the Coupled Model of Machine Learning and Rate Theory // Metals. – 2022. – Т. 12. – №. 4. – С. 651.

97. Okita T., Wolfer W. G. A critical test of the classical rate theory for void swelling // Journal of nuclear materials. – 2004. – Т. 327. – №. 2-3. – С. 130-139.

98. Kozlov A. V., Portnykh I. A. Dependence of steady-state radiation swelling rate of 10.1 C–16Cr–15Ni–2Mo–2Mn–Ti–Si austenitic steel on dpa rate and irradiation temperature // Journal of nuclear materials. – 2009. – Т. 386. – С. 147-151.

99. Garner F. A. Overview of the swelling behavior of 316 stainless steel. – Hanford Engineering Development Lab., Richland, WA (USA), 1984. – №. HEDL-SA-3329; CONF-840251-2.

100. Porollo S. I. et al. Influence of silicon on swelling and microstructure in Russian austenitic stainless steel EI-847 irradiated to high neutron doses // Journal of nuclear materials. – 2008. – Т. 378. – №. 1. – С. 17-24.

101. Ageev V. S. et al. Structural materials for Russian fast reactor cores. Status and prospects. – 2009. – №. IAEA-CN--176.

102. Паршин А. М., Звягин В. Б. Принудительная рекомбинация как мера подавления радиационного распухания аустенитных хромоникелевых сталей и сплавов // Металлообработка. – 2006. – №. 5-6. – С. 64-67.

103. Brager H. R. et al. Stress-affected microstructural development and creep-swelling interrelationship. – Hanford Engineering Development Lab., Richland, WA (United States), 1977. – №. HEDL-SA-1167; CONF-770641-12.

104. Бредихин М. Ю. и др. Влияние холодной деформации на радиационное распухание стали 09X16H15M3Б при облучении тяжелыми ионами // ВАНТ. Серия ФПП и РМ. – 1981. – №. 3. – С. 17.

105. Porollo S. I., Konobeev Y. V., Garner F. A. Swelling and microstructure of austenitic stainless steel ChS-68 CW after high dose neutron irradiation // Journal of nuclear materials. – 2009. – Т. 393. – №. 1. – С. 61-66.

106. Васильев Б. А. и др. Опыт и перспективы модернизации активной зоны реактора БН-600 // Изв. вузов. Ядерная энергетика. – 2011. – №. 1. – С. 158-168.
107. Portnykh I. A. et al. Characteristics of radiation porosity formed upon irradiation in a BN-600 reactor in the fuel-element cans of cold-deformed steel EK-164 (06Kh16N20M2G2BTFR)-ID cd // The Physics of Metals and Metallography. – 2012. – Т. 113. – С. 520-531.
108. Portnykh I. A., Kozlov A. V., Panchenko V. L. Effect of dose and temperature parameters of neutron irradiation to maximum damaging dose of 77 dpa on characteristics of porosity formed in steel 0.07 C-16Cr-19Ni-2Mo-2Mn-Ti-Si-VPB // The Physics of Metals and Metallography. – 2014. – Т. 115. – №. 6. – С. 625-633.
109. Demidov D., Smirnov E., Tsepelev A. Effect of impurities and grain boundaries on the kinetic characteristics of the radiation damage of iron and austenitic steels // IOP Conference Series: Materials Science and Engineering. – IOP Publishing, 2016. – Т. 130. – №. 1. – С. 12.
110. Wakai E. et al. Swelling of cold-worked austenitic stainless steels irradiated in HFIR under spectrally tailored conditions // Journal of nuclear materials. – 2002. – Т. 307. – С. 352-356.
111. Garner F. A., Bates J. F., Mitchell M. A. The strong influence of temper annealing conditions on the neutron-induced swelling of cold-worked austenitic steels // Journal of nuclear materials. – 1992. – Т. 189. – №. 2. – С. 201-209.
112. Padilha A. F., Plaut R. L., Rios P. R. Annealing of cold-worked austenitic stainless steels // ISIJ international. – 2003. – Т. 43. – №. 2. – С. 135-143.
113. Odnobokova M. V., Belyakov A. N. Effect of cold rolling and subsequent annealing on the microstructure and the microtexture of austenitic corrosion-resistant steels // Russian Metallurgy (Metally). – 2019. – Т. 2019. – С. 315-325.
114. Пастухов В. И. Структурная чувствительность аустенитных сталей к радиационным повреждениям при нейтронном облучении: диссертация на соискание ученой степени кандидата технических наук: 05.16. 09 : дис. – б. и., 2019.

115. Щербак В. И., Дмитриев В. Д. Структурные особенности при деформации облученных нейтронами аустенитных сталей // Физика металлов и металловедение. – 1987. – Т. 64. – С. 591-595.

116. Баканов М. В. и др. Основные результаты контроля работоспособности твэлов с оболочками из аустенитных сталей нового поколения // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2011. – №. 1. – С. 187.

117. Barton P. J., Eyre B. L., Stow D. A. The structure of fast-reactor irradiated solution-treated AISI type 316 steel // Journal of Nuclear Materials. – 1977. – Т. 67. – №. 1-2. – С. 181-197.

118. Tsay K. V. et al. Microstructural defect evolution in neutron-Irradiated 12Cr18Ni9Ti stainless steel during subsequent isochronous annealing // Journal of nuclear materials. – 2013. – Т. 439. – №. 1-3. – С. 148-158.

119. Abbasi M. et al. G-phase formation in twenty-years aged heat-resistant cast austenitic steel reformer tube // Materials Characterization. – 2019. – Т. 148. – С. 297-306.

120. Neklyudov I. M., Voyevodin V. N. Radiation swelling of modified austenitic steels // Russian Physics Journal. – 2008. – Т. 51. – №. 4. – С. 400-413.

121. Porollo S. I., Konobeev Y. V., Garner F. A. Swelling and microstructure of austenitic stainless steel ChS-68 CW after high dose neutron irradiation // Journal of nuclear materials. – 2009. – Т. 393. – №. 1. – С. 61-66.

122. Kalchenko A. S. et al. Prediction of swelling of 18Cr10NiTi austenitic steel over a wide range of displacement rates // Journal of nuclear materials. – 2010. – Т. 399. – №. 1. – С. 114-121.

123. Yoshiie T., Xu Q. Effects of alloying elements Mn, Mo, Ti, Si, P and C on the incubation period of void swelling in austenitic stainless steels // Tungsten. – 2021. – Т. 3. – №. 1. – С. 3-19.

124. Козлов А. В., Портных И. А., Исинбаев А. Р. Модель заключительного этапа стадии нестационарного радиационного набухания металлов // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121. – №. 7. – С. 675-681.

125. Козлов А. В., Портных И. А. Условия достижения стадии

стационарного радиационного распухания // Физика металлов и металловедение. – 2007. – Т. 103. – №. 1. – С. 108-112.

126. Ruzhytskyi V. V. et al. Helium porosity development during annealing of helium-implanted 18Cr10NiTi steel // East European Journal of Physics. – 2018. – №. 4. – С. 69-76.

127. Zelenskij V. F. et al. Thermal desorption of helium from polycrystalline Ni irradiated to fluences ranging from 1×10^{17} to 1×10^{18} He/cm² // Journal of Nuclear Materials. – 1987. – Т. 151. – №. 1. – С. 22-33.

128. Бобков В. П. и др. Справочник по свойствам материалов для перспективных реакторных технологий. – ИздАТ, 2014.

129. Спицын Е. В., Целищев А. В., Буданов Ю. П. Исследование влияния режимов аустенитизирующего отжига на структурное состояние и характеристики длительной прочности и ползучести твэльных труб из аустенитной стали ЧС68-ИД // Вопросы атомной науки и техники. Серия: материаловедение и новые материалы. – 2015. – №. 2. – С. 4-14.

130. Хирш П. и др. Электронная микроскопия тонких кристаллов. – 1968.

131. Бушнев Л. С. и др. Основы электронной микроскопии: Учебное пособие. – 1990.

132. Исинбаев А. Р., Портных И. А., Козлов А. В. Влияние радиационной пористости, формирующейся в аустенитной стали при нейтронном облучении, на концентрацию собственных точечных дефектов // Физика металлов и металловедение. – 2020. – Т. 121. – №. 1. – С. 99-104.

133. Асабина Е. А. Дефекты в твердых телах и их влияние на свойства функциональных материалов: Электронное учебно-методическое пособие // Нижний Новгород: Нижегородский госуниверситет. – 2012.

134. Kozlov A. V., Portnykh I. A., Asiptsov O. I. Vacancy migration energy in steels and alloys // Physics of Metals and Metallography. – 2019. – Т. 120. – №. 11. – С. 1133-1136.

135. Kozlov A. V. et al. Energy of vacancy migration in 0.06 C-16Cr-15Ni-2Mo-2Mn-Ti-Si-VB and 0.07 C-16Cr-19Ni-2Mo-2Mn-Ti-Si-VPB cladding steels //

Russian Metallurgy (Metally). – 2014. – Т. 2014. – №. 5. – С. 412-418.

136. Исинбаев А. Р., Портных И. А., Козлов А. В. Развитие радиационной пористости в материале оболочек различной технологии изготовления твэлов реакторов на быстрых нейтронах и ее влияние на ресурс эксплуатации ТВС в реакторе БН-600 // Физика металлов и металловедение. – 2022. – Т. 123. – №. 5. – С. 562-568.

137. Портных И.А., Козлов А.В., Исинбаев А.Р. Прогнозирование развития радиационной пористости в аустенитной стали 07C-16Cr-19Ni-2Mo-Ti-Si-V-P-B, облученной при температурах 715-815 К до повреждающих доз 72-92 сна // Труды XXVIII Международная конференция «Радиационная физика твердого тела». – 2019. – С. 233–244.

138. Баканов М. В. и др. Основные результаты контроля работоспособности твэлов с оболочками из аустенитных сталей нового поколения // Известия вузов. Ядерная энергетика. – 2011. – №. 1. – С. 187.

139. Kozlov, A. V., Portnykh, I. A., Bryushkova, S. V., Kinev, E. A. Dependence of maximum swelling temperature on damage dose in cold worked 16Cr-15Ni-2Mo-1Mn cladding irradiated in BN-600 // Effects of Radiation on Materials: 21st International Symposium. Ed. Grossbeck, M, Allen, T, Lott, R, & Kumar, A. 100 Barr Harbor Drive, PO Box C700, West Conshohocken, PA 19428-2959: ASTM International. – 2004.

ПРИЛОЖЕНИЕ А



ИИРМ
РОСАТОМ

ГОСУДАРСТВЕННАЯ КОРПОРАЦИЯ ПО АТОМНОЙ ЭНЕРГИИ «РОСАТОМ»
АКЦИОНЕРНОЕ ОБЩЕСТВО «ИНСТИТУТ РЕАКТОРНЫХ МАТЕРИАЛОВ»

СПРАВКА

Об использовании результатов диссертационной работы

Результаты диссертационной работы Исинбаева Артура Радионовича на тему «Эволюция и прогнозирование радиационной пористости в изделиях из аустенитной стали» использованы при выполнении работ по договору № 61/3056-Д от 18.11.2019 на выполнение научно-исследовательской работы по теме: «Разработка комплексной модели распухания и её использование для прогнозирования предельного ресурса аустенитных сталей при облучении», Заказчик работ ФГУП «ВНИИА им. Н.Л. Духова».

Алгоритм расчета критического диаметра, при котором он переходит в класс гелий-вакансионных пор, для роста которых поступления в пузырьки дополнительных атомов гелия не требуется, применен в отчете НИР № Ф-1319/46 от 23.10.2020 «Разработка, верификация модели и прогноз распухания сплавов: феррито-мартенситных сталей применительно к ЭК181, ЧС139 и аустенитных сталей применительно к ЭК164, ЧС68».

И.о. Заместителя директора по научной
и инновационной деятельности



Н.В. Глушкова