

На правах рукописи

УДК 669.15–194.56:621.039.531:620.194.2

ГРНТИ 53.49.17



ПИРОГОВА Наталья Евгеньевна

**ОПРЕДЕЛЕНИЕ ДОМИНИРУЮЩИХ МЕХАНИЗМОВ И РАЗРАБОТКА
МЕТОДОВ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ КОРРОЗИОННОГО
РАСТРЕСКИВАНИЯ ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ ОБЛУЧЕННЫХ
АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ ДЛЯ
ВКУ ВВЭР и PWR**

Специальность: 05.16.09 – Материаловедение (машиностроение)

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Санкт-Петербург

2020 г.

Работа выполнена в **Федеральном государственном унитарном предприятии «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт»**

Научный руководитель:

Марголин Борис Захарович

доктор технических наук, профессор.

Официальные оппоненты:

Ланин Александр Алексеевич

доктор технических наук, с.н.с.;
ОАО «Научно-производственное объединение по исследованию и проектированию энергетического оборудования им. И.И. Ползунова», г. Санкт-Петербург; заведующий отделом оценки ресурса и испытаний материалов сварных конструкций энергооборудования ТЭС и АЭС.

Леонтьева-Смирнова Мария Владимировна

кандидат технических наук, доцент;
АО «Высокотехнологический научно-исследовательский институт неорганических материалов им. акад. А.А. Бочвара», г. Москва; начальник научно-исследовательского отдела конструкционных материалов и изделий.

Ведущая организация:

Акционерное общество «Опытное конструкторское бюро «ГИДРОПРЕСС».

Защита состоится **« 27 » января 2021 г. в 11⁰⁰** на заседании диссертационного совета Д411.006.01 созданного на базе Федерального государственного унитарного предприятия «Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов «Прометей» имени И.В. Горынина Национального исследовательского центра «Курчатовский институт», 191015, Санкт-Петербург, Шпалерная ул., 49.

С диссертацией можно ознакомиться в научно-технической библиотеке НИЦ «Курчатовский институт» – ЦНИИ КМ «Прометей» и на сайте:

<http://dissovet.cris-m-prometey.ru/ThesisDetails.aspx?id=35>

Автореферат разослан « ___ » _____ 2020 г.

Ученый секретарь
диссертационного совета Д411.006.01
д.т.н., профессор



Е.И. Хлусова

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность

Внутрикорпусные устройства реакторов (ВКУ) типа ВВЭР изготавливаются из хромо-никелевых аустенитных нержавеющей сталей и служат для установки и закрепления активной зоны в корпусе реактора, а также для организации потока теплоносителя внутри реактора. Они, фактически, являются незаменимыми компонентами реакторной установки, и, соответственно, наряду с корпусом реактора, могут быть элементами, ограничивающими ресурс реакторной установки. Разработка реакторов ВВЭР нового поколения с более высокой мощностью и сроком эксплуатации (СЭ), а также запроектное продление СЭ уже работающих реакторов типа ВВЭР, предъявляют особые требования к обоснованию безопасной работы ВКУ в течение всего срока эксплуатации.

Вследствие высоких дозовых нагрузок, неоднородного нейтронного облучения, элементы ВКУ ВВЭР и, в частности выгородка, подвергаются радиационному распуханию, градиент которого вызывает значительные внутренние напряжения. Из-за сочетания градиентов температур и распухания, на внутренней стороне выгородки, контактирующей с теплоносителем первого контура, создаются растягивающие напряжения. Неблагоприятное сочетание следующих факторов: высокой повреждающей дозы, приводящей к снижению сопротивления коррозионному растрескиванию под напряжением (КРН), высоких растягивающих напряжений и коррозионной среды теплоносителя первого контура, может привести к повреждению элементов ВКУ по механизму коррозионного растрескивания, стимулированного облучением (СОКРН). Поэтому СОКРН может являться одним из механизмов, ограничивающих ресурс элементов ВКУ ВВЭР.

До момента начала работы над диссертацией отсутствовала физически обоснованная модель, учитывающая основные механизмы КРН облученных аустенитных сталей в среде теплоносителя I контура ВВЭР и PWR, позволяющая, прогнозировать долговечность ВКУ по критерию коррозионного растрескивания. В связи с изложенным, были поставлены следующие цели диссертационной работы:

Цель работы

1. Определение доминирующих механизмов, стимулирующих КРН различных хромо-никелевых аустенитных сталей марок 321 (08X18H10T), 304 (X18H9) и 316 (X16H11M3), используемых для изготовления ВКУ ВВЭР и PWR, в водной среде теплоносителя I контура реакторов типа ВВЭР.

2. Разработка физически обоснованной модели для прогнозирования долговечности ВКУ ВВЭР и PWR по критерию КРН и разработка нормативного метода оценки долговечности ВКУ ВВЭР.

3. Разработка метода экспресс-оценки склонности к КРН облученных аустенитных сталей в среде теплоносителя I контура ВВЭР.

Для достижения поставленных целей требуется решить следующие задачи.

1. Обобщение литературных данных и составление перечня механизмов, потенциально вызывающих КРН облученных аустенитных сталей в водной среде, имитирующей теплоноситель I контура ВВЭР.

2. Проведение автоклавных испытаний на КРН образцов из различных аустенитных сталей для ВКУ ВВЭР и PWR, облученных до различных повреждающих доз в разных спектрах нейтронов, с целью определения основных факторов, стимулирующих КРН. Анализ механических свойств, изломов и боковых поверхностей испытанных образцов и определение механизмов их разрушения.

3. Определение роли упрочнения аустенитных сталей на КРН в водной среде, имитирующей теплоноситель I контура ВВЭР.

4. Подтверждение или исключение механизма радиационно-индуцированного обеднения границ зерен хромом в аустенитных сталях, как доминирующего для реализации КРН в водной среде, имитирующей теплоноситель I контура ВВЭР, с низким содержанием кислорода.

5. Разработка метода для определения прочности границ зерен по результатам испытаний миниатюрных образцов на ударный изгиб. Проведение испытаний на ударный изгиб миниатюрных образцов из различных облученных аустенитных сталей для ВКУ ВВЭР и PWR. Анализ изломов миниатюрных образцов при помощи СЭМ. Оценка прочности границ зерен по результатам этих испытаний.

6. Определение роли когезивной прочности границ зерен в инициации КРН облученных аустенитных сталей. Анализ влияния спектра нейтронов на прочность границ зерен и, соответственно, на сопротивление КРН хромоникелевых аустенитных сталей. Установление взаимосвязи между прочностью границ зерен и склонностью к КРН.

7. Исследование процессов ползучести при КРН в условиях постоянной нагрузки. Определение роли межзеренного проскальзывания, как одного из механизмов, стимулирующих КРН облученных аустенитных сталей в водной среде, имитирующей теплоноситель первого контура ВВЭР.

8. Исследование влияния повреждающей дозы на сопротивление КРН аустенитных сталей в водной среде теплоносителя первого контура ВВЭР

с низким содержанием кислорода. Определение наиболее консервативного вида испытаний на КРН при заданной повреждающей дозе.

9. Расчетно-экспериментальное определение флюенса быстрых нейтронов и повреждающей дозы для облученной 321 стали и обоснование точности расчетного определения этих параметров использованием программного средства КАТРИН-2.5.

10. Обобщение экспериментальных данных и формулировка критерия КРН для облученных аустенитных сталей в водной среде, имитирующей теплоноситель I контура ВВЭР. Разработка модели, позволяющей прогнозировать зависимость порогового напряжения (ниже которого КРН не происходит) от повреждающей дозы и время инициации КРН при напряжениях, превышающих пороговое.

Научная новизна работы

1. Сформулирован критерий инициации КРН облученных аустенитных сталей, и разработана физически обоснованная количественная модель, учитывающая доминирующие механизмы, стимулирующие КРН в водной среде, имитирующей теплоноситель I контура ВВЭР и PWR. Модель позволяет прогнозировать зависимость порогового напряжения от повреждающей дозы и время до инициации КРН при немономном нагружении, когда напряжения превышают пороговые.

2. Выявлены три доминирующих механизма, стимулирующих КРН облученных аустенитных сталей в водной среде, имитирующей теплоноситель I контура ВВЭР и PWR. К этим механизмам относятся: радиационно-индуцированное ослабление прочности границ зерен, межзеренное проскальзывание и локализованное деформирование. Показано, что механизм радиационно-индуцированного обеднения границ зерен хромом не является доминирующим механизмом КРН, по крайней мере, в водной среде теплоносителя I контура.

3. Показано, что существует связь между энергией межзеренного разрушения и сопротивлением КРН. Разработан метод экспресс оценки склонности к КРН на базе испытаний миниатюрных образцов на ударный изгиб при низкой температуре, обеспечивающей межзеренное разрушение слабых границ зерен.

4. Установлено наличие низкотемпературной неустановившейся ползучести облученных аустенитных сталей при $T \approx 300 \div 350$ °С. Предложен механизм ползучести, заключающийся в перестройке микроструктуры, сформированной при облучении, под действием последующего механического нагружения.

5. Экспериментально доказано, что прочность границ зерен аустенитных сталей, облученных в смешанном спектре нейтронов (спектр

реакторов типа ВВЭР или PWR) ниже, чем сталей, облученных в реакторах на быстрых нейтронах. Такое различие, в первую очередь, связано с различной скоростью наработки гелия, возникающего в результате ядерных реакций при взаимодействии нейтронов с ядрами элементов, входящих в состав стали.

6. Показано, что пороговая повреждающая доза, ниже которой КРН аустенитных сталей отсутствует, существенно зависит от спектра нейтронов, которым облучается аустенитная сталь. При облучении смешанным спектром нейтронов пороговая повреждающая доза значительно ниже, чем при облучении в быстром спектре нейтронов.

Практическая значимость работы

1. На основании предложенной модели и выполненного комплекса экспериментальных исследований разработаны новые разделы в руководящем документе РД ЭО 1.1.2.99.0944-2013 «Методика расчета прочности и остаточного ресурса внутрикорпусных устройств ВВЭР-1000 при продлении срока эксплуатации до 60 лет» и государственных стандартах ГОСТ «ВОДОВОДЯНОЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ РЕАКТОР. Расчёт на прочность внутрикорпусных устройств на стадии проектирования и постпроектной стадии» (шифры программы национальной стандартизации 1.2.322-1.058.19 и 1.2.322-1.059.19, соответственно) по расчету долговечности ВКУ по критерию КРН. РД и ГОСТы предназначены для оптимизации проектирования ВКУ с точки зрения обеспечения их заданного срока службы, а также для обоснования продления срока службы ВКУ эксплуатирующихся реакторов типа ВВЭР.

2. Предложена методика экспресс оценки сопротивления КРН облученных аустенитных хромо-никелевых сталей на базе испытаний миниатюрных образцов из этих сталей на ударный изгиб при низкой температуре, обеспечивающей межзеренное разрушение слабых границ зерен. Данная методика позволяет оценивать эффективность компенсирующих мероприятий (отжиг), а также ранжировать кандидатные материалы для новых ВКУ с точки зрения их стойкости к КРН.

3. Проведена оценка погрешности расчетного определения флюенса быстрых нейтронов и повреждающей дозы при использовании программного средства КАТРИН-2.5 на основе расчетно-экспериментального определения этих параметров по результатам экспериментально измеренных удельных активностей микропроб облученной 321 стали.

Основные положения, выносимые на защиту

1. Результаты автоклавных испытаний на КРН облученных до различных повреждающих доз образцов из сталей марок 08X18H10T (321 сталь), 304 и 316, испытанных при разных режимах.

2. Доминирующие механизмы КРН облученных аустенитных сталей марок 08X18H10T (321 сталь), 304 и 316.
3. Методика определения прочности границ зерен облученных аустенитных сталей марок 08X18H10T (321 сталь), 304 и 316 по результатам испытаний миниатюрных образцов на ударный изгиб.
4. Влияние энергетического спектра на когезивную прочность границ зерен. Взаимосвязь между прочностью границ зерен и склонностью к КРН.
5. Критерий КРН для облученных аустенитных сталей в водной среде теплоносителя первого контура ВВЭР.
6. Модель прогнозирования долговечности ВКУ по критерию КРН.
7. Расчетно-экспериментальная методика определения дозовых нагрузок на облученные элементы ВКУ с использованием измеренных удельных активностей микропроб, отобранных от этих элементов.

Достоверность результатов

Экспериментальные исследования проводились согласно российским и международным стандартам на сертифицированном оборудовании. Расчетные методы использовали теорию статистической обработки результатов, а также математические методы решения нелинейных уравнений. Модели строились на базе методов механики повреждений и физики прочности. Достоверность результатов обусловлена соответствием полученных расчетных данных и зависимостей оригинальным экспериментальным данным, а также данным из литературных источников, полученных при схожих условиях эксперимента.

Апробация работы

Материалы, представленные в диссертации, были доложены на конференциях и семинарах:

1. Конференция молодых ученых и специалистов ЦНИИ КМ "Прометей", г. Санкт-Петербург, 2007.
2. Конференция молодых ученых и специалистов ЦНИИ КМ "Прометей", г. Санкт-Петербург, 2009.
3. Межотраслевой семинар «Физика радиационных повреждений материалов атомной техники», г. Обнинск, 2018.
4. MAI-EPRI LWR MATERIALS DEGRADATION COURSE FOR ENGINEERS IN THE NUCLEAR INDUSTRY, les Renardières, France, 2018.
5. Fontevraud 9 Symposium "Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to Light Water NPPs' Safety, Performance and Reliability", Avignon, France, 17-20 September 2018, SFEN.

6. 11^{ая} МНТК «ОБЕСПЕЧЕНИЕ БЕЗОПАСНОСТИ АЭС С ВВЭР», г. Подольск, 2019.

Личный вклад автора заключается в следующем:

- разработке программы экспериментальных и расчетных исследований;
- определении механизмов КРН облученных аустенитных хромо-никелевых сталей;
- разработке методики расчетно-экспериментального определения дозовых нагрузок на облученные элементы ВКУ с использованием измеренных удельных активностей микропроб, отобранных от этих элементов;
- выступлении на конференциях и семинарах с докладами и участии в дискуссиях по теме диссертации;
- обработке экспериментальных результатов автоклавных испытаний образцов на КРН;
- испытаниях образцов на ударный изгиб;
- фрактографических исследованиях образцов;
- отборе микропроб облученного металла, из которого были изготовлены образцы на КРН, проведении спектрометрических измерений удельных активностей микропроб, определения с их помощью дозовых нагрузок.

Автором, совместно с научным руководителем:

- разработана методика определения прочности границ зерен облученных аустенитных хромо-никелевых сталей по результатам испытаний миниатюрных образцов на ударный изгиб;
- разработана методика экспресс оценки сопротивления КРН облученных аустенитных хромо-никелевых сталей на базе испытаний миниатюрных образцов из этих сталей на ударный изгиб при низкой температуре;
- сформулирован критерий КРН для облученных аустенитных сталей в водной среде теплоносителя первого контура ВВЭР с низким содержанием кислорода; разработана модель прогнозирования долговечности ВКУ по критерию КРН.

Публикации

Основные результаты диссертационной работы отражены в 10 публикациях, из них 5 статей опубликовано в журналах из Перечня рецензируемых научных изданий и 2 статьи изданы на английском языке и индексируются в БД WoS и SCOPUS.

Объем и структура работы

Диссертация состоит из введения, 7 глав и выводов по диссертации. Работа изложена на 248 страницах, включая 135 рисунков и 42 таблицы. Библиографический указатель состоит из 167 источников.

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во **введении** обоснована актуальность проблемы определения доминирующих механизмов КРН облученных аустенитных сталей для ВКУ ВВЭР, а также необходимость разработки методов прогнозирования долговечности ВКУ ВВЭР по критерию КРН. Указана цель диссертационной работы и решаемые задачи. Приведены основные положения, выносимые автором на защиту, представлена научная новизна полученных результатов и их практическая значимость.

В **первой главе** рассмотрены конструкция ВКУ ВВЭР и РWR и условия их эксплуатации. Проведен обзор литературы и дан анализ влияния основных эксплуатационных факторов: нейтронного облучения, температуры эксплуатации и теплоносителя I-го контура ВВЭР – на физико-механические характеристики и склонность к КРН хромо-никелевых аустенитных сталей, к классу которых принадлежат материалы ВКУ. Показано, что КРН ВКУ обусловлено неблагоприятным сочетанием следующих факторов: высокой повреждающей дозой, приводящей к снижению сопротивления КРН, высокими растягивающими напряжениями и коррозионной средой теплоносителя I-го контура. Обозначены нерешенные проблемы, имеющиеся на момент начала работы над диссертацией, сформулированы и обоснованы цель работы и решаемые задачи.

Во **второй главе** приведены характеристики материалов, использовавшихся для исследований на склонность к КРН: стали типа 321 (08X18N10T и 12X18N10T), 304 (аналог российской стали типа X18N9) и 316 (аналог российских сталей типа X16N11M3), которые были облучены до различных повреждающих доз в разных спектрах нейтронов. Приведено описание методов исследования: автоклавных испытаний на КРН, испытаний миниатюрных образцов на ударный изгиб при пониженной температуре для оценки прочности границ зерен, а также методов СЭМ для анализа механизмов разрушения образцов и ПЭМ для анализа микроструктуры.

В **третьей главе** приведено описание расчетно-экспериментального метода определения плотности потока, флюенса нейтронов и повреждающей дозы в единицах смещения на атом с использованием экспериментально измеренной активности микропроб облученного материала, из которого были изготовлены образцы для испытаний на КРН. Микропробы отбирались как с облученных образцов, так и с эксплуатировавшихся элементов ВКУ реакторов

типа ВВЭР. Для образцов из стали 08X18H10T (плавка 192031), облучавшихся в исследовательском реакторе на быстрых нейтронах БОР-60, повреждающая доза составила ~ 27 сна. Для образцов, изготовленных из металла чехла канала для нейтронных измерений (КНИ), облучавшегося в ВВЭР-1000 энергоблока №2 Балаковской АЭС в течение трех кампаний, повреждающая доза составила $\sim 11,2$ сна. Сравнение плотности потока, флюенса быстрых нейтронов и повреждающей дозы, полученных расчетно-экспериментальным путем с использованием экспериментально измеренных удельных активностей микропроб КНИ со значениями, рассчитанными по ПС КАТРИН-2.5 в ОКБ «ГИДРОПРЕСС», показало, что различие между ними не превышает 2 %.

В **четвертой главе** приведены результаты автоклавных испытаний образцов на растяжение из сталей марок 321, 304 и 316 в воде высоких параметров, имитирующей теплоноситель I-го контура ВВЭР, а также в воде, обогащенной кислородом,. Испытания проводились при различных режимах нагружения (МСД, ПН и ЦДМС). Образцы из сталей марок 321, 304 и 316 облучались в различных энергетических спектрах нейтронов до повреждающих доз в диапазоне от ~ 4 до 150 сна. Для автоклавных испытаний использовались стандартные пятикратные образцы на растяжение с диаметром рабочей части 3 мм и длиной 15 мм (321 сталь), а также образцы, показанные на рисунке 1.

Часть образцов из 304 и 316 сталей облучалась в реакторе СМ-3 со смешанным спектром нейтронов за гафниевыми экранами для имитации облучения «быстрым» энергетическим спектром нейтронов. ^{77}Nf является сильным поглотителем тепловых нейтронов. Условия облучения подбирались таким образом, чтобы повреждающие дозы для образцов, облученных в разных спектрах, были приблизительно одинаковыми.

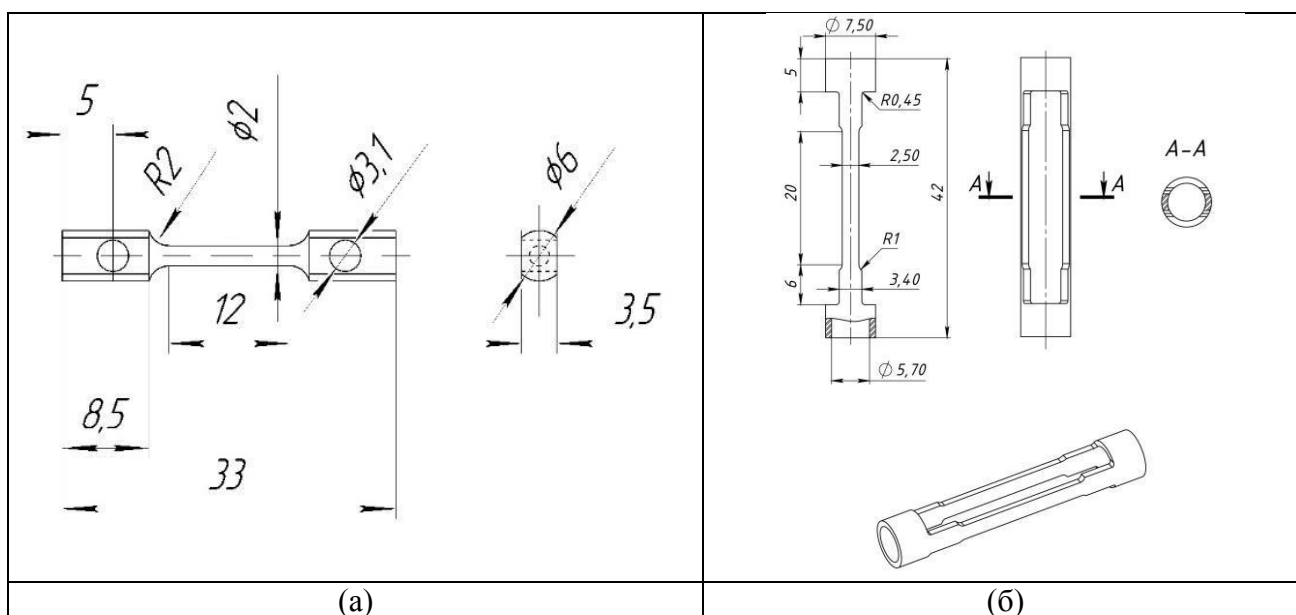
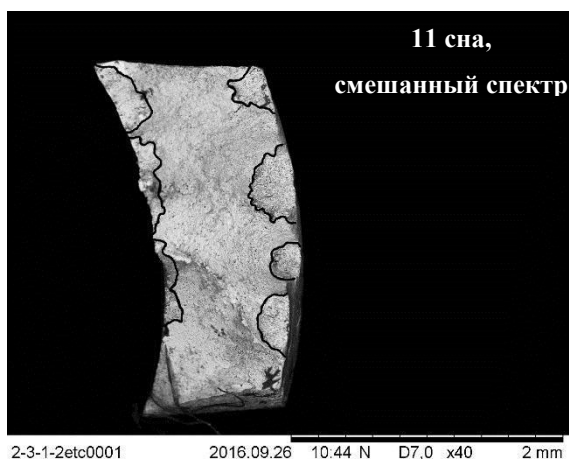


Рисунок 1 – Эскизы образцов для автоклавных испытаний на КРН из сталей марок 316 и 304 (а) из металла чехла КНИ, 321 сталь (б).

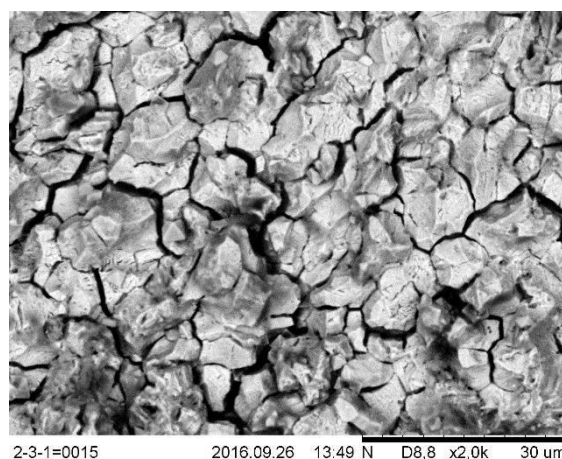
Анализ литературных данных показал, что основными механизмами, стимулирующими КРН облученных аустенитных сталей, являются обеднение границ зерен хромом, локализованное деформирование, упрочнение, межзеренное проскальзывание, ослабление прочности границ зерен, вызванное генерацией гелия в результате ядерных реакций и его диффузия к границам зерен.

В необлученном состоянии 321 сталь не склонна к коррозионному растрескиванию в среде теплоносителя I-го контура ВВЭР. Для выявления доминирующих механизмов, стимулирующих КРН облученной 321 стали, сначала были проведены имитационные автоклавные испытания необлученной 321 стали, в которой при помощи специальной термической обработки было смоделировано выпадение карбидов хрома по границам зерен и, как следствие, обеднение границ хромом. После такой термообработки сталь подвергалась пластическому деформированию до 31,5 %, что приводило к ее существенному упрочнению. Указанные термическая и механическая обработки стали имитировали в первом приближении некоторые процессы при облучении. Было показано, что оба этих фактора (обеднение границ хромом и упрочнение) не являются причиной КРН 321 стали в обескислороженной среде теплоносителя I-го контура ВВЭР, так как не происходило разрушения стали по межзеренному механизму. Автоклавные испытания облученной в реакторе на быстрых нейтронах до 150 сна 321 стали (12X18H10T) с радиационно-индуцированным обеднением границ зерен хромом (с 18 до 10 масс. %) также показали, что этот фактор не оказывает влияния на склонность к межзеренному КРН при испытаниях в обескислороженной (< 0,01 мг/кг) среде теплоносителя I-го контура ВВЭР, тогда как при испытаниях в кислородосодержащей среде (8 мг/кг) наблюдалась инициация межзеренного коррозионного растрескивания.

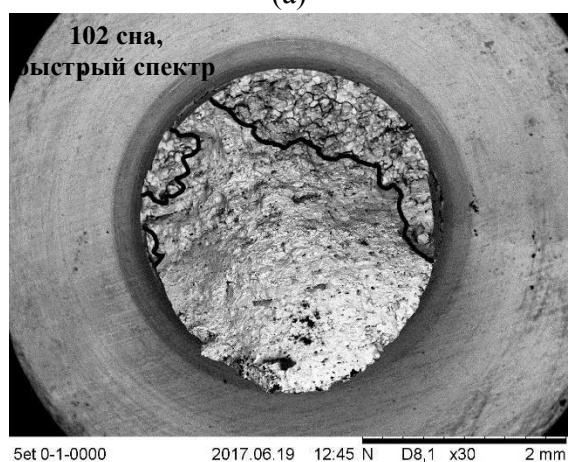
Было показано, что КРН 321 стали (08X18H10T), облученной в ВВЭР, в основном происходит по хрупкому межзеренному (МЗ) механизму независимо от режима нагружения образцов. На рисунке 2 показаны примеры КРН 321 стали, облученной до различных повреждающих доз в разных энергетических спектрах нейтронов. Спектр, характерный для активной зоны (АЗ) ВВЭР, будем называть – смешанным, для АЗ реакторов на быстрых нейтронах – быстрым.



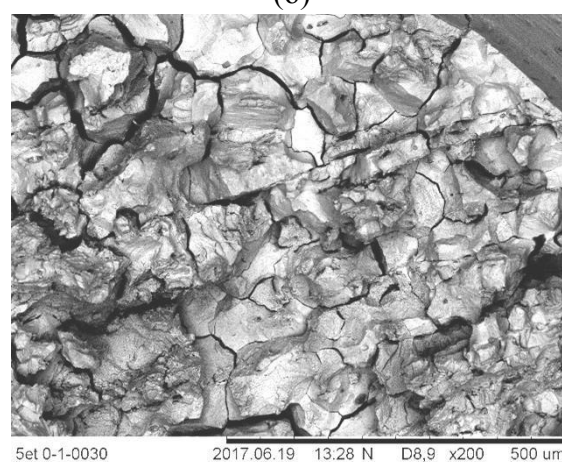
(a)



(б)



(в)



(г)

Рисунок 2 – Поверхность разрушения образца, изготовленного из чехла КНИ (а, б) и образца, изготовленного из стали марки 08X18Н10Т (плавка 192031) (в, г), испытанных в среде теплоносителя I-го контура ВВЭР при 290° с МСД. Выделенные участки хрупкого МЗ разрушения показаны при большем увеличении (б, г).

Согласно выполненным исследованиям, энергетический спектр нейтронов оказывает существенное влияние на склонность облученных аустенитных сталей к КРН в водной среде теплоносителя I-го контура ВВЭР. Облучение в смешанном спектре нейтронов увеличивает склонность материала к КРН. В частности, образцы из 321 стали, облученные в смешанном спектре до 11 сна, показали склонность к КРН, а образцы из этой же марки стали, облученные до 51 сна в быстром спектре реактора БОР-60, не показали склонности к КРН. Только при дозе ~100 сна образцы, облученные в БОР-60, показали чувствительность к КРН (см. рисунок 2). По-видимому, такой результат связан с различной наработкой гелия при облучении в разных энергетических спектрах и, как следствие, с разной степенью ослабления границ зерен в результате диффузии к ним гелия. Аналогичное влияние спектра на склонность к КРН было выявлено и для 304 и 316 сталей.

Для выяснения роли ползучести и межзеренного проскальзывания в инициации КРН было проведено испытание образца 321 стали, облученного до

96 сна в быстром спектре, с ПН, равной 800 МПа ($0,9 \cdot \sigma_{0,2}$), в среде теплоносителя I-го контура ВВЭР при 290°. Результаты испытаний показаны на рисунке 3.

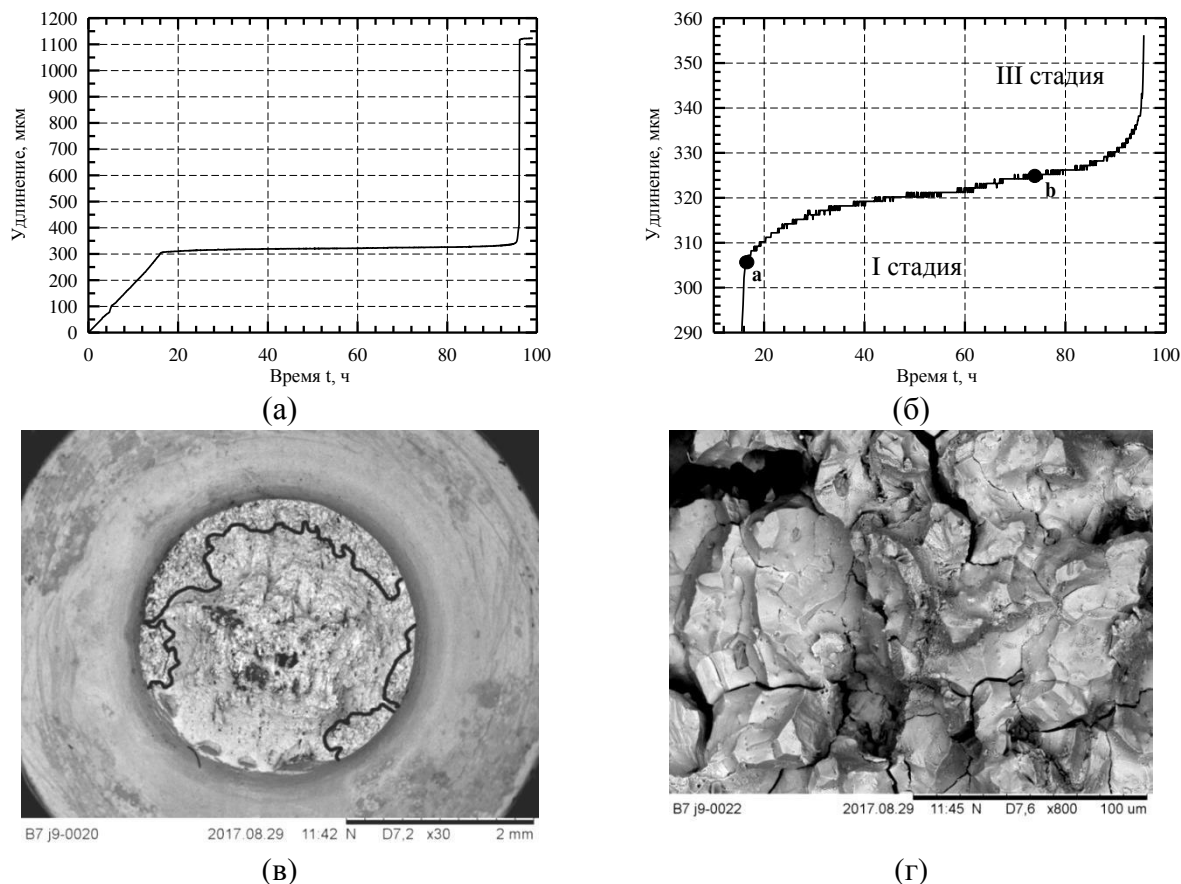


Рисунок 3 – Диаграмма «удлинение-время» (а) и её увеличенный участок, соответствующий стадии ползучести (б); поверхность разрушения с выделенными участками хрупкого МЗ разрушения (в) и МЗ участок при большем увеличении (г).

Из рисунка 3 видно, что процесс деформирования и разрушения образца в водной среде при постоянной нагрузке подобен процессу при ползучести, причем вторая – стационарная стадия ползучести практически отсутствует. Переход от I к III стадии ползучести, по-видимому, соответствует деформации разрыва пассивирующей пленки. После разрыва пленки происходит активное развитие коррозионных трещин, что уменьшает сечение образца, увеличивает действующие напряжения и, как следствие, еще больше увеличивает скорость ползучести материала.

Автоклавные испытания образцов из 304 и 316 сталей показали, что КРН этих материалов происходит по двум механизмам: хрупкому межзеренному и хрупкому транскристаллитному, в случае, если испытания образцов были проведены по режиму МСД. При испытаниях по режимам ПН, ЦДМС КРН 316 и 304 сталей происходит, преимущественно, по хрупкому межзеренному механизму с некоторой долей хрупкого транскристаллитного (ТК). Пример КРН 316 стали, облученной до 125,4 сна в быстром спектре и испытанного при

постоянной нагрузке 850 МПа в водной среде ВВЭР при 315 °С показан на рисунке 4.

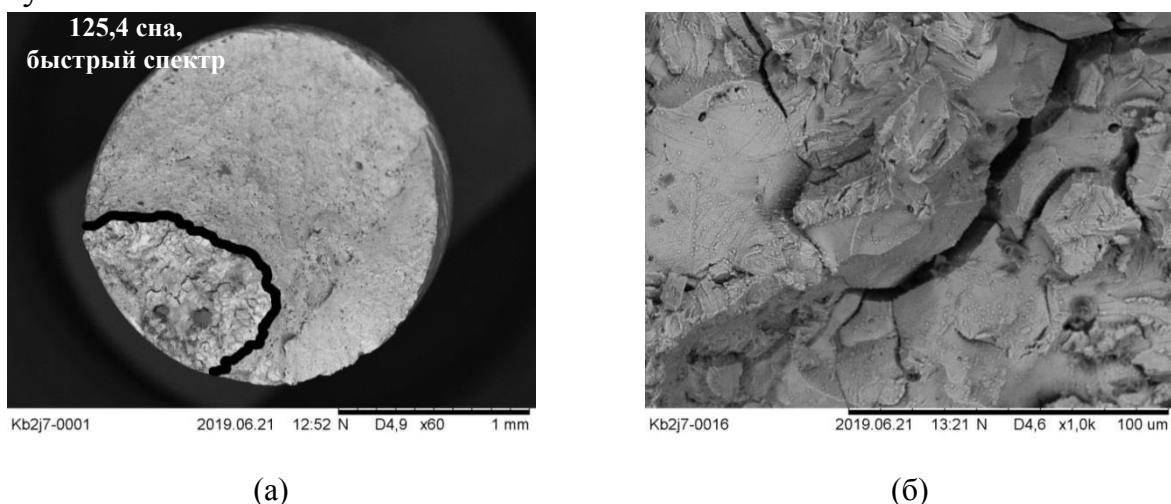


Рисунок 4 – Поверхность разрушения облученного образца из 316 стали: (а) – общий вид излома с выделенным участком смешанного (МЗ+ТК) разрушения; (б) – участок смешанного (МЗ+ТК) разрушения при большем увеличении.

Анализ результатов автоклавных испытаний показал, что основными доминирующими механизмами для КРН 321, 316 и 304 сталей являются: ослабление границ зерен, межзеренное проскальзывание и локализованное деформирование. Причем локализованное деформирование играет существенную роль для 304 и 316 сталей, тогда как для 321 стали оно значительно подавлено за счет радиационно-индуцированных выделений карбидов титана и G-фазы.

Сравнение режимов нагружения показало, что при одном и то же уровне максимальных напряжений режим ПН является более консервативным (повреждающим), чем ЦДМС.

В пятой главе показано влияние облучения на прочность границ зерен и её связь с КРН. Как было показано в предыдущей главе, снижение прочности границ зерен в результате нейтронного облучения, по-видимому, является ключевым фактором, определяющим сопротивление КРН аустенитных сталей марок 321, 304 и 316, по крайней мере, для случаев, когда доминирует межзеренное разрушение. Для определения прочности границ зерен облученных сталей марок 321, 316 и 304 были разработаны миниатюрные образцы на ударный изгиб (рисунок 5) и проведены их испытания. Образцы были изготовлены из обломков образцов, испытанных на КРН в автоклавах, или из обломков образцов типа Шарпи, изготовленных из исследуемых сталей и испытанных на ударную вязкость. Образцы облучались до различных повреждающих доз в диапазоне от 4 до 125 сна в разных энергетических спектрах нейтронов.

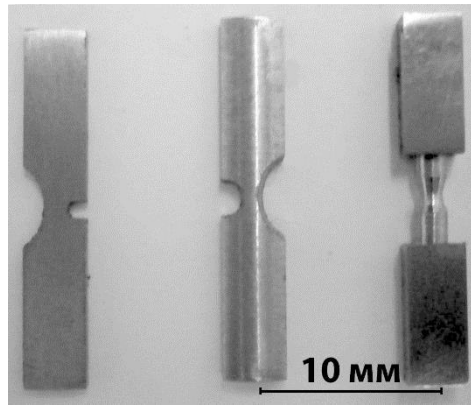
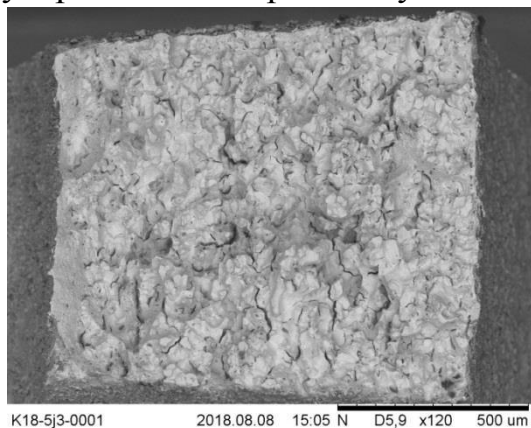


Рисунок 5– Миниатюрные образцы разных типов для испытаний на ударный изгиб.

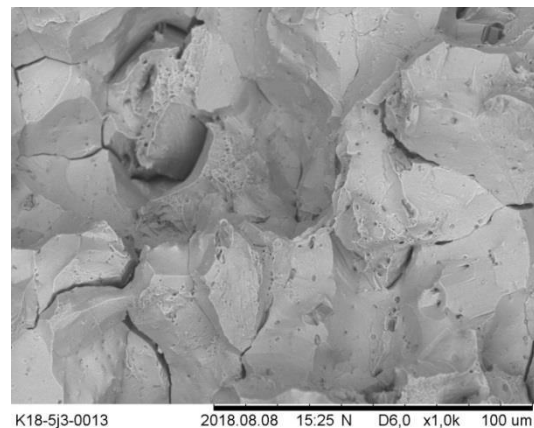
Для обеспечения межзеренного разрушения испытания миниатюрных образцов проводились при температуре «минус» 180 °С. Определялась доля межзеренного разрушения на поверхности излома. Для оценки удельной энергии межзеренного разрушения материала использовалась зависимость вида:

$$A_f = \eta \cdot A_f^{IF} + (1 - \eta) A_f^{DF} \quad (1)$$

где A_f – удельная энергия разрушения образца, A_f^{IF} – удельная энергия межзеренного разрушения, A_f^{DF} – удельная энергия вязкого разрушения, η – доля межзеренного разрушения. Величина A_f^{IF} использовалась в качестве величины, характеризующей прочность границ зерен. На рисунке 6 показана поверхность разрушения одного из миниатюрных образцов после испытаний на ударный изгиб при «минус» 180 °С.



(а)



(б)

Рисунок 6 – Поверхность разрушения образца из 321 стали, облученного до 92 сна в реакторе БОР-60 и испытанного на ударный изгиб при «минус» 180 °С: (а) – общий вид излома; (б) – вид участка хрупкого межзеренного разрушения с небольшими фрагментами вязкого внутризеренного разрушения.

Анализ экспериментальных данных показал, что с увеличением повреждающей дозы происходит снижение прочности границ зерен. Также

было показано, что энергетический спектр нейтронов оказывает сильное влияние на прочность границ зерен. При одинаковых повреждающих дозах прочность границ зерен материала, облученного в смешанном спектре нейтронов, типичном для реакторов ВВЭР или PWR, ниже, чем для материала, облученного в быстром спектре, типичном для реакторов на быстрых нейтронах. Влияние повреждающей дозы и энергетического спектра на прочность границ зерен в первую очередь связано с увеличением концентрации гелия в границах зерен. В то же время, не исключено, что снижение прочности границ зерен с ростом повреждающей дозы может быть обусловлено не только увеличением концентрации гелия, но и ростом зернограницных радиационно-индуцированных сегрегаций.

Поскольку гелий ослабляет границы зерен при нагружении облученных сталей при температуре «минус» 180 °С, нельзя считать, что гелий «работает» как газ, создающий расклинивающее давление в границах зерен. По-видимому, ослабление границ зерен гелием подобно ослаблению границ зерен фосфором, то есть гелий ослабляет межатомные связи в границах зерен.

Для того чтобы установить связь между прочностью границ зерен (A_f^{IF}) и сопротивлением КРН, была введена обобщенная характеристика, качественно отражающая сопротивление материала КРН. Каждому образцу, испытанному на КРН в автоклаве, был присвоен уровень сопротивления КРН. В зависимости от доли хрупкого МЗ или хрупкого ТК разрушения (если образец разрушился), или, от наличия коррозионных трещин на боковой поверхности (если образец не разрушился в течение длительного времени (≥ 1000 ч.)) было введено четыре уровня сопротивления КРН. 1^{ый} уровень сопротивления КРН соответствует наименьшему сопротивлению КРН, 4^{ый} уровень соответствует наибольшему сопротивлению КРН. 2^{ой} и 3^{ий} уровни – соответствуют промежуточным уровням сопротивления КРН. Пример значений A_f^{IF} и уровней сопротивления КРН для 321стали приведен в таблице 1.

Таблица 1

Сталь	Условия облучения			A_f^{IF} , Дж/мм ²	Режим нагружения образца	Уровень сопротивления КРН
	Реактор	Спектр нейтронов	Повреждающая доза, сна			
321	ВВЭР-1000	смешанный	11	0,163	МСД	2
	БОР-60	быстрый	5	>0,83*	МСД	4
			45	>0,83*	МСД	4
			92	0,037	ПН	1

* образцы не разрушились.

На рисунке 7 показана взаимосвязь между уровнями сопротивления КРН и значениями A_f^{IF} . Из рисунка 7. видно, что существует достаточно надежная корреляция между величиной A_f^{IF} и уровнем сопротивления КРН за исключением одного образца.

Таким образом, можно проводить экспресс оценку сопротивления КРН, основываясь на результатах испытаний образцов на ударный изгиб при низкой температуре, обеспечивающей межзеренное разрушение при слабых границах зерен.

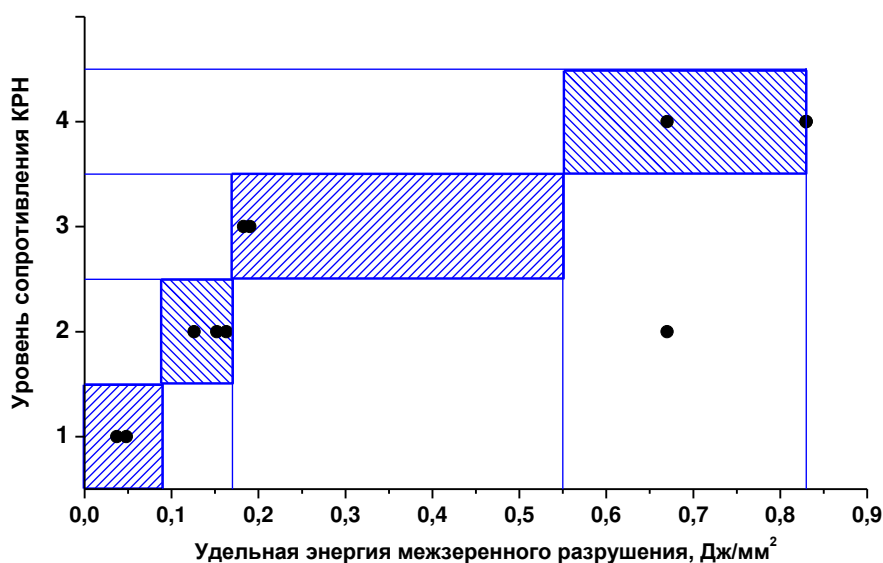


Рисунок 7 – Взаимосвязь между уровнями сопротивления КРН и значениями удельной энергии межзеренного разрушения A_f^{IF} .

В шестой главе представлена разработанная модель, позволяющая прогнозировать долговечность ВКУ по критерию КРН. Анализ литературных данных показал, что существуют только эмпирические модели по прогнозированию КРН и отсутствует физически обоснованная модель, учитывающая основные механизмы КРН. В основу модели были положены следующие положения.

КРН в водной среде реакторов типа ВВЭР и PWR реализуется только при механическом (не химическом, как в кислородосодержащей воде или в воде с ионами хлора) разрушении пассивирующей пленки. Причем для реализации КРН по межзеренному механизму необходимо разорвать пассивирующую пленку на границе зерна. На рисунке 8 показаны три механизма разрыва пассивирующей пленки для реализации межзеренного разрушения. В зависимости от сочетаний вкладов локализованного

деформирования, межзеренного проскальзывания и прочности границ зерен, доли внутризеренного (транскристаллитного) и межзеренного разрушения могут варьироваться. Во всех практически важных случаях все три механизма всегда работают, но в различной степени.

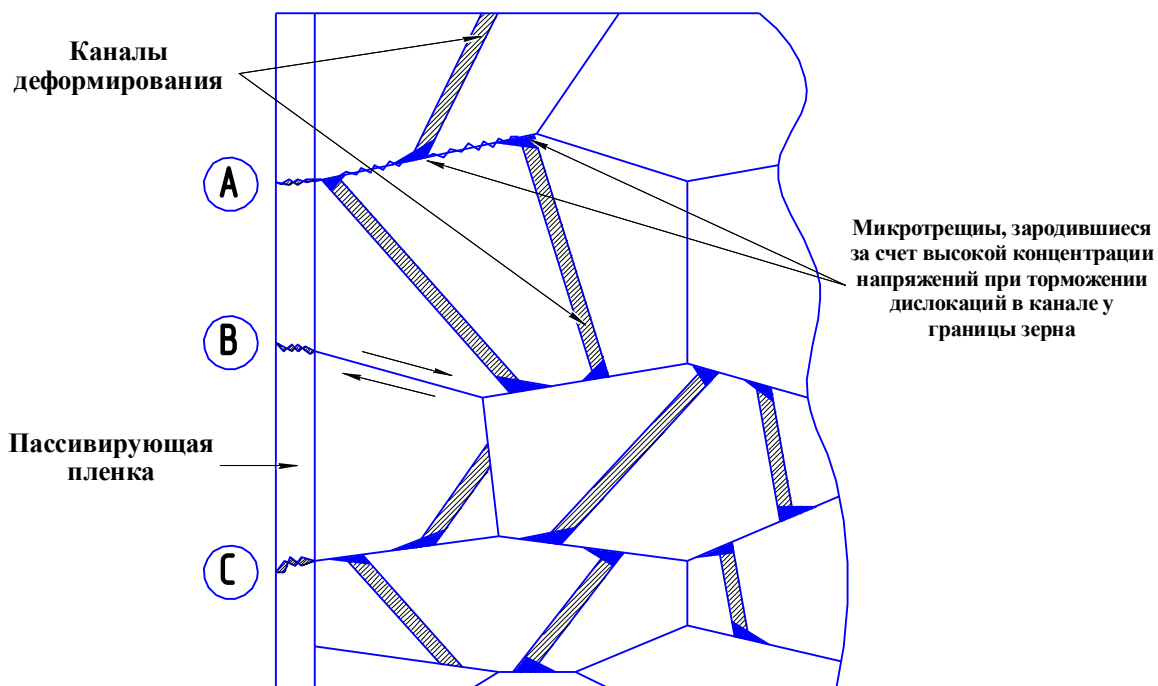
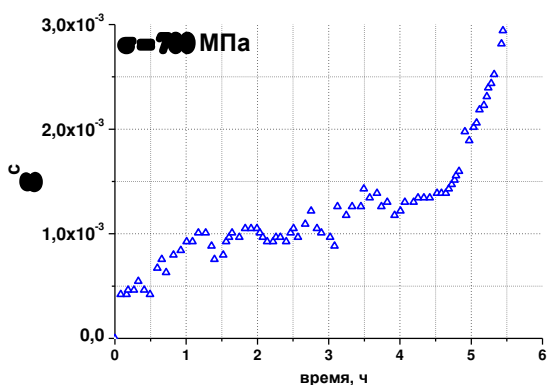


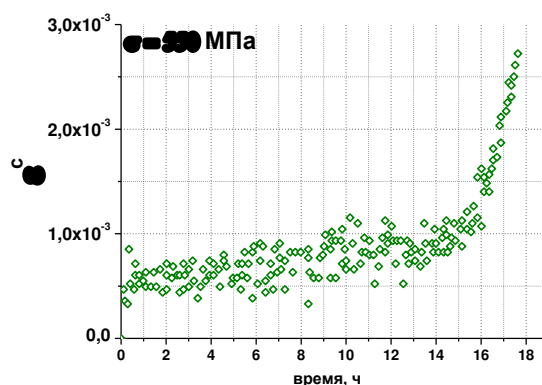
Рисунок 8 – Механизмы разрыва пассивирующей пленки для реализации межзеренного разрушения. А – разрыв пленки за счет объединения межзеренных микротрещин; В – разрыв пленки за счет межзеренного проскальзывания; С – разрыв пленки за счет межзеренного проскальзывания, усиленного образованием микротрещин.

Идентичное заключение можно сделать из результатов испытаний 304 стали, проведенных в EDF и VTT. Пример диаграмм деформирования приведен на рисунке 9.

Как и для 321 стали, диаграмма деформирования каждого образца включала две выраженные стадии ползучести, а именно первую и третью стадию. На первой стадии, протекающей сразу после нагружения образца, скорость деформации падала до минимальной. Минимальная скорость деформации достигалась при деформации ползучести $(1,0 \div 1,1) \cdot 10^{-3}$. Обозначим эту деформацию ползучести ε_1^c . Следует отметить, что значение ε_1^c , полученное для стали 304, очень близко к значению, полученному для 321 стали. Сразу после достижения минимальной скорости ползучести, скорость ползучести очень быстро возрастала, что типично для процесса ползучести на третьей стадии. Таким образом, первая стадия ползучести сразу переходит в третью, фактически минуя вторую стадию.



(a)



(б)

Рисунок 9 – Диаграммы деформирования «деформация ползучести – время» для образцов из 304 стали, облученных до 15 сна и испытанных в автоклаве при 340 °С.

Все приведенные экспериментальные результаты при постоянной нагрузке могут быть схематизированы в виде диаграммы деформирования, представленной на рисунке 10.

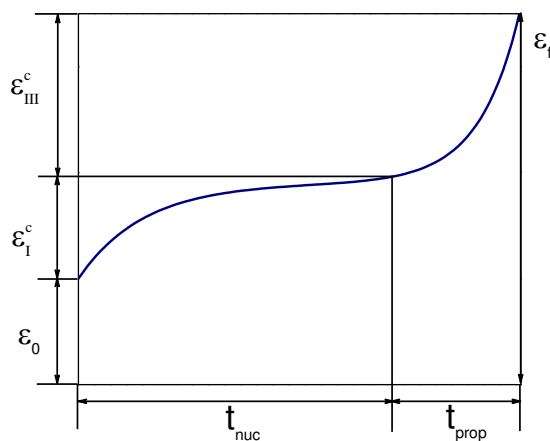


Рисунок 10 – Кривая ползучести: ε_0 – начальная деформация, соответствующая заданной нагрузке; ε_I^c – деформация ползучести, накопленная за первую стадию, ε_{III}^c – деформация ползучести, накопленная за третью стадию, ε_f – деформация разрушения, $t_{нис}$ – время до зарождения трещины, $t_{проп}$ – время распространения трещины.

Деформирование на третьей стадии ползучести соответствует развитию коррозионного разрушения, т.е. развитию коррозионных трещин, которые инициируются с поверхности. Процессы деформирования и повреждения материала, протекающие на I стадии ползучести, подготавливают зарождение поверхностных коррозионных трещин в конце этой стадии. Для того чтобы шел процесс коррозии, необходимо разрушать малопрочные продукты коррозии посредством увеличения раскрытия трещины. Эту роль выполняет деформация ползучести. Исходя из вышеизложенного, при испытании образца при постоянной нагрузке в качестве критерия инициации КРН и начала развития трещины может быть принято условие в виде:

$$\varepsilon^c = \varepsilon_1^c. \quad (2)$$

где ε^c – деформация ползучести образца, определяемая из эксперимента.

Исходя из представленных экспериментальных данных, можно принять, что величина ε_1^c не зависит от уровня напряжений и марки аустенитной стали, и может быть принята равной некоторой константе из экспериментально полученного диапазона (0,0010÷0,0014).

Для реализации развития межзеренных трещин по механизму КРН сразу после их зарождения необходимо выполнить следующие условия:

а) наличие непрерывного деформирования образца для разрушения продуктов коррозии в полости развивающейся трещины;

б) наличие межзеренного проскальзывания; в работе показано, что только в этом случае образуются межзеренные микротрещины при локализованном внутризеренном деформировании, происходящем в облученных аустенитных сталях. При отсутствии межзеренного проскальзывания локализованное деформирование обеспечивает общее пластическое деформирование образца без образования микротрещин на границах зерен.

Физическая природа неустановившейся ползучести облученных аустенитных сталей при относительно низких температурах $\sim 300\div 350$ °С обусловлена перестройкой дислокационной структуры, сформированной при облучении, при последующем механическом нагружении. На фоне процесса ползучести происходит еще два процесса: межзеренное проскальзывание и внутризеренное локализованное деформирование. Эти два процесса приводят к зарождению межзеренных микротрещин. С ростом повреждающей дозы происходит снижение когезивной прочности границ зерен и, как следствие, ускорение образования межзеренных микротрещин. Микротрещины увеличивают скорость ползучести. Поэтому с увеличением дозы скорость ползучести растет. Совместное действие указанных процессов описывается уравнением вида:

$$\varepsilon^c = \frac{C}{K_\varepsilon^{gb}} \cdot \frac{\sigma_{0.2}^{obl} - \sigma_{0.2}^{исх}}{E} \cdot \left(\frac{\sigma - \sigma_{th}^{creep}}{1 - f(D) \cdot \varepsilon^c} \right)^n \cdot \left(1 - \exp\left(-\beta \cdot \left(\frac{\sigma - \sigma_{th}^{creep}}{1 - f(D) \cdot \varepsilon^c} \right)^m \cdot \sqrt{t}\right) \right), \quad (3)$$

где σ_{th}^{creep} – напряжение, ниже которого процесс ползучести в материале отсутствует; σ – действующее напряжение; $\sigma_{0.2}^{исх}$ – предел текучести материала в исходном состоянии; $\sigma_{0.2}^{obl}$ – предел текучести облученного материала; C , n , m и β – константы материала; E – модуль Юнга; K_ε^{gb} – коэффициент концентрации деформации у границы зерна; t – время; D – повреждающая доза.

Зависимость $f(D)$ представляется в виде:

$$f(D) = \frac{1}{\varepsilon_1^c} \cdot \left(1 - \exp\left(-\frac{\alpha}{n} \cdot D\right) \right), \quad (4)$$

где α и n – константы материала.

Величина порогового напряжения инициации КРН σ_{th}^{IASCC} , ниже которого инициация КРН для заданной повреждающей дозы не происходит при любом времени испытаний, может быть рассчитана из уравнения (3) при условии выполнения критерия (2) при $t \rightarrow \infty$. В этом случае

$$\sigma_{th}^{IASCC}(D) = \left(\frac{K_\varepsilon^{gb} \cdot E}{C} \cdot \frac{\varepsilon_1^c}{\Delta\sigma_{0,2}(D)} \right)^{\frac{1}{n}} \cdot (1 - f(D) \cdot \varepsilon_1^c) + \sigma_{th}^{creep}, \quad (5)$$

где $\Delta\sigma_{0,2} = \sigma_{0,2}^{obl} - \sigma_{0,2}^{исх}$ увеличение предела текучести под облучением.

Для оценки времени до разрушения t_f , отвечающего моменту выполнения условия (2), при напряжениях выше σ_{th}^{IASCC} уравнение (3) с учетом уравнения (5) можно преобразовать к виду:

$$t_f = \left[\frac{\ln \left[1 - \left(\frac{\sigma_{th}^{IASCC} - \sigma_{th}^{creep}}{\sigma - \sigma_{th}^{creep}} \right)^n \right]}{\beta \left(\frac{\sigma - \sigma_{th}^{creep}}{\sigma_{th}^{IASCC} - \sigma_{th}^{creep}} \right)^m \cdot \left(\frac{K_\varepsilon^{gb} \cdot E}{C} \cdot \frac{\varepsilon_1^c}{\Delta\sigma_{0,2}(D)} \right)^{\frac{m}{n}}} \right]^2 \quad (6)$$

На рисунке 11 приведено сопоставление зависимости $\sigma_{th}^{IASCC}(D)$, рассчитанной в рамках предложенной модели, с имеющимися экспериментальными данными по коррозионным испытаниям.

На рисунке 12 представлено сопоставление экспериментальных данных для образцов из облученной 304 стали с расчетными зависимостями t_f , построенными согласно уравнению (6) для $\varepsilon_1^c \approx 0,001$ и коэффициентов, определенных для уравнения (3).

Из рисунков 11 и 12 видно хорошее соответствие прогнозных зависимостей, построенных по уравнениям (5) и (6), экспериментальным данным.

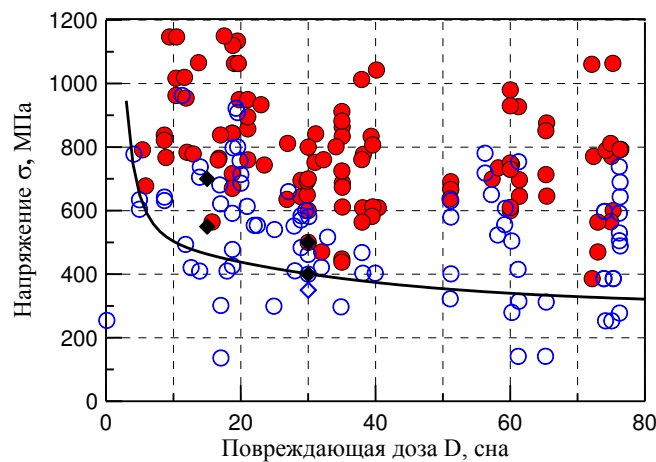


Рисунок 11 – Сопоставление оригинальных данных для ВКУ реактора Chooz A (\diamond , \blacklozenge) и экспериментальных данных, взятых из литературы (\circ , \bullet) с прогнозной зависимостью $\sigma_{th}^{IASCC}(D)$, описываемой уравнением (5) при $\sigma_{th}^{creep} = 300$ МПа: \diamond , \circ – образцы без КРН, \bullet , \blacklozenge – образцы, в которых наблюдалась инициация КРН.

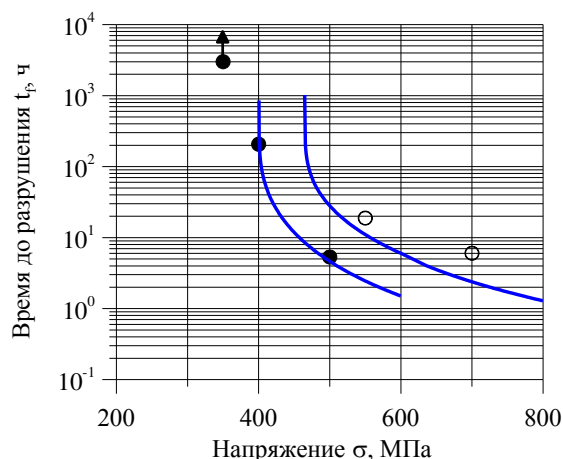


Рисунок 12 – Сопоставление прогнозных зависимостей времени до разрушения (6) с экспериментальными результатами при $\sigma_{th}^{creep}=300$ МПа: ○ – образцы, облученные до 15 сна, ● – образцы, облученные до 30 сна, — - расчетные кривые.

В **седьмой главе** показано применение модели прогнозирования долговечности ВКУ по критерию КРН, описанной в главе 6, при разработке государственного стандарта ГОСТ Р «ВОДО-ВОДЯНОЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ РЕАКТОР. Расчёт на прочность внутрикорпусных устройств на стадии проектирования и постпроектной стадии». Стандарт предназначен для расчетного обоснования прочности элементов ВКУ ВВЭР на стадии проектирования с учетом изменения свойств материалов этих элементов под действием эксплуатационных факторов за назначенный срок службы. Предложенная модель использовалась для анализа реализации критического события – зарождения трещины при статическом нагружении по механизму коррозионного растрескивания в элементе конструкции в процессе эксплуатации.

В ГОСТе были предложены упрощенные по отношению к модели формулы для величины порогового напряжения инициации КРН σ_{th}^{IASCC} и времени до разрушения t_f .

$$\sigma_{th}^{IASCC}(D) = \left(\frac{C_c \cdot E}{\Delta\sigma_{0.2}(D)} \right)^{\frac{1}{n_c}} \cdot \exp(-\gamma \cdot D) + \sigma_{th}^{creep}, \quad (7)$$

$$t_f = \left[\frac{\ln \left[1 - \left(\frac{\sigma_{th}^{IASCC} - \sigma_{th}^{creep}}{\sigma - \sigma_{th}^{creep}} \right)^{n_c} \right] \cdot \left(\frac{\sigma_{th}^{IASCC} - \sigma_{th}^{creep}}{\sigma - \sigma_{th}^{creep}} \right)^{n_c}}{\beta \cdot \left(\frac{C_c \cdot E}{\Delta\sigma_{0.2}(D)} \right)} \right]^2, \quad (8)$$

где C_c , γ , n_c – параметры материала.

Сопоставление имеющихся экспериментальных данных по КРН для 321, 316 и 304 сталей с зависимостью $\sigma_{th}^{IASCC}(D)$, рассчитанной по упрощенной

формуле, приведено на рисунке 13. На этот рисунок добавлены точки, полученные в результате настоящей работы.

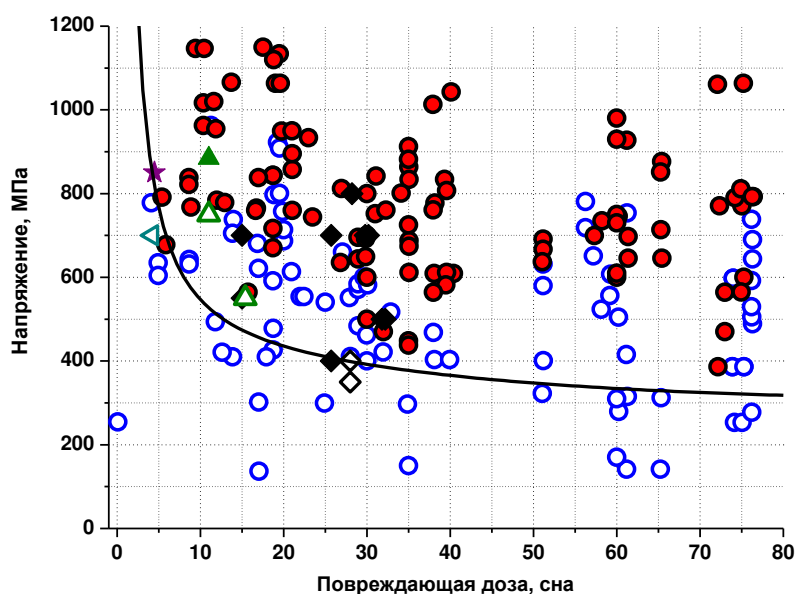


Рисунок 13 – Сопоставление имеющихся экспериментальных данных с прогнозной зависимостью $\sigma_{th}^{IASCC}(D)$, рассчитанной по упрощенной формуле (7);

- ☆, ☆ 316 сталь, облученная в исследовательском реакторе СМ-3;
- ▲, △ 321 сталь, облученная в реакторе ВВЭР-1000;
- ◀, ▶ 304 сталь, облученная в исследовательском реакторе СМ-3;
- , ○ экспериментальные данные, взятые из литературы;
- ◆, ◇ 304 сталь, ВКУ реактора Chooz А.

Закрашенные значки обозначают образцы, в которых наблюдалась инициация КРН, пустые значки обозначают образцы без КРН.

Из рисунка 13 видно, что все точки, соответствующие образцам, в которых наблюдалась инициация КРН, лежат выше прогнозной зависимости $\sigma_{th}^{IASCC}(D)$, рассчитанной по формуле (7). Таким образом, зависимость порогового напряжения, ниже которого не происходит КРН, от повреждающей дозы является консервативной.

В главе 7 также показано, что значения времен до разрушения, рассчитанных с использованием формулы (8), меньше значений, полученных экспериментально. Таким образом, оценка времени до разрушения по механизму КРН в предложенной модели также является консервативной.

Заключение

1. Выполнен комплекс исследований КРН аустенитных сталей марок 321, 304 и 316, облученных до различных повреждающих доз в различных спектрах нейтронов. Комплекс включает автоклавные испытания в воде высоких параметров, имитирующей теплоноситель I контура, при различных условиях нагружения: МСД (с медленной скоростью деформирования), ПН (с

постоянной нагрузкой), ЦДМС (циклическом деформировании с медленной скоростью), а также электронно-микроскопические исследования поверхностей разрушения и боковых поверхностей испытанных образцов.

2. Показано, что КРН 321 стали происходит по хрупкому межзеренному механизму. Основными доминирующими механизмами являются радиационно-индуцированное ослабление прочности границ зерен и межзеренное проскальзывание. Локализованное деформирование (channel deformation) для данной стали значительно подавлено за счет радиационно-индуцированных выделений карбидов титана и G-фазы.

3. Показано, что основными доминирующими механизмами для КРН 316 и 304 сталей являются: локализованное деформирование, ослабление границ зерен и межзеренное проскальзывание. Локализованное деформирование приводит к образованию хрупких транскристаллитных коррозионных трещин при нагружении по режиму МСД. При нагружении по режимам ПН или ЦДМС КРН 316 и 304 сталей происходит, преимущественно, по хрупкому межзеренному механизму с некоторой долей хрупкого транскристаллитного (ТК).

4. Получено уравнение, описывающее низкотемпературную ползучесть как функцию повреждающей дозы, напряжения и времени.

5. Экспериментально доказано, что стойкость к КРН аустенитных сталей, облученных в смешанном спектре нейтронов (спектр реакторов типа ВВЭР или PWR) ниже, чем сталей, облученных в реакторах на быстрых нейтронах. Такое различие, в первую очередь, связано с различной скоростью наработки гелия, возникающего в результате ядерных реакций при взаимодействии нейтронов с ядрами элементов, входящих в состав стали.

6. Показано, что образование гелия в результате ядерных реакций не приводит к увеличению предела текучести материала. Основной вклад в упрочнение аустенитных сталей вносят дислокационные петли и радиационно-стимулированные фазы (РИФы) – карбиды и G-фаза.

7. Определена удельная энергия межзеренного разрушения, характеризующая прочность границ зерен, для сталей марок 321, 316, 304, облученных до различных повреждающих доз от 4 до 125 сна в различных энергетических спектрах нейтронов. Показано, что с увеличением повреждающей дозы происходит снижение прочности границ зерен. При одинаковых повреждающих дозах прочность границ зерен материала, облученного в смешанном спектре нейтронов, типичном для реакторов ВВЭР или PWR, ниже, чем для материала, облученного в быстром спектре, типичном для реакторов на быстрых нейтронах.

8. Показано, что в качестве критерия инициации КРН облученных аустенитных сталей может быть принята деформация ползучести в момент

перехода от I стадии к III стадии ползучести, соответствующая критической деформации разрыва пассивирующей пленки. Согласно рассмотренным экспериментам II стадия ползучести практически отсутствует. Показано, что критическая деформация не зависит от нейтронной дозы, напряжения и марки аустенитной стали (304 или 08X18H10T).

9. Сформулированы условия, необходимые для развития межзеренных трещин по механизму КРН. К этим условиям относятся следующие:

–непрерывное деформирование образца для разрушения продуктов коррозии в полости развивающейся трещины;

–межзеренное проскальзывание;

Зарождение межзеренных микротрещин, происходящее при межзеренном проскальзывании и локализованном внутризеренном деформировании, ускоряет КРН по межзеренному механизму.

10. Показано, что из разработанной модели вытекает существование порогового напряжения σ_{th}^{IASCC} , зависящего от дозы, ниже которого инициация КРН не происходит при сколь угодно большом времени испытаний.

Кроме того, показано, что разработанная модель позволяет дать адекватные прогнозы зависимости σ_{th}^{IASCC} от нейтронной дозы и времени до инициации КРН при $\sigma > \sigma_{th}^{IASCC}$.

11. Экспериментально доказано, что сопротивление КРН снижается в диапазоне повреждающих доз от 51 до 125 сна, при этом механические свойства не изменяются, находясь на насыщении. Данный результат означает, что сопротивление КРН является монотонно убывающей функцией дозы, что обусловлено наработкой гелия.

12. Проведено сравнение режимов нагружения при постоянной нагрузке (ПН) и при циклическом нагружении с медленной скоростью деформирования (ЦДМС). Показано, что при одном и то же уровне максимальных напряжений режим ПН является более консервативным, чем ЦДМС.

13. На основании предложенной модели разработаны новые разделы в руководящем документе РД ЭО 1.1.2.99.0944-2013 «Методика расчета прочности и остаточного ресурса внутрикорпусных устройств ВВЭР-1000 при продлении срока эксплуатации до 60 лет» и государственных стандартах ГОСТ «ВОДО-ВОДЯНОЙ ЭНЕРГЕТИЧЕСКИЙ РЕАКТОР. Расчёт на прочность внутрикорпусных устройств на стадии проектирования и постпроектной стадии» (шифры программы национальной стандартизации 1.2.322-1.058.19 и 1.2.322-1.059.19, соответственно) по расчету долговечности ВКУ по критерию КРН.

Основные результаты диссертационной работы представлены в следующих научных трудах:

1. Пирогова Н.Е. Исследование механизмов коррозионного растрескивания стали для ВКУ ВВЭР путем имитационных испытаний / Б.З. Марголин, Н.Е. Пирогова, В.А. Потапова и др. // **Вопросы материаловедения.** – 2017. – № 4(92). – С. 193-218.

N.E. Pirogova. Study of Steel Corrosion Cracking Mechanisms for VVER RPV Internals Based on Simulation Tests / B.Z. Margolin, N.E. Pirogova, V.A. Potapova et al. // **Inorganic Materials: Applied Research.** – 2018. Vol. 9, No. 6, pp. 1181–1196.

2. Pirogova Natalia. Analysis of mechanisms inducing corrosion cracking of irradiated austenitic steels and development of a model for prediction of crack initiation / Boris Margolin, Alexander Sorokin, Natalia Pirogova et. al. // **Engineering Failure Analysis.** – 2020. – 107 (104235) – pp. 1–20.

3. Пирогова Н.Е. Методика оценки прочности границ зерен аустенитных сталей по результатам испытаний миниатюрных образцов на ударный изгиб / Б.З. Марголин, Н.Е. Пирогова, А.М. Морозов и др. // **Вопросы материаловедения.** – 2020. – № 2 (102). – С. 164 - 173.

4. Пирогова Н.Е. Исследование механизмов КРН облученных аустенитных хромо-никелевых сталей марок 08X18H10T, 304 и 316, используемых для ВКУ реакторов типа ВВЭР и PWR / Б.З. Марголин, Н.Е. Пирогова, А.А. Сорокин и др. // **Вопросы материаловедения.** – 2020. – № 2 (102). – С. 174- 199.

5. Н.Е. Пирогова. Оценка сопротивления коррозионному растрескиванию облученных аустенитных хромо-никелевых сталей по результатам испытаний миниатюрных образцов на ударный изгиб // Б.З. Марголин, Н.Е. Пирогова, А.А. Сорокин и др. // **Вопросы материаловедения.** – 2020. – № 2 (102). – С. 200 - 215.

6. Пирогова Н.Е. Исследование состояния металла ВКУ реактора ВВЭР после 45 лет эксплуатации. Сообщение 2. Расчетно-экспериментальное определение флюенса быстрых нейтронов и повреждающей дозы / Н.Е. Пирогова, А.Д. Джаландинов, Б.З. Марголин, Р.В. Деркач, А.И. Минкин // **Вопросы материаловедения.** – 2020. – № 3 (103). – С. 144 - 156.

7. Pirogova N. Analysis of IASCC Mechanisms and Development of a Model for Crack Initiation Prediction / B. Margolin, A. Sorokin, N. Pirogova et. al. // **Proceedings of Fontevraud 9 Symposium “Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to Light Water NPPs’ Safety, Performance and Reliability”**, Avignon, France, 17-20 September 2018, SFEN.

8. Пирогова Н.Е. Определение флюенса быстрых нейтронов при облучении ампульной сборки с конструкционными материалами в исследовательском реакторе ВВР-М / Пирогова Н.Е., Василевский В.Л., Марголин Б.З., Морозов А.М., Полтавский А.С., Сушков П.А. и др. // **Труды**

конференции молодых ученых и специалистов ЦНИИ КМ "Прометей" - СПб, ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей", 2008.

9. Пирогова Н.Е. Расчет повреждающей дозы для образцов из стали 08X18H10T, облученных в реакторе БОР-60 / Пирогова Н.Е., Василевский В.Л., Морозов А.М. и др. // Труды конференции молодых ученых и специалистов ЦНИИ КМ "Прометей" - СПб, ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей", 2009.

10. Пирогова Н.Е. Трехмерный расчет нейтронно-физических характеристик каналов для облучения образцов из конструкционных материалов в исследовательском реакторе ВВР-М / Пирогова Н.Е., Василевский В.Л., Морозов А.М. и др. // Труды конференции молодых ученых и специалистов ЦНИИ КМ "Прометей" - СПб, ФГУП ЦНИИ КМ "Прометей", 2009.