

Федеральное унитарное государственное предприятие
«Центральный научно-исследовательский институт конструкционных материалов
«Прометей»

УДК 621.039.531:669.15-194.56:539.4

На правах рукописи

ГРНТИ 53.49.17

СОРОКИН Александр Андреевич

**ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ ДЕФОРМИРОВАНИЯ И
РАЗРУШЕНИЯ СИЛЬНООБЛУЧЕННЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ
И РАЗРАБОТКА МЕТОДОВ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ СВОЙСТВ
МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ВКУ ВВЭР**

Специальность 05.16.09 – материаловедение (машиностроение)

Диссертация
на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель
д.т.н., профессор
Б.З. Марголин

Санкт-Петербург
2015

ОГЛАВЛЕНИЕ

	Стр.
Введение.....	5
ГЛАВА 1. КОНСТРУКЦИЯ И ОСНОВНЫЕ НАГРУЖАЮЩИЕ ФАКТОРЫ ДЛЯ ВНУТРИКОРПУСНЫХ УСТРОЙСТВ РЕАКТОРОВ ТИПА ВВЭР И PWR.....	11
1.1 Введение.....	11
1.2 Конструкция ВКУ реакторов типа ВВЭР и условия их эксплуатации.....	13
1.2.1 Конструкция ВКУ реакторов типа ВВЭР-440.....	13
1.2.2 Конструкция ВКУ реакторов типа ВВЭР-1000.....	18
1.2.3 Условия эксплуатации ВКУ ВВЭР.....	20
1.3 Влияние облучения на хромо-никелевые аустенитные стали.....	21
1.3.1 Радиационное упрочнение и охрупчивание аустенитных сталей.....	21
1.3.2 Радиационное распухание и радиационная ползучесть аустенитных сталей.....	24
1.3.3 Радиационно-индуцированные сегрегации и образование вторичных фаз под облучением.....	32
1.3.4 Межкристаллитное коррозионное растрескивание облученных аустенитных сталей... ..	33
1.4 Анализ случаев повреждения ВКУ.....	34
1.5 Особенности нагружения и механизмы повреждения элементов ВКУ ВВЭР.....	37
Выводы по главе 1.....	39
ГЛАВА 2. СХЕМАТИЗАЦИЯ РАСЧЕТНОЙ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ И РАБОТОСПОСОБНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ ВКУ ВВЭР.....	41
2.1 Общие принципы оценки прочности элементов ВКУ ВВЭР.....	41
2.2 Критическое событие «зарождение трещины по механизму усталости».....	44
2.3 Критическое событие «зарождение трещины по механизму коррозионного растрескивания».....	46
2.4 Критическое событие «формирование в материале зоны предельного охрупчивания»....	47
2.5 Критическое событие «достижение трещиноподобным дефектом критического размера».....	47
2.5.1 Развитие трещиноподобного дефекта по механизму усталости.....	48
2.5.2 Развитие трещиноподобного дефекта по механизму коррозионного растрескивания....	51
2.5.3 Развитие трещиноподобного дефекта в процессе радиационной ползучести.....	52
2.5.4 Развитие постулируемой трещины в ЗПО.....	52
2.5.5 Оценка подроста трещины при совместном влиянии различных механизмов.....	53
2.5.6 Оценка критического размера трещины.....	54
2.6 Критическое событие «достижение недопустимого формоизменения элемента конструкции».....	56
2.7 Схематизация трещиноподобного дефекта.....	57
Выводы по главе 2.....	62

ГЛАВА 3. РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ПРОЦЕССЫ И ФАЗОВЫЕ ПРЕВРАЩЕНИЯ В МАТЕРИАЛЕ ВКУ.....	63
3.1 Механизмы образования радиационно-индуцированной α -фазы в облученных аустенитных сталях.....	64
3.2 Методика исследования и материалы.....	71
3.3 Результаты механических испытаний.....	75
3.4 Результаты фрактографических исследований.....	79
3.5 Результаты металлографических исследований.....	85
3.6 Результаты просвечивающей электронной микроскопии.....	89
3.7 Анализ механизмов разрушения материала в состоянии после ВТО.....	90
3.8 Анализ связи $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и радиационного распухания.....	93
Выводы по главе 3.....	95
ГЛАВА 4. ОПРЕДЕЛЕНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК, ПЛАСТИЧНОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ВКУ ВВЭР.....	96
4.1 Методика исследования и материалы	96
4.2 Прочностные характеристики материалов ВКУ ВВЭР.....	99
4.2.1 Температурные зависимости прочностных характеристик материалов ВКУ ВВЭР в исходном состоянии.....	99
4.2.2 Температурно-дозовые зависимости прочностных характеристик основного металла ВКУ ВВЭР в облученном состоянии.....	101
4.2.3 Температурно-дозовые зависимости прочностных характеристик металла шва ВКУ ВВЭР в облученном состоянии.....	108
4.2.4 Влияние температуры облучения на прочностные свойства материалов ВКУ ВВЭР....	110
4.3 Диаграммы деформирования материалов ВКУ ВВЭР.....	112
4.3.1 Определение параметров диаграммы деформирования материала.....	112
4.3.2 Определение температурно-дозовых зависимостей параметров диаграммы деформирования.....	115
4.4 Пластичность материалов ВКУ ВВЭР.....	118
4.5 Верификация зависимостей для прогнозирования характеристик прочности, пластичности и параметров деформационного упрочнения основного металла ВКУ ВВЭР..	120
4.5.1 Исследуемый материал.....	120
4.5.2 Верификация зависимостей для прогнозирования радиационного упрочнения.....	120
4.5.3 Верификация зависимостей для прогнозирования влияния распухания на характеристики прочности.....	123
4.5.4 Верификация зависимостей для прогнозирования деформационного упрочнения ...	124
4.5.5 Верификация зависимости для прогнозирования пластичности при отсутствии распухания.....	127
Выводы по главе 4.....	128

ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ПРОЦЕССОВ ПОВРЕЖДЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СИЛЬНООБЛУЧЕННЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КРИТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, СТАТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛА.....	130
5.1 Основные положения физико-механической модели вязкого разрушения.....	130
5.2 Моделирование разрушения при различных условиях облучения и испытания материала.....	138
5.2.1 Исследуемый материал.....	138
5.2.2 Параметры диаграммы деформирования.....	140
5.2.3 Анализ влияния температуры испытаний на критическую деформацию материала.....	141
5.2.4 Анализ влияния дозы нейтронного облучения на параметр σ_d	144
5.2.5 Анализ влияния радиационного набухания на критическую деформацию материала.....	146
5.2.6 Определение параметров модели.....	149
5.3 Анализ влияния облучения на статическую трещиностойкость материала.....	150
5.3.1 Влияние жесткости напряженного состояния на зависимость $\epsilon_f(D)$	151
5.3.2 Влияние нейтронного облучения на статическую трещиностойкость материала.....	153
5.4 Исследование влияния набухания на статическую трещиностойкость материала.....	153
5.5 Моделирование резкого снижения прочности аустенитных сталей при их радиационном набухании.....	165
5.5.1 Постановка задачи.....	165
5.5.2 Условие возникновения неоднородной пористости материала.....	166
5.5.3 Формулировка условий разрушения образца.....	167
5.5.4 Алгоритм расчета значения предела прочности σ_b	171
5.5.5 Результаты расчета $\sigma_b(\bar{S})$	172
Выводы по главе 5.....	175
ГЛАВА 6. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СКОРОСТИ РОСТА ТРЕЩИНЫ В УСЛОВИЯХ РАДИАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ.....	178
6.1 Разработка модели роста трещины при радиационной ползучести.....	179
6.2 Оценка величины константы Монкмана-Гранта.....	183
6.3 Оценка скорости роста трещины при радиационной ползучести.....	186
Выводы по главе 6.....	188
ВЫВОДЫ ПО ДИССЕРТАЦИИ.....	190
СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ.....	193

ВВЕДЕНИЕ

Актуальность работы

Наряду с корпусом реактора наиболее ответственными элементами реакторных установок (РУ) типа ВВЭР, определяющими безопасность их эксплуатации, являются внутрикорпусные устройства (ВКУ), которые формируют активную зону, удерживают топливные сборки на своих местах, организуют поток теплоносителя в реакторе, удерживают и защищают органы регулирования, снижают поток нейтронов на корпус реактора (КР). ВКУ являются фактически незаменимыми и, как и КР, определяют ресурс РУ.

К сожалению, до последнего времени ВКУ, в отличие от корпуса реактора, не уделялось сколь-нибудь значимого внимания. Считалось, что целостность и работоспособность ВКУ, изготовленных из аустенитной стали, обладающей большим запасом пластичности, не могут быть нарушены в процессе эксплуатации под действием незначительных весовых нагрузок, термических напряжений и нагрузок, вызванных гидропульсацией теплоносителя. Поэтому работы по созданию норм расчета на прочность элементов ВКУ ВВЭР не проводились.

В то же время опыт эксплуатации ВКУ зарубежных реакторов типа PWR и материаловедческие исследования влияния облучения на аустенитные стали показали необходимость создания специальных методик и норм расчета прочности и работоспособности ВКУ с учетом деградации материала в процессе эксплуатации.

Эта деградация в первую очередь проявляется в сильном снижении пластичности и трещиностойкости под действием нейтронного облучения, интенсивность которого на три порядка превышает интенсивность потока нейтронов, приходящуюся на КР. Учитывая значительные внутренние напряжения, возникающие в процессе эксплуатации вследствие радиационного распухания и температурного расширения материала, возможна фрагментация элементов ВКУ. Кроме того, в результате радиационного распухания и радиационной ползучести происходит значимое изменение геометрических размеров элементов ВКУ, что может привести к непредусмотренному проектом контакту элементов и нарушению работоспособности ВКУ.

К моменту начала работы над диссертацией отсутствовали как методология расчета прочности и работоспособности элементов ВКУ, так и экспериментально обоснованные зависимости для прогнозирования влияния нейтронного облучения и сопутствующих процессов (радиационного распухания, радиационной ползучести, образования радиационно-индуцированных фаз и т.п.) на свойства материала ВКУ, необходимые для адекватной оценки работоспособности, в частности на характеристики прочности и пластичности, трещиностойкость и сопротивление развитию трещин в элементах ВКУ.

В связи с изложенным, была поставлена следующая цель диссертационной работы:

Цель работы

Целью работы является разработка методологии оценки прочности и работоспособности элементов ВКУ ВВЭР с учетом эксплуатационных факторов, исследование механизмов деградации материалов ВКУ и разработка методов прогнозирования их свойств

Для достижения цели решены следующие задачи.

- Выявлены основные повреждающие эксплуатационные факторы, определяющие прочность и работоспособность ВКУ ВВЭР.
- Исследованы основные механизмы деградации материалов ВКУ под действием нейтронного облучения, приводящие к снижению пластичности, трещиностойкости и прочности материала.
- Проведен комплекс экспериментальных исследований по определению механических свойств и трещиностойкости облученных материалов ВКУ в диапазоне температур облучения 320÷450 °С, доз нейтронного облучения 7÷150 сна и температур испытаний 20÷490 °С.
- На основании экспериментального исследования механических свойств, микроструктуры и фрактографических исследований разработана физико-механическая модель, описывающая основные механизмы вязкого разрушения аустенитных сталей и учитывающая влияние на них таких факторов, как доза и температура нейтронного облучения, радиационное набухание, температура испытаний и жесткость напряженного состояния.
- Выполнено физико-механическое моделирование процессов разрушения материала ВКУ; на базе такого моделирования определены основные закономерности влияния дозы нейтронного облучения, температуры испытания и облучения на статическую трещиностойкость и пластичность материалов ВКУ.
- Определены режимы облучения, приводящие к фазовому $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению в аустенитных сталях. Установлено влияние радиационно-индуцированной α фазы на охрупчивание материала ВКУ. Сформулирован критерий перехода материала ВКУ из вязкого состояния в хрупкое.
- Разработана зависимость для прогнозирования скорости роста трещины в условиях радиационной ползучести.
- Разработаны зависимости для прогнозирования механических свойств, деформационного упрочнения и статической трещиностойкости материала ВКУ в процессе эксплуатации вплоть до дозы нейтронного облучения 150 сна.

Научная новизна работы

1. Разработана методология оценки прочности и работоспособности элементов ВКУ ВВЭР с учетом влияния основных эксплуатационных факторов.
2. Определены закономерности влияния различных режимов нейтронного облучения (температура и доза) и условий нагружения (температура и жесткость напряженного состояния) на механические свойства материалов ВКУ ВВЭР. Предложены уравнения, описывающие эти закономерности.
3. Установлены основные механизмы влияния радиационного набухания на охрупчивание облученных аустенитных сталей.
4. Определены режимы нейтронного облучения, при которых происходит фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, приводящее к возникновению вязко-хрупкого перехода в материалах ВКУ. Показано, что пластичность материала при квазихрупком разрушении близка к нулю.
5. Разработана физико-механическая модель вязкого разрушения, позволяющая прогнозировать влияние нейтронного облучения, радиационного набухания и температуры испытаний на пластичность и статическую трещиностойкость аустенитных сталей.
6. Получены уравнения, описывающие влияние радиационного набухания на пластичность и статическую трещиностойкость материалов ВКУ.
7. Установлены механизмы вязкого разрушения материала, приводящие к резкому снижению прочности (до величин ниже предела текучести) облученных аустенитных сталей.
8. Разработан подход к оценке скорости роста трещины при радиационной ползучести в материале ВКУ ВВЭР.

Практическая значимость работы

- Разработанная методология оценки прочности и работоспособности элементов ВКУ ВВЭР положена в основу Руководящих документов и Методик ОАО «Концерн Росэнергоатом»: 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 МТ 1.2.1.15.0230-2014 «Методика расчета прочности ВКУ РУ ВВЭР-440 (В-213) при ПСЭ до 55 лет». В эти документы также вошли полученные в рамках диссертации зависимости для прогнозирования физико-механических свойств материала ВКУ ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 – стали 08X18N10T и металла сварных соединений.
- Разработанная в рамках диссертации физико-механическая модель вязкого разрушения использовалась при создании зависимостей для прогнозирования характеристик пластичности и статической трещиностойкости материалов основных элементов реакторных установок на

быстрых нейтронах с натриевым теплоносителем, включенных в Методику ОАО «Концерн Росэнергоатом»: МТ 1.2.3.06.0991-2014 «Расчет прочности основных элементов реакторных установок на быстрых нейтронах с натриевым теплоносителем на стадии проектирования».

- Разработанная методология оценки прочности и работоспособности элементов ВКУ ВВЭР и полученные зависимости для прогнозирования физико-механических свойств материалов ВКУ включены в международный код МАГАТЭ “Unified procedure for lifetime assessment of components and piping in WWER NPPs “Verlife”, 2003-2012”.

- Упомянутые в данном разделе Руководящие документы и Методики для расчета прочности ВКУ ВВЭР одобрены Федеральной службой по экологическому, технологическому и атомному надзору (РОСТЕХНАДЗОР).

- На базе разработанных Руководящих документов и Методик ведется обоснование продления срока эксплуатации реакторов ВВЭР-440 и ВВЭР-1000.

Основные положения, выносимые на защиту

- Методология оценки прочности элементов ВКУ ВВЭР.
- Результаты исследования и зависимости, описывающие влияние дозы и температуры нейтронного облучения, радиационного распухания и температуры испытаний на механические свойства материалов ВКУ ВВЭР.
- Результаты исследования возникновения фазового $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, его влияния на охрупчивание материалов ВКУ и формулировка критерия $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, приводящего к появлению вязко-хрупкого перехода.
- Результаты исследования влияния радиационного распухания на статическую трещиностойкость материалов ВКУ.
- Выявленные механизмы охрупчивания аустенитных сталей под действием радиационного распухания.
- Разработанная физико-механическая модель вязкого разрушения, позволяющая прогнозировать влияние нейтронного облучения, радиационного распухания и температуры испытаний на пластичность и статическую трещиностойкость аустенитных сталей.
- Расчетные зависимости для прогнозирования влияния радиационного распухания на пластичность и статическую трещиностойкость материала.
- Подход к оценке скорости роста трещины при радиационной ползучести в материале ВКУ ВВЭР и расчетная зависимость для такой оценки.

Апробация работы

Материалы, представленные в диссертации, были доложены на конференциях:

- Десятая Международная конференция: «Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС». 14-18 июня, Санкт-Петербург, 2008.
- 6-ая Международная научно-техническая конференция «Обеспечение безопасности АЭС с ВВЭР», 26-29 мая, 2009, г. Подольск, ОАО ОКБ «ГИДРОПРЕСС»
- ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference PVP2009, July 26-30, 2009, Prague, Czech Republic
- IX Российская конференция по реакторному материаловедению, 14-18 сентября, 2009, г. Димитровград, ОАО «ГНЦ НИИАР».
- FINAL DISSEMINATION MEETING OF TAREG PROJECTS 2.00/01 AND 2.03/01, 30 November - 1 December, 2010, Kiev, Ukraine.
- Межотраслевая научно-техническая конференция «Исследовательскому комплексу ИВВ-2М - 45 лет», 26-27 мая, 2011, г. Заречный, ОАО «ИРМ»
- Межотраслевой семинар «Физика радиационных повреждений материалов атомной техники», 24-26 апреля, 2012, г. Обнинск.
- 12 Международная конференция "Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС", 5-8 июня, 2012, г. Пушкин.
- 19th European Conference on Fracture "Fracture Mechanics for Durability, Reliability and Safety", Kazan, Russia, 26-31 August, 2012.
- Международная научно-техническая конференция «Конструкционная прочность материалов и ресурс оборудования АЭС «РЕСУРС – 2012» Киев, Украина, 2 – 5 октября, 2012.
- X Российская конференция по реакторному материаловедению, 27-31 Мая, 2013, Димитровград, ОАО «ГНЦ НИИАР».
- Научная конференция, посвященная 50-летию ОРМ «Новые материалы для инновационного развития атомной энергетики», Димитровград, 24-27 марта, 2014, ОАО «ГНЦ НИИАР».
- Межотраслевой семинар «Физика радиационных повреждений материалов атомной техники», 22-24 апреля, 2014, г. Обнинск.
- 13 Международная конференция "Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС", 2-6 июня, 2014, теплоход Санкт-Петербург-Валаам-Мандроги-Санкт-Петербург.

- Международная конференция Fontevraud 8 «Contribution of Materials Investigations and Operating Experience to LWRs' Safety, Performance and Reliability», 15-18 September, 2014, Avignon, France.
- Межотраслевой семинар «Физика радиационных повреждений материалов атомной техники», 21-23 апреля, 2015, г. Обнинск.

ГЛАВА 1. КОНСТРУКЦИЯ И ОСНОВНЫЕ НАГРУЖАЮЩИЕ ФАКТОРЫ ДЛЯ ВНУТРИКОРПУСНЫХ УСТРОЙСТВ РЕАКТОРОВ ТИПА ВВЭР И PWR

1.1 Введение

История водо-водяных энергетических реакторов (ВВЭР), т.е. реакторов, использующих обычную (легкую) воду в качестве замедлителя и теплоносителя, насчитывает более полувека.

Стоит отметить, что за рубежом водо-водяные реакторы называются LWR (Light Water Reactor – легководный реактор) и делятся на два подтипа: BWR (Boiling Water Reactor) – кипящий реактор, в котором вода обращается в пар непосредственно в корпусе реактора, и PWR (Pressurized Water Reactor) – реактор с водой под давлением, в котором кипение воды непосредственно в корпусе реактора (и вообще в первом контуре) не происходит, а для создания пара используется парогенератор. В России и странах бывшего СССР все коммерческие водо-водяные реакторы типа ВВЭР относятся к реакторам с водой под давлением.

Первый промышленный (коммерческий) водо-водяной реактор типа PWR был запущен в 1957 году на АЭС Шиппингпорт (США, штат Пенсильвания).

В СССР эру ВВЭР открыл экспериментальный реактор ВВЭР-210 установленный на первом энергоблоке Нововоронежской АЭС.

В 1967 г. в СССР начато строительство первого энергоблока на серийной реакторной установке (РУ) ВВЭР. Этим энергоблоком был третий энергоблок Нововоронежской АЭС с РУ ВВЭР-440, запущенный в 1971 году.

Эволюция РУ ВВЭР-440 привела к созданию нового поколения водо-водяных реакторов с электрической мощностью 1000 МВт – РУ ВВЭР-1000.

Одними из элементов РУ ВВЭР, определяющих срок ее эксплуатации, наряду с корпусом реактора, являются внутрикорпусные устройства (ВКУ). Это обусловлено тем, что основные элементы ВКУ являются, фактически, незаменимыми в процессе эксплуатации.

ВКУ предназначены для организации потока теплоносителя внутри корпуса реактора, формирования активной зоны, размещения тепловыделяющих элементов, железобетонной защиты корпуса реактора от потока нейтронов и γ -излучения, а также для размещения органов регулирования и аварийной защиты.

Обеспечение конструктивной целостности ВКУ ВВЭР необходимо для безопасной эксплуатации АЭС во всех эксплуатационных и аварийных режимах. Повреждение ВКУ может привести к нарушению расхода воды через активную зону и теплового баланса, а также к заклиниванию и блокировке органов регулирования.

Выбор материала ВКУ водо-водяных реакторов для обеспечения проектного срока службы был достаточно очевиден. Основными факторами, воздействующими на материал ВКУ, являются интенсивный поток нейтронов и коррозионная среда теплоносителя I-го контура. На момент разработки первых РУ ВВЭР и PWR влияние интенсивного нейтронного облучения на материалы было изучено слабо. Учитываемые же при проектировании силовые нагрузки на элементы ВКУ, не нагруженные давлением, в основном, сводились к весовым нагрузкам и гидропульсации теплоносителя, и были малы. Всё это обусловило выбор в качестве основного материала ВКУ аустенитной стали, обладающей высокой пластичностью, достаточной прочностью и коррозионной стойкостью, особенно в обескислороженной среде I-го контура ВВЭР и PWR.

До недавних пор считалось, что целостность и работоспособность ВКУ, изготовленных из аустенитной стали, обладающей большим запасом пластичности, и практически не нагруженных силовыми нагрузками, не могут быть нарушены в процессе эксплуатации. Это утверждение оказалось верно применительно к условиям эксплуатации РУ ВВЭР-440 и более ранних проектов, ВКУ которых имеет специфическую конструкцию, а нейтронная доза на конец срока эксплуатации невелика.

Опыт эксплуатации ВКУ ВВЭР и материаловедческие исследования влияния облучения на аустенитные стали показали, что используемые в настоящее время подходы для оценки прочности и работоспособности ВКУ не являются консервативными.

Вместе с увеличением мощности эксплуатируемых и проектируемых реакторов, а также запроектным продлением срока службы эксплуатируемых реакторов, это привело к необходимости более адекватного учета сложных механизмов деградации материала ВКУ и дополнительных, ранее не рассматриваемых, условий нагружения. В связи с этим в настоящее время стоит задача разработки методов оценки прочности и работоспособности ВКУ с учетом накопленных знаний о повреждении аустенитных сталей при нейтронном облучении.

С целью решения одного из этапов этой задачи, рассмотрим основные нагружающие факторы, помимо указанных выше, воздействующие на элементы ВКУ. Для этого, в первую очередь, рассмотрим конструкцию основных элементов ВКУ серийных реакторов типа ВВЭР-440 и ВВЭР-1000 и условия их эксплуатации

1.2 Конструкция ВКУ реакторов типа ВВЭР и условия их эксплуатации

1.2.1 Конструкция ВКУ реакторов типа ВВЭР-440

Основными элементами ВКУ ВВЭР-440 являются шахта внутрикорпусная, корзина и блок защитных труб (БЗТ) [1]. Все основные детали ВКУ изготовлены из проката стали марки 08X18H10T (ГОСТ 5632-72), а сварные соединения частей деталей и деталей между собой выполнены различными способами с использованием электродов марки ЭА-400/10Т (ТУ 965-4027-72) или проволоки марки Св-04X19H11M3 (ГОСТ 2246-60) с флюсом 48-ОФ-6 (ОСТ 5.9206-75). Химический состав материалов ВКУ представлен в таблице 1.1.

Таблица 1.1 – Химический состав материалов ВКУ согласно нормативным документам

Материал	C	Si	Mn	Mo	S	P	Cr	Ni	Ti
	вес. %								
08X18H10T	<0,08	<0,8	<2,0	-	<0,020	<0,035	17,0-19,0	9,0-11,0	5·C _C * -0,7
электроды ЭА-400/10Т	<0,1	<0,6	1,1-3,1	2,5-3,5	<0,025	<0,03	16,8-19,0	9,0-12,0	-
проволока Св-04X19H11M3	< 0,06	<0,6	1,0-2,0	2,0-3,0	<0,018	<0,025	18,0-20,0	10,0-12,0	-

*C_C – концентрация углерода, весовые %.

Шахта является основным несущим элементом ВКУ, обеспечивающим установку и закрепление днища шахты, корзины с размещенными в ней кассетами, БЗТ, а также организацию потока теплоносителя и ослабление интенсивности нейтронного потока на корпус реактора.

Шахта представляет собой сварной, вертикально расположенный цилиндр высотой 8059 мм, с максимальным диаметром (по фланцу) 3366 мм. Толщина стенки цилиндрической части на уровне активной зоны равна 60 мм. Общий вид шахты реактора с кольцевым уплотнителем представлен на рисунке 1.1.

Шахта установлена своим фланцем на опорный бург фланца корпуса реактора. Сверху на фланце шахты установлены шесть секторов из труб и 12 жестких упоров. Упоры предназначены для удержания шахты от перемещения вверх в аварийных ситуациях, связанных с разрывами трубопроводов первого контура.

В корпусе реактора шахта закреплена в трех местах: в верхней части – посредством закрепленных на фланце шахты секторных труб, которые деформируются при уплотнении реактора и создают распорное усилие между крышкой и шахтой; в районе разделительного бурта на корпусе реактора с таким зазором между шахтой и разделительным буртом, что при разогреве теплоносителя из-за разности коэффициентов линейного расширения материала

шахты и корпуса, обеспечивается посадка с натягом шахты по разделительному бурту корпуса реактора; в нижней части – восемь шпонками, приваренными к кронштейнам корпуса реактора [1].

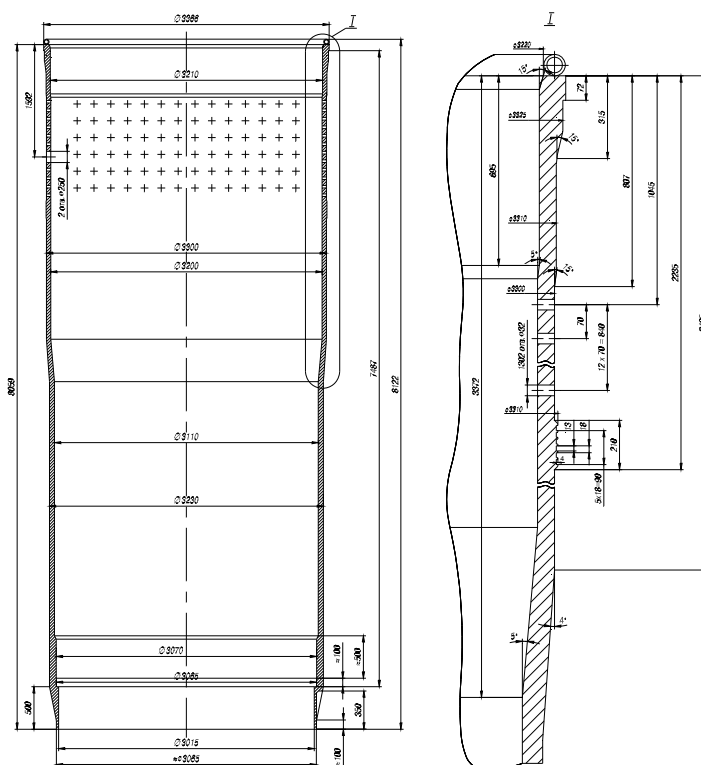


Рисунок 1.1 – Общий вид шахты реактора ВВЭР-440 с кольцевым уплотнителем

Шахта между верхним фланцем и разделительным буртом имеет перфорацию для выхода теплоносителя и для выравнивания поля его скоростей на выходе из активной зоны. Напротив верхних патрубков корпуса в шахте выполнены два отверстия, предназначенные для подачи охлаждающей воды сверху на активную зону от гидроемкостей системы аварийного охлаждения зоны (САОЗ). В верхней части шахты выполнены окна под кулачки захвата для ее извлечения, установки и транспортировки.

Днище шахты является опорой корзины с активной зоной, а также служит для организации защитных каналов под выводимые из активной зоны ТВС, с целью защиты кассет АРК от воздействия потока теплоносителя и ударных перегрузок при аварийных сбросах, а также для обеспечения равномерного подвода теплоносителя к рабочим кассетам и кассетам АРК [1].

Днище шахты состоит из верхней и нижней дистанционирующих решеток, связанных между собой защитными трубами, внутри которых расположены демпферные трубы и демпферные устройства, которые снижают ударную нагрузку при аварийном падении кассет АРК, обечайки и перфорированного эллиптического днища, приваренного к обечайке. В

нижней части защитных и демпферных труб имеются отверстия для подвода теплоносителя к кассетам АРК. Общий вид днища шахты представлен на рисунке 1.2.

Верхняя решетка представляет собой плиту диаметром 3065 мм и толщиной 150 мм с отверстиями под защитные трубы и для прохода теплоносителя. Для извлечения и транспортировки днища шахты к верхней решетке приварены три проушины с окнами под кулачки захвата. На верхней решетке имеется бурт, которым днище шахты опирается на опорный бурт шахты, и три паза под шпонки шахты, с помощью которых днище фиксируется от поворота в плане.

Нижняя решетка представляет собой плиту толщиной 50 мм, приваренную к обечайке. В ней, как и в верхней решетке, выполнены отверстия под защитные трубы и для прохода теплоносителя. Обечайка днища шахты имеет диаметр 3005 мм и толщину стенки 25 мм.

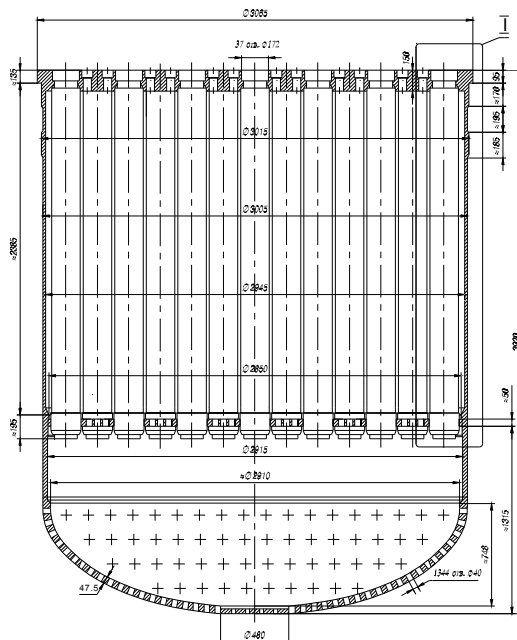


Рисунок 1.2 – Общий вид днища шахты

Еще одним элементом ВКУ РУ ВВЭР-440 является корзина, предназначенная для размещения в ней активной зоны и ослабления интенсивности нейтронного потока, падающего из активной зоны на корпус реактора.

Корзина состоит из решетки, цилиндрической обечайки, выгородки и граненого пояса. Общий вид корзины реактора представлен на рисунке 1.3.

Обечайка представляет собой полый цилиндр диаметром 3080 мм, высотой 3930 мм, и толщиной стенки 35 мм, который приварен к решетке. В верхней части обечайки с внутренней стороны расположен граненый пояс, который является ограничителем положения головок периферийного ряда рабочих кассет и служит опорой для БЗТ. Ниже граненого пояса по всей высоте активной зоны размещена выгородка толщиной 8 мм, которая имеет конфигурацию

периферии активной зоны. С помощью 312 винтов М12 выгородка крепится к сегментам, приваренным к обечайке. В нижней части выгородка приварена к сегментам. В сегментах выполнены отверстия для обеспечения охлаждения обечайки корзины и исключения кипения теплоносителя в зазоре между обечайкой и выгородкой. В нижней части обечайки выполнены отверстия для обеспечения охлаждения обечайки корзины с наружной стороны и для исключения кипения теплоносителя в зазоре между корзиной и шахтой. Между обечайкой и выгородкой установлены шесть приваренных к нижним сегментам труб для установки в них блоков детектирования СКП [1].

Решетка представляет собой плиту толщиной 300 мм и диаметром 3070 мм. В решетке имеются отверстия под установку рабочих кассет и для прохода кассет АРК. На верхней поверхности решетки выполнены пазы для фиксации рабочих кассет в плане. В нижней части решетки выполнено три гнезда под штыри днища шахты, предназначенные для фиксации корзины от поворота в плане.

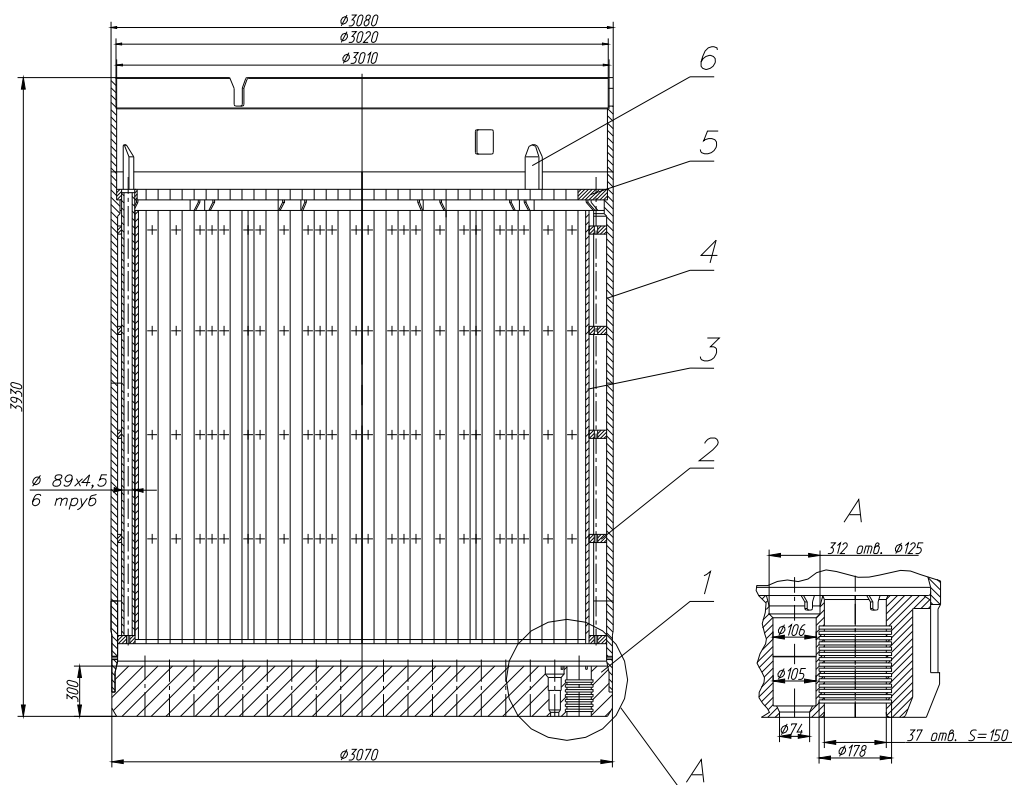


Рисунок 1.3 – Общий вид корзины реактора: 1 – решетка; 2 – сегмент; 3 – выгородка; 4 – обечайка; 5 – граненый пояс; 6 – шпонка фиксации БЗТ

Для дистанционирования рабочих кассет в плане, удержания от всплытия рабочих кассет и корзины во всех условиях эксплуатации, включая возможные аварийные ситуации, для защиты кассет АРК, промежуточных штанг, штанг приводов АРК от воздействия потока теплоносителя и для организации каналов под датчики внутриреакторных измерений предназначен блок защитных труб (БЗТ).

Блок защитных труб устанавливается на граненый пояс корзины и состоит из нижней и верхней решеток, связанных между собой тридцатью семью защитными трубами, внутри которых установлены промежуточные штанги. На нижней решетке БЗТ закреплены жесткие ловители и узлы крепления направляющих каналов нейтронных измерений (КНИ) и температурного контроля (ТК). Общий вид БЗТ представлен на рисунке 1.4.

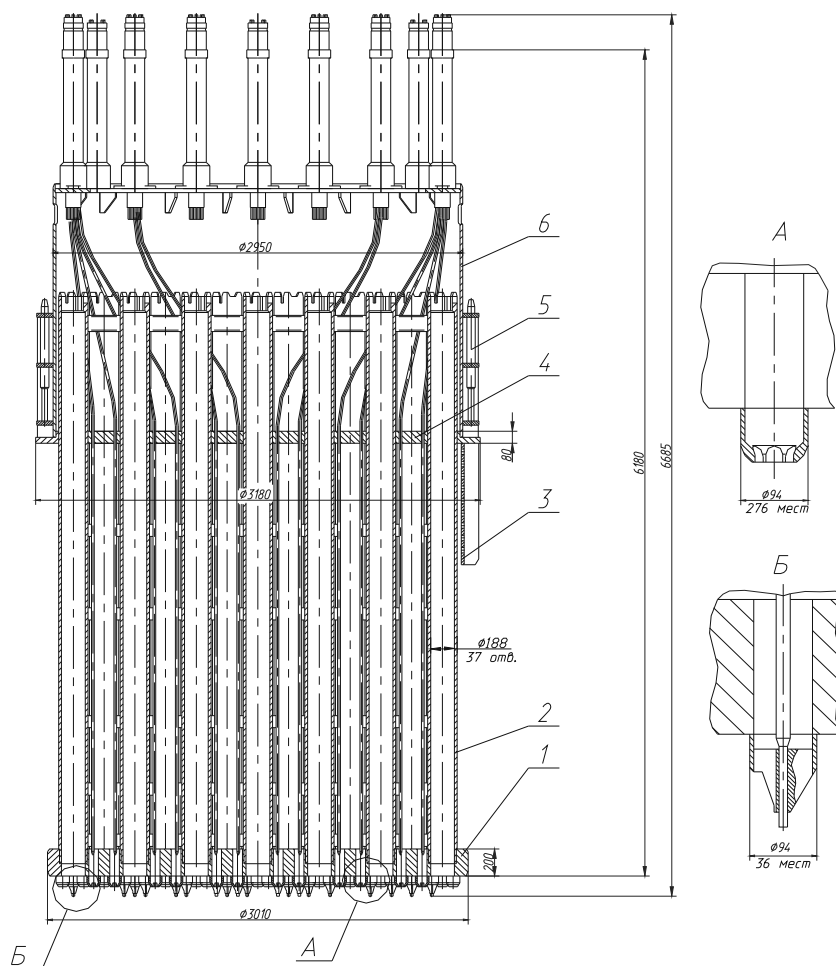


Рисунок 1.4 – Общий вид блока защитных труб: 1 – нижняя плита; 2 – труба защитная; 3 – щит отбойный; 4 – верхняя плита; 5 – пружинный блок; 6 – обечайка

Верхняя часть БЗТ состоит из решетки, обечайки и подреберного пояса. В БЗТ имеются направляющие трубы для установки в активную зону измерительных каналов системы внутриреакторных измерений нейтронного потока. Каналы ТК сгруппированы в двенадцать пучков, а каналы КНИ - в шесть пучков, каждый из которых заведен в трубную доску. Пучки каналов ТК закреплены на подреберном поясе верхней части БЗТ [1].

Отбойный щит, приваренный к верхней решетке БЗТ в месте расположения патрубков САОЗ, предназначен для организации потока теплоносителя от гидроемкости САОЗ в межтрубном пространстве БЗТ.

Нижняя решетка представляет собой плиту диаметром 3010 мм и толщиной 200 мм, в которой выполнены отверстия для прохода и закрепления защитных труб, а также для прохода

теплоносителя. Верхняя решетка представляет собой плиту диаметром 3180 мм и толщиной 80 мм, в которой выполнены отверстия для прохода защитных труб, направляющих КНИ и ТК, а также для прохода теплоносителя.

К верхней решетке приварена нижней частью обечайка диаметром 2950 мм, высотой 1677 мм, с толщиной стенки 30 мм. Снаружи нижней части обечайки приварены 3 кольца, в которых размещены пружинные блоки, с помощью которых БЗТ удерживает от всплытия корзину с кассетами и днище шахты во всех режимах работы реактора. Пружинный блок включает в себя корпус, стакан, шток с гайкой, кольцо и пружины. Между пружинными блоками на верхнем кольце БЗТ установлены упоры, предназначенные для удержания ВКУ от перемещения вверх в аварийных режимах работы реактора [1].

1.2.2 Конструкция ВКУ реакторов типа ВВЭР-1000

К внутрикорпусным устройствам водо-водяных реакторов типа ВВЭР-1000 относятся следующие основные элементы: выгородка реактора, шахта внутрикорпусная и блок защитных труб [1, 2].

Одним из основных отличий конструкции ВКУ нового типа реакторов от ВВЭР-440 стало изменение конструкции выгородки.

Выгородка представляет собой обечайку диаметром 3485 мм и высотой 4070 мм, состоящую из кованых колец, соединенных между собой с помощью шпилек и фиксируемых в плане друг относительно друга штифтами (рисунок 1.5). Внутренняя конфигурация колец повторяет профиль, образованный гранями крайнего ряда ТВС активной зоны. В кольцах выгородки выполнены продольные каналы для прохода теплоносителя, охлаждающего металл выгородки. Выгородка предназначена для формирования активной зоны реактора, а также служит железобетонной защитой корпуса реактора от потока нейтронов и γ -излучения, перекрывая всю высоту активной зоны [1, 2].

Выгородка устанавливается и закрепляется в шахте на монтаже. При дальнейшей эксплуатации выгородка транспортируется совместно с шахтой; выемка выгородки из шахты в течение срока службы не предусматривается (однако принципиально возможна).

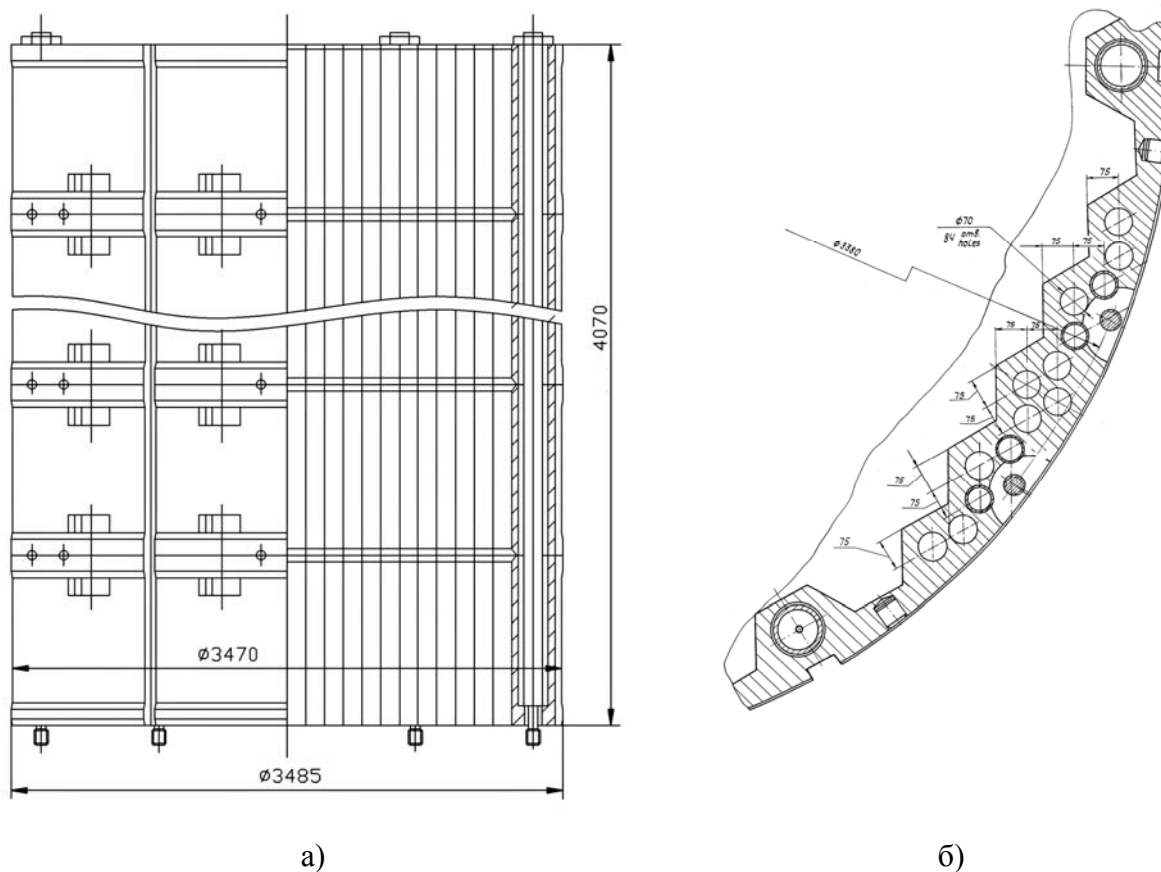


Рисунок 1.5 – Конструкция выгородки РУ ВВЭР-1000 (В-320):
а) общий вид, б) 1/6 часть сечения кольца выгородки

Шахта внутрикорпусная представляет собой цилиндрическую обечайку с фланцем и эллиптическим днищем, в закреплены опорные трубы (стаканы). Верхние части стаканов образуют опорную плиту для установки и дистанционирования кассет активной зоны. Шахта предназначена для размещения в ней элементов активной зоны реактора, разделения входного и выходного потоков теплоносителя, а также защиты корпуса реактора от потока нейтронов и γ -излучения.

Блок защитных труб предназначен для фиксации и дистанционирования головок тепловыделяющих сборок (ТВС), удерживания ТВС от всплытия, защиты органов регулирования и штанг приводов системы управления и защиты реактора от воздействия теплоносителя, обеспечения разводки направляющих каналов системы внутрореакторного контроля, обеспечения равномерного выхода теплоносителя по сечению активной зоны, размещения сборок тепловых образцов-свидетелей [1, 2].

1.2.3 Условия эксплуатации ВКУ ВВЭР

Поскольку элементы ВКУ водо-водяных реакторов омываются теплоносителем I-го контура, именно температура теплоносителя будет во многом определять температуру эксплуатации ВКУ.

Проектная температура теплоносителя в номинальном режиме работы реактора ВВЭР-440 составляет 268 °С на входе и 297 °С на выходе из реактора [3]. Указанные температуры являются минимальными температурами эксплуатации элементов ВКУ при номинальном режиме. Следует учитывать, что вследствие γ -разогрева сильнооблучаемых толстостенных элементов, температура их внутренних слоев может быть значительно выше. Для ВКУ ВВЭР-440 максимальная температура достигается в сегментах корзины, посредством которых выгородка крепится к обечайке корзины (рисунок 1.3). Согласно расчетам ОКБ «ГИДРОПРЕСС», максимальная температура в сегментах напротив центра активной зоны может достигать 380 °С.

Для ВВЭР-1000 проектная температура теплоносителя в номинальном режиме выше, чем для ВВЭР-440, и составляет 291 °С на входе и 321 °С на выходе из реактора (для реактора серии В-187 эти параметры незначительно отличаются) [3]. Кроме этого, изменение конструкции выгородки (за исключением серии В-187), привело к тому, что максимум температуры находится в толще выгородки и достигает, согласно последним расчетам, 390 °С [4].

Еще одним облучаемым толстостенным элементом как для реакторов ВВЭР-440, так и для реакторов ВВЭР-1000, является шахта. Однако, вследствие значительно меньшего потока нейтронов, по сравнению с выгородкой, в шахте не происходит значимого энерговыделения и перегрева.

Максимальные нейтронные нагрузки на ВКУ ВВЭР-440 приходятся на выгородку и сегменты корзины и составляют, согласно расчетам ОКБ «ГИДРОПРЕСС», 45 и 40 сна (смешений на атом) соответственно за 30 лет эксплуатации [5]. Для обечайки корзины и шахты внутрикорпусной эти значения гораздо ниже и составляют 16 и 6,5 сна соответственно за 30 лет эксплуатации [5]. Для продленного срока эксплуатации в 55 лет указанные значения будут почти в два раза больше.

Очевидно, что для ВКУ ВВЭР-1000 наиболее облучаемым элементом является выгородка, максимальная повреждающая доза для которой, согласно расчетам ОКБ «ГИДРОПРЕСС», при продленном сроке эксплуатации 60 лет превышает 120 сна (для серии В-320) [4].

1.3 Влияние облучения на хромо-никелевые аустенитные стали

Анализ условий эксплуатации ВКУ показал, что элементы, располагающиеся непосредственно вблизи активной зоны, подвергаются интенсивному нейтронному облучению при достаточно высоких температурах.

С момента начала эксплуатации первых РУ ВВЭР до настоящего дня было проведено много исследований влияния нейтронного облучения на аустенитные хромо-никелевые стали, являющиеся основным конструкционным материалом ВКУ. Подобные исследования проводились (и проводятся до сих пор) как на материале оболочек отработавших топливных элементов, материале заменяемых или выведенных из эксплуатации элементов реакторов, так и на образцах, облученных в исследовательских реакторах.

Рассмотрим основные результаты исследований воздействия нейтронного облучения на аустенитные хромо-никелевые стали.

1.3.1 Радиационное упрочнение и охрупчивание аустенитных сталей

Одним из основных эффектов, создаваемых нейтронным облучением, который проявляется даже при незначительных повреждающих дозах, является радиационное упрочнение материала, выражающееся в увеличении предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности σ_B .

Радиационное упрочнение материала связано с образованием эффективных барьеров для движения дислокаций в процессе нейтронного облучения. Такими барьерами, в первую очередь, служат дислокационные петли, а при достаточно высоких дозах и соответствующих температурах облучения, еще и вакансионные поры, пузырьки гелия и выделения вторичных фаз. Следует отметить, что интенсивность и степень радиационного упрочнения в общем случае зависит как от набранной повреждающей дозы нейтронного облучения (флюенса нейтронов), так и от скорости ее набора и температуры облучения (рисунок 1.6) [6].

В диапазоне температур эксплуатации элементов ВКУ ВВЭР (300÷400 °С), зависимость увеличения прочностных характеристик аустенитных нержавеющей сталей от повреждающей дозы достаточно резкая, выходящая на насыщение уже при дозах 10 сна. При этом увеличение предела текучести может достигать 3÷5 раз (рисунки 1.7 и 1.8), а прочности 2÷3 раза (рисунок 1.8) [6-10].

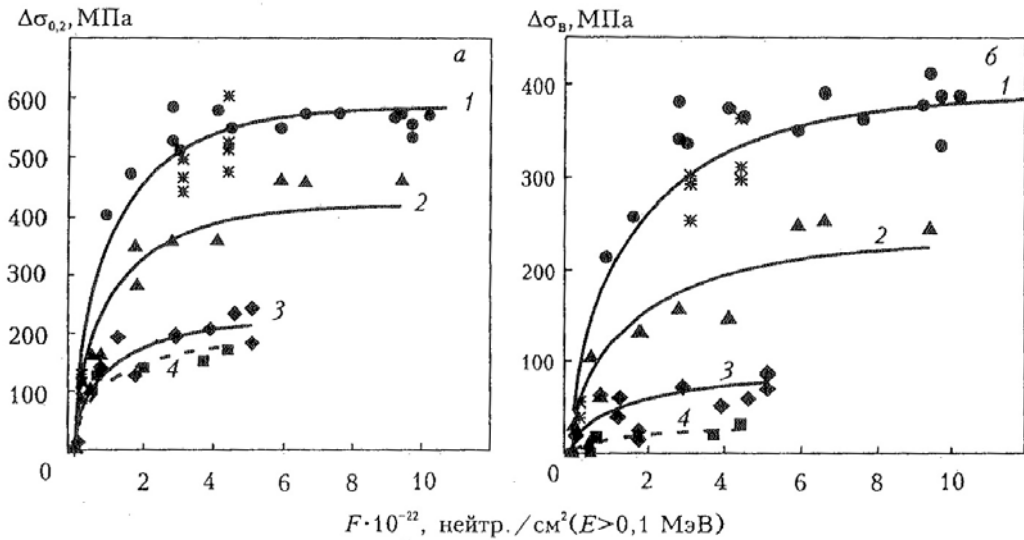


Рисунок 1.6 – Зависимость приращения предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}$ (а) и предела прочности $\Delta\sigma_{в}$ (б) аустенитных сталей от флюенса нейтронов при различных температурах облучения и испытания [6]: ●,▲- сталь AISI 304; ◆-сталь 09X18H9; * -сталь 10X18H9; ■-сталь AISI 316; 1 – $T_{исп}=T_{обл}=370\div 400$ °C; 2 – $T_{исп}=T_{обл}=420\div 480$ °C; 3 – $T_{исп}=T_{обл}=450\div 550$ °C; 4 – $T_{исп}=T_{обл}=600\div 650$ °C

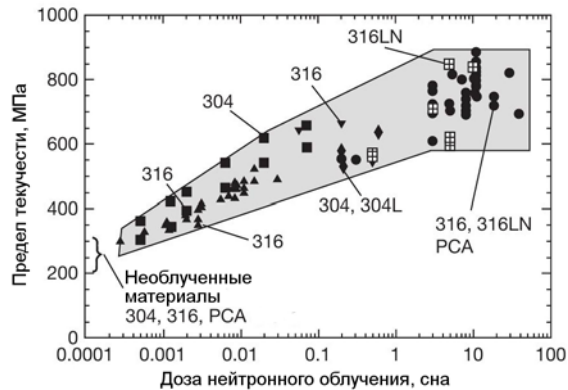


Рисунок 1.7 – Зависимость предела текучести от дозы нейтронного облучения для аустенитных сталей типа AISI 304, AISI 316 и PCA, облученных в LWR реакторах при температурах $280\div 330$ °C [8]

Генерация барьеров для движения дислокаций приводит помимо радиационного упрочнения к еще одному эффекту- снижению деформационного упрочнения [6, 9-11].

Как следствие, при увеличении степени радиационного упрочнения и снижении деформационного упрочнения происходит сближение величин предела прочности и предела текучести, которые могут практически совпадать при высоких дозах. Одновременно происходит резкое уменьшение такой характеристики материала, получаемой при одноосном растяжении образцов, как равномерное удлинение.

Стоит отметить, что деформационное упрочнение облученной аустенитной стали, испытанной при комнатной температуре может быть значительно выше, чем при температурах испытания выше 100°C . Этот эффект связан со снижением стабильности аустенита в

облученном материале и образованием мартенсита деформации в процессе испытания при комнатной температуре [9, 10, 12, 13].

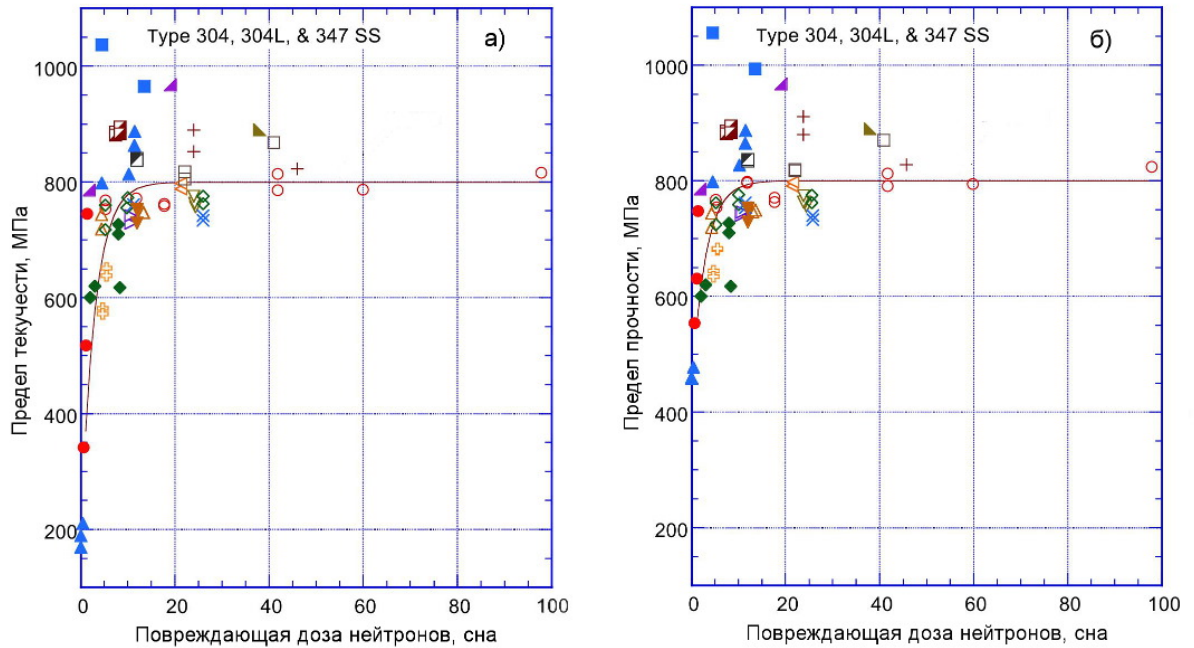


Рисунок 1.8 – Зависимость предела текучести (а) и предела прочности (б) аустенитных сталей типа AISI 304, AISI 304L (аналог стали типа X18H9) и AISI 347 от дозы нейтронного облучения при температурах 270÷380 °С [7]

На настоящий момент существует множество моделей, позволяющих прогнозировать радиационное упрочнение материалов. В то же время подавляющее большинство из них основано на описании взаимодействия движущихся дислокаций с радиационно-индуцированными барьерами и требует определения большого количества параметров модели, зависящих как от композиции материала, так и от условий облучения.

Существуют и более простые подходы, позволяющие на базе экспериментальных данных построить физически обоснованные зависимости для описания радиационного упрочнения, в частности, один из таких подходов применен при прогнозировании влияния облучения на сталь 08X18H9 в рамках материаловедческих работ по обоснованию продления срока эксплуатации реактора на быстрых нейтронах БН-600 [6]. Однако для стали 08X18H10T адекватных и в то же время простых инженерных зависимостей для прогнозирования радиационного упрочнения до момента работы над настоящей диссертацией получено не было.

Наряду с радиационным упрочнением под действием нейтронного облучения происходит охрупчивание аустенитных сталей, что выражается в снижении характеристик пластичности (равномерное относительное удлинение δ_r , полное относительное удлинение δ_5 , сужение в шейке при разрыве образца ψ) и трещиностойкости материала.

Равномерное удлинение аустенитных материалов под облучением уже при дозах $5 \div 10$ сна снижается более чем на порядок до величины около 1%. Это часто ошибочно связывают с потерей материалом пластичности, однако снижение равномерного удлинения связано исключительно с уменьшением деформационного упрочнения.

Если рассматривать влияние нейтронного облучения на сужение в шейке при разрыве образца ψ , как на наиболее представительную характеристику пластичности материала, то данная характеристика снижается гораздо слабее – в $2 \div 3$ раза [6, 9, 10]. К сожалению, данных по влиянию облучения на величину ψ достаточно мало, ввиду того, что основной объем исследований механических свойств облученных аустенитных сталей проводится на образцах, вырезанных из тонкостенных оболочек топливных элементов, что не позволяет корректно получать величину ψ .

Наряду со снижением характеристик пластичности в процессе облучения происходит снижение статической трещиностойкости материала. Имеющиеся данные свидетельствуют о сильном снижении статической трещиностойкости облученных аустенитных сталей [7, 14, 15]. Зависимость снижения трещиностойкости от повреждающей дозы нейтронов в отсутствие распухания выходит на насыщение уже при $5 \div 10$ сна, при этом трещиностойкость снижается относительно исходного необлученного состояния в $7 \div 10$ раз [7, 14, 15] (рисунок 1.9).

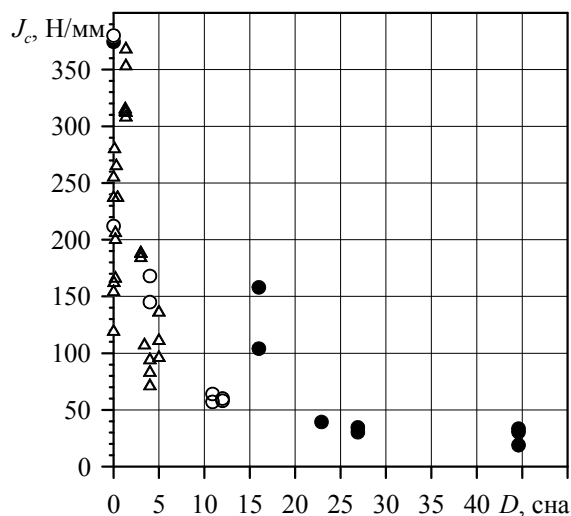


Рисунок 1.9 – Влияние дозы нейтронного облучения D на трещиностойкость J_c аустенитных хромоникелевых сталей, испытанных при $T_{исп} \approx T_{обл} \approx 350$ °С [14]: ● – данные для стали 08X18H10T; ○ – для стали X18H9; Δ – для сталей серии AISI 300

1.3.2 Радиационное распухание и радиационная ползучесть аустенитных сталей

Еще одним процессом, который может протекать в аустенитных нержавеющей материалах под облучением, является радиационное распухание – т.е. процесс увеличения объема материала вследствие образования в нем вакансионных пор. Это явление возникает в

связи с различной подвижностью вакансий и межузельных атомов, генерируемых в процессе повреждения материала потоком нейтронов, а точнее – с преимущественной миграцией межузельных атомов к существующим в материале стокам и объединению вакансий в кластеры, являющиеся зародышами пор [8, 16-20].

Кинетика и величина распухания зависит от множества факторов: композиции материала, предварительной термо-механической обработкой материала, условий облучения (температура, величина повреждающей дозы и скорость ее набора), напряженно-деформированного состояния и т.д.

Распуханию подвержены как аустенитные стали с ГЦК решеткой, так и ферритные стали с ОЦК решеткой. Однако если для первых инкубационный период относительно невелик и не превышает 10 сна для материалов в отожженном состоянии [8, 17, 21], то распухание ферритных сталей начинается при дозах свыше 100 сна [21].

По данным различных исследований зависимость распухания S от повреждающей дозы D имеет степенной характер вида $S \sim D^n$, где $n=1 \div 2$ [18-20, 22, 23], при этом максимальная скорость распухания может достигать 1%/сна [8, 21] (рисунок 1.10).

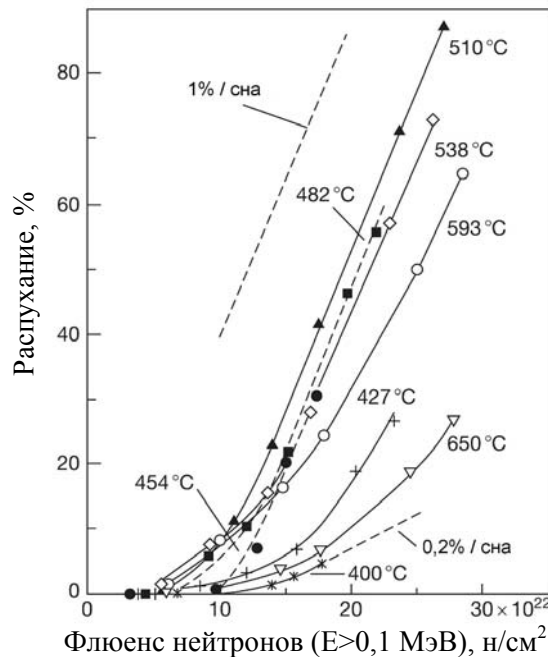


Рисунок 1.10 – Влияние дозы нейтронного облучения на радиационное распухание стали AISI CW316, облученной в реакторе EBR II при различных температурах [8, 21]

Радиационное распухание достаточно сильно зависит от температуры облучения, и эта зависимость часто имеет выраженный максимум [22, 23], а для некоторых композиций аустенитных сталей (в частности, для стали AISI 316) имеется несколько максимумов [24, 25]. Для основного материала ВКУ реакторов типа ВВЭР-440 и ВВЭР-1000, стали 08X18H10T, температура максимума радиационного распухания при условиях облучения, соответствующих

условиям эксплуатации ВКУ, составляет 470 °С [22], однако значимое распухание при относительно невысоких дозах наблюдается уже при температурах 370÷400 °С [22, 23]. Как было отмечено ранее, такой уровень температур может достигаться в толстостенных элементах ВКУ за счет γ -разогрева.

Экспериментальные исследования влияния напряжений на распухание, проводимые путем облучения газонаполненных трубок под давлением, показали ускорение распухания под действием растягивающих напряжений [24, 26-31]. При этом до сих пор существует две гипотезы о влиянии знака напряжений на распухание: первая гипотеза заключается в замедлении распухания в поле сжимающих напряжений, вторая гипотеза утверждает, что распухание не зависит от знака, а скорость распухания зависит только от абсолютной величины напряжений. Адекватное подтверждение той или иной гипотезы долгое время отсутствовало ввиду того, что экспериментальные исследования влияния знака напряжений обычно имели существенный недостаток – напряженное состояние образцов, задаваемое в начале облучения, само сильно зависело от распухания вплоть до смены знака напряжений в процессе облучения [22].

В работе [32] поставлен достаточно адекватный эксперимент и получено влияние напряжений на радиационное распухание при различных типах напряженного состояния. На основании этих экспериментальных данных в работе [33] получена зависимость, описывающая влияние напряженного состояния на радиационное распухание. Анализ механизмов зарождения и роста вакансионных пор, также проведенный в работе [33], показал, что при S менее 1% основное влияние на распухание оказывают девиаторные компоненты напряжений, т. е. интенсивность напряжений σ_{eq} . При S больше 1% влияние девиаторной компоненты напряжений мало, в то время как основной вклад в изменение скорости распухания вносит шаровая компонента напряжений. Из этого следует, что знак напряжений практически не влияет при малых значениях распухания и начинает влиять при распухании выше 1%.

На сегодняшний день различными исследователями созданы зависимости, позволяющие прогнозировать радиационное распухание стали 08X18H10T как функцию температуры облучения, величины повреждающей дозы и скорости ее набора [22], а также уровня действующих напряжений [33].

Известно, что облучение аустенитных сталей в температурном диапазоне максимума радиационного распухания приводит к их сильному охрупчиванию [6]. В работе [34] описано влияние распухания на снижение характеристик пластичности аустенитных сталей типа AISI 304 и AISI 316 с добавлением титана. Существуют единичные данные, демонстрирующие снижение статической трещиностойкости материала с распуханием [35].

Исследования оболочек чехлов тепловыделяющих сборок показали, что при высоких значениях распухания (больше 15%) помимо охрупчивания наблюдается резкое снижение

прочности материала до величин, незначительно превышающих предел прочности исходного необлученного материала и даже ниже (рисунок 1.11). При этом пластичность материала близка к нулю [36-39]. Стоит отметить, что проведенный анализ поверхности разрушения показал, что разрушение даже при низких напряжениях является вязким по механизму роста и объединения пор (рисунок 1.12).

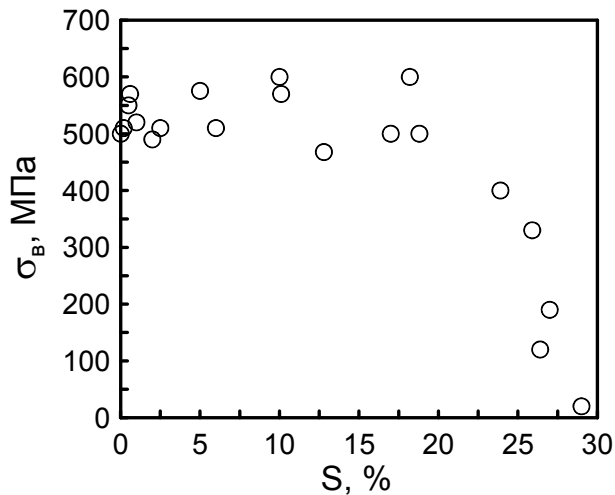


Рисунок 1.11 – Зависимость предела прочности от распухания для стали 12X18H10T при температурах испытания 400÷500 °С [36, 37]

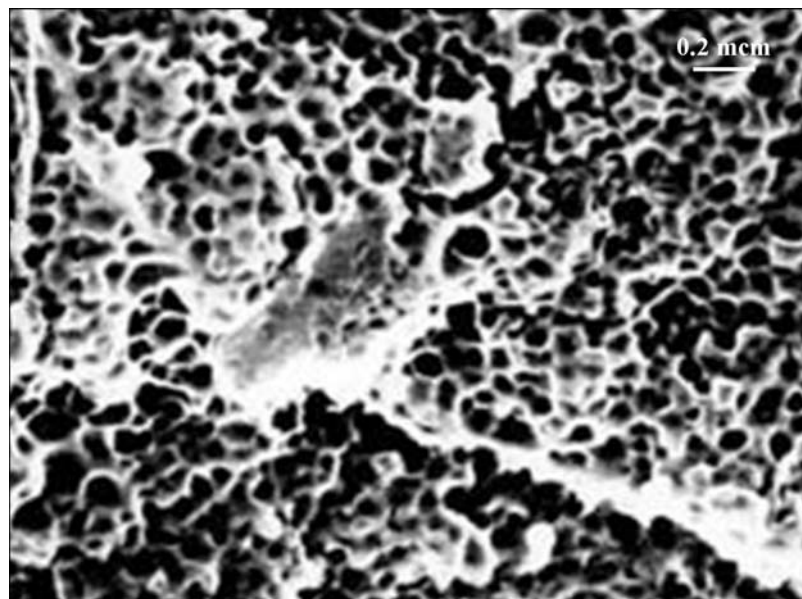


Рисунок 1.12 – Поверхность разрушения облученного образца из стали X18H10T с распуханием $S \approx 30\%$ [36, 37]

Существующие на настоящий момент объяснения этого феномена не являются удовлетворительными.

К примеру, рассмотрим наиболее распространенное объяснение, связанное с уменьшением нетто-сечения образца за счет образования вакансионных пор и наличием концентрации напряжений около них [36]. Известно, что при вязком разрушении предел

прочности, отнесенный к нетто-сечению образца с внутренними полостями выше, чем в гладком образце без пор с площадью поперечного сечения, равной площади нетто-сечения. Такой результат связан с более высокой трехосностью напряженного состояния в образце с порами.

Исходя из этого, значение σ_b для образца с порами при распухании S , как будет показано в главе 4, по крайней мере, должно быть не ниже, чем $(1 - \bar{A}_v) \cdot \sigma_b^m$, где \bar{A}_v – относительная площадь вакансионных пор (отношение площади пор к площади поперечного сечения образца с порами), приводящих к радиационному распуханию, σ_b^m – предел прочности матрицы материала (здесь и далее под «матрицей материала» будет пониматься материал без вакансионной пористости).

Зависимость $\sigma_b^m(D)$ – монотонно-возрастающая за счет увеличения концентрации радиационных дефектов (дислокационных петель и преципитатов). При повреждающих дозах, соответствующих резкому падению σ_b ($D > 40$ сна), значение σ_b^m уже выходит на насыщение [6-10]. Исходя из этого, падение предела прочности при изменении распухания от 17 до 27% может быть рассчитано по формуле

$$\frac{\sigma_b|_{S=27\%}}{\sigma_b|_{S=17\%}} = \frac{(1 - \bar{A}_v)|_{S=27\%}}{(1 - \bar{A}_v)|_{S=17\%}}. \quad (1.1)$$

Уровень распухания 17% соответствует верхней границе распухания, при котором еще отсутствует резкое падение предела прочности согласно [36]. Уровень распухания 27% соответствует падению предела прочности в несколько раз.

Для определения связи между \bar{A}_v и S воспользуемся следующими упрощенными положениями: все поры кубической формы одинакового размера располагаются на одинаковом расстоянии друг от друга. Тогда

$$S = \frac{d^3}{l^3 - d^3}, \quad (1.2)$$

где d – средний размер вакансионной поры, l – среднее расстояние между центрами пор.

Из (1.2) имеем

$$\bar{A}_v = \frac{d^2}{l^2} = \left(\frac{S}{1+S} \right)^{2/3}. \quad (1.3)$$

Используя формулы (1.1) и (1.3) вычислим возможное падение σ_b при изменении распухания от 17 до 27%.

$$\frac{\sigma_b|_{S=27\%}}{\sigma_b|_{S=17\%}} \cong 0,89. \quad (1.4)$$

Таким образом, снижение σ_b в несколько раз не может быть объяснено увеличением площади пор при увеличении распухания с 17% до 27%.

В работах [38, 39] было сделано существенное продвижение в понимании влияния радиационного распухания на предел прочности материала. При исследовании распределения пор с помощью просвечивающего электронного микроскопа были обнаружены участки фольги с объединенными порами (рисунок 1.13). Такой результат был интерпретирован авторами [38, 39], как возможность самопроизвольного выстраивания в линию и объединения пор при облучении материала. Авторами настоящей статьи предлагается другая интерпретация обнаруженного факта, которая будет изложена и использована в дальнейшем в главе 5.

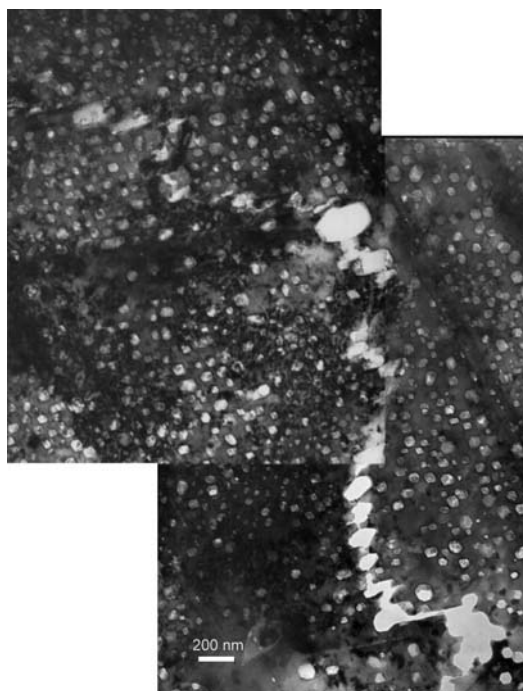


Рисунок 1.13 – Разрушение участка фольги по поверхности выстраивания пор в образце оболочки из стали ЧС68, $D = 67$ сна, $T_{\text{обл.}} = 475$ °С, пористость ~ 9 % [38]

В [38] на базе так называемой «задачи сфер» [40] было определено критическое значение параметра $\Omega = \Omega_k$, при котором возможна ситуация, когда каждая сфера из некоторой совокупности сфер будет включать центр соседней, т.е. возможно объединение сфер радиусом R_c . Под параметром Ω понимается сумма объемов всех сфер, отнесенная к объему материала со сферами. Численное значение параметра $\Omega_k = 2,7$ [41].

Далее принимается [38], что поры радиусом $R = R_c / 2$ также могут самопроизвольно объединяться, но уже не захватывая центр соседней поры, а посредством касания друг друга.

Тогда критическая пористость $f_k = \Omega_k \left(\frac{R}{R_c} \right)^3 = \Omega_k / 8 = 0,34$.

Под пористостью понимается отношение объема пор к объему материала с порами. Пористость может быть рассчитана по формуле

$$f = \left(\frac{d}{1} \right)^3. \quad (1.5)$$

Согласно формулам (1.2) и (1.4) $S=f/(1-f)$. Тогда значение $f_k=0,34$ соответствует $S_k=0,52$.

Используя введенный параметр f_k , в работе [38] зависимость $\sigma_b(f)$ представляется в виде

$$\sigma_b = \sigma_b^m \left[1 - \left(\frac{f}{f_k} \right)^{2/3} \right]. \quad (1.6)$$

Базируясь на уравнениях (1.2) и (1.5), уравнение (1.6) можно представить в виде

$$\sigma_b = \sigma_b^m \left[1 - \frac{\bar{A}_v}{(\bar{A}_v)_k} \right]. \quad (1.7)$$

Как видно, уравнение (1.7) описывает линейное уменьшение σ_b с ростом \bar{A}_v , начиная с $\bar{A}_v=0$.

Подводя итоги анализа модели [38, 39], можно сделать следующее заключение. Модель не позволяет описать экспериментально наблюдаемую особенность зависимости $\sigma_b(S)$ – резкое снижение σ_b в узком диапазоне изменения распухания, поскольку модель прогнозирует монотонное снижение σ_b начиная с $S=0$.

Исходя из всего вышесказанного, на настоящий момент практически отсутствуют подходы и модели, позволяющие адекватно прогнозировать влияние радиационного распухания на характеристики прочности, пластичности и трещиностойкости материала.

Помимо радиационного распухания еще одним следствием создаваемых нейтронным облучением потоков точечных дефектов является радиационная ползучесть, наблюдаемая в облучаемых нагруженных образцах при относительно низких температурах (ниже температур ползучести для необлученного материала).

В настоящее время механизмы радиационной ползучести можно объединить в три группы [42]:

а) модели, основанные на учете преимущественного взаимодействия дислокаций с одним типом точечных дефектов в присутствии внешнего приложенного напряжения, например модель, получившая в зарубежной литературе название SIPA (stress induced preferential absorption), а в отечественной ИНПА (индуцированная напряжением преимущественная абсорбция);

б) модели, учитывающие появление в процессе облучения дислокационных петель, распределение которых по различным плоскостям также неравномерно из-за влияния приложенного напряжения;

в) модели «переползания – скольжения», предполагающие, что облучение способствует ускорению процессов диффузионного преодоления дислокациями препятствий, контролирующей скорость ползучести, в то время как деформация ползучести накапливается в основном за счет скольжения.

Экспериментальные данные показывают, что скорость радиационной ползучести практически линейно связана с приложенными напряжениями, что позволяет рассматривать ее как диффузионную ползучесть – т.е. ползучесть, обусловленную направленным движением вакансий и межузельных атомов [43-46]. Подобная ползучесть необлучаемых материалов реализуется при высоких гомологических температурах материалов [47, 48].

По-видимому, в случае радиационной ползучести, несмотря на то, что источником деформации является движение дислокаций, это движение в основном происходит за счет взаимодействия дислокаций с диффузионным потоком точечных дефектов, генерируемых при облучении (модели группы «в»). При этом длина свободного пробега дислокации сопоставима с длиной пробега точечных дефектов.

Исследования показывают, что радиационная ползучесть достаточно сильно ускоряется при наличии радиационного распухания, хотя может протекать и при его отсутствии. Это связано с тем обстоятельством, что радиационное распухание, по сути, индексирует степень диффузионных процессов, протекающих в материале.

Стоит отметить, что обычно повреждение материала при диффузионной ползучести, связано с межзеренным проскальзыванием. Это обусловлено аккомодацией изменения формы зерна в процессе диффузии атомов и вакансий в поле напряжений [49]. Внутризеренные повреждения практически отсутствуют за счет релаксации напряжений у включений, обусловленной диффузией атомов или вакансий. Межзеренное проскальзывание в сочетании с повышенной зернограничной диффузией по отношению к телу зерна приводит к развитию зернограничных повреждений в виде линзообразных диффузионных пор и клиновидных трещин на тройных стыках зерен [47, 50].

Учитывая, что радиационная ползучесть, по сути, является диффузионной, можно заключить, что радиационная ползучесть, как и диффузионная, может привести к зернограничному повреждению материала и развитию трещины по межзеренному механизму. Существующие модели, верифицированные экспериментально, позволяют прогнозировать скорость радиационной ползучести и учитывать влияние радиационного распухания. Однако до настоящего момента никаких экспериментальных исследований по анализу развития трещины в условиях радиационной ползучести не проводилось, а также не были разработаны какие-либо подходы к описанию такого механизма повреждения материала.

В то же время потенциальная возможность развития трещины в элементах ВКУ ВВЭР в условиях радиационной ползучести должна быть учтена при оценке прочности элементов.

1.3.3 Радиационно-индуцированные сегрегации и образование вторичных фаз под облучением

При облучении происходит изменение не только исходной структуры, но и композиции исходного твердого раствора, формирование и модификация выделений вторых фаз в результате взаимодействия потоков точечных дефектов и атомов твердого раствора. Облучение модифицирует структурно-фазовое состояние сталей и сплавов, как за счет ускорения диффузионных процессов, так и в связи с реализацией таких структурно-фазовых превращений, которые принципиально невозможны в термически равновесных условиях [17].

Следствием распада гомогенного раствора в облучаемом материале являются два взаимосвязанных процесса:

- перераспределение и локальное изменение композиционного и примесного состава материалов;
- зарождение и рост новых выделений вторых фаз и модификация композиций фаз, существовавших до облучения.

В облученных аустенитных сталях можно выделить три типа вторичных фаз:

- радиационно-индуцированные фазы, к которым относятся γ' (Me_3Si), G-фаза и Fe_2P ;
- радиационно-стимулированные фазы, к которым относятся η и фазы Лавеса ($\text{Fe}_2(\text{Mo},\text{Nb})$);
- радиационно-модифицированные фазы, к которым относятся карбиды (Me_{23}C_6), MC , σ и χ .

Помимо указанных выше вторичных фаз, обладающих в большинстве своем гексагональными и кубическими гранцецентрированными решетками (ГЦК), в метастабильных аустенитных сталях, к которым относится и материал ВКУ – сталь типа X18H10T, возможно образование радиационно-индуцированной α -фазы с объемноцентрированной (ОЦК) решеткой.

В работах [51-54] показано, что в процессе облучения сталей типа AISI 304 (зарубежный аналог стали типа X18H9), AISI 316 (зарубежный аналог стали типа X16H11M3) и AISI 321(зарубежный аналог стали типа X18H10T) может происходить обеднение аустенитной матрицы γ -стабилизаторами, такими как C и Ni, вследствие образования карбидов и сегрегации Ni к свободным поверхностям, коими являются границы зерен и вакансионные поры, обуславливающие распухание. Следует отметить, что ввиду достаточно малого содержания C в материале, основной причиной $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения в матрице является именно ее обеднение никелем.

Описанное фазовое превращение могут претерпевать целые зерна аустенитного материала, при этом γ -фаза, обогащенная никелем, остается только в виде небольших оболочек вокруг вакансионных пор [51, 53].

Анализ условий облучения, приводящих к $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения показал, что температурный диапазон такого превращения близок к температуре максимума распухания [51,53,54].

Ясно, что образованная α -фаза, ввиду своей потенциальной способности разрушаться хрупко, должна достаточно сильно влиять на охрупчивание облученного аустенитного материала вплоть до реализации в нем хрупко-вязкого перехода как в ОЦК материалах. Однако при наличии большого количества существующих экспериментальных данных по свойствам облученных аустенитных сталей, практически невозможно на их базе установить влияние $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на свойства материала и реализацию хрупко-вязкого перехода. Это связано с особенностями выбора температуры испытаний в мировой практике исследования облученных материалов. Вследствие малого количества материала в первую очередь проводятся испытания при температуре, соответствующей температуре облучения (иначе говоря, температуре эксплуатации). В достаточно редких случаях дополнительно проводятся испытания при комнатной температуре. Очевидно, что этих данных недостаточно для построения температурной зависимости, позволяющей определить наличие хрупко-вязкого перехода.

1.3.4 Межкристаллитное коррозионное растрескивание облученных аустенитных сталей

Известно, что в исходном состоянии аустенитные хромоникелевые стали не склонны к коррозионному растрескиванию в среде обескислороженного теплоносителя I контура реакторов типа ВВЭР и PWR. Однако опыт эксплуатации ВКУ и лабораторные исследования показали, что нейтронное облучение может стимулировать процесс коррозионного растрескивания этих сталей даже в обескислороженной среде.

Экспериментальные исследования [55-61] показывают, что под воздействием нейтронного облучения аустенитные стали в водной среде ВВЭР становятся склонными к межкристаллитному коррозионному растрескиванию (МККР). Это явление получило название коррозионного растрескивания, стимулированного облучением (irradiation assisted stress corrosion cracking – IASCC). Радиационно-стимулированное МККР имеет следующие особенности [62-64].

Существует пороговая повреждающая доза облучения, ниже которой не обнаруживается склонность металла к МККР под облучением [61-65].

Облучение разным спектром нейтронов до одинаковой дозы при одной и той же температуре и скорости набора дозы, приводит к разной склонности материала к МККР. Показано, что спектр быстрых нейтронов, слабее увеличивает склонность к МККР, нежели смешанный спектр, характерный для облучения ВКУ РУ ВВЭР [66-68]. По-видимому, это связано с различной наработкой Н, а также He при нейтронных реакциях на Ni, Co и В, в процессе облучения [65, 66, 68].

Существует пороговое напряжение, ниже которого инициация зарождения трещины по механизму МККР не происходит [62, 63].

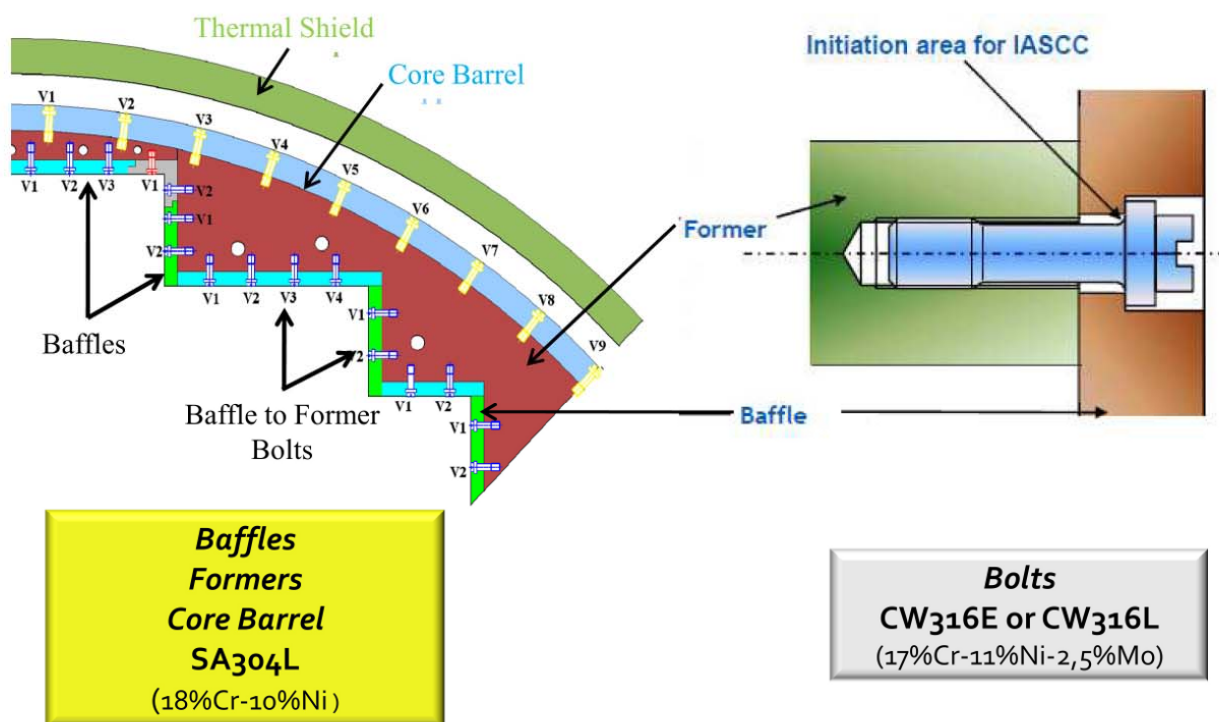
В настоящее время в ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» создана первая версия физико-математической модели, объясняющая феномен радиационно-стимулированного МККР и предложен метод прогнозирования разрушения облученных хромоникелевых аустенитных сталей по механизму МККР [62, 63].

1.4 Анализ случаев повреждения ВКУ

Доминирующим повреждением элементов ВКУ зарубежных водо-водяных реакторов под давлением типа PWR является разрушение болтов крепления выгородки к сегментам, формирующим выгородку. По имеющимся данным, с 1991 было заменено довольно большое количество болтов крепления выгородки на европейских и американских станциях. Так, например, на блоке Tihange 1 в Бельгии в процессе инспекции в 1995 году было заменено 90 болтов, из которых 27 было с трещиной, а на блоке Point Beach 2 в США в 1998 заменено 175 болтов, из них в 55 контроль обнаружил трещины, а 9 сломались в процессе замены [69].

Болты в реакторах PWR конструкции Westinghouse и схожих с ней изготавливаются из стали AISI CW316 (зарубежный аналог стали X16H11M3 с 20% предварительной пластической деформации), а выгородка, шахта и сегменты крепления – из AISI SA304L (зарубежный аналог стали X18H9 в аустенизированном состоянии). На рисунке 1.14 представлена схема крепления выгородки к корзине реактора типа PWR [70].

Анализ трещин в извлеченных болтах показал, что разрушение является межзеренным и, с большой долей вероятности, вызвано коррозионным растрескиванием материала. На рисунке 1.15 представлены типичная локализация трещины в болте крепления выгородки реактора PWR и вид поверхности разрушения материала болта.

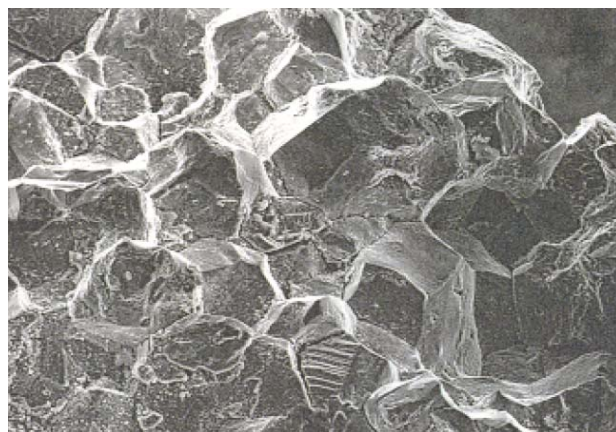


900 – 1000 bolts depending on the design

Рисунок 1.14 – Схема крепления выгородки (baffle) к корзине (core barrel) реактора типа PWR [70]



а)



б)

Рисунок 1.15 – Типичный случай разрушения болтов крепления выгородки реактора PWR: а – поперечное сечение болта с трещиной; б – вид поверхности разрушения материала болта [70]

Вопрос причины коррозионного растрескивания болтов в ВКУ PWR на настоящий момент остается открытым. Согласно существующим экспериментально верифицированным моделям, для коррозионного растрескивания в среде теплоносителя I контура требуются значимые напряжения, достигающие 60% от предела текучести облученного материала, т.е. порядка 600 МПа [6-8]. В то же время максимальное напряжение, возникающее от усилия затяжки болта, не превышает предела текучести в исходном состоянии (порядка 400 МПа).

Расчетные анализы, выполняемые зарубежными специалистами, часто демонстрируют более низкое напряжение в болтах, чем требуется для их разрушения по механизму коррозионного растрескивания – т.е. эти расчеты не позволяют объяснить причину разрушения болтов ВКУ PWR [69, 70].

По видимому, это связано с отсутствием учета радиационного распухания в большинстве зарубежных моделей, градиент которого может приводить к дополнительным напряжениям и медленному деформированию материала болтов. Последнее будет способствовать коррозионному растрескиванию материала болтов. Действительно, анализ условий эксплуатации болтов показал, что в основном трещины обнаруживаются в болтах, подверженных сильному нейтронному облучению при высоких температурах, т.е. облученных в условиях, приводящих к радиационному распуханию [69]. Это является веским доводом к необходимости учета радиационного распухания при анализе условий нагружения и деформирования не только болтов ВКУ PWR, но и элементов ВКУ ВВЭР.

Стоит отметить, что автору неизвестны случаи повреждения элементов ВКУ отечественных блоков, как с реакторами ВВЭР-440, имеющих схожую с зарубежными реакторами PWR конструкцию ВКУ, так и с реакторами ВВЭР-1000.

В то же время, как отмечалось выше, высокая температура выгордки ВВЭР-1000 и значительный нейтронный поток будет приводить к радиационному распуханию материала выгордки и изменению её размеров [71, 72].

До недавнего времени отсутствовали какие-либо экспериментальные исследования процесса радиационного распухания выгордки ВКУ ВВЭР-1000. В 2012 году в рамках научно-исследовательских работ по обоснованию продления срока службы ВКУ ВВЭР-1000 до 60 лет по заданию ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» в ОАО «Диаконт» была разработана уникальная установка, позволяющая проводить измерение геометрии внутренней поверхности выгордки на действующем реакторе ВВЭР-1000 [72]. По результатам первых измерений, проведенных на 3-м блоке Балаковской АЭС, было установлено изменение геометрических размеров колец выгордки, расположенных напротив центра активной зоны по сравнению с проектными размерами и размерами нижнего и верхнего колец выгордки, интенсивность нейтронного облучения которых гораздо слабее. Более того, проведенные измерения качественно и количественно подтвердили результаты расчета изменения геометрии выгордки, проведенного ОКБ «ГИДРОПРЕСС» с использованием зависимостей для прогнозирования радиационного распухания и радиационной ползучести, разработанных ФГУП «ЦНИИ КМ «Прометей» и представленных в РД ЭО 1.1.2.99.0944-2013 [73]. Исходя из этих расчетов, радиационное распухание выгордки может привести к нарушению нормальной эксплуатации реактора

вследствие выборки зазора между внутренней поверхностью выгородки и тепловыделяющими сборками через 55 лет после эксплуатации [72].

1.5 Особенности нагружения и механизмы повреждения элементов ВКУ ВВЭР

Проведенный выше анализ условий эксплуатации и случаев повреждения элементов ВКУ различных типов реакторов, а также основных механизмов воздействия нейтронного облучения на материал ВКУ – нержавеющую аустенитную сталь, позволяет выявить основные нагружающие факторы и механизмы повреждения этих элементов.

Как было описано выше, в процессе эксплуатации РУ ВВЭР-1000 на элементы внутрикорпусных устройств действуют как силовые нагрузки (весовые и динамические, обусловленные потоком теплоносителя, возможными землетрясениями, нагружением при штатных аварийных ситуациях), так и напряжения и деформации, обусловленные градиентом температур во время переходных процессов, связанных с выходом на номинальный режим работы реактора, расхолаживанием, регулированием мощности. Дополнительным сильным нагружающим фактором для некоторых элементов ВКУ является радиационное распухание.

Так, для ВКУ реакторов типа ВВЭР-1000 наиболее нагруженным элементом при нормальной эксплуатации является выгородка реактора. Выгородка подвержена сильному нейтронному облучению, а γ -разогрев приводит к повышению температуры внутренних слоев выгородки до 390 °С. Нейтронное облучение материала выгородки при таких температурах приводит к его радиационному распуханию, а градиент как температуры, так и повреждающей дозы нейтронного облучения - к градиенту радиационного распухания, и, как следствие, к возникновению в выгородке значительных напряжений, обусловленных распуханием.

Следует отметить, что максимальное распухание материала реализуется в толще выгородки в областях с высокой температурой и достаточно высоким флюенсом нейтронов. На внутренней поверхности выгородки, контактирующей с теплоносителем, вследствие относительно низкой температуры материала (290÷320 °С), распухание будет отсутствовать, несмотря на высокий флюенс нейтронов.

Градиент радиационного распухания будет создавать напряжения, причем в областях с наибольшим распуханием, будет создаваться поле сжимающих напряжений, тогда как в областях без распухания – поле растягивающих напряжений. Таким образом, поле растягивающих напряжений будет находиться на внутренней поверхности выгородки, что стимулирует межкристаллитное коррозионное растрескивание под напряжением материала выгородки. Похожее распределение напряжений дает и градиент температур внутри выгородки вследствие γ -разогрева ее материала.

Вызванные градиентом радиационного распухания напряжения в сечении выгородки по разным оценкам могут достигать величин 300 МПа и более [5, 74], что превышает предел текучести стали 08X18H10T в необлученном состоянии при температурах, соответствующих температурам эксплуатации выгородки.

Следует отметить, что радиационная ползучесть, реализующаяся в выгородке, способствует некоторой релаксации возникающих напряжений, однако вместе с радиационным распуханием может приводить к значительному формоизменению колец выгородки [72].

В остальных элементах ВКУ реактора ВВЭР-1000 радиационное распухание, а, следовательно, и вызываемые им напряжения, незначительны. Это связано как с малой повреждающей дозой нейтронов, так и с низкой температурой эксплуатации.

Анализируя условия эксплуатации элементов ВКУ ВВЭР-440 можно сделать вывод, что сколь либо значимое радиационное распухание, а значит и связанные с ним эффекты, реализуется только в сегментах выгородки.

Исходя из рассмотренных выше нагрузок на элементы ВКУ и условий их эксплуатации, проанализируем возможные механизмы повреждения элементов ВКУ в процессе их эксплуатации. Как было показано выше, нейтронное облучение приводит к упрочнению – увеличению предела текучести и предела прочности, а также к охрупчиванию – снижению характеристик пластичности и трещиностойкости аустенитных сталей.

Упрочнение металла выгородки под облучением и наличие значимых растягивающих напряжений в зоне контакта выгородки с теплоносителем 1-го контура приводит к возможности зарождения и развития трещин по механизму межкристаллитного коррозионного растрескивания на внутренней поверхности выгородки. При этом процесс МККР протекает даже при очень малом (меньше 0,005 мг/кг) количестве кислорода, растворенного в воде I-го контура [75, 76].

Снижение пластичности, в свою очередь, приводит к уменьшению сопротивления усталостному разрушению. При этом в месте контакта материала ВКУ с теплоносителем 1-го контура - водой высоких параметров, процессы усталостного повреждения будут интенсифицироваться. Циклическое нагружение, приводящее к усталостному повреждению, могут вызывать гидропульсации теплоносителя и переходные режимы эксплуатации.

Облучение материала выгородки в диапазоне температур, приводящих к распуханию, может инициировать еще один тип ее повреждения – образование радиационно-индуцированной α -фазы с ОЦК решеткой. Это может приводить к возникновению в изначально вязком аустенитном материале хрупко-вязкого перехода.

Следует отметить, что даже при отсутствии фазового превращения, облучение, сопровождающееся радиационным распуханием, оказывает сильное влияние на пластичность и трещиностойкость материала.

Все это приводит к возможности образования и роста в процессе эксплуатации сильно охрупченных областей в толще выгородки. Кроме того, резкое снижение трещиностойкости приводит к сильному уменьшению размеров допускаемых дефектов, превышение которых может вызвать нестабильное развитие трещин в элементах ВКУ и их разрушение.

Суммируя вышесказанное, для адекватной оценки работоспособности и прочности элементов ВКУ реакторов ВВЭР необходимо решить следующие задачи.

1) Сформулировать предельные состояния и критерии повреждения и разрушения элементов ВКУ.

2) Получить необходимые для расчета прочности и долговечности элементов ВКУ механические свойства их материалов и зависимости для их прогнозирования в процессе эксплуатации РУ, в частности:

- получить зависимости механических свойств основного конструкционного материала ВКУ ВВЭР – стали 08X18H10T и металла сварных швов, от параметров эксплуатации (повреждающая доза нейтронного облучения, температура эксплуатации, радиационное распухание);

- получить зависимости для прогнозирования влияния радиационного распухания на статическую трещиностойкость стали 08X18H10T;

- проанализировать связь условий облучения с образованием радиационно-индуцированной α -фазы в стали 08X18H10T и ее влияние на свойства стали; сформулировать критерий перехода стали 08X18H10T из вязкого состояния в хрупкое;

- получить зависимости для прогнозирования скорости роста трещины в условиях радиационной ползучести.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 1

1) Рассмотрены конструкция ВКУ реакторов типа ВВЭР-440 и ВВЭР-1000, а также воздействующие на элементы ВКУ эксплуатационные факторы. Показано, что элементы ВКУ подвергаются сильному нейтронному облучению (до 2 сна/год), а температура в толстостенных элементах вследствие γ -нагрева достигает 400 °С.

2) Проведен анализ литературных данных по влиянию нейтронного облучения аустенитный хромо-никелевые стали, к классу которых относится основной материал ВКУ ВВЭР – сталь 08X18H10T. Показано, что под облучением происходит радиационное

упрочнение и охрупчивание аустенитных материалов, а также такие явления, как радиационная ползучесть и радиационное распухание материала. Последнее может значимо усиливать охрупчивание аустенитных сталей под облучением. Помимо этого, нейтронное облучение может приводить к радиационно-индуцированной сегрегации легирующих и примесных элементов, и образованию новых фаз. в частности, хрупкой α -фазы с ОЦК решеткой.

3) Проанализированы случаи экспериментальных повреждений элементов ВКУ. В основном повреждения ВКУ относятся к разрушению болтов крепления листов выгородки к сегментам, формирующим профиль выгородки. Показано, что повреждение болтов ВКУ реакторов PWR (конструкция Westinghouse) обусловлено сочетанием нескольких факторов: воздействием коррозионной среды – теплоносителя I контура, а также радиационным распуханием материала, приводящим к повышению напряжений, действующих на болты, а также к реализации медленного деформирования материала, усиливающего коррозионное растрескивание.

4) Показано, что при условиях облучения, соответствующих условиям эксплуатации, элементы ВКУ ВВЭР могут подвергаться радиационному распуханию, градиент которого вызывает значительные внутренние напряжения.

5) Показано, что радиационное упрочнение материала ВКУ ВВЭР, наработка Н и Не в результате ядерных реакций в процессе облучения, а также наличие значимых растягивающих напряжений, вызванных градиентом распухания, может привести к коррозионному растрескиванию материала ВКУ в зоне контакта выгородки с теплоносителем 1-го контура.

6) Отмечено, что на настоящей момент отсутствует методология расчета прочности и работоспособности ВКУ ВВЭР, которая бы учитывала влияние эксплуатационных факторов на нагруженность элементов и деградацию материала, а также отсутствуют расчетные зависимости для прогнозирования характеристик материала, необходимых для оценки прочности элементов ВКУ.

7) Сформулированы задачи, которые необходимо решить для создания методология расчета прочности и работоспособности элементов ВКУ ВВЭР.

ГЛАВА 2. СХЕМАТИЗАЦИЯ РАСЧЕТНОЙ ОЦЕНКИ ПРОЧНОСТИ И РАБОТОСПОСОБНОСТИ ЭЛЕМЕНТОВ ВКУ ВВЭР

2.1 Общие принципы оценки прочности элементов ВКУ ВВЭР

Как было представлено в первой главе настоящей диссертации, до недавних пор считалось, что целостность и работоспособность ВКУ, изготовленных из аустенитной стали, обладающей большим запасом пластичности, и практически не нагруженных силовыми нагрузками, не могут быть нарушены в процессе эксплуатации. В то же время, эксплуатация зарубежных реакторов PWR показала, что оптимистические прогнозы работоспособности ВКУ не оправдались, т.к. на ряде блоков обнаружены случаи повреждения элементов ВКУ.

В связи с данным обстоятельством возникла необходимость разработки адекватной расчетной оценки прочности и работоспособности ВКУ ВВЭР.

Анализ условий эксплуатации показал, что вследствие градиента температур и радиационного распухания, в толстостенных элементах ВКУ могут возникать значимые внутренние напряжения.

Кроме того, как было показано ранее, эксплуатационные факторы, такие как циклические нагрузки, нейтронное облучение, воздействие теплоносителя I-го контура РУ ВВЭР, а также их сочетания могут приводить к зарождению и развитию трещин в процессе эксплуатации элемента ВКУ. Нельзя отрицать и возможность существования исходных технологических дефектов в сварных соединениях элемента ВКУ в случае, если для рассматриваемого элемента не проводилось какого-либо контроля, позволяющего обнаружить внутренний и/или наружный технологический дефект.

Еще одним процессом, который можно рассматривать как причину зарождения трещиноподобного дефекта в элементе ВКУ, является образование под облучением зон материала, охрупченных в результате $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения. Как будет показано в главе 3, количество α -фазы, образовавшейся в результате превращения, может быть достаточным для появления в аустенитном материале вязко-хрупкого перехода с близкой к нулю пластичностью в области квазихрупкого разрушения. Но даже в области вязкого разрушения существует механизм охрупчивания, связанный с резким снижением трещиностойкости материала, который будет рассмотрен в главе 5. Для описания подобных зон введем термин «зона предельного охрупчивания» (ЗПО). В связи с крайне низкой пластичностью и/или трещиностойкостью материала ЗПО и возможностью его квазихрупкого разрушения, при

оценке прочности элемента целесообразно схематизировать такие зоны как трещиноподобные дефекты.

Нейтронное облучение, действующее на элементы ВКУ в процессе эксплуатации, приводит к значительному снижению пластичности и статической трещиностойкости их материалов. Низкая пластичность и трещиностойкость облученного материала элементов ВКУ в сочетании с присутствием в элементах исходных технологических и/или зародившихся в процессе эксплуатации трещиноподобных дефектов может привести к фрагментации и разрушению элементов вследствие нестабильного развития трещиноподобных дефектов даже при малых внешних, но значимых внутренних нагрузках.

Поэтому полностью исключить возможность фрагментации и разрушения облученного элемента при нормальной эксплуатации в рассматриваемый период времени t_{life} можно при выполнении следующих условий:

- в рассматриваемом элементе не происходит зарождение трещин по механизмам усталости и коррозионного растрескивания за время t_{life} ;
- в рассматриваемом элементе за время t_{life} не происходит образование ЗПО;
- проводился контроль рассматриваемого элемента, который не выявил наличия исходных дефектов.

При невыполнении одного из трех представленных выше условий необходимо анализировать развитие исходных или зародившихся в процессе эксплуатации трещин и возможность их нестабильного развития, приводящего к фрагментации элемента

Примем, что для обеспечения прочности элемента ВКУ, в частности, для недопущения его фрагментации, необходимо отсутствие нестабильного развития трещин в этом элементе и сохранение элементом его несущей способности, поскольку потенциально возможна ситуация, когда трещина еще не достигла критических размеров для нестабильного развития, но элемент с такой несплошностью в виде трещины теряет несущую способность. Реализация такого сценария возможна в элементах ВКУ, в которых радиационное упрочнение материала не компенсирует изменение номинальных напряжений при уменьшении сечения вследствие роста исходного технологического трещиноподобного дефекта или трещины, зародившейся при эксплуатации.

Кроме того, даже при отсутствии трещин и сохранении пластичности и трещиностойкости на достаточно высоком уровне возможно нарушение работоспособности ВКУ вследствие изменения геометрических размеров элементов ВКУ, приводящего к выборке технологических зазоров между выгородкой и тепловыделяющими сборками (ТВС).

Не останавливаясь пока более подробно на вопросе изменения геометрических размеров, предлагается следующая общая схема оценки прочности элементов ВКУ ВВЭР на базе рассмотренных механизмов повреждения (рисунок 2.1).

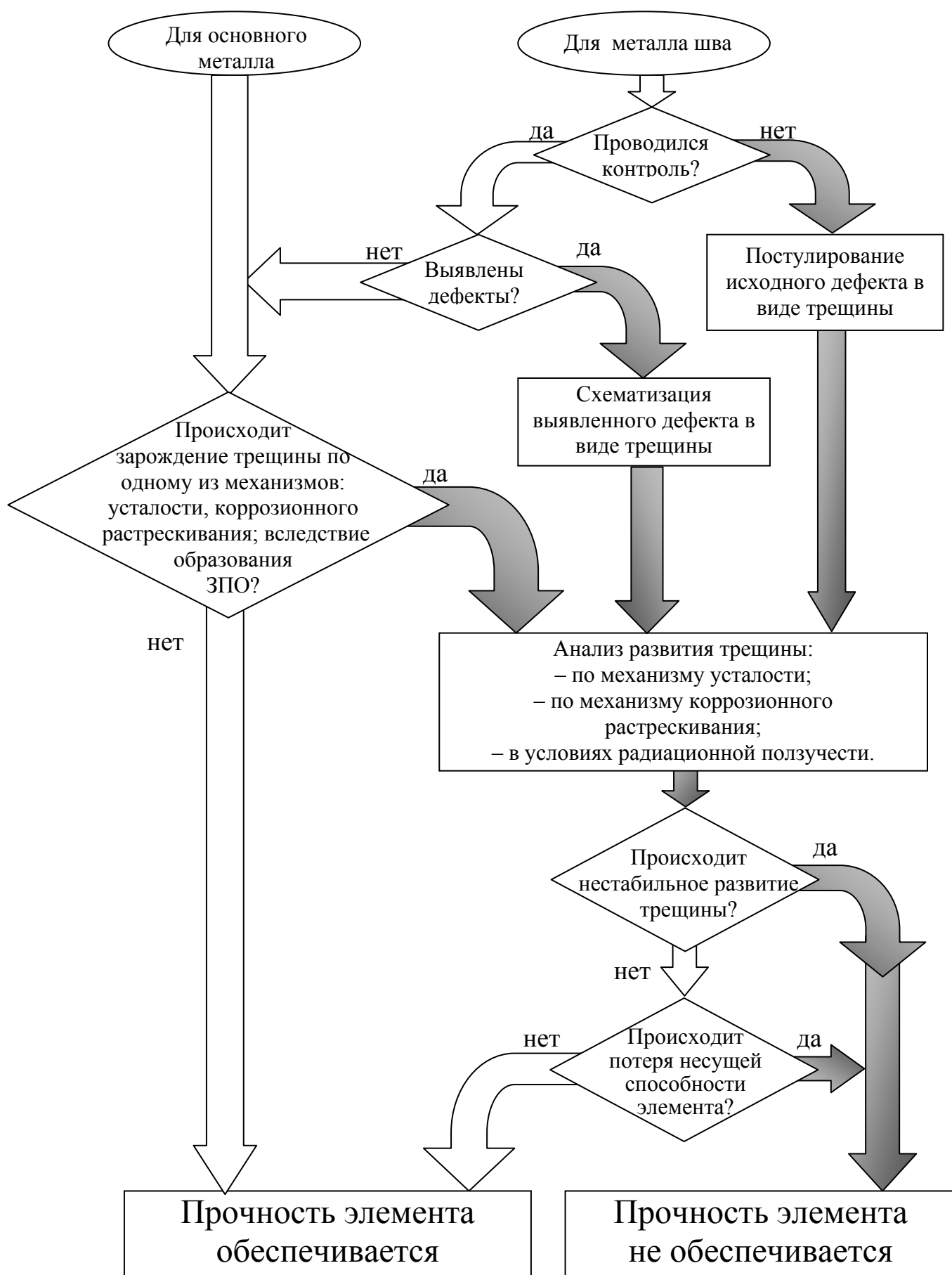


Рисунок 2.1 - Схема оценки прочности элементов ВКУ РУ ВВЭР

Здесь и далее под прочностью элемента будем понимать отсутствие реализации нестабильного развития трещин в нем и сохранение элементом несущей способности.

Для схематизации и алгоритмизации расчета прочности элементов ВКУ введем понятие «критическое событие», т.е. такое событие, которое влияет на прочность и/или работоспособность элемента ВКУ, но не обязательно приводит к их полной потере.

Исходя из рассмотренных выше факторов, влияющих на состояние металла элементов ВКУ, введем следующие критические события:

- зарождение трещины по механизму усталости;
- зарождение трещины по механизму коррозионного растрескивания;
- формирование зоны предельного охрупчивания материала;
- достижение трещиноподобным дефектом (за счет его роста по механизмам усталости, коррозионного растрескивания и в процессе радиационной ползучести) критического размера, при котором происходит либо его дальнейшее нестабильное развитие, либо потеря несущей способности элемента с таким дефектом;
- недопустимое изменение размеров элемента конструкции.

Примем, что прочность элемента ВКУ считается обеспеченной, если в рассматриваемый период эксплуатации ВКУ не реализуется критическое событие «достижение трещиноподобным дефектом критического размера».

В то же время целостность и отсутствие фрагментации элементов в общем случае не могут гарантировать работоспособность ВКУ – т.е. способность выполнять заданные проектом функции. Это связано с изменением размеров элементов ВКУ (в первую очередь выгородки) вследствие радиационного распухания, что может привести к выборке технологических зазоров, нарушению потока теплоносителя и контакту выгородки с периферийными ТВС. Очевидно, что ресурс ВКУ будет ограничен именно их работоспособностью.

В связи с этим примем, что работоспособность элемента ВКУ считается обеспеченной, если в рассматриваемый период эксплуатации ВКУ обеспечивается прочность элемента и не реализуется критическое событие «недопустимое изменение размеров элемента конструкции».

Рассмотрим подробнее подходы к оценке реализации перечисленных выше критических событий.

2.2 Критическое событие «зарождение трещины по механизму усталости»

Не ставя в рамках настоящей диссертации задачи по разработке нового подхода к оценке сопротивления материала зарождению трещины при малоцикловой усталости воспользуемся подходом, вошедшим в действующую в настоящий момент «Методику расчета

прочности и остаточного ресурса внутрикорпусных устройств ВВЭР-1000 при продлении срока эксплуатации до 60 лет» РД ЭО 1.1.2.99.0944-2013 [73].

Для оценки сопротивления материала зарождению трещины при малоцикловой усталости целесообразно применять кривые усталости. Расчет кривых усталости в общем виде базируется на уравнении Коффина-Мэнсона, представленного в "Нормах расчета на прочность..." ПНАЭ Г-7-002-86 [77] в виде

$$\Delta\varepsilon = \varepsilon_f (4N_f)^{-m} + \frac{2R_c}{E \left((4N_f)^{m_c} + \frac{1+R}{1-R} \right)}, \quad (2.1)$$

где $\Delta\varepsilon$ – размах деформации; ε_f – критическая деформация, полученная при испытаниях на растяжение; R_c – истинное напряжение в момент разрушения образца при его кратковременном растяжении; N_f – количество циклов до зарождения трещины; R – коэффициент асимметрии цикла нагружения; m , m_c – константы материала; E – модуль упругости материала, зависящий от температуры.

Согласно уравнению (2.1) долговечность материала по критерию зарождения трещины при усталости зависит от асимметрии цикла нагружения $R = \sigma_{\min} / \sigma_{\max}$, где σ_{\min} и σ_{\max} – минимальное и максимальное напряжение в цикле соответственно.

В случае если расчет коэффициента асимметрии R затруднен, его консервативная оценка может быть выполнена из предположения, что σ_{\max} всегда равняется $\sigma_{0,2}$ [78]. Тогда $\sigma_{\min} = \sigma_{0,2} - E\Delta\varepsilon$, т.е. имеет место цикл $\sigma_{\min} \rightarrow \sigma_{0,2} \rightarrow \sigma_{\min}$. В этом случае коэффициент асимметрии цикла нагружения будет максимально возможным

$$R = \frac{\sigma_{0,2} - E\Delta\varepsilon}{\sigma_{0,2}} \quad (2.2)$$

Очевидно, что в рамках представленного подхода, для учета влияния эксплуатационных факторов на сопротивление усталости материалов ВКУ, нужно учесть влияние этих факторов на характеристики прочности и пластичности ($\sigma_{0,2}$, R_c и ε_f), входящие в уравнение (2.1). Зависимости для прогнозирования влияния дозы нейтронного облучения, температуры облучения, температуры испытаний (эксплуатации) и радиационного распухания на указанные характеристики будут разработаны в рамках настоящей диссертации в главах 4 и 5. Следует отметить, что приближенно величина R_c может быть рассчитана с помощью зависимости

$$R_c = \sigma_{0,2} + A \cdot (\varepsilon_f)^n \quad (2.3)$$

где A и n – коэффициенты, определяющие деформационное упрочнение материала.

Учет влияния коррозионной среды на долговечность материала при усталости может производиться согласно работе [79].

2.3 Критическое событие «зарождение трещины по механизму коррозионного растрескивания»

На настоящий момент разработано несколько моделей прогнозирования зарождения трещин в облученных аустенитных сталях по механизму коррозионного растрескивания. Поскольку подробное рассмотрение явления коррозионного растрескивания облученных аустенитных сталей и построение зависимостей для прогноза сопротивления подобному механизму повреждения не является задачей настоящей диссертации, воспользуемся подходами, предложенными в работах [62, 63] и вошедшими в действующий в настоящий момент РД ЭО 1.1.2.99.0944-2013 [73].

Согласно работам [62, 63] условие зарождения трещины при коррозионном растрескивании можно представить в виде

$$\begin{cases} \sigma_1 \geq 0 \\ \sigma_{eq} \geq \sigma_{th}^{IASCC}(D), \\ D > D^* \end{cases} \quad (2.4)$$

где σ_1 – максимальные главные напряжения в элементе; σ_{eq} – интенсивность напряжений в элементе по Мизесу; σ_{th}^{IASCC} – пороговое напряжение коррозионного растрескивания, при напряжениях ниже которого коррозионное растрескивание не происходит; D – повреждающая доза нейтронного облучения; D^* – пороговая доза нейтронного облучения, ниже которой аустенитный материал не склонен к коррозионному растрескиванию в обескислороженной среде теплоносителя I-го контура реакторов ВВЭР.

Величина порогового напряжения коррозионного растрескивания σ_{th}^{IASCC} , являющаяся функцией дозы нейтронного облучения, согласно [62, 63] может быть описана зависимостью следующего вида:

$$\sigma_{th}^{IASCC} = (\sigma_c^{\max} - \sigma_c^{\min}) \cdot \exp[-b(D - D^*)] + \sigma_c^{\min}, \quad (2.5)$$

где σ_c^{\max} – максимальное напряжение, при котором может происходить коррозионное растрескивание; σ_c^{\min} – минимальное напряжение, ниже которого коррозионное растрескивание не происходит при любом уровне повреждающей дозы D .

Стоит отметить, что согласно рассматриваемой модели, зарождение трещины происходит не мгновенно при превышении напряжениями порогового значения, а в течение некоторого времени t_f , которое связано с величиной этого превышения следующим образом:

$$\frac{\sigma_{eq} - \sigma_c^{\min}}{\sigma_{th}^{IASCC} - \sigma_c^{\min}} = \left[\frac{1}{1 - \exp(-at_f)} \right]^{\frac{1}{n}} \quad (2.6)$$

где α и n – коэффициенты, независимые от дозы.

В работе [63] предложена схема оценки прочности элементов ВКУ ВВЭР с точки зрения зарождения трещины при коррозионном растрескивании. В этой же работе установлены значения коэффициентов в зависимостях (2.4)-(2.6) для материалов ВКУ – стали 08X18H10T и металла шва.

2.4 Критическое событие «формирование в материале зоны предельного охрупчивания»

Данное критическое событие реализуется при достижении материалом в некоторой зоне элемента ВКУ состояния, когда возможно квазихрупкое разрушение этой зоны, при этом пластичность и/или трещиностойкость материала зоны становится близкой к нулю. Зона с таким материалом называется зоной предельного охрупчивания (ЗПО). Реализация такой степени охрупчивания возможна по двум механизмам.

а) При реализации уже упомянутого $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, с образованием такого количества α -фазы в аустенитном материале, при котором двухфазный ($\gamma + \alpha$) материал приобретает вязко-хрупкий переход. В этом случае в диапазоне температур эксплуатации ВКУ данный материал может разрушаться квазихрупко, т.к. существуют режимы эксплуатации, при которых температура эксплуатации ниже температуры вязко-хрупкого перехода.

б) Вследствие сильного влияния вакансионной пористости на статическую трещиностойкость материала, приводящего к ее резкому падению более чем в 30 раз до уровня 1 Н/мм.

В связи с сильным охрупчиванием материала в ЗПО, при оценке прочности элемента целесообразно схематизировать такие зоны как трещиноподобные дефекты.

Механизмы образования зон с предельным охрупчиванием являются предметом изучения в рамках настоящей диссертации и будут представлены в главах 3 (механизм $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения) и 5 (механизм снижения трещиностойкости от распухания). В этих же главах будут получены критерии образования зон предельного охрупчивания по различным механизмам.

2.5 Критическое событие «достижение трещиноподобным дефектом критического размера»

Как постулировалось выше, под критическим размером трещиноподобного дефекта понимается такой размер, при котором возможно либо его нестабильное развитие, либо потеря несущей способности элемента с дефектом такого размера.

Для реализации данного критического события, помимо самого наличия трещиноподобного дефекта (или зародившейся в процессе эксплуатации трещины), в общем случае, должно быть выполнено два условия. Первое условие - это развитие трещиноподобного дефекта или трещины в элементе ВКУ в процессе эксплуатации до критического размера; второе условие - деградация материала ВКУ в процессе эксплуатации, приводящая к такому снижению трещиностойкости материала, при которой возможно нестабильное развитие трещины при эксплуатационных нагрузках. Влияние эксплуатационных факторов на трещиностойкость будет рассмотрено в главе 5.

Рассмотрим подходы к оценке развития трещиноподобных дефектов в процессе эксплуатации ВКУ. Исходя из представленных в предыдущей главе условий эксплуатации и возможных механизмов повреждения элементов ВКУ ВВЭР, развитие трещиноподобного дефекта или трещины может реализовываться по следующим механизмам:

- развитие трещиноподобного дефекта по механизму коррозионного растрескивания при контакте трещины с теплоносителем I контура;
- развитие трещиноподобного дефекта по механизму усталости;
- развитие трещиноподобного дефекта в условиях ползучести.

Следует отметить, что перечисленные механизмы развития трещиноподобного дефекта принципиально могут реализовываться одновременно, следовательно, при оценке прочности элемента ВКУ должно учитываться их совместное воздействие.

Отдельно надо выделить развитие трещиноподобного дефекта, постулируемого в ЗПО, поскольку оно может проходить как по одному из указанных выше механизмов, так и за счет увеличения самой ЗПО в процессе облучения.

2.5.1 Развитие трещиноподобного дефекта по механизму усталости

Не ставя в рамках диссертации задачи по разработке моделей и зависимостей для прогнозирования развития трещиноподобного дефекта по механизму усталости при циклическом нагружении, рассмотрим некоторые подходы, используемые в настоящий момент для оценки скорости роста усталостной трещины и вошедшие в действующую в настоящий момент РД ЭО 1.1.2.99.0944-2013 [73].

При расчете подрастания трещин в коррозионностойких хромоникелевых сталях аустенитного класса, в общем виде можно использовать уравнение Пэриса [80]

$$da/dN = C_0 \cdot \left(\frac{\Delta K}{\sqrt[4]{1-R}} \right)^m, \quad (2.7)$$

где da/dN – скорость роста усталостной трещины; ΔK – размах коэффициента интенсивности напряжений; R – коэффициент асимметрии; C_0 – эмпирическая постоянная для материала и параметров коррозионной среды, m – эмпирическая постоянная для материала.

Распространяя уравнение Пэриса на условия эксплуатации ВКУ РУ ВВЭР в работах [81, 82] был предложен подход для учета влияния нейтронного облучения на скорость роста усталостной трещины.

$$\left(\frac{da}{dN}\right)^{\text{обл}} = \omega^{\text{обл}} \cdot \left(\frac{da}{dN}\right)^{\text{исх}}, \quad (2.8)$$

где $\left(\frac{da}{dN}\right)^{\text{обл}}$ – скорость роста трещины в облученном материале; $\left(\frac{da}{dN}\right)^{\text{исх}}$ – скорость роста трещины в исходном (необлученном) материале; $\omega^{\text{обл}}$ – коэффициент, в общем случае зависящий от повреждающей дозы нейтронного облучения.

В этих же работах [81, 82] предложена модель, рассматривающая рост трещины при усталости как последовательное разрушение элементарных ячеек при циклическом нагружении. Модель позволяет прогнозировать влияние нейтронного облучения на скорость роста усталостной трещины и связывает параметр $\omega^{\text{обл}}$ с характеристиками прочности и пластичности материала в исходном и облученном состоянии:

$$\omega^{\text{обл}} = \frac{\left(\frac{da}{dN}\right)^{\text{обл}}}{\left(\frac{da}{dN}\right)^{\text{исх}}} = \left(\frac{\sigma_{\text{flow}}^{\text{исх}} \cdot \varepsilon_f^{\text{исх}}}{\sigma_{\text{flow}}^{\text{обл}} \cdot \varepsilon_f^{\text{обл}}}\right)^{m/2}, \quad (2.9)$$

где $\sigma_{\text{flow}}^{\text{исх}}$ – напряжение течения для материала в исходном состоянии; $\sigma_{\text{flow}}^{\text{обл}}$ – напряжение течения для материала в облученном состоянии; $\varepsilon_f^{\text{исх}}$ – критическая деформация для материала в исходном состоянии; $\varepsilon_f^{\text{обл}}$ – критическая деформация для материала в облученном состоянии; m – константа в уравнении Пэриса (2.7).

В уравнении (2.9), напряжение течения используется в качестве циклического предела текучести и записывается в виде

$$\sigma_{\text{flow}} = (\sigma_{0,2} + \sigma_B) / 2, \quad (2.10)$$

В качестве критической деформации ε_f в уравнении (2.9) принимается критическая деформация разрушения одноосного образца на статическое растяжение, связанная с сужением в шейке при разрушении ψ следующей зависимостью (при задании величины ψ в процентах):

$$\varepsilon_f = -\ln\left(1 - \frac{\psi}{100\%}\right). \quad (2.11)$$

В работах [81, 82] проведена экспериментальная верификация модели для стали 08X18H10T и металла шва в диапазоне температур испытаний 20÷290 °С для повреждающих доз нейтронного облучения, достигающих 40 сна. В результате верификации для консервативной оценки скорости роста усталостной трещины в металле шва предлагается принять $\omega^{\text{обл}} = 3$ независимо от дозы нейтронного облучения, а для стали 08X18H10T принять $\omega^{\text{обл}} = 1$ (т.е. влияние облучения отсутствует).

В настоящее время готовится к публикации работа*, в которой описанный выше подход по моделированию влияния облучения распространяется на учет влияния радиационного распухания на рост трещины при усталости. Такой учет реализуется посредством моделирования влияния радиационного распухания на параметры $\epsilon_f^{\text{обл}}$ и $\sigma_{\text{flow}}^{\text{обл}}$, входящие в представленную выше модель, через коэффициент ω^S , являющийся функцией радиационного распухания.

Очевидно, что рост трещин при циклическом нагружении по механизму усталости в элементах ВКУ может реализовываться как для внутренних трещин, так и для поверхностных, контактирующих с теплоносителем I контура ВВЭР. В работах [83-88] показано, что влияние водной среды ускоряет развитие трещины по механизму усталости.

Для учета подобного явления в работах [81, 83, 89, 90] предложен подход к оценке влияния среды на скорость роста усталостной трещины. Увеличение скорости роста усталостной трещины в материале ВКУ, контактирующей с водной средой 1-го контура ВВЭР по сравнению со скоростью роста трещины в элементе без доступа к ней теплоносителя (что в данном случае эквивалентно росту трещины при экспериментах в воздушной среде), согласно [81, 83, 89, 90] определяется по формуле

$$\left(\frac{da}{dt}\right)_{\text{вода}} = \omega^{\text{среды}} \cdot \left(\frac{da}{dt}\right)_{\text{воздух}}, \quad (2.12)$$

где коэффициент $\omega^{\text{среды}}$ сам является функцией скорости роста трещины на воздухе

$$\omega^{\text{среды}} = 1 + A \cdot \left[\left(\frac{da}{dt}\right)_{\text{воздух}} \right]^{-p}, \quad (2.13)$$

где A и p – константы материала

Как можно заметить, зависимости (2.12) и (2.13) записаны в абсолютных скоростях, а не относительно количества циклов. Это связано с тем, что при оценке влияния среды на рост трещины решающим фактором является время контакта материала со средой.

*Марголин Б.З., Сорокин А.А., Швецова В.А., Минкин А.И. Влияние радиационного распухания и особенностей деформирования на процессы разрушения облученных аустенитных сталей при статическом и циклическом нагружении. Часть II. Скорость роста усталостных трещин // Вопросы материаловедения, 2016, готовится к публикации

Абсолютную скорость роста трещины можно связать с приращением длины трещины за цикл деформирования следующей зависимостью

$$\frac{da}{dt} = \frac{1}{t_r} \cdot \frac{da}{dN}, \quad (2.14)$$

где t_r – время подъема нагрузки в цикле, поскольку во время полуцикла разгрузки влияние среды можно не учитывать.

Тогда, сокращая $1/t_r$ по обеим сторонам уравнения, формулу (2.12) можно переписать в виде

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{вода}} = \omega^{\text{среды}} \cdot \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{воздух}}, \quad (2.15)$$

где

$$\omega^{\text{среды}} = 1 + A \cdot \left[\frac{1}{t_r} \cdot \left(\frac{da}{dN} \right)_{\text{воздух}} \right]^{-p}. \quad (2.16)$$

Коэффициенты A и p для материалов ВКУ были определены в работе [81].

Исходя из представленных моделей для прогнозирования влияния эксплуатационных факторов на скорость роста усталостной трещины, принимая независимость и аддитивность влияния облучения, радиационного распухания и среды теплоносителя, в общем виде оценку скорости роста усталостной трещины можно провести по формуле:

$$\frac{da}{dN} = \omega^S \cdot \omega^{\text{обл}} \cdot \omega^{\text{среды}} \cdot C_0 \cdot \left(\frac{\Delta K}{\sqrt[4]{1-R}} \right)^m \quad (2.17)$$

2.5.2 Развитие трещиноподобного дефекта по механизму коррозионного растрескивания

Как и в случае с оценкой развития трещины по механизму усталости, не ставя в настоящей диссертации задачи по разработке новых моделей и зависимостей для прогнозирования развития трещиноподобного дефекта по механизму коррозионного растрескивания, рассмотрим подход, вошедший в действующий в настоящий момент РД ЭО 1.1.2.99.0944-2013 [73].

Стоит отметить, что вопрос прогнозирования скорости роста трещины при коррозионном растрескивании в среде теплоносителя I контура ВВЭР на настоящий момент остается практически открытым. Однако зарубежные исследования роста трещин в сталях AISI 304 и 316 при коррозионном растрескивании в водной среде реакторов кипящего типа (BWR) в исходном состоянии позволили установить следующую функциональную зависимость [91, 92]

$$\frac{da}{dt} = C_{\text{SCC}} (K)^p, \quad (2.18)$$

где K – коэффициент интенсивности напряжений; C_{SCC} и p – эмпирические постоянные.

Как показано в работе [93], максимальное увеличение скорости роста в аустенитных сталях в водной среде ВВР под воздействием облучения достигает пятикратного. Причем уменьшение содержания растворенного кислорода в водной среде приводит к снижению отрицательного эффекта облучения на кинетику трещины.

Учитывая, что по российским нормативным требованиям к водно-химическому режиму теплоносителя I-го контура ВВЭР [75, 76], концентрация кислорода в воде не должна превышать 0,005 мг/кг, что практически на 2 порядка меньше его содержания в воде I контура ВВР, представляется достаточно консервативным использовать уравнение (2.18) с соответствующими коэффициентами [92, 93] для оценки скорости роста трещины при коррозионном растрескивании материалов ВКУ ВВЭР.

2.5.3 Развитие трещиноподобного дефекта в процессе радиационной ползучести

Как уже было отмечено в главе 1, принципиально возможен рост трещины в условиях радиационной ползучести, и одной из задач настоящей диссертации является разработка модели, позволяющей прогнозировать такой механизм развития трещины в материалах ВКУ. Решение этой задачи представлено в главе 6.

Согласно разработанной в диссертации модели, оценка скорости роста трещины при радиационной ползучести материала ВКУ может быть выполнена формуле

$$\frac{da}{dt} = \lambda(B\dot{D} + \omega\dot{S}) \cdot K, \quad (2.19)$$

где K – коэффициент интенсивности напряжений для развивающейся трещины; \dot{D} – скорость набора повреждающей дозы нейтронов; \dot{S} – скорость радиационного распухания; λ , B , ω – константы материала.

Оценка величины константы λ и обоснование формулы (2.19) будут представлены далее в главе 6 настоящей диссертации.

2.5.4 Развитие постулируемой трещины в ЗПО

В отличие от исходных дефектов и дефектов, зародившихся по механизмам усталости и коррозионного растрескивания, трещина, постулируемая в ЗПО, может развиваться как по механизмам усталости, радиационной ползучести и коррозионного растрескивания, так и за счет увеличения самой ЗПО при дальнейшем облучении, что необходимо учитывать при оценке момента зарождения трещины и периода ее развития.

Представим следующую ситуацию. В момент времени t_0 в образовавшейся в элементе ВКУ ЗПО постулируется трещина размерами a_0 и c_0 , которая может развиваться по механизмам усталости, радиационной ползучести и коррозионного растрескивания. Теперь, рассматривая момент времени $t_1 > t_0$, мы получим неоднозначную оценку размера трещины. С одной стороны, трещина, постулируемая в момент t_0 , увеличилась за счет указанных выше механизмов и приобрела размеры a_1 и c_1 . С другой стороны, за время $t_1 - t_0$ вследствие нейтронного облучения увеличился размер ЗПО. При этом размер трещины, постулируемой в ЗПО на момент времени t_1 может быть как больше, так и меньше a_1 и c_1 .

Для учета такой особенности ЗПО, при оценке развития трещины, постулируемой в ней, целесообразно использовать следующий подход.

Рассматриваемый период времени развития трещины в ЗПО разбивается на N временных подинтервалов Δt_j так, что $t_{j+1} = t_j + \Delta t_j$; $j=1 \div N$. В качестве размеров трещины на момент времени t_{j+1} выбираются максимальные из двух:

- 1) размеры $a_{j+1}^{\text{ЗПО}}$ и $c_{j+1}^{\text{ЗПО}}$ постулируемой в ЗПО трещины на момент времени t_{j+1} ;
- 2) размеры трещины, подросшей по одному или нескольким механизмам (усталости, радиационной ползучести и коррозионного растрескивания) с момента t_j за время Δt_j .

Иными словами размеры трещины на каждом шаге определяются как

$$\begin{aligned} a_{j+1} &= \max(a_j + \Delta a_j, a_{j+1}^{\text{ЗПО}}), j=1 \div N, \\ c_{j+1} &= \max(c_j + \Delta c_j, c_{j+1}^{\text{ЗПО}}), j=1 \div N, \end{aligned} \quad (2.20)$$

где Δa_j и Δc_j – подрост трещины по одному или нескольким механизмам (усталости, радиационной ползучести и коррозионного растрескивания) за период Δt_j .

Такой подход позволяет на каждом шаге консервативно оценить размер трещиноподобного дефекта в ЗПО при его развитии по различным механизмам, включая расширение ЗПО в процессе нейтронного облучения.

2.5.5 Оценка подраста трещины при совместном влиянии различных механизмов

Для консервативной оценке подраста трещины при совместном влиянии различных механизмов предлагается использовать следующий подход.

Расчет подраста трещин выполняется в два этапа. На первом этапе расчета определяется подрост трещины по механизмам коррозионного растрескивания и радиационной ползучести за весь рассматриваемый период эксплуатации. При этом скорость роста трещины рассчитывается как сумма скоростей роста трещины при ее подросе в условиях радиационной ползучести и по механизму коррозионного растрескивания. На втором этапе расчета за тот же

период определяется по росту трещины по механизму усталости, причем в качестве исходных размеров трещины на втором этапе расчета принимаются размеры трещины, полученные на конец первого этапа расчета. В случае, если какой-либо из перечисленных механизмов не реализуется (например, коррозионный механизм для внутренней трещины), то он исключается из расчета.

2.5.6. Оценка критического размера трещины

Как постулировалось выше, под критическим размером трещиноподобного дефекта или трещины понимается такой размер, при котором происходит либо ее дальнейшее нестабильное развитие, либо потеря несущей способности элемента с такой трещиной.

Следует отметить, что обычно в механике под нестабильным развитием трещины понимают развитие, происходящее без увеличения нагрузки. Под такое определение, в общем случае, попадает и рост трещины по механизму коррозионного растрескивания при статическом нагружении, и рост трещины в условиях радиационной ползучести, хотя в настоящей работе развитие трещин по этим механизмам считается стабильным. Подход, использованный настоящей работой можно считать обоснованным, поскольку по сравнению с нестабильным вязким развитием трещины при пластическом деформировании материала в её вершине, скорость роста трещины при указанных механизмах достаточно мала, а главное, может быть достаточно легко спрогнозирована с использованием существующих зависимостей и моделей.

Таким образом, под нестабильным развитием трещины при рассмотрении прочности элемента ВКУ будем понимать только ситуацию, когда скорость развития трещины вследствие пластического деформирования материала в её вершине будет выше суммарной скорости развития трещины по механизмам коррозионного растрескивания и радиационной ползучести. В общем случае при вязком разрушении материала такой характер нестабильного развития трещины реализуется при выполнении двух условий [94]:

$$J = J_R, \quad (2.21)$$

$$\frac{\partial J}{\partial a} > \frac{dJ_R}{da}, \quad (2.22)$$

где J - контурный интеграл Черепанова-Райса [95], J_c – критическое значение J -интеграла по критерию старта трещины, $J_R(\Delta a)$ – зависимость, характеризующая сопротивление материала развитию трещины (так называемая J_R -кривая).

Контурный J -интеграл в (2.11) описывается как [95, 96]

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T \frac{du}{dx} ds \right), \quad (2.23)$$

где Γ – контур охватывающий вершину трещины; ds – малый элемент контура Γ ; $W = \int_0^\varepsilon \sigma_{ij} d\varepsilon_{ij}$ – плотность энергии деформации; $T = \sigma_{ij} n_j$ – поверхностный вектор силы; n – вектор, направленный во внешнюю, по отношению к области внутри Γ , сторону нормально к контуру Γ ; u – вектор перемещения на контуре Γ .

В работе [97] показано, что под облучением происходит сильное выполаживание J_R кривой, вследствие чего условия (2.21) и (2.22) могут выполняться практически одновременно с условием старта трещины

$$J = J_c. \quad (2.24)$$

В связи с этим консервативно примем, что отсутствие нестабильного развития трещины для облученного аустенитного материала при вязком разрушении можно описать соотношением

$$J < J_c. \quad (2.25)$$

При оценке условия (2.25) должно учитываться действие не только первичных нагрузок, то есть нагрузок, обусловленных совместным действием давления, силовых и весовых нагрузок, но и вторичных нагрузок, к которым относятся нагрузки, обусловленные физическими воздействиями, приводящими к возникновению самоуравновешенных полей напряжений, таких как остаточные сварочные напряжения, температурные напряжения и напряжения, обусловленные радиационным распуханием. Вторичные нагрузки должны учитываться в связи со следующим обстоятельством. Как будет показано в главе 5, нейтронное облучение может приводить к настолько низким значениям трещиностойкости J_c , а также к выполаживанию J_R -кривой [97], что, несмотря на вязкий характер разрушения материала ВКУ, нестабильное развитие трещины будет происходить сразу после ее старта. В этом случае, как и для хрупкого разрушения, должны быть учтены вторичные напряжения, которые оказывают сильное влияние на старт трещины.

Следует отметить, что в общем случае элементы ВКУ могут подвергаться упруговязкопластическому деформированию, что затрудняет расчет J -интеграла в связи с влиянием на поле напряжений неупругих деформаций ползучести. Для учета деформации ползучести при расчете J -интеграла предлагается использовать следующий подход.

Расчет проводится в два этапа. На первом этапе решается вязкоупругопластическая или вязкоупругая (в зависимости от наличия пластического деформирования материала) задача и определяется поле напряжений и поле неупругих деформаций (сумма деформаций ползучести и пластических деформаций). Данный расчет проводится в предположении, что трещина в элементе конструкции отсутствует.

На втором этапе решается упругопластическая задача с трещиной. В качестве начальных деформаций берутся неупругие деформации, полученные на первом этапе. Это позволяет учесть влияние деформации ползучести, на поле напряжений для тела с трещиной.

Вторым критерием достижения трещиной критического размера является потеря несущей способности элемента с такой трещиной. Для оценки предельной несущей способности может быть использовано референсное напряжение σ_{ref} [98], которое определяется как

$$\sigma_{\text{ref}} = \frac{P}{P_0} \cdot \sigma_{0,2}, \quad (2.26)$$

где P – нагрузка, действующая на элемент конструкции; P_0 – предельная нагрузка, которую выдерживает элемент конструкции с трещиной в предположении, что деформационное упрочнение отсутствует и предел текучести равен условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$.

В общем случае референсное напряжение зависит от напряжений, вызванных только первичной нагрузкой, а также от размеров дефекта в рассматриваемом сечении.

Для консервативной оценки потери несущей способности примем, что радиационное упрочнение материала ВКУ отсутствует – т.е. прочностные характеристики остаются на уровне необлученного материала. Тогда условие отсутствия потери несущей способности элементом с трещиной может быть сформулировано в виде:

$$\sigma_{\text{ref}} < \sigma_{0,2}^0, \quad (2.27)$$

где $\sigma_{0,2}^0$ – предел текучести материала в исходном состоянии.

Обобщая вышесказанное, критический размер трещины в элементе не достигается, если одновременно выполняются два условия: (2.25) и (2.27).

2.6 Критическое событие «достижение недопустимого формоизменения элемента конструкции»

Данное событие может реализовываться для элементов ВКУ в связи со следующими обстоятельствами. Под воздействием нейтронного облучения и температуры, вызванной γ -разогревом, происходит значительное распухание аустенитных материалов, сопровождаемое радиационной ползучестью при наличии напряжений, что может привести к существенному изменению формы и геометрических размеров этих элементов ВКУ и нарушению их нормального функционирования [72].

В качестве критерия реализации этого критического события можно использовать одно из двух условий: ограничение размера элемента или ограничение минимального расстояния между элементами ВКУ.

В первом случае критическое событие «достижение недопустимого формоизменения элемента конструкции» не реализуется при выполнении условия

$$\Delta H_i < [\Delta H]_i, \quad (2.28)$$

где ΔH_i – изменение геометрического размера элемента в i -ом направлении; $[\Delta H]_i$ – допускаемое изменение геометрических размеров элемента в i -ом направлении.

В случае, если вводится ограничение на минимальное расстояние между элементами ВКУ, критическое событие не реализуется, если выполняется условие

$$W_i < [W]_i, \quad (2.29)$$

где W_i – расстояние между элементами ВКУ в i -ом направлении; $[W]_i$ – допускаемое расстояние между элементами ВКУ в i -ом направлении.

Для оценки работоспособности элементов ВКУ по данному критическому событию необходимо использовать зависимости, прогнозирующие радиационное распухание и ползучесть от повреждающей дозы и температуры облучения с учетом НДС в элементах ВКУ. Как уже было отмечено, такие зависимости для материалов ВКУ представлены в работах [22, 33].

2.7 Схематизация трещиноподобного дефекта

Выше, при рассмотрении критических событий, связанных с зарождением трещин и трещиноподобных дефектов в элементах ВКУ, никак не была оговорена схематизация этих дефектов для дальнейшего расчета прочности элемента. Под схематизацией трещиноподобного дефекта будем понимать задание его местоположения, ориентации, начальных размеров и соотношения полуосей.

Очевидно, что при зарождении трещиноподобного дефекта в процессе эксплуатации, местоположение расчетного дефекта должно соответствовать тому участку элемента конструкции, в котором реализуется критическое событие, связанное с зарождением трещины по механизму усталости или коррозионного растрескивания, либо образуется ЗПО. Расчетный дефект при этом, с точки зрения обеспечения консервативности оценки прочности элемента, должен ориентироваться таким образом, чтобы его дальнейший подрост по механизмам усталости, радиационной ползучести и коррозионного растрескивания за рассматриваемый период времени был наибольшим. Под рассматриваемым периодом понимается время с момента зарождения трещиноподобного дефекта $t_{\text{нuc}}$ до момента конца эксплуатации t_{life} , соответствующего либо нарушению прочности элемента, либо заданному сроку эксплуатации.

В качестве расчетного дефекта будем принимать один из трех типов трещин (в зависимости от геометрии рассматриваемого элемента ВКУ и места зарождения дефекта):

поверхностную полуэллиптическую трещину (рисунок 2.2а), поверхностную угловую четвертьэллиптическую трещину (рисунок 2.2б) или внутреннюю эллиптическую трещину, характеризующихся размерами большой полуоси c и малой полуоси a . Начальное отношение большой полуоси c_0 к малой полуоси a_0 расчетного дефекта принимается равным $(c_0/a_0) = 3$ [99].

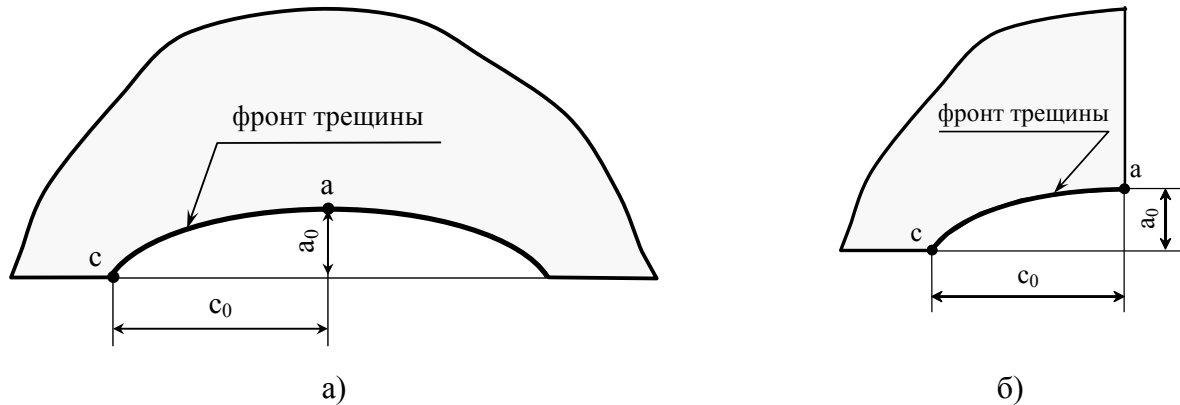


Рисунок 2.2 – Схематизация расчетного дефекта: а – поверхностная полуэллиптическая трещина, б – поверхностная угловая четвертьэллиптическая трещина

Ясно, что дефекты, зародившиеся по механизму коррозионного растрескивания, всегда будут поверхностными, тогда как для остальных двух механизмов возможны различные варианты схематизации.

Одним из вопросов при схематизации расчетного дефекта является вопрос задания начальных размеров a_0 и c_0 .

С одной стороны размер зародышевой трещины, образовавшейся по механизмам усталости и коррозионного растрескивания, может не превышать нескольких размеров зерна. С другой – при экспериментальном определении параметров сопротивления малоциклового усталости и коррозионному растрескиванию материала гарантированное обнаружение зарождения трещины начинается с размеров, близких к 1 мм. Таким образом, чтобы пользоваться экспериментально полученными характеристиками при оценке прочности элемента необходимо задавать сопоставимый размер постулируемой зародышевой трещины.

Еще одним требованием к постулируемой трещине является требование применимости к ней механики разрушения. Подобное требование ограничивает снизу размер постулируемой трещины величиной около 1 мм [100].

Из вышесказанного становится ясно, что постулируемая зародышевая трещина должна иметь размер не менее 1 мм. В то же время, размер должен быть ограничен сверху во избежание излишней консервативности при оценке прочности элемента.

Ниже будет представлена оценка глубины трещиноподобного дефекта, постулируемого в сварном соединении при отсутствии его контроля. Минимальная глубина дефекта, постулируемого в сварном соединении (таблица 2.1), равная 2 мм, удовлетворяет всем

вышеописанным требованиям к размеру зародышевой трещины. В связи с этим целесообразно для дефектов, зародившихся в процессе эксплуатации по механизмам усталости или коррозионного растрескивания, также принять начальную глубину $a_0 = 2$ мм как для основного металла, так и для металла сварных швов.

Следует отметить, что рассмотрение трещин, постулируемых в ЗПО, несколько отличается от трещин, зарождающихся по механизму усталости и коррозионного растрескивания, поскольку ЗПО является объемным дефектом, что накладывает определенные ограничения на схематизацию постулируемой трещины.

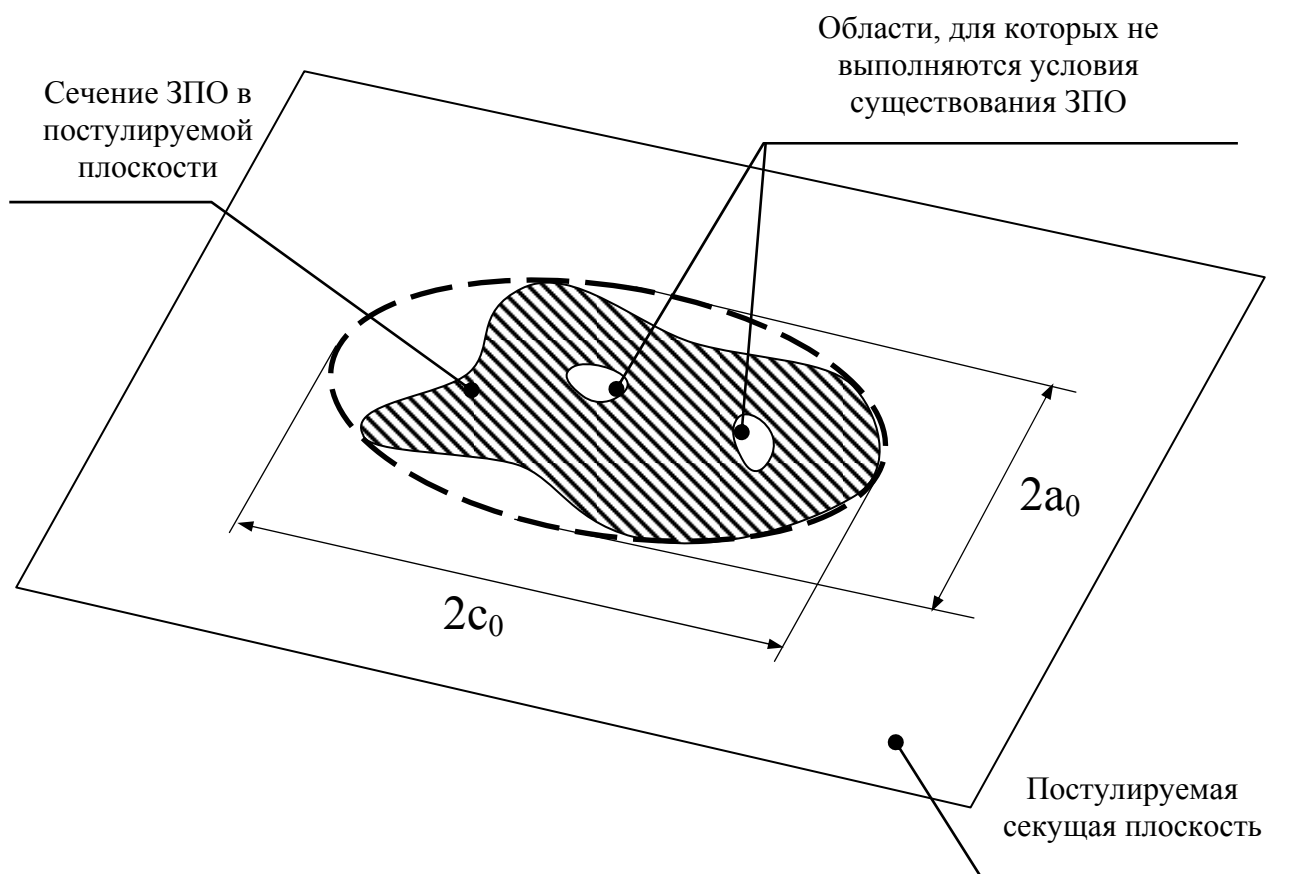
Исходя из этого и выбранного минимального размера постулируемого трещиноподобного дефекта $a_0=2$ мм, сформулируем следующие положения для постулирования расчетной трещины в ЗПО.

Если максимальный размер ЗПО не превышает 2 мм, принимается, что в ЗПО отсутствуют трещиноподобные дефекты и свойства материала внутри зоны предельного охрупчивания принимаются такими же, как для материала вне зоны, т.е. ЗПО с размером меньше минимального для зародышевой трещины при оценке прочности не рассматриваются.

В зависимости от местоположения и формы ЗПО в элементе ВКУ в ней постулируется расчетный дефект в виде плоской эллиптической (если граница ЗПО расположена внутри элемента), полуэллиптической или четверть-эллиптической трещины (если граница ЗПО совпадает с поверхностью рассматриваемого элемента ВКУ).

Поскольку ЗПО является объемным дефектом, необходимо выбрать плоскость, пересекающую ЗПО, в которой будет располагаться постулируемая расчетная трещина. Эта плоскость должна быть ориентирована таким образом, чтобы подрост расчетного дефекта в этой плоскости по механизмам коррозионного растрескивания, радиационной ползучести и усталости был максимальным за рассматриваемый период времени.

Размеры расчетного дефекта a_0 и c_0 выбираются таким образом, чтобы границы трещины описывали всю область ЗПО, лежащую в секущей плоскости (рисунок 2.3). Если минимальный размер постулируемой трещины не превышает 2 мм, он принимается равным 2 мм.



----- – расчетный дефект

Рисунок 2.3 – Пример постулирования эллиптической трещины в ЗПО

Рассмотрим подход к схематизации исходных технологических дефектов в сварных соединениях элементов ВКУ, в случае, если для рассматриваемых элементов не проводилось какого-либо контроля, позволяющего обнаружить внутренний и/или наружный дефект.

Наличие дефектов в сварных соединениях элементов ВКУ в основном может быть обусловлено процессом сварки. Для назначения местоположения и размеров расчетного дефекта необходимо рассмотреть природу их образования, которая, в общем случае, зависит от класса (ферритный или аустенитный) основных и сварочных материалов. Основной металл ВКУ – аустенитная сталь марки 08X18H10T. Металл сварных швов выполняется проволокой марки Св-04X19H11M3 диаметром 2-5 мм или электродами марки ЭА-400/10У. Характерными дефектами в рассматриваемых сварных соединениях могут быть поры, «горячие» трещины, шлаковые включения, несплавления и непровары. С точки зрения сопротивления разрушению наиболее опасными дефектами являются трещиноподобные дефекты, к которым можно отнести «горячие» трещины, подрезы и несплавления.

Рассмотрим, какие максимальные размеры могут иметь дефекты типа несплавления или подреза. Глубина подреза равна глубине проплавления при сварке, ограниченной высотой

прохода.

Теперь оценим максимальную глубину (размер в направлении толщины свариваемого элемента) дефекта типа «горячей» трещины. В большинстве случаев глубина «горячей» трещины также не превышает высоты прохода. Согласно [101] высота прохода пропорциональна диаметру сварочной проволоки, который, в свою очередь, зависит от толщины свариваемых элементов ВКУ. Для толщин от 10 до 80 мм диаметр проволоки варьируется от 2 до 5 мм (см. таблицу 2.1) [101].

Учитывая, что высота прохода не превышает диаметра проволоки, начальная глубина расчетного дефекта может быть принята равной диаметру сварочной проволоки, используемой для рассматриваемого элемента.

Значения диаметра проволоки и начальной глубины трещины для различных толщин приведены в таблице 2.1.

Определившись с начальными размерами расчетного исходного дефекта, постулируемого в сварном соединении при отсутствии неразрушающего контроля элемента, зададимся формой и местоположением этого дефекта. С точки зрения консервативности расчета прочности необходимо постулировать расчетный дефект в виде поверхностной полуэллиптической трещины в наиболее нагруженном сварном шве. Выбор типа дефекта в виде поверхностной трещины обусловлен тем, что только для такого типа трещины могут реализовываться все три механизма развития, в отличие от внутренней трещины, для которой не реализуется развитие по механизму коррозионного растрескивания. Это приводит к более консервативной оценке подроста трещины за рассматриваемый период времени.

Таблица 2.1 – Зависимость диаметра сварочной проволоки $d_{\text{пров}}$ и глубины начального дефекта a_0 от толщины S_t рассматриваемого элемента [101]

S_t , мм	$d_{\text{пров}}$, мм	a_0 , мм
менее 10	2	2
10 ÷ 20	3	3
21 ÷ 30	4	4
более 30	5	5

При этом расчетный дефект необходимо ориентировать таким образом, чтобы его подрост по механизмам усталости, радиационной ползучести и коррозионного растрескивания за рассматриваемый период времени был наибольшим.

Неразрушающий контроль имеет некоторый порог чувствительности, и исходные дефекты с размером меньше пороговых могут быть не выявлены. В связи с этим обстоятельством, даже при отсутствии дефектов в сварном шве, подтвержденном неразрушающим контролем, для

консервативности расчета прочности следует дополнительно проверить стабильность трещиноподобного дефекта, постулируемого в наиболее нагруженном сварном шве. В качестве размера такого дефекта целесообразно принимать минимальный размер постулируемой в сварном шве трещины: $a=a_0=2$ мм.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 2

1. Сформулированы общие принципы оценки прочности и работоспособности элементов ВКУ ВВЭР.

2. С целью схематизации и алгоритмизации расчета прочности и работоспособности ВКУ введены критические события, позволяющие учесть вклад всех механизмов повреждения элементов ВКУ, а также их совместное влияние. К критическим событиям относятся зарождение трещины по механизму усталости, зарождение трещины по механизму коррозионного растрескивания, формирование ЗПО, достижение трещиной критического размера и недопустимое формоизменение элемента ВКУ.

3. Рассмотрены существующие основные подходы к оценке зарождения и развития трещины по механизмам усталости и коррозионного растрескивания.

4. Предложены процедуры схематизации трещиноподобного дефекта в зоне предельного охрупчивания и расчета его роста в процессе эксплуатации.

5. Сформулированы условия достижения трещиной критического размера. Под критическим размером понимается такой размер, при котором происходит нестабильное развитие трещины и/или происходит потеря несущей способности элемента с такой трещиной.

6. В качестве критерия нестабильного развития трещины предложен критерий достижения J -интегралом критического значения J_c .

7. Предложена процедура расчета J -интеграла для трещины в элементе, претерпевающем упруговязкопластическое деформирование.

ГЛАВА 3. РАДИАЦИОННО-ИНДУЦИРОВАННЫЕ ПРОЦЕССЫ И ФАЗОВЫЕ ПЕРЕВРАЩЕНИЯ В МАТЕРИАЛЕ ВКУ

В главе 1 настоящей диссертации среди механизмов влияния нейтронного облучения на структуру и свойства аустенитной стали было упомянуто фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение. Ясно, что такое изменение структуры и фазового состава аустенитной стали с образованием потенциально хрупкой α -фазы может привести к смене механизма разрушения от вязкого к квазихрупкому. Это, в свою очередь, может приводить к резкому снижению пластичности материала в определенном диапазоне температур [100, 102-104].

Поэтому для того, чтобы идентифицировать вязко-хрупкий переход необходимо проводить исследования пластичности (относительного сужения ψ или критической деформации ϵ_f) в широком диапазоне температур. Только в этом случае можно зафиксировать как вязкий, так и хрупкий механизм разрушения, и собственно вязко-хрупкий переход.

Однако следует подчеркнуть, что экспериментальные исследования механических характеристик облученных аустенитных сталей традиционно проводятся при температуре испытания $T_{исп}$, равной температуре облучения (или в случае отработавших элементов реакторов – равной температуре эксплуатации). Поэтому в широком диапазоне температур зависимости $\psi(T_{исп})$ (или $\epsilon_f(T_{исп})$) для сильнооблученных аустенитных сталей практически отсутствуют, а влияние вязко-хрупкого перехода на механические свойства облученных аустенитных сталей не изучено.

Кроме того, несмотря на общее понимание механизмов $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, на настоящий момент имеется крайне ограниченное число работ, посвященных установлению количественного критерия, контролирующего охрупчивание облученных аустенитных сталей различных марок при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении [105]. В частности, отсутствует подобный критерий и для материала ВКУ РУ ВВЭР – стали 08X18H10T.

В связи с вышеизложенным, в перечень задач, решаемых в рамках настоящей диссертации, входят: исследование механизмов, приводящих к фазовому $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению в аустенитных сталях под облучением, определение критерия этого превращения, а также анализ влияния $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на охрупчивание материалов ВКУ, путем проведения механических испытаний облученных образцов из стали 08X18H10T и металла шва и анализа их результатов.

Результаты оригинальных исследований, представленных в настоящей главе, опубликованы в работах [106-109].

В первую очередь для выявления механизмов образования α -фазы рассмотрим имеющиеся литературные данные по образованию радиационно-индуцированных фаз и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению.

3.1 Механизмы образования радиационно-индуцированной α -фазы в облученных аустенитных сталях

Исследования, представленные в работах [51-54] показывают, что образование α -фазы в аустенитных сталях под облучением связано со снижением стабильности аустенита (γ -фазы) в результате обеднения его аустенитостабилизирующими элементами, которыми, в первую очередь, являются Ni и C.

Рассмотрим два основных механизма обеднения аустенитной матрицы стабилизирующими элементами (здесь под матрицей материала будем понимать области, удаленные от границ вакансионных пор или границ зерен, т.е. вне областей, где происходит сегрегация элементов на крупные стоки). Первым механизмом является образование под облучением вторичных фаз, содержащих большое количество Ni и C.

Как было представлено в главе 1, можно выделить три типа вторичных фаз, образующихся в аустенитных сталях при нейтронном облучении: радиационно-стимулированные, радиационно-модифицированные и радиационно-индуцированные [17]. Первый тип фаз имеет практически тот же химический состав и кристаллическую решетку, что и фазы, образованные при термическом старении.

Химический состав фаз, относящихся ко второму типу, отличается от состава аналогичных фаз, выделившихся при термическом старении [17]. Так, например, фаза Лавеса типа Fe_2Mo (в стали AISI 316) может содержать заметное количество никеля [110].

В третью группу радиационно-индуцированных фаз, т. е. фаз, которые практически не образуются при термическом старении, входят γ' -фаза (Ni_3Si ; Ni_3Ti) и G-фаза ($Me_6Ni_{16}Si_7$), а также фосфиды Me_2P и Me_3P [17, 110, 111]. Такие фазы, как γ' -фаза и G-фаза, в той или иной степени обедняют аустенитную матрицу никелем и делают ее термодинамически менее стабильной.

Вторым механизмом обеднения матрицы аустенитообразующими элементами под облучением является радиационно-индуцированная сегрегация (РИС) атомов твердого раствора [17,112-118].

Под радиационно-индуцированной сегрегацией атомов обычно понимают избирательную локализацию атомов какого-либо элемента в процессе нейтронного облучения, приводящего к созданию неравновесных дефектов в материале, т.е. РИС является результатом прохождения в матрице неравновесных диффузионных процессов, индуцированных облучением [17].

Как показали исследования, температурная область наблюдения радиационно-индуцированной сегрегации та же, что и температурная область распухания, и находится в интервале $\sim(0,2\div 0,6)T_{пл.}$, где $T_{пл.}$ – температура плавления [17].

Радиационно-индуцированная сегрегация протекает по двум механизмам:

- образование комплексов дефектов («точечный дефект – примесь»), приводящее к изменению энергии миграции точечных дефектов (ТД) и, в итоге, к накоплению их на стоках;
- обратный эффект Киркендалла (градиент концентраций и потоков точечных дефектов возле стоков, приводящий к накоплению медленных компонентов сплава по вакансионному, а быстрых по междоузельному механизму) [17].

Известно [17, 112, 116-119], что особенностью РИС для аустенитных сталей является обогащение областей возле стоков (которыми в облученной аустенитной стали являются преимущественно вакансионные поры, границы зерен и дислокационные скопления) такими элементами как Ni, Si, P, S, и обеднение элементами Cr, Mo, Ti, Mn (рисунки 3.1, 3.2 и 3.3) с соответствующим изменением концентрации этих элементов в других областях матрицы материала.

Таким образом, наряду с сегрегацией никеля в выделяющиеся фазы, в структуре облученных аустенитных сталей наблюдается процесс сегрегации никеля на границы зерен и к поверхности пор (образование “шубы“ из легирующих или примесных элементов вокруг пор [51, 53]).

Сегрегацию элементов на поры хорошо иллюстрируют результаты исследований стали марки AISI 304 [116] (рисунок 3.1). На рисунке 3.2 [17] показано, что для стали ЭИ-847 в районах с вакансионной пористостью (вне зоны обогащения никелем около пор) наблюдается более сильное обеднение никелем, чем в районах, где пористость отсутствует. Аналогичную тенденцию можно видеть и у стали X18H10T (рисунок 3.3).

Поскольку основными центрами РИС в облученной аустенитной стали являются границы зерен и вакансионные поры, обуславливающие радиационное распухание, логично предположить, распухание является процессом, контролирующим процесс обеднения матрицы никелем, а следовательно, и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение.

Тенденцию изменения содержания никеля в матрице стали AISI 316 в зависимости от дозы нейтронного облучения (флюенса нейтронов) и радиационного распухания хорошо иллюстрируют результаты работ [114, 120] (рисунки 3.4 и 3.5).

Исследования стали марки AISI 316 как в аустенизированном, так и в холоднодеформированном состоянии, после облучения показали [114], что содержание никеля в матрице падает с 13% до 8%.

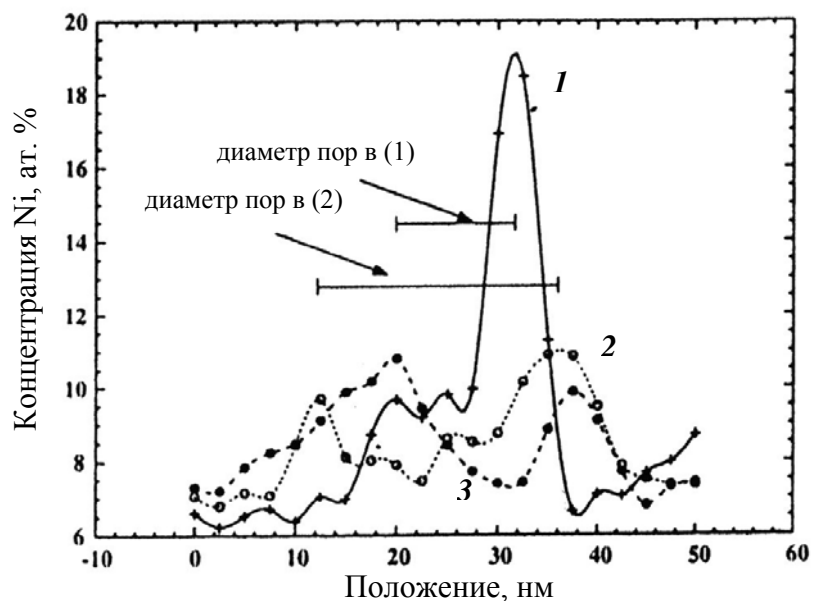


Рисунок 3.1 – Профиль сегрегации никеля к порам в стали AISI 304, облученной при $T_{\text{обл}} \approx 375 \div 380$ °С в отражателе реактора EBR-II дозой $10 \div 12$ сна при различных скоростях набора дозы: 1 – $4,6 \cdot 10^{-8}$ сна/с; 2 – $2,0 \cdot 10^{-8}$ сна/с; 3 – $4,7 \cdot 10^{-8}$ сна/с [116]

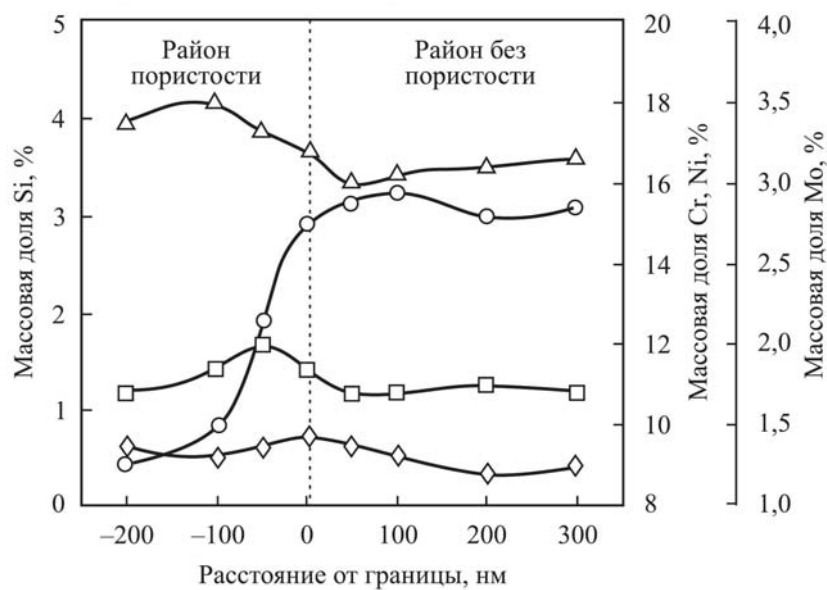


Рисунок 3.2 – Изменение композиционного состава стали ЭИ-847 (10%ХД) вдоль границы участков с различной пористостью (БОР-60, флюенс 10^{23} нейтр./см², $E > 0,1$ МэВ, $T_{\text{обл}} = 500$ °С): Δ – Cr; \circ – Ni; \square – Mo; \diamond – Si [17]

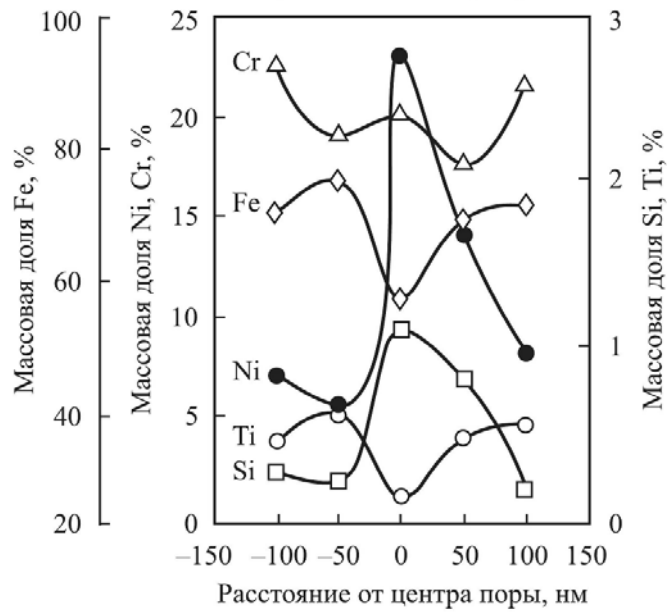


Рисунок 3.3 – Концентрационные профили легирующих элементов вдоль поры в стали X18H10T в результате облучения дозой 27,6 сна при температуре 590 °С [17]

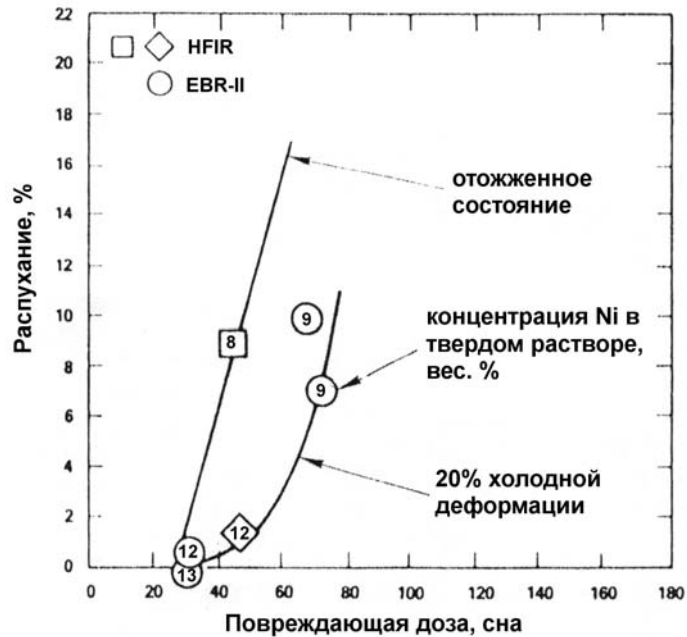


Рисунок 3.4 – Корреляция увеличения распухания с уходом никеля из матрицы стали AISI 316 в аустенизированном и холоддеформированном состоянии после облучения в реакторах EBR-II и HFIR ($T_{\text{обл}} = 480 \div 550$ °С) [114]

Еще одним подтверждением связи радиационного распухания с образованием α -фазы являются результаты работы [121]. В этой работе были проведены количественные исследования зависимости намагниченности от температуры облучения для стали X16H15M3Б. Было обнаружено значительное повышение удельной намагниченности в диапазоне температур облучения 550÷600 °С. Согласно данным работ [122, 123], в этом же диапазоне температур находится максимум распухания для данной стали. Авторы работы [121] связывают увеличение намагниченности с возможными выделениями α -фазы.

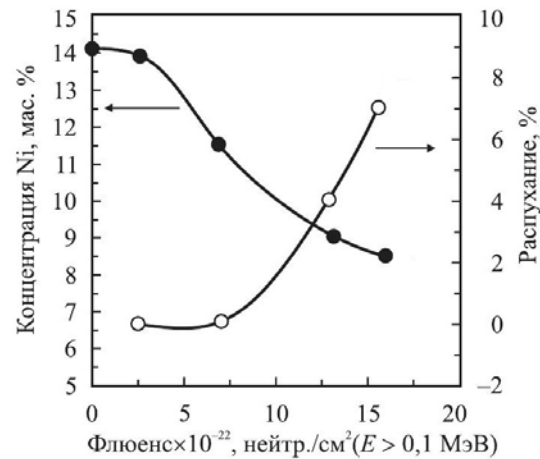


Рисунок 3.5 – Корреляция распухания с содержанием Ni в матрице модифицированной титаном стали AISI 316 х.д. 20%, облученной в реакторе EBR-II ($T_{\text{обл}}=538$ °C):
 ● – концентрация никеля в матрице, %; ○ – распухание, % [120]

Фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в стали AISI 304 представлено на рисунках 3.6 и 3.7 [53]. Авторы отмечают сильную дефектность на границе раздела вблизи γ -фазы и сохранившиеся аустенитные оболочки вокруг пор.

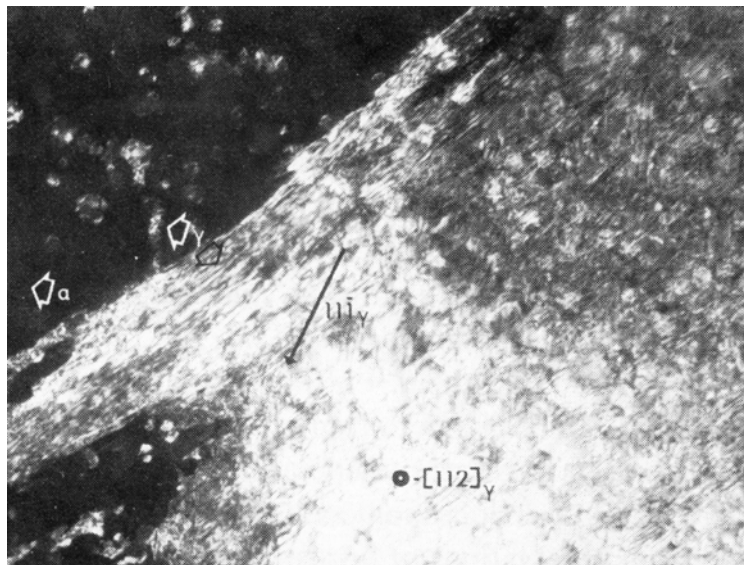


Рисунок 3.6 – Микроструктурное изображение поверхности раздела больших частиц α -фазы в γ -матрице стали AISI 304, облученной в реакторе EBR-II при температуре ~ 500 °C ($F=3 \cdot 10^{22}$ см⁻² ($E > 0,1$ МэВ)). Темнопольное изображение [53]

Фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в стали AISI 304 не обнаруживается вплоть до доз 45 сна, при температурах облучения $400 \div 450$ °C, в то время как при 500 °C оно наблюдается уже при ~ 18 сна. Отмечается, что сегрегация никеля к порам при температуре ~ 500 °C (температура, близкая к температуре максимального распухания) приводит к $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению в матрице стали AISI 304, оставляя аустенит только на поверхности пор. При увеличении повреждающей

дозы до ~ 40 сна ($T_{\text{обл}} > 500$ °C) и распухании $\sim 10 \div 13\%$ в структуре стали AISI 304 наблюдается от 10 до 25% объема α -фазы.

Сталь AISI 316, также как и сталь AISI 304, имеет метастабильный аустенит и обнаруживает $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в процессе нейтронного облучения [105, 124]. Однако в стали AISI 316 этот процесс происходит при более высоких температурах, чем в стали AISI 304 при одинаковых условиях облучения. Так, при $T_{\text{обл}} \approx 500$ °C $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в стали AISI 316 не наблюдается вплоть до больших (~ 40 сна) повреждающих доз, а при $T_{\text{обл}} \approx 550$ °C наблюдается уже при 20 сна. Это объясняется тем, что зарождение пор в стали AISI 304 происходит при более низких температурах и при более низких дозах, чем в стали AISI 316, поэтому уход никеля на стоки начинается также при более низких температурах, чем в стали AISI 316 [124].

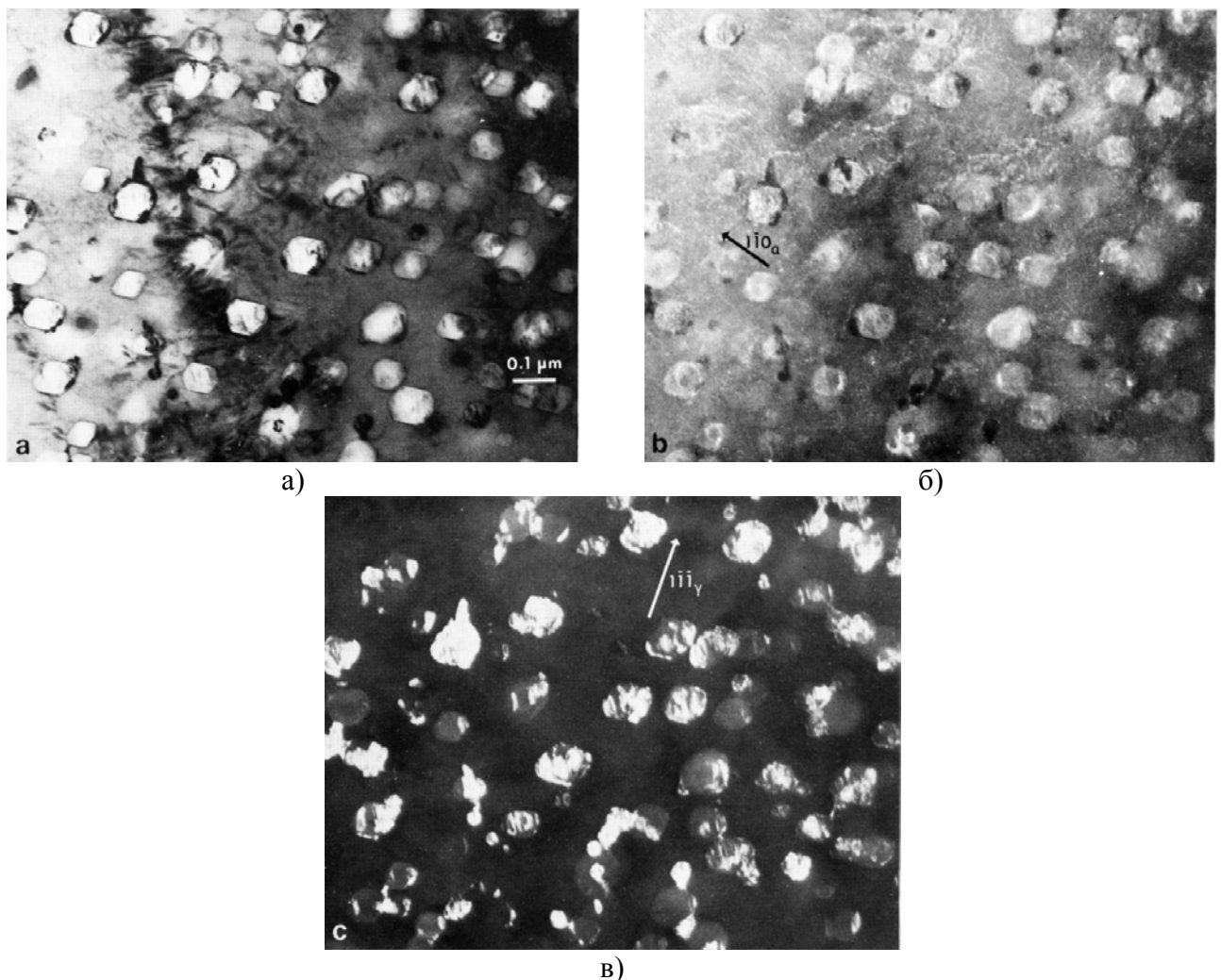


Рисунок 3.7 Микроструктурное изображение $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения и аустенитных «шуб» на поверхности пор в стали AISI 304L, облученной в реакторе EBR-II при температуре ~ 500 °C ($F = 3 \cdot 10^{22}$ см $^{-2}$ ($E > 0,1$ МэВ)) [53]: а – светлопольное изображение; б – темнопольное изображение α -феррита; в – темнопольное изображение γ -аустенита

Обеднение матрицы никелем и кремнием наблюдается также в облученной модифицированной ниобием стали марки ЭИ-847 [17]. Формирование практически двухфазной

структуры (зерна аустенита соседствуют с зернами феррита) наблюдается в стали X18H10T при облучении ионами ($D = 60$ сна, $T_{\text{обл}} = 590^\circ\text{C}$) [17].

Данных по $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению в российских сталях X18H9, X18H10T и X16H11M3 при нейтронном облучении практически нет, однако проведенный выше анализ публикаций по этому вопросу для сталей типа AISI 304 и AISI 316 свидетельствует о том, что эта проблема может быть свойственна и этим материалам.

Резюмируя приведенные выше литературные данные можно заключить, что процессом, обуславливающим $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, является обеднение твердого раствора элементами, стабилизирующими аустенитную фазу (в основном Ni).

Такое обеднение может происходить по следующим механизмам.

а) Диффузия никеля к свободным поверхностям, каковыми в сильнооблученной аустенитной стали являются, в первую очередь, поверхности вакансионных пор, обуславливающих распухание, и границы зерен, а также дислокационные петли. В результате такой диффузии образуются радиационно-индуцированные сегрегации никеля вокруг пор и на границах зерен.

б) Образование вторичных фаз, содержащих аустенитостабилизирующие элементы. К этим фазам относятся G-фаза (типа $\text{Me}_6\text{Ni}_{16}\text{Si}_7$) с повышенным содержанием никеля, γ' -фаза, а также карбиды титана, содержащие стабилизатор аустенита – углерод.

Как правило, механизм «б» преобладает в сталях со сложным легированием, в которых под облучением выделяется большое количество вторичных фаз. В этом случае, помимо никеля, из матрицы во вторичные фазы также диффундируют элементы, снижающие склонность стали к распуханию (Si, Ti, C). При этом процесс распухания начинает происходить более интенсивно. В дальнейшем обеднение матрицы никелем продолжается преимущественно по механизму «а» за счет распухания.

Стоит отметить, что G-фаза может образовываться в области сегрегации никеля у поверхности вакансионной поры. В таком случае обеднение никелем твердого раствора идет по механизму «а», а появление радиационно-индуцированной G-фазы является следствием перераспределения никеля в материале с вакансионными порами.

Как видно распухание является обобщенным параметром, который индексирует обеднение никелем матрицы материала. Следовательно, величина распухания может служить критерием $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

3.2 Методика исследования и материалы

Для того чтобы подтвердить связь радиационного распухания с охрупчиванием при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении, стимулировать $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение под облучением и определить влияние радиационно-индуцированной α -фазы на механические свойства материала отдельно от общего влияния основных радиационных дефектов – дислокационных петель, был поставлен следующий эксперимент. Были облучены и испытаны на одноосное растяжение две партии образцов, изготовленных из одной и той же плавки стали 08X18H10T и ее сварного шва. Облучение обеих партий проводили примерно до одинаковой повреждающей дозы $D = 46 \div 49$ сна при двух различных диапазонах температур облучения $T_{\text{обл}}$: $330 \div 340$ °C и $400 \div 450$ °C [106-109]. Предварительные расчеты, выполненные по формулам работы [22], показали, что распухание данной стали и сварного шва составит $S \approx 0,5\%$ при $T_{\text{обл}} = 335$ °C и $S \approx 10\%$ при $T_{\text{обл}} = 425$ °C. Настоящие исследования подтвердили расчеты и показали, что радиационное распухание близко к нулю при $T_{\text{обл}} = 330 \div 340$ °C; при $T_{\text{обл}} = 400 \div 450$ °C полученные значения радиационного распухания находились в диапазоне от 3 до 13%.

Исследования проводились на стали 08X18H10T в состоянии поставки (аустенизация при 1050 °C – 2ч, охлаждение на воздухе) и металле сварного шва, выполненного автоматической сваркой под флюсом 48-ОФ-06 проволокой Св-04X19H11M3 диаметром 4 мм. Полученные сварные пробы термообработке не подвергались, что соответствует технологии изготовления деталей внутрикорпусных устройств реакторов типа ВВЭР. Химический состав исследуемой стали и металла шва приведен в таблице 3.1.

Таблица 3.1 – Химический состав исследуемых материалов

Материал	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Ti
	вес. %									
Исследуемая сталь 08X18H10T	0,06	0,31	1,17	0,010	0,009	17,89	9,06	-	-	0,60
Металл шва	0,07	0,22	2,40	0,006	0,025	17,50	10,33	2,36	0,62	-

Из стали 08X18H10T и металла шва был изготовлен комплект образцов для испытаний в исходном и облученном состояниях. Для исследований стандартных механических свойств использовали пятикратные гладкие цилиндрические образцы на одноосное растяжение с диаметром рабочей части 3 мм.

Облучение материалов проводили в реакторе БОР-60. Часть образцов была облучена при «низкой» температуре $330 \div 340$ °C флюенсом нейтронов $1,13 \cdot 10^{23}$ нейтр/см² ($E > 0,1$ МэВ), что соответствует 46 сна (далее – состояние после НТО). Другая часть образцов была облучена

при «высокой» температуре 400÷450 °С флюенсом нейтронов $1,2 \cdot 10^{23}$ нейтр/см² ($E > 0,1$ МэВ), что соответствует 49 сна (далее – состояние после ВТО). Скорость набора повреждающей дозы в обоих случаях составила $\sim 3,8 \cdot 10^{-7}$ сна/с. Практически одинаковая доза и интенсивность облучения указанных партий образцов достигалась помещением в реакторе металловедческих сборок в близкие ячейки. Температура облучения при НТО соответствовала температуре теплоносителя; температура облучения при ВТО обеспечивалась специальным подогревом теплоносителя на входе в сборку за счет установленных в сборке вольфрамовых стержней, сильно разогревающихся при облучении.

Испытания на статическое растяжение необлученных и облученных образцов выполняли на дистанционно-управляемой разрывной испытательной машине У-10, расположенной в "горячей камере". Скорость растяжения составила $\sim 1 \cdot 10^{-3}$ с⁻¹. В процессе испытаний получали диаграммы растяжения, по которым определяли характеристики $\sigma_{0,2}$, σ_b , δ_p , δ_5 (предел текучести, предел прочности, равномерное удлинение и полное удлинение образца при разрыве соответственно). Равномерное и полное удлинение определяли по диаграмме деформирования образца. Абсолютная погрешность измерений не превышала 0,1%. После испытаний производили измерения диаметра шейки разрушенных образцов на специальном дистанционно-управляемом измерительном приспособлении, связанном с компьютером. По результатам измерений определяли относительное сужение ψ , а также рассчитывали истинное напряжение при разрушении S_k . Абсолютная погрешность определения ψ не превышала 1%

Радиационное распухание образцов определялось методом измерения плотности гидростатическим взвешиванием. Для этого образцы взвешивались сначала на воздухе, а затем в рабочей жидкости – дистиллированной воде.

Для оценки величины радиационного распухания облученных материалов была разработана и создана специальная установка для определения плотности материалов методом гидростатического взвешивания. Установка создана на основе электронных лабораторных весов АВ120-01. Весы соответствуют специальному (I) классу точности по ГОСТ 24104-2001 и выполнены с повышенной защитой от коррозии, что позволяет размещать их в горячей камере. Схема установки приведена на рисунке 3.8.

Весы состоят из весового /1/ и электронного блоков. Весовой блок снабжен ветрозащитной витриной, внутри которой расположена измерительная чашка /2/ для исследуемого образца. Дополнительно весовой блок оборудован кронштейном /3/ для “взвешивания под весами” (груз для взвешивания находится под весами). Весовой блок установлен в горячей камере. Электронный блок расположен в операторской и соединен с весовым блоком кабелем длиной 5 метров.

Весы установлены на платформе /16/, внутри которой расположены дополнительные узлы для реализации определения плотности методом дистанционного гидростатического взвешивания под весами. В созданной установке при определении массы тела в жидкости используется метод подъема ванны с жидкостью /9/. Исследуемый образец /8/ помещается манипулятором в корзинку /7/, подвешенную на тонкой проволоке к кронштейну весов. Ванна с жидкостью перемещается вверх-вниз реечным механизмом /10/ с помощью шагового двигателя /13/ и плоскозубчатого ремня /11/. Для управления подъемом ванны разработан блок управления, который размещается в операторской. Для помещения образца в корзинку сначала опускают ванну в нижнее положение, сверху на ванну манипулятором помещают тонкую металлическую пластинку и поднимают ванну до тех пор, пока на эту пластинку не ляжет корзинка. После этого в корзинку манипулятором укладывают исследуемый образец (или извлекают его из корзинки). Это предохраняет весовой блок и нить от разрушения от чрезмерных нагрузок, неизбежных при установке образцов ручным манипулятором.

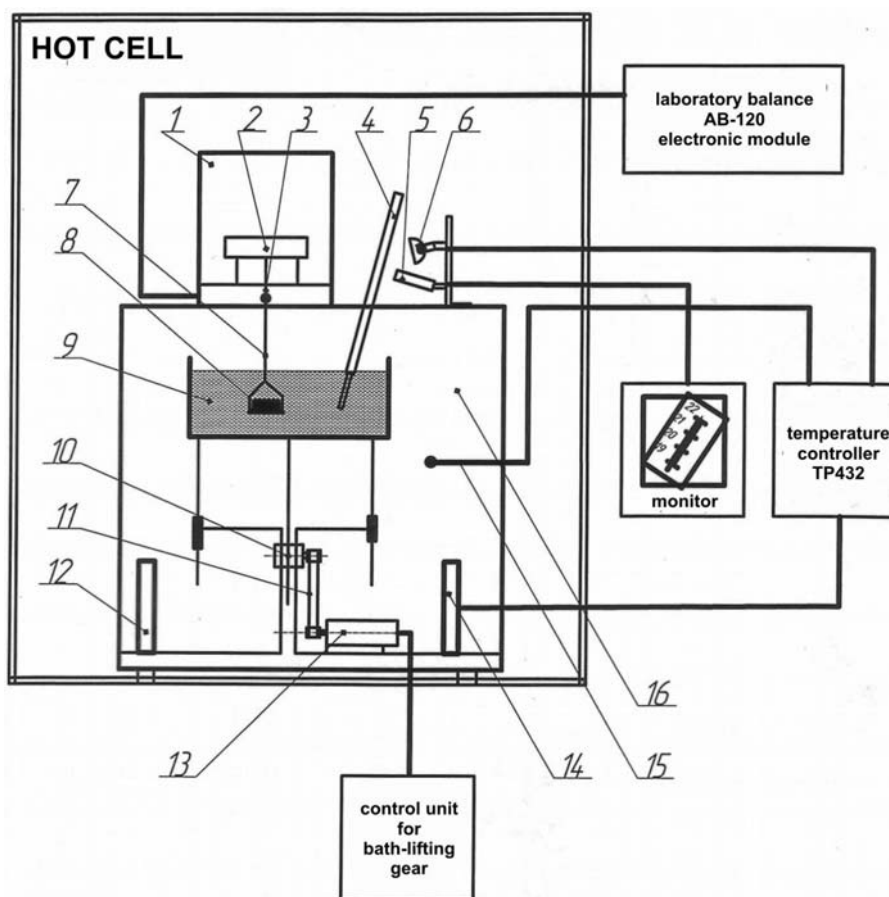


Рисунок 3.8 – Схема установки для определения плотности облученных образцов

Для определения температуры жидкости с точностью $0,1^{\circ}\text{C}$ разработана измерительная система, в состав которой входит термометр с ценой деления $0,1^{\circ}\text{C}$ /4/. Термометр укреплен в защитном кожухе с окном. Для снятия показаний термометра использована миниатюрная видеокамера КРС-S190 /5/. Для подсветки шкалы термометра использована малогабаритная

галогенная лампа /6/. Видеокамера и лампа шарнирно укреплены на скобе нижней ветрозащитной витрины. Видеоизображение участка термометра по коаксиальному кабелю передается на экран видеомонитора. Перемещая видеокамеру по скобе, можно выбрать для передачи изображение нужного участка термометра.

Для стабилизации температуры внутри нижней витрины установка снабжена системой терморегулирования на основе терморегулятора ТР432. В качестве нагревательных элементов использованы проволочные сопротивления ПЭВ25-10 Ом.

Плотность исследуемых образцов определялась по результатам взвешивания образцов на воздухе и в дистиллированной воде по формуле:

$$\rho = \rho_2 \cdot (m_1/m_2 - \rho_1/\rho_2) / (m_1/m_2 - 1), \quad (3.1)$$

где ρ – плотность образца; m_1 – вес образца на воздухе при температуре воздуха; m_2 – вес образца в жидкости при температуре жидкости; ρ_1 – плотность воздуха при температуре воздуха; ρ_2 – плотность жидкости при температуре жидкости.

Для определения плотности проводилось не менее 3 измерений для каждого образца.

Распухание S рассчитывалось как относительное изменение плотности материала:

$$S = (V_{\text{обл}} - V_{\text{исх}}) / V_{\text{исх}} = (\rho_{\text{исх}} - \rho_{\text{обл}}) / \rho_{\text{обл}} \quad (3.2)$$

где $\rho_{\text{исх}}$ и $\rho_{\text{обл}}$ – плотность материала до и после облучения, $V_{\text{исх}}$ и $V_{\text{обл}}$ – объем материала до и после облучения.

При определении распухания образцов перед каждой серией измерений определялась плотность контрольного необлученного образца из стали 08X18H10T.

Абсолютная погрешность определения распухания ΔS оценивалась по формуле:

$$\Delta S = (\rho_{\text{исх}} \cdot (\rho_{\text{исх}} - \rho_{\text{обл}})) / \rho_{\text{обл}}^2 \quad (3.3)$$

и составила не более 0,1%.

Для определения характера разрушения образцов, облученных и испытанных при различных температурах, были проведены фрактографические исследования поверхности разрушения с помощью растрового электронного микроскопа «Phenom», установленного в «горячей камере» и оснащенного дистанционным управлением.

Сравнительный анализ микроструктуры металла в исходном и облученном состояниях (после НТО и ВТО) проводился методами металлографии. Структуру металла в исходном состоянии исследовали с использованием светового микроскопа «Axiovert 40 MAT», оснащенного цифровой видеокамерой и системой ввода изображения VS CTT 205C.

Для изучения структуры металла после нейтронного облучения также использовали электронный микроскоп «Phenom».

Для металлографических исследований заготовки для шлифов вырезались из головок испытанных цилиндрических образцов, которые были вырезаны параллельно направлению прокатки металла.

Изготовление шлифов проводилось в соответствии с РД 5.9555-74 с использованием комплексной лаборатории пробоподготовки фирмы АТМ (для образцов в исходном состоянии) и шлифовально-полировального оборудования с дистанционным управлением в «горячей» камере (для шлифов после нейтронного облучения).

Выявление структуры металла в исходном и облученном состояниях проводилось электрохимическим способом в 10%-ном водном растворе щавелевой кислоты при напряжении 5В, в течение 15÷30 с; материал используемого катода – нержавеющая сталь.

Исследования тонкой структуры стали 08Х18Н10Т в облученном состоянии после НТО и ВТО проводилось в АО ГНЦ «НИИАР» на трансмиссионном электронном микроскопе JEM-100CX с приставкой ASID-4D и энергодисперсионным рентгеновским микроанализатором LINK SYSTEM-860. Количественный элементный анализ фаз проводился с использованием программы RTS-2/FLS.

Заготовки для фольг для электронномикроскопических исследований вырезались в плоскости металлографического шлифа, ранее исследуемого методами оптической металлографии. На начальном этапе заготовки для ТЭМ исследований механически шлифовали до толщины 120-150 мкм, далее утоняли методом двухструйной электрополировки в установке ПТФ при 20 °С и 65В.

3.3 Результаты механических испытаний

Для определения влияния радиационного распухания и возможного $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на механические свойства облученной стали 08Х18Н10Т и металла шва были проведены испытания на одноосное растяжение облученных образцов.

В качестве диапазона температур испытаний был выбран диапазон от 20 °С до температуры, близкой к $T_{обл}$. Для образцов стали 08Х18Н10Т после НТО диапазон температур испытаний составил от 20 °С до 350 °С, после ВТО – от 20 °С до 490 °С. Для образцов металла шва как после НТО, так и после ВТО, диапазон температур испытаний составил от 20 °С до 425 °С. Выбранные диапазоны температур позволяют выявить смену механизма разрушения и наличие вязкого-хрупкого перехода в материале, который потенциально может быть вызван наличием радиационно-индуцированной α -фазы.

Температурные зависимости механических свойств основного металла и металла сварного шва стали 08X18H10T в исходном состоянии и после двух режимов облучения с разными температурами (НТО и ВТО) приведены на рисунках 3.9–3.12 [106-109].

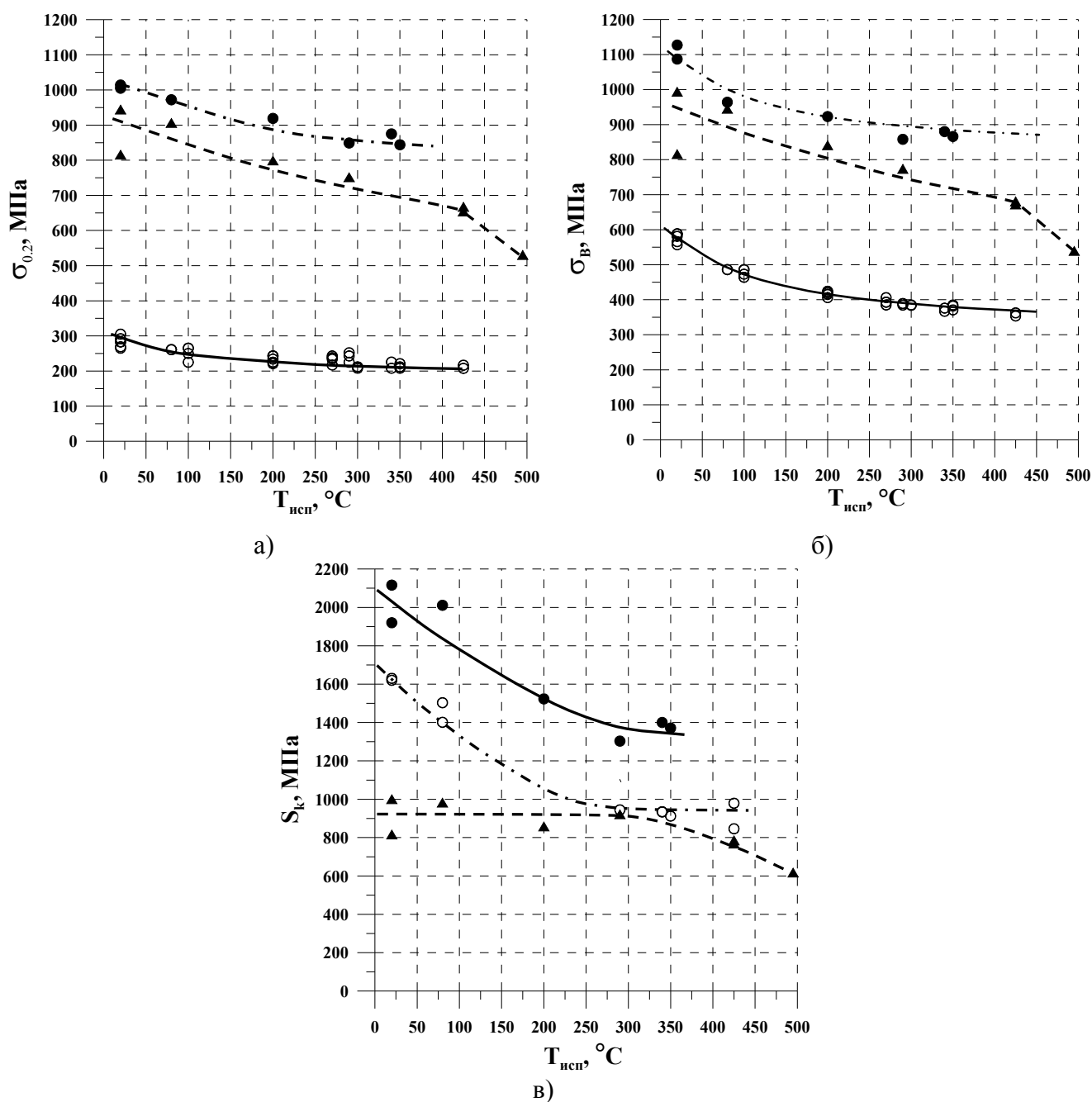


Рисунок 3.9 – Температурные зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}$ (а), предела прочности $\sigma_{в}$ (б) и истинного напряжения при разрушении S_k (в) стали 08X18H10T до и после облучения:
○ - исходное состояние; ● - состояние после НТО; ▲ - состояние после ВТО

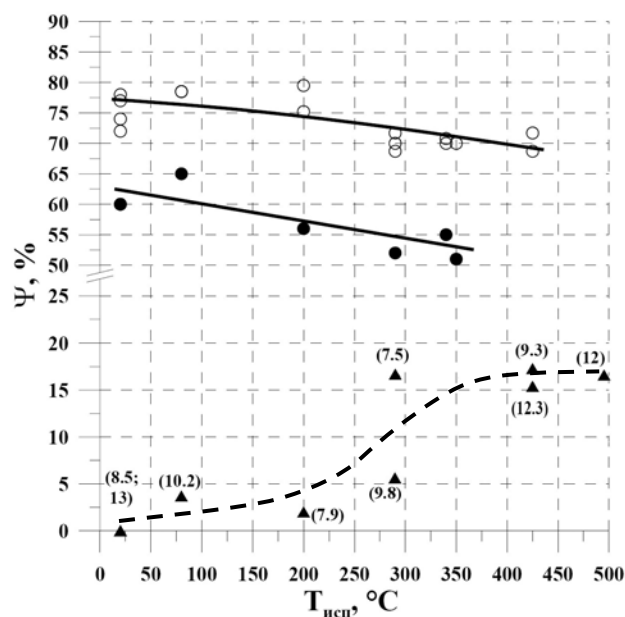


Рисунок 3.10 – Температурная зависимость относительного сужения ψ стали 08X18H10T до и после облучения: ○- исходное состояние; ● - состояние после НТО; ▲ - состояние после ВТО. Значения у точек – величина распухания, %

Как видно из рисунка 3.9 и рисунка 3.11, значимое радиационное упрочнение как стали 08X18H10T, так и металла соответствует общим закономерностям по влиянию нейтронного облучения на упрочнение аустенитных хромоникелевых сталей 08X18H10T и металла шва, описанных в главе 1. В то же время, увеличение предела текучести и предела прочности для состояния ВТО меньше, чем для состояния НТО, что связано с более высокой температурой облучения, приведшей к радиационному распуханию материала. Как будет показано в главе 4, влияние радиационного распухания на снижение прочностных характеристик образцов связано с уменьшением нетто-сечения образцов за счет вакансионной пористости, обуславливающей распухание.

Вид зависимостей $S_k(T_{исп})$ (рисунки 3.9в и 3.11в) и $\psi(T_{исп})$ (рисунки 3.10 и 3.12) для стали 08X18H10T и металла шва в исходном состоянии и после НТО свидетельствует о вязком разрушении. При вязком разрушении критическая деформация, обычно, не зависит от температуры испытаний ($\psi(T_{исп}) \approx const$), или падает с ее увеличением. Зависимость $S_k(T_{исп})$ при этом монотонно убывающая, так как истинное напряжение разрушения для одного и того же значения критической деформации ψ уменьшается с повышением температуры вследствие снижения предела текучести и деформационного упрочнения материала.

Для стали 08X18H10T (рисунок 3.10) в состоянии после ВТО можно видеть рост пластичности в интервале от 20 до 300 °C. При $T_{исп} \geq 300$ °C зависимость $\psi(T_{исп})$ слабо снижается. В диапазоне температур 20÷200 °C значение ψ для стали 08X18H10T после ВТО очень мало и изменяется от 0 до 3,7 %. Это говорит о полной потере пластичности в этом

диапазоне температур. Во всем диапазоне испытаний максимальная величина ψ не превышает 17,3 %. Для металла шва (рисунок 3.12) значения ψ находятся в диапазоне от 2,5 до ~30 %.

Вид температурной зависимости $\psi(T_{исп})$ для стали 08X18H10T в состоянии после ВТО типичен для материалов, имеющих вязко-хрупкий переход, что свидетельствует о наличии радиационно-индуцированной хрупкой фазы в материале со значимым распуханием и смене механизма разрушения. Для подтверждения наличия хрупкого разрушения и α -фазы были проведены фрактографические, металлографические исследования и исследования тонкой структуры материала методами просвечивающей электронной микроскопии.

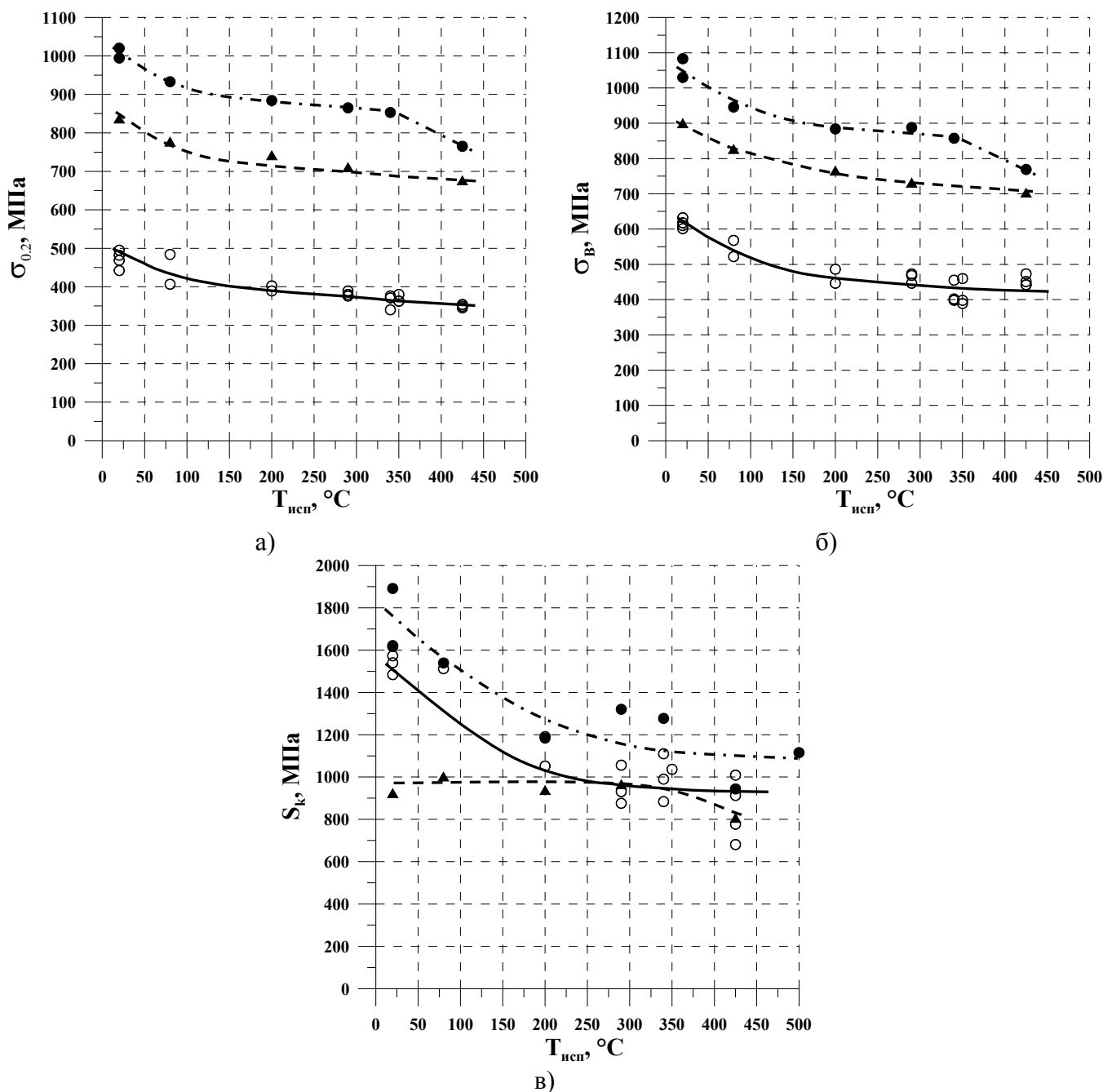


Рисунок 3.11 – Температурные зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}$ (а), предела прочности σ_B (б) и истинного напряжения при разрушении S_k (в) металла сварного шва до и после облучения: \circ - исходное состояние; \bullet - состояние после НТО; \blacktriangle - состояние после ВТО

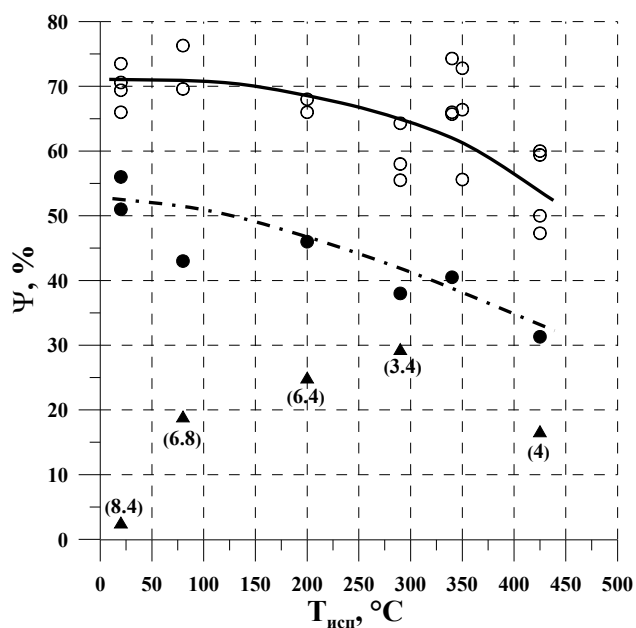


Рисунок 3.12 – Температурная зависимость относительного сужения металла сварного шва до и после облучения: ○- исходное состояние; ● - состояние после НТО; ▲ - состояние после ВТО. Значения у точек – величина распухания, %

3.4 Результаты фрактографических исследований

Типичные фрактограммы поверхности разрушения образцов из стали 08X18H10T после НТО и ВТО, испытанных при $T_{исп} = 20^\circ C$, представлены на рисунках 3.13-3.14.

Как видно из рисунка 3.13 разрушение металла после НТО происходит по классическому механизму вязкого разрушения, для которого характерен чашечный излом, образующийся по механизму зарождения, роста и объединения пор. На fracture излома преобладают ямки мелкого размера, на фоне которых встречаются небольшое количество более крупных ямок, в которых наблюдаются крупные включения размером до 70 мкм. На изломе видны также трещины расслоя, образовавшиеся по большеугловым границам деформационного происхождения. Разрушение данного образца после НТО происходит после значительной пластической деформации, что соответствует механическим свойствам, полученным при испытании.

Фрактура образца после ВТО кардинально отличается от описанной выше (рисунок 3.14). Образец из стали 08X18H10T после ВТО при $T_{исп} = 20^\circ C$ разрушился квазихрупко. На поверхности разрушения преобладает межзеренный квазихрупкий излом с единичными участками внутризеренного квазихрупкого излома. Такое разрушение обычно наблюдается в тех случаях, когда границы зерен имеют низкую когезивную прочность вследствие выделения на них охрупчивающих структурных составляющих (α -фаза, карбиды) или при гелиевом охрупчивании.

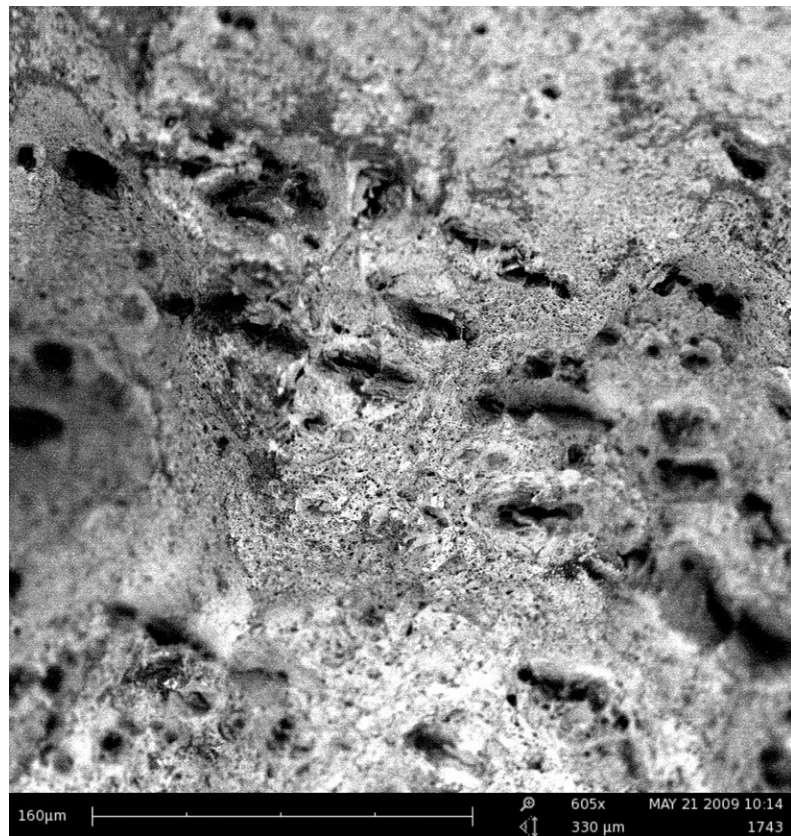
С увеличением температуры испытаний к двум описанным модам разрушения стали 08X18H10T добавляется разрушение, которое можно классифицировать как межзеренное и внутризеренное вязкое по механизму роста и объединения вакансионных пор (рисунок 3.15). С увеличением температуры испытаний доля внутризеренного квазихрупкого разрушения уменьшается, а доля вязкого увеличивается. Во всем исследуемом диапазоне температур наблюдается значительная доля межзеренного хрупкого разрушения.

В образцах из металла шва как после НТО, так и после ВТО, наблюдается, в основном, вязкое внутризеренное разрушение (рисунок 3.16) практически во всем диапазоне температур, за исключением образца после ВТО, испытанного при $T_{исп} = 20$ °С, для которого вид фрактуры близок к фрактуре образцов из стали 08X18H10T после ВТО.

Как видно из вышеизложенного, образцы, облученные до одинаковой дозы, но при разных $T_{обл}$ (состояния ВТО и НТО), показали совершенно разный характер разрушения, который может быть объяснен только особенностями влияния облучения на структуру металла.

Межзеренное квазихрупкое разрушение образцов из стали 08X18H10T может быть обусловлено выпадением карбидов и радиационно-индуцированных фаз на границах зерен в процессе облучения. В то же время внутризеренное квазихрупкое разрушение с большой долей вероятности связано с образованием в процессе облучения в зерне хрупкой ОЦК-фазы (α -фазы).

Для выявления структурных отличий в материале, вызывающих столь резкое отличие в механизмах разрушения металла после НТО и ВТО, были проведены металлографические исследования.



а)



б)

Рисунок 3.13 – Поверхность разрушения образца из стали 08X18H10T после НТО, $T_{исп}=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ при увеличении 605x (а) и 975x (б). Основная мода разрушения – вязкое межзеренное разрушение



а)

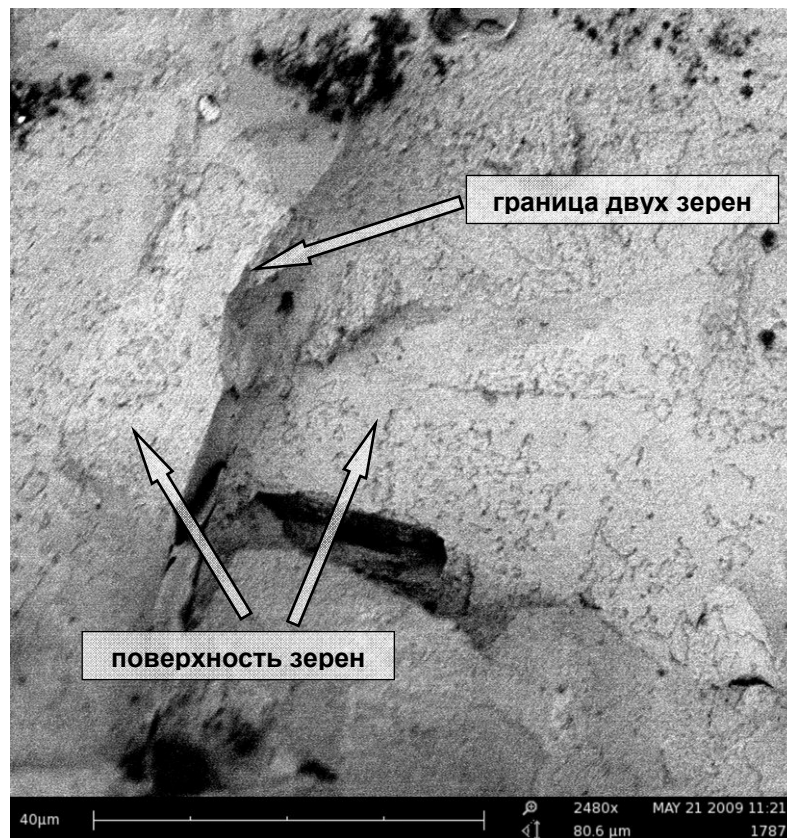


б)

Рисунок 3.14 – Поверхность разрушения образца из стали 08X18N10T после ВТО, $T_{исп} = 20^{\circ}\text{C}$ при увеличении 620х (а) и 1060х (б). Две основные моды разрушения – квазихрупкое внутризеренное и квазихрупкое межзеренное разрушение

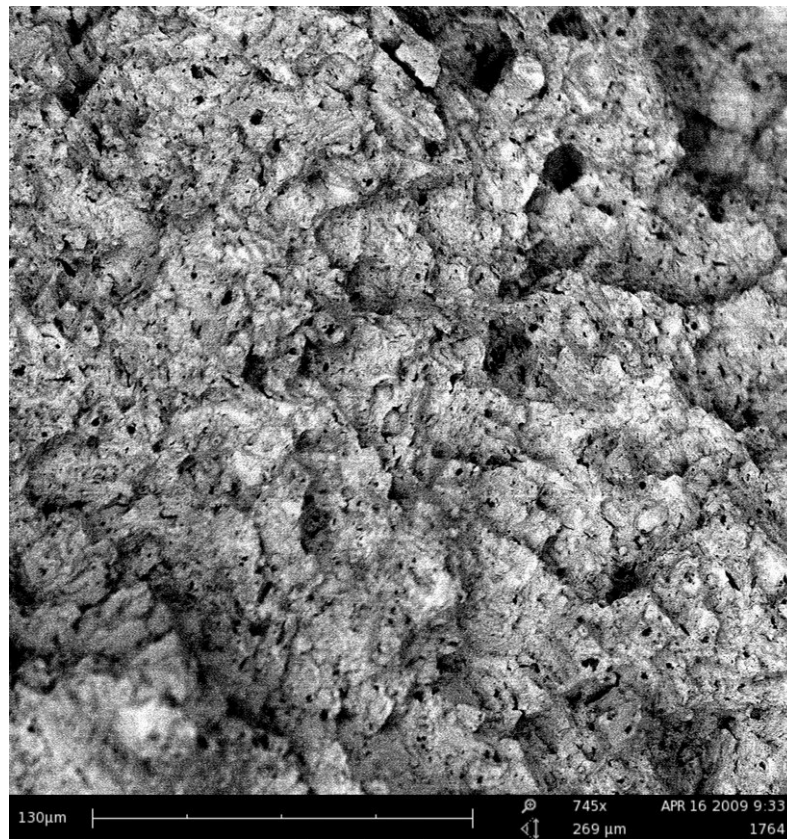


а)

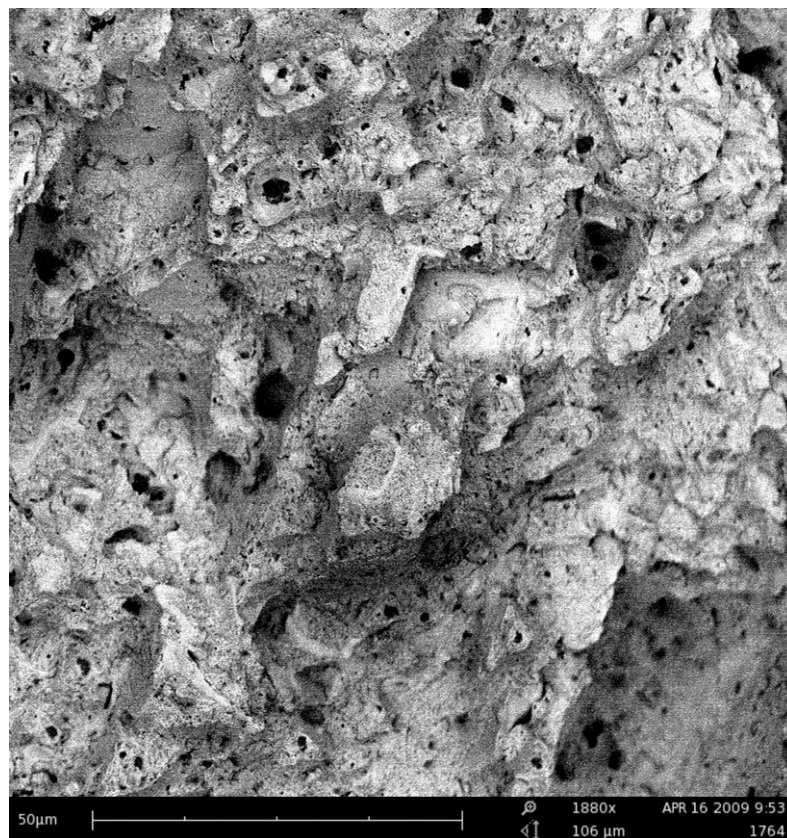


б)

Рисунок 3.15 – Поверхность разрушения образца из стали 08X18H10T после ВТО, $T_{\text{исп}}=495\text{ }^{\circ}\text{C}$ при увеличении 585x (а) и 2480x (б). Основная мода разрушения – вязкое межзеренное разрушение



a)



б)

Рисунок 3.16. Поверхность разрушения образца из металла шва после ВТО, $T_{исп}=80\text{ }^{\circ}\text{C}$ при увеличении 745x (а) и 1880x (б). Основная мода разрушения – вязкое внутризеренное разрушение

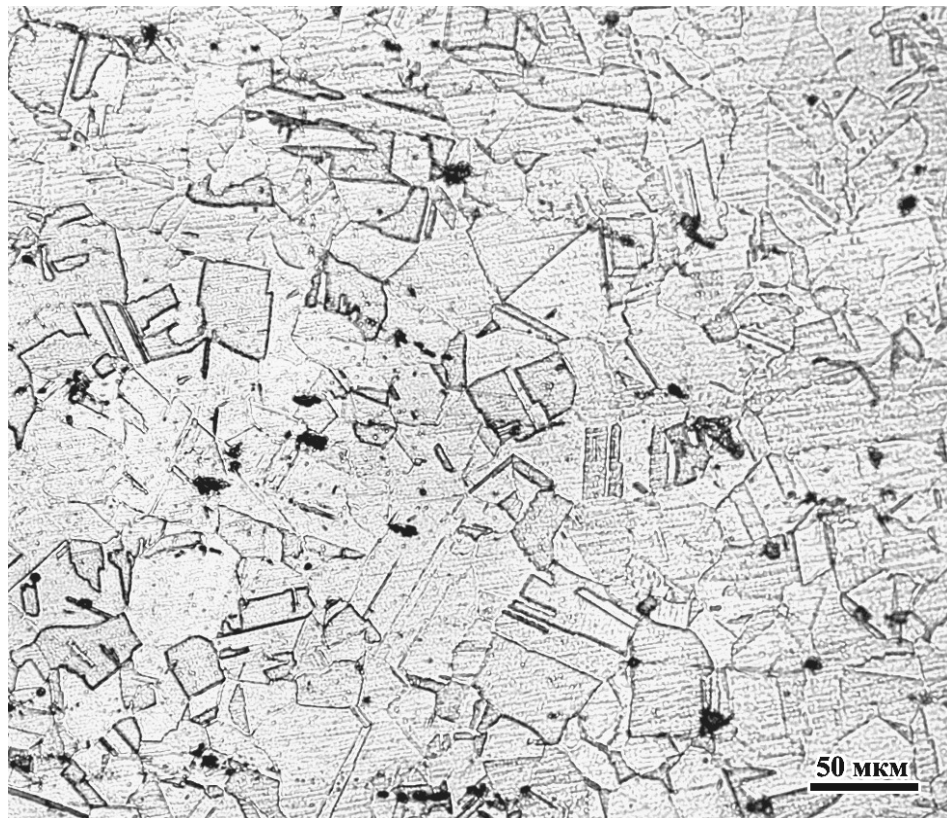
3.5 Результаты металлографических исследований

Металлографические исследования показали, что сталь X18H10T в исходном необлученном состоянии имеет типичную двухфазную аустенитно-ферритную структуру (рисунок 3.17).

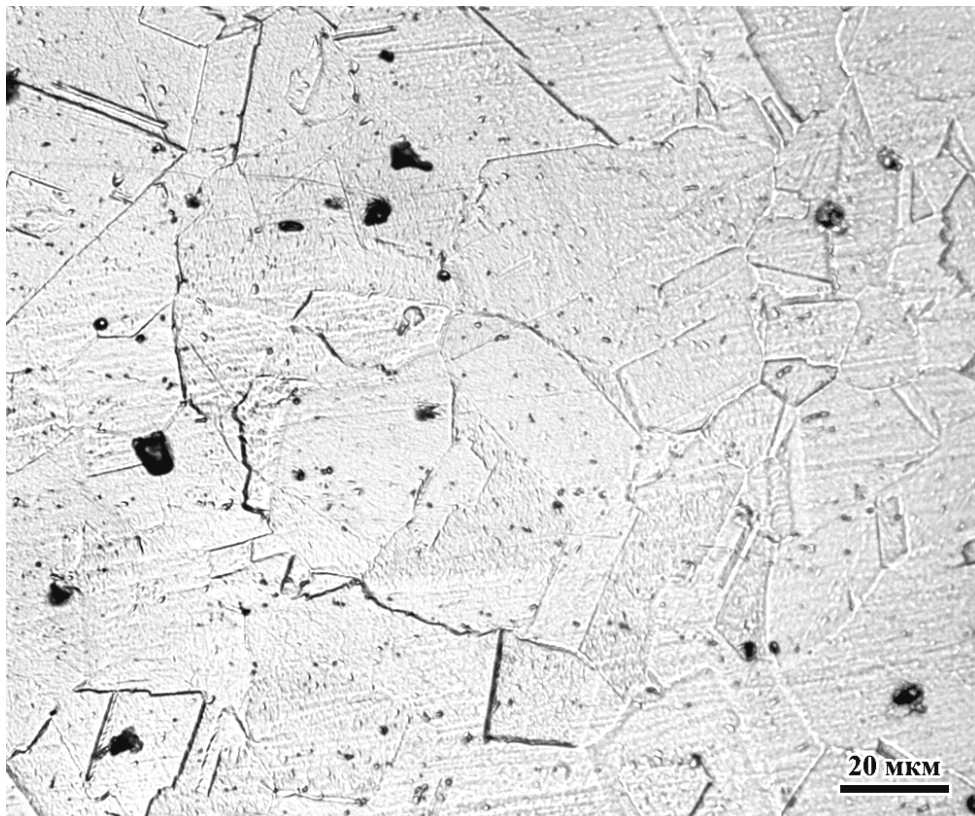
На фоне полиэдрических аустенитных зерен размером 30-150 мкм с большим количеством двойников отжига расположены прослойки δ -феррита. Содержание первичного δ -феррита составляет не более 2%. Длинные тонкие включения δ -феррита расположены параллельно друг другу на расстоянии 90-200 мкм и ориентированы вдоль направления прокатки. В структуре материала видны неметаллические включения размером около 1,5 мкм, располагающиеся хаотично как на границах, так и внутри зерна аустенита и составляют незначительную долю по сравнению с ферритной составляющей. На границах аустенитных зерен встречаются одиночные частицы карбидов титана.

На рисунках 3.18 и 3.19 представлена микроструктура стали 08X18H10T после НТО и ВТО соответственно, полученная на шлифах, вырезанных поперек направления проката. В обоих случаях металл имеет аустенитно-ферритную структуру с длинными тонкими прослойками первичного δ -феррита, которые, также как и в структуре необлученного металла, расположены параллельно направлению прокатки вдоль оси испытанного образца.

Существенным отличием металла после ВТО от необлученной стали 08X18H10T и металла после НТО является состояние границ аустенитных зерен. По границам аустенитных зерен в стали 08X18H10T после ВТО обнаружены цепочки выделений различного вида (типа MC , $M_{23}C_6$ и другие) в отличие от структуры металла после НТО, в которой на границах были обнаружены одиночные выделения, и состояние границ аустенитных зерен почти не отличалось от состояния границ металла в исходном состоянии.

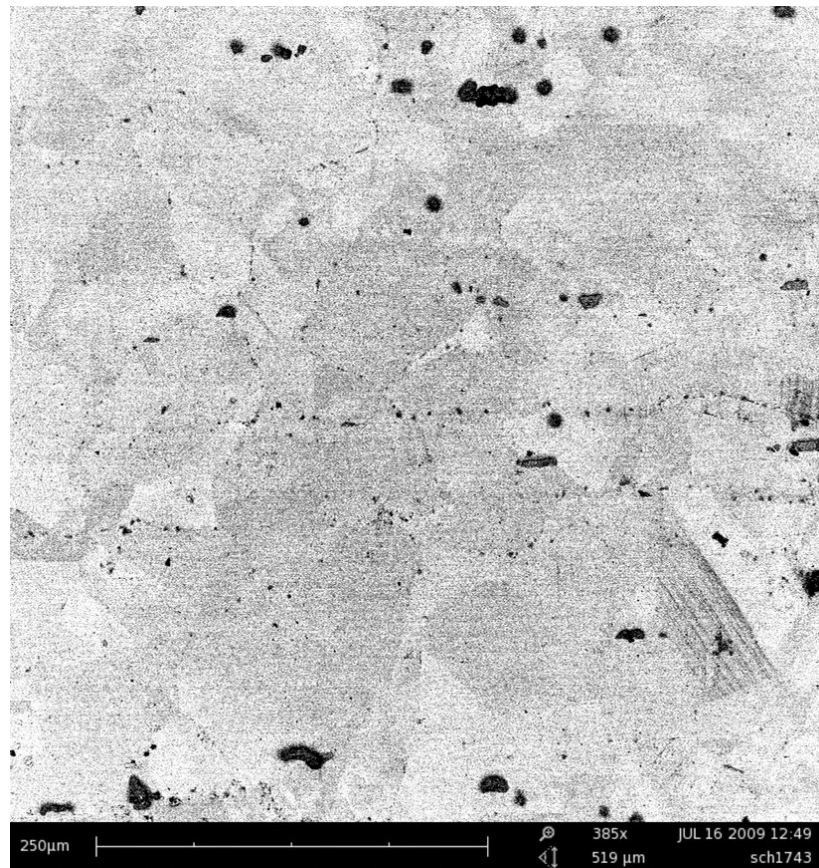


а)



б)

Рисунок 3.17 – Микроструктура необлученной стали 08X18N10T (шлиф поперек направления проката) при увеличениях $\times 100$ (а) и $\times 500$ (б).



а)



б)

Рисунок 3.18 – Микроструктура стали 08X18N10T после НТО (шлиф поперек направления проката) при увеличении 385х (а) и 1080х (б)

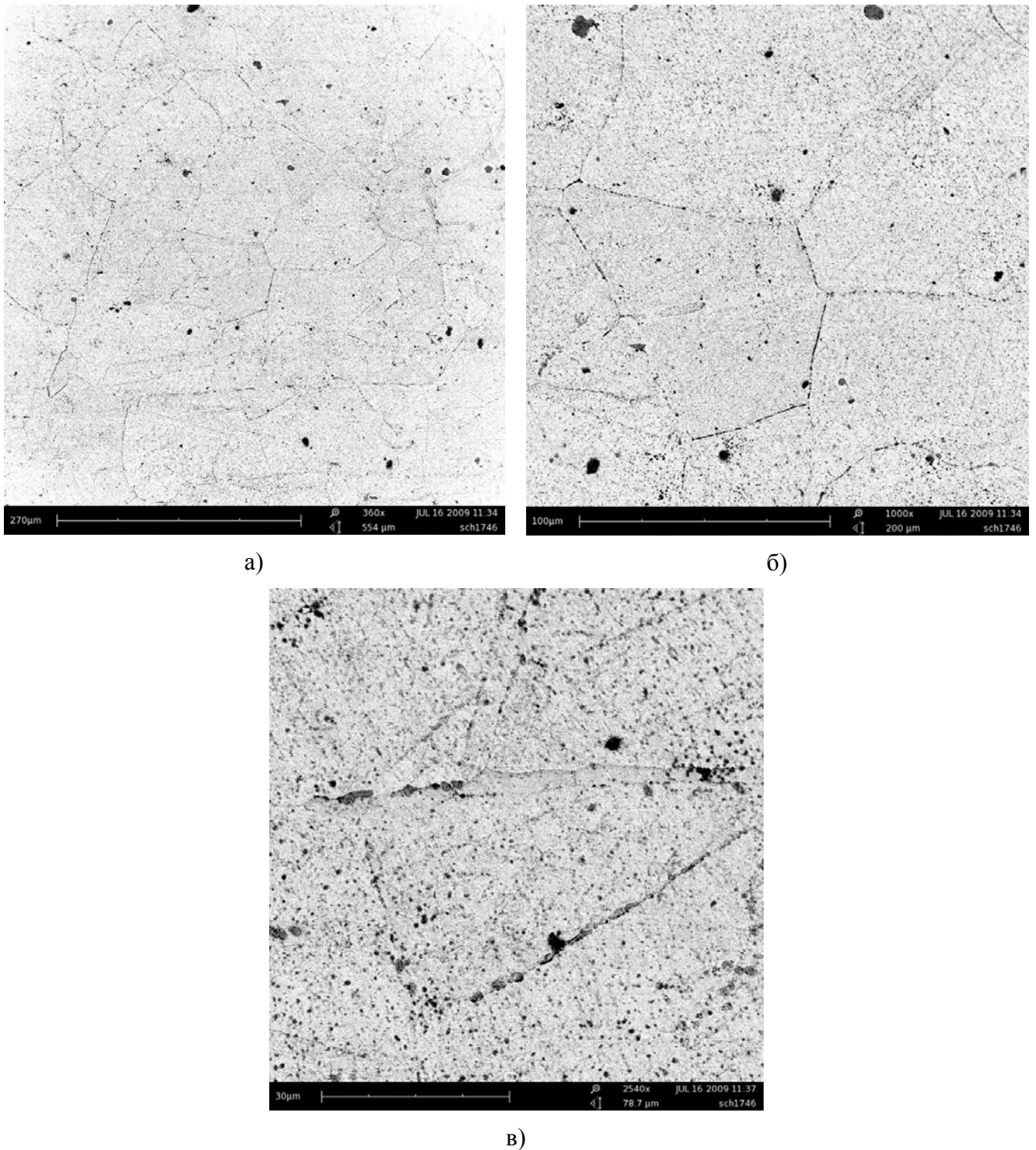


Рисунок 3.19 – Структура стали 08X18N10Т после ВТО при увеличении 360х (а), 1000х (б) и 2540х (в)

Очевидно, что выделения вторичных фаз по границам зерен металла после ВТО являются основной причиной смены механизма разрушения с внутризеренного вязкого (для металла после НТО) на межзеренный вязкий или квазихрупкий (для металла после ВТО).

Для идентификации фаз, образующихся в процессе ВТО, в ГНЦ «НИИАР» были проведены исследования материала методом просвечивающей электронной микроскопии ПЭМ.

3.6 Результаты просвечивающей электронной микроскопии

В структуре стали после ВТО на границах зерен кроме карбидов титана (TiC) и карбидов хрома ($Cr_{23}C_6$) (темная фаза на границе зерна) обнаружены светлые области размером 150-500 нм (рисунок 3.20). В теле таких светлых областей, расположенных преимущественно по границам зерен, видны дислокации и дислокационные петли и совсем нет вакансионных пор. Анализ микродифракционных картин, полученных от этой фазы, показал, что она имеет ОЦК решетку с параметром кристаллической решетки $a=0,286$ нм, что соответствует α -железу. Рентгеноспектральный анализ таких областей выявил, что они обогащены Cr и содержат незначительное количество Ni и других элементов. Подобные области α -железа были обнаружены также в теле аустенитных зерен.

В стали 08X18H10T в состоянии после НТО ни на границах, ни в теле зерен выпадение α -фазы обнаружено не было.

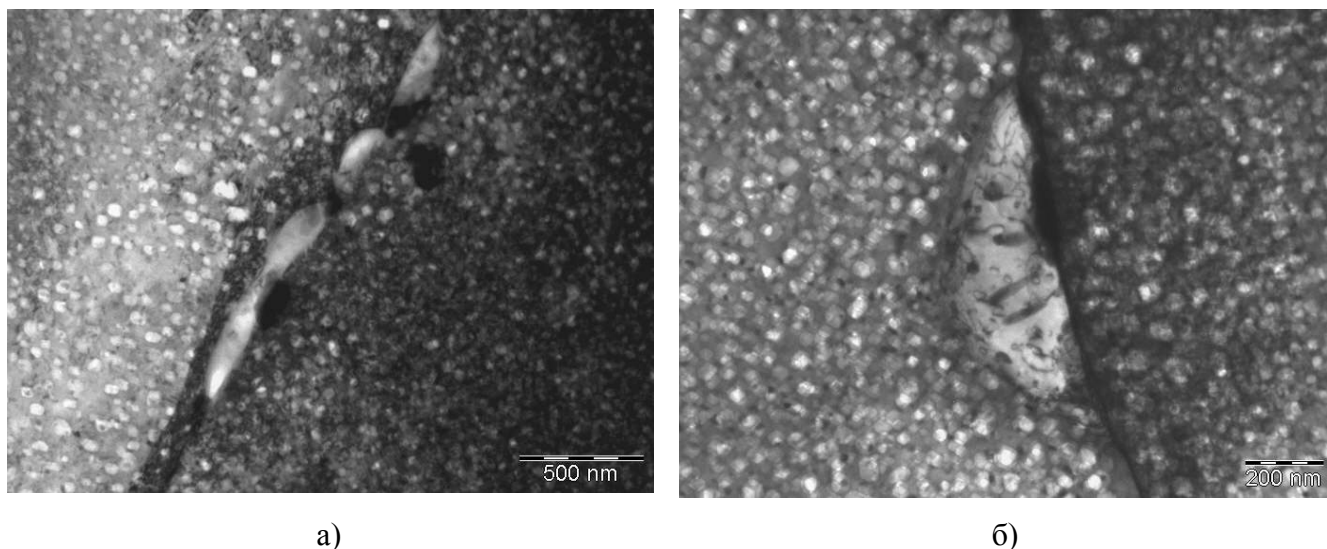


Рисунок 3.20 – Выделения α -железа по границам зерен в стали 08X18H10T после ВТО со значительным распуханием

Таким образом, совокупные результаты фрактографических, металлографических исследований и исследований методами просвечивающей электронной микроскопии облученной стали 08X18H10T и металла шва в состояниях после НТО и ВТО подтвердили следующее:

- нейтронное облучение аустенитного материала может приводить к реализации в нем фазовых и структурных превращений, в том числе, к образованию α -фазы вследствие $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения;

- образование α -фазы в материале может приводить к смене механизма разрушения.

Тот факт, что радиационно-индуцированная α -фаза образовалась только в материале после ВТО, имеющем значимое радиационное распухание, подтверждает высказанный ранее тезис о связи радиационного распухания и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Вязкий характер разрушения металла шва как в состоянии после НТО, так и в состоянии после ВТО (за исключением образца, испытанного при 20 °С), вероятно связан с отсутствием в нем значимого $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения вследствие меньшего распухания, а также с большим содержанием Ni, стабилизирующего аустенитную фазу, по сравнению со сталью 08X18H10T.

3.7 Анализ механизмов разрушения материала в состоянии после ВТО

Как было отмечено, вид температурных зависимостей истинного напряжения разрушения S_k и сужения в шейке ψ для стали 08X18H10T в состоянии после ВТО типичен для материалов, имеющих хрупко-вязкий переход. Хрупко-вязкий переход характерен в первую очередь при внутризеренном разрушении ОЦК-материалов и при переходе от внутризеренного вязкого разрушения к межзеренному квазихрупкому разрушению.

Несмотря на то, что в образцах после ВТО была обнаружена радиационно-индуцированная α -фаза, рассмотрим другие возможные причины смены механизма разрушения и образования хрупко-вязкого перехода в облученной аустенитной стали

Подобное межзеренное квазихрупкое разрушение в аустенитных материалах можно наблюдать при сильном тепловом старении при температурах, превышающих 450÷500 °С [125], вследствие выпадения σ -фазы или грубых карбидов по границам зерен. Поскольку для материала как в состоянии после НТО, так и в состоянии после ВТО, температура облучения не превышала 450 °С, маловероятно, что квазихрупкое разрушение произошло из-за теплового старения материала.

Другой возможной причиной квазихрупкого разрушения является наличие δ -феррита или грубых карбидов на границах зерен в исходном состоянии [126-128]. Квазихрупкое разрушение инициируется в ферритной фазе или при разрыве связи карбид–матрица при выполнении условия [129-131]

$$\sigma_1 + c \cdot f(\varepsilon_p) \cdot \varphi(T) = \sigma_d, \quad (3.4)$$

где σ_1 – максимальные главные напряжения; σ_d – прочность ферритной фазы или границы карбид–матрица; $f(\varepsilon_p)$ – некоторая возрастающая функция пластической деформации; $\varphi(T)$ – некоторая убывающая функция температуры.

Из представленного сценария межзеренного разрушения следует, что вязко-хрупкий переход должен был бы наблюдаться в первую очередь в материале после НТО, т.к. упрочнение

(увеличение $\sigma_{0,2}$) в этом случае выше, чем после ВТО, что приводит к росту σ_1 в формуле (3.4). Но для материала в состоянии после НТО характер зависимости $\psi(T_{исп})$ показывает, что вязко-хрупкий переход отсутствует.

Следовательно, можно сделать вывод, что δ -феррит и (или) грубые карбиды по границам зерен, присутствовавшие в исходном состоянии, не могут рассматриваться как основная причина вязко-хрупкого перехода в материале после ВТО.

Таким образом, можно предположить, что наблюдаемый вязко-хрупкий переход и межзеренное разрушение действительно связаны в первую очередь с $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением, происходящим в процессе ВТО вследствие распухания.

Поскольку, согласно фрактографическим исследованиям, сталь 08X18H10T в состоянии после ВТО имела различные моды разрушения (межзеренное квазихрупкое разрушение с незначительными отдельными единичными участками внутризеренного квазихрупкого разрушения), рассмотрим возможные механизмы разрушения материала после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения [107, 109].

Сценарий 1. $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение происходит по всему объему зерна за исключением областей с высоким содержанием никеля вокруг вакансионных пор (рисунок 3.21а). Назовем подобное превращение полным $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращением. В этом случае хрупкое разрушение происходит по механизму внутризеренного скола. Подобное разрушение может происходить в материале с односвязной областью α -фазы, в которой происходит хрупкое распространение трещины без торможения в γ -фазе.

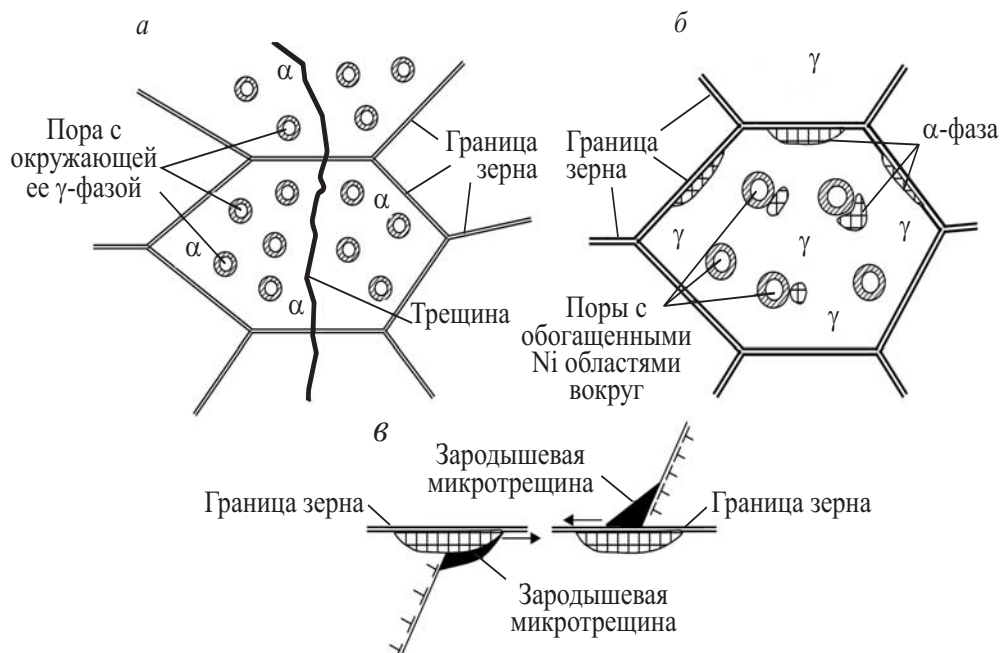


Рисунок 3.21 – Разрушение материала после полного (а) и частичного (б) $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения; в – механизм зарождения межзеренной трещины

Сценарий 2. Количество α -фазы после $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения незначительно. Назовем подобное превращение частичным $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением. При анализе механизмов образования α -фазы в начале настоящей главы было показано, что никель диффундирует к порам и границам зерен, поэтому области с пониженным содержанием никеля находятся рядом с сегрегациями никеля у вакансионных пор и вблизи границ зерен [53] (рисунок 3.21б).

Исследования микроструктуры подтверждают наличие радиационно-индуцированной α -фазы вблизи границ зерен.

Хрупкое разрушение может инициироваться путем зарождения микротрещины скола в α -фазе или при разрушении по границе фаз $\gamma - \alpha$. Последнее представляется более вероятным по причине значительных сдвиговых деформаций в этой области за счет разницы в плотностях α - и γ -фаз.

Зарождение микротрещин в теле зерна не может привести к хрупкому разрушению на макроуровне, т.к. их распространение будет остановлено вязкой γ -фазой. В то же время, микротрещины, зародившиеся вблизи границ зерен, могут легко распространяться по границе зерна, т.к. прочность границы, имеющей острые микротрещины, мала. Для примера, критическое напряжение при межзеренном хрупком разрушении может снижаться до 500 МПа при наличии на границах зерен острых микротрещин, даже если отсутствует охрупчивание границ сегрегациями фосфора [130].

Таким образом, можно сделать вывод, что при достаточно высоком уровне напряжений (к примеру, выше 500 МПа), межзеренное хрупкое разрушение будет контролироваться условием зарождения микротрещин, которое может быть записано в виде (3.4).

При увеличении температуры, предел текучести $\sigma_{0,2}$ снижается, вследствие чего σ_1 также снижается. Таким образом, согласно уравнению (3.4), деформация, соответствующая зарождению микротрещины, увеличивается. Поэтому для межзеренного хрупкого разрушения, так же как и для внутризеренного квазихрупкого разрушения зависимость $\psi(T_{исп})$ является монотонно возрастающей.

Температура, выше которой зависимость $\psi(T_{исп}) \approx \text{const}$ или является убывающей зависимостью, соответствует температуре вязко-хрупкого перехода $T_{тр}$.

При $T \geq T_{тр}$ условие (3.4) выполняется при деформации большей, чем критическая деформация вязкого разрушения, поэтому разрушение будет проходить по вязкому механизму. Разрушение по механизму роста вакансионных пор скорее всего будет локализовано в γ -фазе в непосредственной близости у границы с α -фазой. Такая локализация обусловлена высокими растягивающими напряжениями в γ -фазе у границы с α -фазой за счет большего удельного объема (обратной плотности) α -фазы. Наличие таких напряжений приведет к более быстрому росту пор в этой области при деформировании за счет увеличения жесткости напряженного

состояния по сравнению с областью вдали от границы $\gamma - \alpha$. Таким образом, при $T \geq T_{tr}$ разрушение будет происходить там, где имеются границы γ и α фазы, т.е. разрушение будет как внутризеренное, так и межзеренное.

Сценарий описанного выше разрушения согласуется с полученными результатами механических испытаний и фрактографических исследований.

Квазихрупкое внутризеренное разрушение, которое, судя по фрактографическим исследованиям, имеет место в некоторых зонах образца, по-видимому, соответствует разрушению однофазных областей α -фазы, образовавшихся в некоторых зернах.

3.8 Анализ связи $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения и радиационного распухания

Настоящие исследования подтвердили связь между радиационным распуханием и $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, приводящим к резкому охрупчиванию облученной аустенитной стали.

Ясно, что должен существовать некоторый пороговый уровень распухания (обозначим его S_{th}), при распухании ниже которого $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение отсутствует. При распухании выше порогового количества α -фазы монотонно увеличивается с увеличением распухания.

В то же время даже при распухании выше порогового количества α -фазы может быть недостаточно для того, чтобы привести к хрупкому разрушению на макроуровне даже по сценарию 2, описанному выше. Другими словами, области α -фазы будут слишком малы для зарождения микротрещины. Это подтверждает отсутствие вязкого-хрупкого перехода в металле шва после ВТО, распухание которого ниже распухания стали 08X18H10T после такого же облучения.

Введем некоторый критический уровень распухания (обозначим его $S_{крит}$) при котором размер областей α -фазы достаточно большой для возникновения квазихрупкого макроразрушения.

При анализе механических свойств было показано, что для стали 08X18H10T в состоянии после ВТО зависимость $\psi(T_{исп})$ подобна зависимости с вязко-хрупким переходом. Минимальное распухание образцов из стали 08X18H10T в состоянии после ВТО составляет 7,5 %. Исходя из этого, можно предположить, что $S_{крит} < 7,5 \%$.

Полученные данные для металла шва после ВТО, включая фрактографический анализ поверхности разрушения, позволяют заключить, что в диапазоне температур испытаний $T_{исп} = 80 \div 425$ °C металл шва разрушается вязко. Распухание образцов металла шва, испытанных в данном температурном диапазоне, не превышает 6,8 %. Таким образом, можно предположить, что $S_{крит} > 6,8 \%$.

Значение относительного сужения для образца металла шва, испытанного при $T_{\text{исп}} = 20^\circ\text{C}$ близко к нулю. Это можно объяснить с точки зрения критерия $S_{\text{крит}}$, поскольку для данного образца $S = 8,4\% > S_{\text{крит}}$.

Обобщая данные по основному металлу и металлу шва, можно принять значение $S_{\text{крит}} \approx 7\%$ [107, 109].

На рисунке 3.22 приведены температурные зависимости критической деформации $\varepsilon_f = -\ln(1 - \psi)$ для стали 08X18H10T и металла шва в состоянии после ВТО. Данные ранжированы по величине распухания – выше или ниже $S_{\text{крит}} = 7\%$.

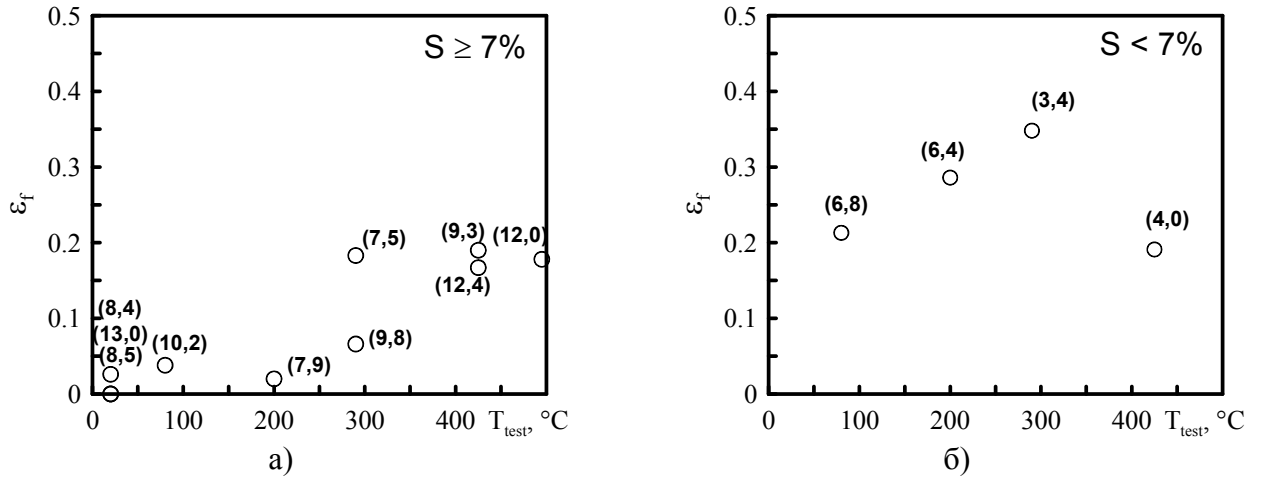


Рисунок 3.22 – Температурные зависимости критической деформации ε_f для материала с распуханием выше (а) и ниже (б) критического (в скобках указана величина распухания в %)

Как видно из рисунка 3.22, зависимость $\varepsilon_f(T_{\text{исп}})$ для образцов с распуханием $S < 7$ может соответствовать вязкому разрушению с учетом разброса значений ε_f . Разброс значений ε_f обусловлен, по-видимому, неоднородностью металла шва и различным распуханием испытанных образцов. Более подробно влияние распухания на пластичность материала при вязком разрушении будет рассмотрено в главе 5 настоящей диссертации, где и будет обосновано влияние распухания на пластичность при вязком разрушении.

Для образцов с распуханием выше критического вид кривой $\varepsilon_f(T_{\text{исп}})$ характерен для зависимости с вязко-хрупким переходом.

Определенная величина $S_{\text{крит}}$ согласуется с данными работ [51, 53, 54], в которых показано, что при распухании порядка 10–13% в структуре стали AISI 304 наблюдается 10–15% объема α -фазы.

Полученное значение $S_{\text{крит}}$ предлагается использовать при оценке прочности элементов ВКУ в качестве критерия образования зон предельного охрупчивания, описанных в главе 2, по механизму $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 3

1. Основными процессами, протекающими в аустенитных сталях под облучением при температуре, характерной для эксплуатации ВКУ ВВЭР, помимо генерации точечных дефектов и дислокационных петель, являются радиационно-индуцированная сегрегация элементов, образование вторичных фаз и образование вакансионной пористости, приводящей к радиационному распуханию.

2. Показано, что радиационно-индуцированная сегрегация и образование вторичных фаз (в основном, G-фазы и γ' -фазы) приводят к перераспределению элементов твердого раствора аустенита, обеднению его никелем и снижению его стабильности. В результате этого процесса происходит $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение в облученном аустенитном материале.

3. Показано, что образование вторичных фаз, обедняющих матрицу никелем и другими элементами, снижающими склонность стали к распуханию (Si, Ti, C), приводит к ускорению распухания и увеличению радиационно-индуцированной сегрегации никеля на поверхность вакансионных пор. В связи с этим, обобщенным параметром, который индексирует обеднение никелем матрицы материала, можно считать радиационное распухание.

4. Проведены специальные эксперименты для подтверждения связи $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения с радиационным распуханием аустенитной стали и для определения влияния $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на механические свойства и охрупчивание стали 08X18H10T и металла шва.

5. Показано, что даже при частичном $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении (образование локальных включений α -фазы по границе зерен) в материале наблюдается вязко-хрупкий переход с квазихрупким межзеренным разрушением при температуре ниже температуры перехода.

6. Исследованы и схематизированы механизмы разрушения аустенитной стали, претерпевшей $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение.

7. Сформулирован критерий $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, приводящего к появлению вязко-хрупкого перехода в изначально аустенитном материале. В качестве критерия выбрано критическое значение радиационного распухания $S_{\text{крит}}$.

8. Определено значение $S_{\text{крит}}$ для стали 08X18H10T и металла шва: $S_{\text{крит}} = 7\%$. Полученное значение $S_{\text{крит}}$ предлагается использовать при оценке прочности элементов ВКУ в качестве критерия образования зон предельного охрупчивания по механизму $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

ГЛАВА 4. ОПРЕДЕЛЕНИЕ И ПРОГНОЗИРОВАНИЕ ПРОЧНОСТНЫХ ХАРАКТЕРИСТИК, ПЛАСТИЧНОСТИ И ДЕФОРМАЦИОННОГО УПРОЧНЕНИЯ МАТЕРИАЛОВ ВКУ ВВЭР

Ясно, что для расчетной оценки прочности и ресурса элементов ВКУ необходимо знать механические свойства их материалов, а также учитывать деградацию материалов в процессе эксплуатации вследствие воздействия потока нейтронов и температуры эксплуатации. В качестве примера можно отметить, что предел текучести и деформационное упрочнение материала используются для расчета напряженно-деформированного состояния (НДС) в элементах ВКУ и для прогнозирования статической трещиностойкости (как будет показано в главе 5 настоящей диссертации). Критическая деформация разрушения и характеристики прочности используются, как показано в главе 2, для анализа зарождения трещин по механизму усталости с помощью кривых усталости.

На момент написания настоящей диссертации, как в России, так и за рубежом, проведено множество исследований влияния нейтронного облучения на аустенитные хромоникелевые нержавеющие стали. В тоже время данные по влиянию нейтронного облучения на механические свойства стали 08X18H10T и металла ее сварного шва, являющихся основными материалами ВКУ ВВЭР, крайне ограничены. Кроме того, отсутствуют зависимости для прогнозирования механических характеристик материалов ВКУ в процессе эксплуатации.

В рамках работ по настоящей главе были проведены исследования влияния нейтронного облучения на сталь 08X18H10T и ее металл шва, облученных до максимальной дозы 150 сна, и получены уравнения, позволяющие прогнозировать основные механические свойства и деформационное упрочнение этих материалов с учетом дозы нейтронного облучения, радиационного распухания и температуры эксплуатации.

Результаты оригинальных исследований, представленных в настоящей главе, опубликованы в работах [9, 10].

4.1 Методика исследования и материалы

Основные механические характеристики материалов ВКУ определялись на базе испытаний образцов из стали типа X18H10T (основного металла) и металла шва как в исходном (необлученном) состоянии, так и после облучения в реакторе БОР-60 при различных скоростях набора повреждающей дозы.

Для определения основных механических характеристик основного металла и металла шва ВКУ использовались гладкие цилиндрические образцы с диаметром рабочей части 3 мм и длиной рабочей части 13,6 и 15 мм. Образцы основного металла вырезались из горячекатаной

плиты из стали 08X18H10T в состоянии поставки (аустенитизация при 1050 °С, выдержка 2 ч., охлаждение на воздухе). Ось образцов совпадала с направлением проката. Образцы из металла шва вырезались из специально изготовленных сварных проб, которые представляли собой пластины толщиной 35 мм, сваренные ручной электродуговой сваркой электродами ЭА-400/10У на базе проволоки Св-04Х19Н11М3 диаметром 4 мм; пробы термообработке не подвергались, что соответствует технологии изготовления элементов ВКУ реакторов типа ВВЭР. Ось образцов совпадала с направлением сварки. Химический состав исследуемой стали 08X18H10T и металла шва представлен в таблице 3.1 в главе 3.

Облучение образцов проводили в специальных облучательных устройствах в потоке натрия в реакторе БОР-60 в ОАО "ГНЦ НИИАР". Большая часть образцов была подвергнута облучению при температуре $T_{\text{обл}}=320\div 340$ °С повреждающими дозами в интервале от 7 до 46 сна. Скорость набора повреждающей дозы составила около 15÷25 сна/год. Кроме того, часть образцов была облучена до повреждающей дозы 49 сна при температуре $T_{\text{обл}}=400\div 450$ °С, т.е. в интервале проявления заметного радиационного распухания [22], что позволило исследовать влияние вакансионной пористости на механические характеристики. Ранее в главе 3 по результатам исследований образцов, облученных до доз нейтронного облучения 46 и 49 сна при различных температурах, было изучено влияние $\gamma\rightarrow\alpha$ превращения на охрупчивание стали 08X18H10T.

Температура облучения $T_{\text{обл}}=320\div 340$ °С соответствовала температуре теплоносителя в реакторе БОР-60; температура $T_{\text{обл}}=400\div 450$ °С обеспечивалась подогревом теплоносителя за счет установленных на входе в сборку вольфрамовых стержней, сильно разогревающихся при облучении.

Испытания на статическое растяжение образцов в исходном и облученном состояниях проводили в "горячих камерах" лабораторий ФГУП "ЦНИИ КМ "Прометей" (г. Гатчина) на разрывной испытательной машине У-10 и ОАО "ГНЦ НИИАР" на испытательной машине 1236Р. Скорость нагружения в ходе испытаний составляла $\sim 10^{-3}$ с⁻¹. Испытания проводились в диапазоне температур 20÷450 °С. Для измерения диаметра шеек разрушенных образцов использовалась телевизионно-компьютерная установка, которая обеспечивала получение цифровых изображений половинок разрушенных образцов в нескольких проекциях, по которым и проводилось определение среднего значения диаметра.

По результатам испытаний определялись основные механические характеристики: предел текучести $\sigma_{0,2}$, временное сопротивление (предел прочности) σ_b , истинное сопротивление разрыву S_k , относительное равномерное удлинение δ_p , относительное полное удлинение δ_5 и относительное сужение после разрыва ψ .

В данной главе также использованы результаты испытаний плоских образцов на растяжение с длиной рабочей части 20 мм и толщиной 1 мм, вырезанных из граней чехлов экранных сборок реактора БОР-60 [132]. Чехлы были изготовлены из стали 12Х18Н10Т в аустенизированном состоянии. Химический состав стали 12Х18Н10Т приведен в таблице 4.1. Как видно из таблицы, эта сталь имеет более высокое содержание углерода, а по остальным элементам близка к стали 08Х18Н10Т.

Таблица 4.1 – Химический состав исследуемых материалов

Материал	C	Si	Mn	S	P	Cr	Ni	Mo	V	Ti
	вес. %									
Исследуемая сталь 12Х18Н10Т	0,11	0,56	0,95	0,014	0,026	17,80	9,90	0,10	-	0,78
12Х18Н10Т согласно ГОСТ 5632-72	≤ 0,12	≤ 0,8	≤ 2,0	≤ 0,020	≤ 0,035	17,0÷19,0	9,0÷11,0	-	-	5·C _C ÷0,8

*C_C – концентрация углерода, весовые %.

За время эксплуатации в течение 30 лет исследованные чехлы экранных сборок набрали максимальную повреждающую дозу 108 сна. Согласно оценкам [132] температура облучения T_{обл} материала чехлов на уровне центра активной зоны не превышала 340÷350 °С. Параметры облучения чехлов экранных сборок (температура, повреждающая доза, скорость набора повреждающей дозы и др.) близки к параметрам облучения ВКУ реакторов ВВЭР-1000. Это дает основание использовать результаты, полученные в ходе исследований свойств материала чехлов экранных сборок, при построении температурно-дозовых зависимостей механических свойств материалов ВКУ ВВЭР.

Использование плоских образцов не позволило корректно определить характеристики пластичности стали 12Х18Н10Т. Поэтому данные по образцам из данной стали использовались только при построении температурно-дозовых зависимостей характеристик прочности. Испытания проводили при температурах T_{исп} ≈ T_{обл}. Кроме того, для анализа были привлечены данные работ [133, 134], где представлены результаты исследований стали 12Х18Н10Т при меньших повреждающих дозах.

Радиационное распухание определялось до испытания образцов методом гидростатического взвешивания, описанным в главе 3.

4.2 Прочностные характеристики материалов ВКУ ВВЭР

4.2.1 Температурные зависимости прочностных характеристик материалов ВКУ ВВЭР в исходном состоянии

Для описания температурных зависимостей прочностных характеристик материалов ВКУ – стали 08X18H10T и металла ее шва, применен подход, использованный ранее для стали типа X18H9 в работе [6], ввиду близости их химического состава и структурного состояния.

В общем случае температурная зависимость предела текучести может быть представлена в виде уравнения, вытекающего из физической теории пластичности и широко применяемого для сталей различного класса, в том числе и аустенитного:

$$\sigma_{0,2}(T_{исп}) = \sigma_{YG} + \sigma_{YS}(T_{исп}), \quad (4.1)$$

где σ_{YG} – температурно-независимая (атермическая) компонента предела текучести; $\sigma_{YS}(T_{исп})$ – температурно-зависимая компонента предела текучести.

Атермическая компонента предела текучести обусловлена влиянием структурных составляющих (включений, карбидов, границ зерен и т.п.) на движение дислокаций при деформировании.

Температурно-зависимая компонента связана с диффузионными процессами, облегчающими движение дислокаций. При этом снижение предела текучести при увеличении температуры может быть хорошо описано зависимостью вида

$$\sigma_{YS}(T_{исп}) = \beta \cdot \exp(-h \cdot (T_{исп} + 273)), \quad (4.2)$$

где $T_{исп}$ – температура в °С; β и h – независимые от температуры константы материала.

Уравнение (4.2) было получено в физической теории пластичности на основе уравнения Аррениуса [135-137].

Идея подобного описания температурной зависимости связана с тем, что во многих работах [6, 127, 138, 139] показано, что как для сталей перлитного класса, так и для сталей аустенитного класса под облучением происходит увеличение только атермической компоненты предела текучести σ_{YG} . Вид температурной зависимости $\sigma_{YS}(T_{исп})$ при этом остается неизменным. Иначе говоря, под облучением происходит эквидистантный сдвиг зависимости $\sigma_{0,2}(T_{исп})$ в область более высоких напряжений.

Температурную зависимость предела прочности материала в исходном состоянии в диапазоне $T_{исп}=20\div 450$ °С, согласно [6] по аналогии с (4.1) и (4.2), можно описать уравнением

$$\sigma_B(T_{исп}) = a_B + b_B \cdot \exp(-h_B \cdot T_{исп}). \quad (4.3)$$

где a_B , b_B и h_B – константы материала.

Экспериментально полученные данные по температурной зависимости предела текучести стали 08X18H10T в исходном состоянии были аппроксимированы уравнениями (4.1) и (4.2). Обработка данных показала, что зависимости $\sigma_{YS}(T_{исп})$ для стали 08X18H10T и стали X18H9 практически совпадают [6]. Это объясняется тем, что компонента $\sigma_{YS}(T_{исп})$ характеризует решеточное сопротивление движению дислокаций, которое одинаково для сталей близкого химического состава и структурного состояния [6, 140]. Поэтому коэффициенты β и h в (4.2) для стали 08X18H10T приняты такими же, как для стали типа X18H9 ($\beta = 239$ МПа, $h = 2,22 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$). В результате была получена следующая температурная зависимость предела текучести для стали 08X18H10T в исходном состоянии

$$\sigma_{0,2}^0(T_{исп}) = 155 + 239 \cdot \exp(-2,22 \cdot 10^{-3} \cdot (T_{исп} + 273)), \text{ МПа.} \quad (4.4)$$

В уравнении (4.4) и далее верхний индекс «0» обозначает характеристику материала в исходном состоянии.

Данные по температурной зависимости предела прочности стали 08X18H10T в исходном состоянии были аппроксимированы уравнением (4.3). В результате была получена следующая температурная зависимость предела прочности для диапазона $T_{исп} = 20 \div 450^\circ\text{C}$

$$\sigma_{\text{в}}^0(T_{исп}) = 350 + 247 \cdot \exp(-6,6 \cdot 10^{-3} \cdot T_{исп}), \text{ МПа.} \quad (4.5)$$

Температурная зависимость предела текучести металла сварных швов также может быть удовлетворительно описана уравнениями (4.1) и (4.2). Обработка полученных экспериментальных данных позволила определить параметры, входящие в эти уравнения, и получить зависимость

$$\sigma_{0,2}^0(T_{исп}) = 255 + 420 \cdot \exp(-2,22 \cdot 10^{-3} \cdot (T_{исп} + 273)), \text{ МПа.} \quad (4.6)$$

Для описания температурной зависимости предела прочности металла сварных швов, так же как и для стали 08X18H10T, может быть использовано уравнение вида (4.3). Обработка полученных экспериментальных данных позволила определить в диапазоне $T_{исп} = 20 \div 450^\circ\text{C}$ температурную зависимость предела прочности для металла шва в исходном состоянии

$$\sigma_{\text{в}}^0(T_{исп}) = 439 + 222 \cdot \exp(-9,74 \cdot 10^{-3} \cdot T_{исп}), \text{ МПа} \quad (4.7)$$

На рисунке 4.1 приведены полученные температурные зависимости предела текучести и предела прочности для стали 08X18H10T и металла ее шва в исходном состоянии.

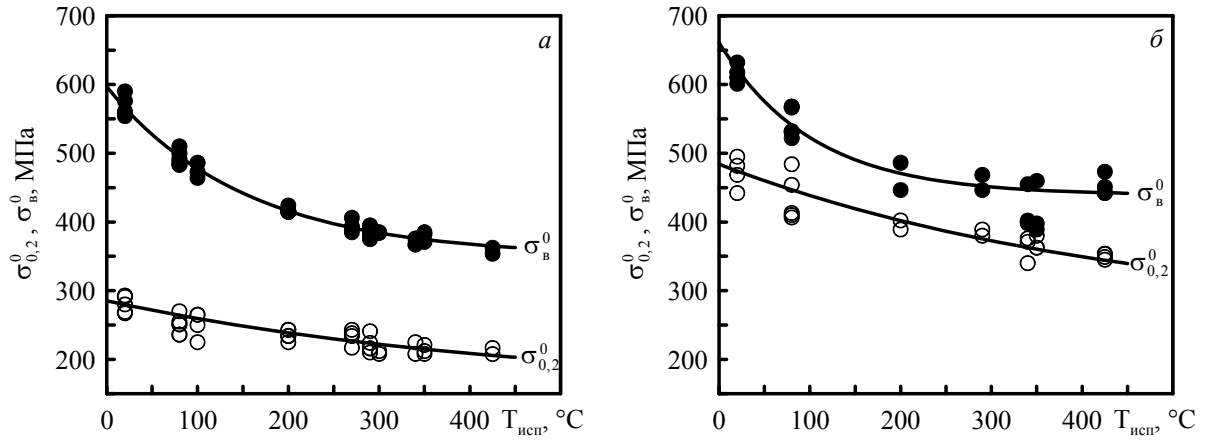


Рисунок 4.1 – Температурные зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}^0$ и предела прочности σ_b^0 для материалов ВКУ в исходном состоянии:
а – сталь 08X18N10T; б – металл сварного шва

4.2.2 Температурно-дозовые зависимости прочностных характеристик основного металла ВКУ ВВЭР в облученном состоянии

Известно, что у аустенитных сталей под облучением происходит радиационное упрочнение – увеличение предела текучести и предела прочности. Согласно работе [6], облучение влияет на атермическую компоненту предела текучести. При этом температурную зависимость предела текучести в облученном состоянии можно описать эквидистантным сдвигом температурной зависимости предела текучести в исходном состоянии на величину прироста предела текучести $\Delta\sigma_{YG}$. При фиксированной температуре облучения температурно-дозовую зависимость предела текучести можно представить в виде

$$\sigma_{0,2}(T_{исп}, D) = \sigma_{0,2}^0(T_{исп}) + \Delta\sigma_{YG}(D). \quad (4.8)$$

Как уже отмечалось в главе 1, радиационное упрочнение связано с образованием барьеров для движения дислокаций в процессе нейтронного облучения, коими, в первую очередь, являются дислокационные петли. Известно, что зависимость плотности дислокационных петель от повреждающей дозы нейтронов имеет насыщение, поскольку при высоких значениях дозы наступает динамическое равновесие между процессом генерации петель и их аннигиляции. Можно предположить, что зависимость приращения предела текучести и предела прочности от повреждающей дозы тоже имеет насыщение. Исходя из этого в работах [6, 141] предложен следующий вид уравнения для описания прироста атермической компоненты предела текучести

$$\Delta\sigma_{YG}(D) = A_{\sigma_{0,2}} \cdot \sqrt{1 - \exp(-C_{\sigma_{0,2}} \cdot D)}, \quad (4.9)$$

где $A_{\sigma_{0,2}}$ и $C_{\sigma_{0,2}}$ – параметры материала.

Следует отметить, что в случае малых доз нейтронного облучения, когда заведомо отсутствует насыщение зависимости радиационного упрочнения, эта зависимость может быть успешно описана степенным уравнением. Такой подход, например, используется при прогнозировании прочностных свойств металла аустенитной наплавки корпусов реакторов ВВЭР-1000 [127].

На рисунке 4.2 приведены экспериментальные данные по пределу текучести стали 08X18H10T в исходном и облученном до различных повреждающих доз ($7 \div 46$ сна) состояниях, а также их аппроксимация зависимостями (4.1) и (4.2). При аппроксимации принималось, что нейтронное облучение не влияет на зависимость $\sigma_{YS}(T_{исп})$.

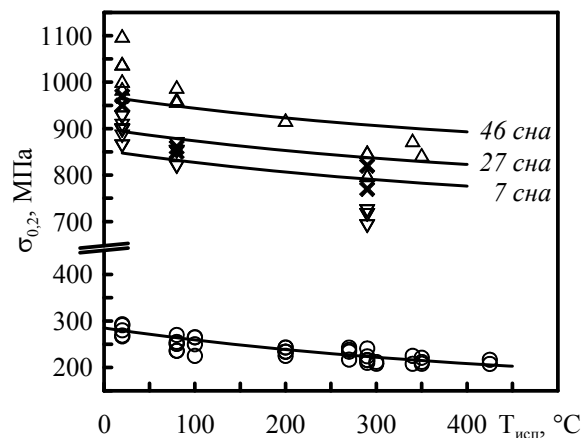


Рисунок 4.2 – Температурные зависимости предела текучести стали 08X18H10T в исходном и облученном состояниях: точки – экспериментальные данные (\circ – исходное состояние, ∇ – 7 сна, \times – 27 сна, \triangle – 46 сна.); линии – аппроксимация уравнениями (4.1) и (4.2) с коэффициентами $\beta = 239$ МПа, $h = 2,22 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$.

Как видно из рисунка 4.2, эквидистантный сдвиг температурной зависимости предела текучести стали 08X18H10T в исходном состоянии не позволяет корректно описать температурную зависимость предела текучести для облученного состояния. В то же время температурные зависимости предела текучести облученной стали 08X18H10T эквидистантны друг относительно друга и отличаются только атермической компонентой.

Это можно интерпретировать следующим образом. Согласно полученным данным при дозах до 7 сна в аустенитной стали 08X18H10T происходят структурно-фазовые изменения, приводящие не только к увеличению атермической компоненты предела текучести σ_{YG} , но и к изменению формы температурной зависимости предела текучести, то есть к изменению компоненты $\sigma_{YS}(T_{исп})$.

Для прогнозирования зависимости предела текучести стали 08X18H10T от температуры испытаний $T_{исп}$ и повреждающей дозы D предлагается использовать подход, базирующийся на следующих положениях.

а) Прирост атермической компоненты $\Delta\sigma_{YG}$ предела текучести в диапазоне доз от 0 до D описывается уравнением (4.9).

б) Существует такая повреждающая доза D^* , что при $D \geq D^*$ температурно-зависимая компонента предела текучести $\sigma_{YS}(T_{исп})$ не зависит от уровня дозы D . В этом случае прирост предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}$ равен $\Delta\sigma_{YG}$.

в) Прирост предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}^*(D)$ при изменении дозы от D^* до $D > D^*$ согласно (4.9) может быть рассчитан по формуле

$$\Delta\sigma_{0,2}^*(D) = A_{\sigma_{0,2}} \cdot \left(\sqrt{1 - \exp(-C_{\sigma_{0,2}} \cdot D)} - \sqrt{1 - \exp(-C_{\sigma_{0,2}} \cdot D^*)} \right). \quad (4.10)$$

г) В диапазоне доз от 0 до D^* температурно-зависимая компонента предела текучести $\sigma_{YS}(T_{исп})$ является функцией дозы D . В этом случае $\Delta\sigma_{0,2}$ не равен $\Delta\sigma_{YG}$.

д) Прирост предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}^T(T_{исп}, D)$ при изменении дозы от 0 до D^* может быть рассчитан из уравнения (4.9), в котором параметр $A_{\sigma_{0,2}}$ принимается зависящим от $T_{исп}$, обозначается, как $A_{\sigma_{0,2}}^T$ и рассчитывается по формуле

$$A_{\sigma_{0,2}}^T = \frac{\sigma_{0,2}^*(T_{исп}) - \sigma_{0,2}^0(T_{исп})}{\sqrt{1 - \exp(-C_{\sigma_{0,2}} \cdot D^*)}}, \quad (4.11)$$

где $\sigma_{0,2}^*(T_{исп})$ – температурная зависимость предела текучести при дозе $D=D^*$.

е) Значение предела текучести в облученном состоянии рассчитывается по формуле

$$\sigma_{0,2}(T_{исп}, D) = \begin{cases} \sigma_{0,2}^0(T_{исп}) + \Delta\sigma_{0,2}^T(T_{исп}, D) & \text{при } D < D^* \\ \sigma_{0,2}^*(T_{исп}) + \Delta\sigma_{0,2}^*(D) & \text{при } D \geq D^* \end{cases}. \quad (4.12)$$

Согласно полученным экспериментальным данным температурные зависимости $\sigma_{0,2}(T_{исп})$ эквидистанты при дозах $D \geq 7$ сна (рисунок 4.2), поэтому было принято $D^* = 7$ сна.

Базируясь на этих положениях можно определить значения параметров $A_{\sigma_{0,2}}$ и $C_{\sigma_{0,2}}$, а также параметры зависимости $\sigma_{0,2}^*(T_{исп})$ на основании данных, полученных для сталей 08X18H10T и 12X18H10T. Поскольку сталь 12X18H10T испытывалась при $T_{исп} = T_{обл}$, где $T_{обл} = 320 \div 360$ °С, целесообразно рассматривать результаты испытаний для стали 08X18H10T в близком диапазоне температур испытаний. Для обеспечения статистической представительности будем использовать результаты испытаний для стали 08X18H10T в диапазоне температур $T_{исп} = 290 \div 350$ °С. В этом узком диапазоне температур испытаний различие σ_{YS} для необлученного и облученного материала достаточно мало по сравнению с σ_{YG} . Поэтому можно принять, что под облучением изменяется только атермическая компонента предела текучести σ_{YG} , а σ_{YS} остается неизменной. Следовательно, для рассматриваемого

случая допустимо использовать уравнение (4.9) вместо уравнения (4.10), принимая при этом, что $\Delta\sigma_{0,2} = \Delta\sigma_{YG}$.

Аппроксимируя данные для сталей 08X18H10T и 12X18H10T зависимостью (4.9) получим следующие выражения для описания $\Delta\sigma_{0,2}(D)$ (рисунок 4.3)

$$\text{для стали 08X18H10T: } \Delta\sigma_{0,2}(D) = 612 \cdot \sqrt{1 - \exp(-0,143 \cdot D)}, \text{ МПа,} \quad (4.13)$$

$$\text{для стали 12X18H10T: } \Delta\sigma_{0,2}(D) = 881 \cdot \sqrt{1 - \exp(-0,094 \cdot D)}, \text{ МПа.} \quad (4.14)$$

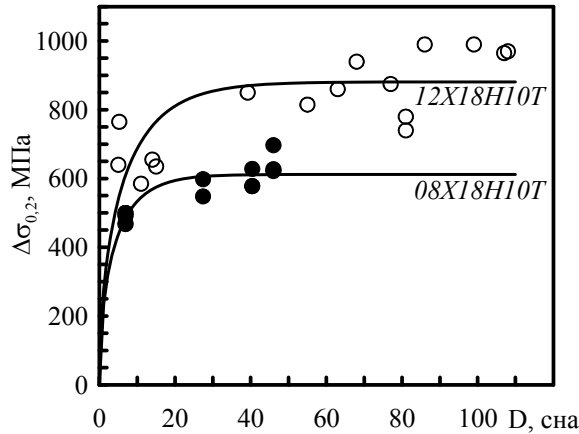


Рисунок 4.3 – Зависимость прироста предела текучести от повреждающей дозы:

- – сталь 08X18H10T, $T_{\text{обл}}=320-340^{\circ}\text{C}$, $T_{\text{исп}}=290\div 350^{\circ}\text{C}$,
- – сталь 12X18H10T, $T_{\text{обл}}=T_{\text{исп}}=320\div 360^{\circ}\text{C}$

Анализируя зависимости (4.13) и (4.14) можно отметить более сильное радиационное упрочнение стали 12X18H10T по сравнению со сталью 08X18H10T. По-видимому, это связано с большим количеством углерода в стали 12X18H10T, вследствие чего при облучении создается более развитая карбидная структура, препятствующая движению дислокаций, и, следовательно, увеличивающая предел текучести материала.

Для объединения данных по сталям 08X18H10T и 12X18H10T нормируем их по значениям максимального прироста предела текучести для каждой стали. Для этого отнесем значения прироста предела текучести к соответствующим значениям $A_{\sigma_{0,2}}$, полученным для каждой стали. Нормированные данные для обеих сталей показаны на рисунок 4.4.

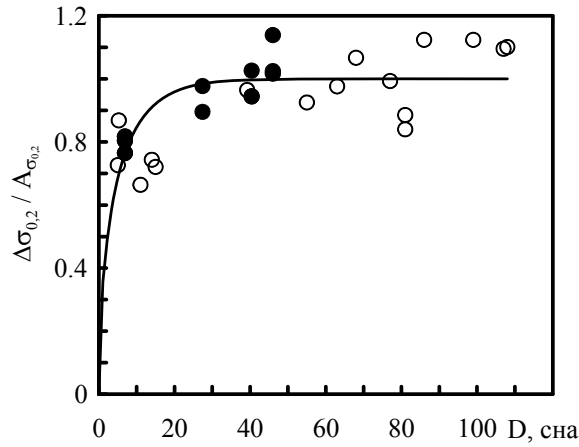


Рисунок 4.4 – Зависимость нормированного прироста предела текучести от повреждающей дозы: ● – сталь 08X18N10T, ○ – сталь 12X18N10T, линия – аппроксимация уравнением вида (4.9)

Как видно из рисунка 4.4 в нормированном виде данные по сталям 08X18N10T и 12X18N10T лежат в одной полосе разброса и должны иметь близкие значения коэффициента $C_{\sigma_{0,2}}$, отражающего интенсивность прироста предела текучести под облучением. При аппроксимации общего массива нормализованных данных зависимостью (4.9) был определен коэффициент $C_{\sigma_{0,2}} = 0,126 \text{ сна}^{-1}$. Обработка данных по приросту предела текучести для стали 08X18N10T уравнением (4.9) при $C_{\sigma_{0,2}} = 0,126 \text{ сна}^{-1}$ дает значение $A_{\sigma_{0,2}} = 621 \text{ МПа}$.

При известных значениях $A_{\sigma_{0,2}}$ и $C_{\sigma_{0,2}}$ зависимость $\sigma_{0,2}^*(T_{\text{исп}})$ определялась следующим образом. Был сформирован массив из трех наборов данных: $\sigma_{0,2}^{(7)}(T_{\text{исп}})$, $\sigma_{0,2}^{(27)}(T_{\text{исп}}) - \Delta\sigma_{0,2}^*(27)$ и $\sigma_{0,2}^{(46)}(T_{\text{исп}}) - \Delta\sigma_{0,2}^*(46)$, где $\sigma_{0,2}^{(7)}$, $\sigma_{0,2}^{(27)}$ и $\sigma_{0,2}^{(46)}$ - экспериментальные значения предела текучести стали при повреждающих дозах 7, 27 и 46 сна соответственно; $\Delta\sigma_{0,2}^*(27)$ и $\Delta\sigma_{0,2}^*(46)$ - прирост предела текучести, рассчитанный по формуле (4.10) для повреждающих доз 27 и 46 сна. В качестве $\sigma_{0,2}^*(T_{\text{исп}})$ принималась аппроксимация всех трех наборов данных формулами (4.1) и (4.2). В результате обработки получена следующая зависимость

$$\sigma_{0,2}^*(T_{\text{исп}}) = 650 + 1405 \cdot \exp(-5,9 \cdot 10^{-3} \cdot (T_{\text{исп}} + 273)), \text{ МПа.} \quad (4.15)$$

Согласно работе [6] температурно-дозовую зависимость предела прочности материала в облученном состоянии можно описать зависимостью, сходной с температурно-дозовой зависимостью предела текучести (4.9), то есть зависимостью вида

$$\sigma_b(T_{\text{исп}}, D) = \sigma_b^0(T_{\text{исп}}) + \Delta\sigma_b(D). \quad (4.16)$$

Прирост предела прочности может быть описан уравнением вида [6]:

$$\Delta\sigma_b(D) = A_{\sigma_b} \cdot \sqrt{1 - \exp(-C_{\sigma_b} \cdot D)}. \quad (4.17)$$

Для прогнозирования предела прочности основного металла ВКУ – стали 08X18H10T, до величины повреждающей дозы 108 сна используем следующий подход с использованием данных для стали 12X18H10T. Как известно, предел прочности, также как и предел текучести выходит на насыщение при высоких дозах облучения. При этом при высоких дозах вследствие ранней локализации деформации предел прочности близок к пределу текучести. Вычислим разницу между пределом прочности и пределом текучести в зависимости от дозы. На рисунке 4.5 приведена зависимость разности предела текучести и предела прочности для сталей 08X18H10T и 12X18H10T, облученных до различных повреждающих доз при $T_{обл}=320\div360^\circ\text{C}$.

Как видно из рисунка 4.5 при дозе выше 40 сна и температурах испытаний 80°C и выше разница между пределом прочности и пределом текучести практически не меняется и не превышает 50 МПа как для стали 08X18H10T, так и для стали 12X18H10T. Это позволяет предположить, что при повышении дозы вплоть до 108 сна разность предела прочности и предела текучести для стали 08X18H10T будет близка к таковой для стали 12X18H10T.

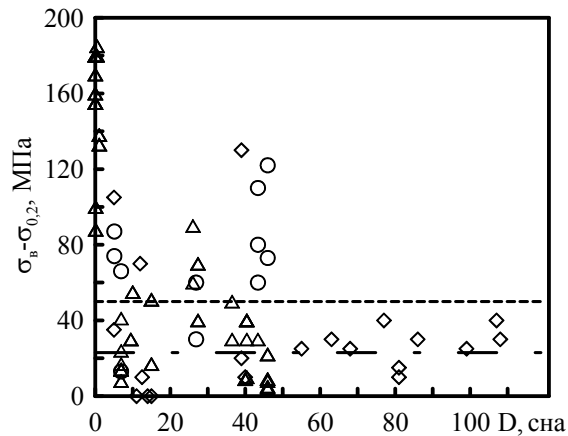


Рисунок 4.5 – Дозовая зависимость $(\sigma_{\text{в}}-\sigma_{0,2})$ для сталей 08X18H10T и 12X18H10T: точки – данные для сталей: \diamond – 12X18H10T, при $T_{обл}=T_{исп}=320\div360^\circ\text{C}$; \circ – 08X18H10T при $T_{обл}=320\div340^\circ\text{C}$, $T_{исп}=20^\circ\text{C}$; \triangle – 08X18H10T, при $T_{обл}=320\div340^\circ\text{C}$, $T_{исп}=80\div350^\circ\text{C}$; пунктир отвечает максимуму $(\sigma_{\text{в}}-\sigma_{0,2})$ в диапазоне $D=40\div108$ сна и $T_{исп} \geq 80^\circ\text{C}$; штрихпунктир отвечает величине $(\sigma_{\text{в}}-\sigma_{0,2})_{\text{med}}$ в диапазоне $D=40\div108$ сна и $T_{исп} \geq 80^\circ\text{C}$

Тогда максимальный прирост предела прочности $A_{\sigma_{\text{в}}}$ стали 08X18H10T можно вычислить как

$$A_{\sigma_{\text{в}}} = A_{\sigma_{0,2}} + \sigma_{0,2}^0(T_{исп}) - \sigma_{\text{в}}^0(T_{исп}) + (\sigma_{\text{в}}-\sigma_{0,2})_{\text{med}}, \quad (4.18)$$

где $(\sigma_{\text{в}}-\sigma_{0,2})_{\text{med}}$ – средняя разность предела прочности и предела текучести для обеих сталей при дозе выше 40 сна.

Для температуры испытаний, равной 20°C , разница пределов прочности и текучести выше и достигает 125 МПа даже при значительных дозах $40\div46$ сна. Это, по-видимому, объясняется наличием мартенсита деформации, образующимся при испытании облученных

образцов при комнатной температуре [12, 13]. Мартенсит увеличивает деформационное упрочнение стали, повышая предел прочности облученного основного металла.

Для описания прироста предела прочности стали 08X18H10T воспользуемся данными, полученными при испытаниях образцов при $T_{исп}=80\div350$ °С. Средняя разность для обеих сталей при дозе выше 40 сна ($\sigma_B - \sigma_{0,2}$)_{med} = 22 МПа.

В качестве температуры $T_{исп}$ примем среднее значение температуры испытаний для стали 12X18H10T при которой определено значение ($\sigma_B - \sigma_{0,2}$)_{med}; это значение составляет 340 °С. Подставляя в (4.18) уравнения (4.4) и (4.5) и $A_{\sigma_{0,2}} = 621$ МПа, получим $A_{\sigma_B} = 483$ МПа.

Аппроксимируя данные по приросту предела прочности стали 08X18H10T при $T_{исп}=80\div350$ °С уравнением (4.17) при $A_{\sigma_B} = 483$ МПа получим $C_{\sigma_B} = 0,11$ (см. рисунок 4.6). Исходя из этого зависимость прироста предела прочности стали 08X18H10T от повреждающей дозы вплоть до 108 сна при $T_{обл}=320\div340$ °С можно описать уравнением

$$\Delta\sigma_B(D) = 483 \cdot \sqrt{1 - \exp(-0,11 \cdot D)}, \text{ МПа.} \quad (4.19)$$

На рисунке 4.7 представлено сопоставление экспериментальных данных с температурными зависимостями пределов текучести и прочности для стали 08X18H10T в исходном и облученном до 46 сна состояниях. При расчете зависимостей использованы значения параметров $A_{\sigma_{0,2}} = 621$ МПа и $C_{\sigma_{0,2}} = 0,126$ сна⁻¹.

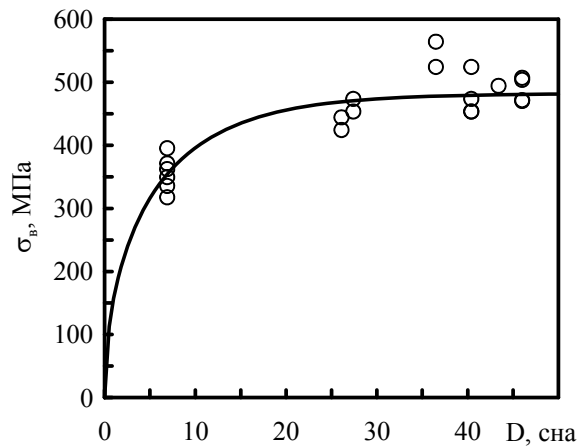


Рисунок 4.6 – Аппроксимация данных по приросту предела прочности стали 08X18H10T для различных повреждающих доз при $T_{обл}=320\div340$ °С и $T_{исп}=80\div350$ °С зависимостью (4.17) с $A_{\sigma_B} = 483$ МПа.

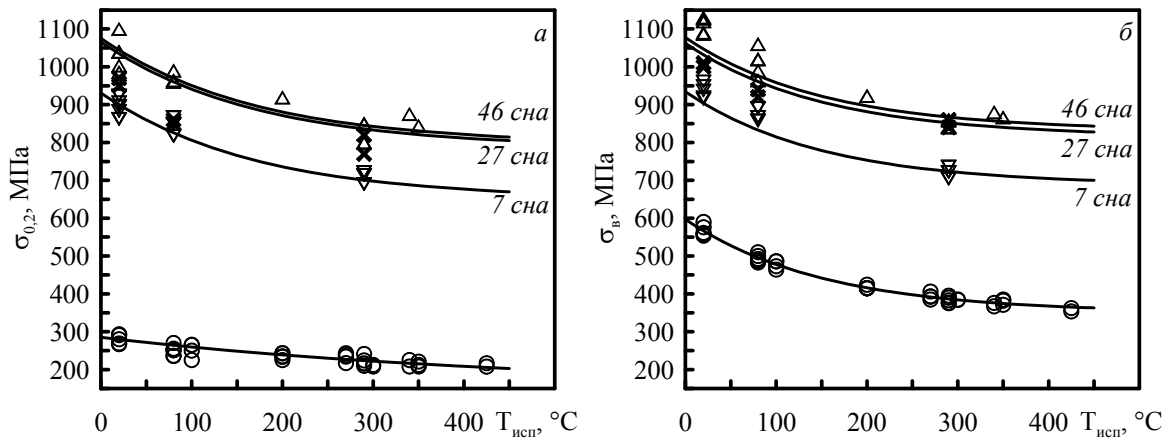


Рисунок 4.7 – Температурные зависимости предела текучести (а) и прочности (б) для стали 08X18N10T в исходном и облученных состояниях:

точки – экспериментальные данные (○ – исходное состояние, ▽ – 7 сна, × – 27 сна, △ – 46 сна); линии – полученные температурно-дозовые зависимости предела текучести и предела прочности

4.2.3 Температурно-дозовые зависимости прочностных характеристик металла шва ВКУ ВВЭР в облученном состоянии

Проведенные исследования показывают, что металл шва обладает большей стабильностью и большим запасом аустенитности по сравнению со сталью 08X18N10T. Поэтому нейтронное облучение не приводит к значимым структурно-фазовым превращениям в металле шва и не изменяет температурно-зависимую компоненту предела текучести.

На рисунке 4.8а представлены температурные зависимости предела текучести для металла шва в исходном (необлученном) и облученном до различных повреждающих доз состояниях. Как видно из рисунка, при увеличении дозы нейронного облучения увеличивается только атермическая компонента предела текучести, а термоактивационная компонента остается неизменной. Кроме того, поскольку для доз 7÷46 сна температурные зависимости предела текучести металла шва лежат очень близко друг к другу, можно предположить, что для металла шва приращение предела текучести близко к насыщению уже при дозе 7 сна.

Поскольку форма кривой температурной зависимости предела текучести для металла шва не изменяется под облучением, температурно-дозовую зависимость предела текучести можно описать уравнениями (4.8) и (4.9), а для определения зависимости $\Delta\sigma_{YG}(D)$ можно использовать данные, полученные при различных температурах испытаний. Обработка экспериментальных данных по приращению предела текучести металла шва, облученного при $T_{обл}=320\div340$ °C дает

$$\Delta\sigma_{YG}(D) = 498 \cdot \sqrt{1 - \exp(-0,3 \cdot D)}, \text{ МПа.} \quad (4.20)$$

На рисунке 4.8б представлены температурные зависимости предела прочности металла шва в исходном и облученном до различных доз (7÷46 сна) состояниях. Также как и для предела текучести металла шва можно отметить, что температурную зависимость предела

прочности в облученном состоянии можно описать эквидистантным сдвигом зависимости в исходном состоянии на величину прироста предела прочности под облучением.

Аппроксимация экспериментальных данных по приросту предела прочности при различных повреждающих дозах при $T_{обл}=320\div340\text{ }^\circ\text{C}$ уравнением (4.17) дает

$$\Delta\sigma_B(D) = 440 \cdot \sqrt{1 - \exp(-0,25 \cdot D)}, \text{ МПа.} \quad (4.21)$$

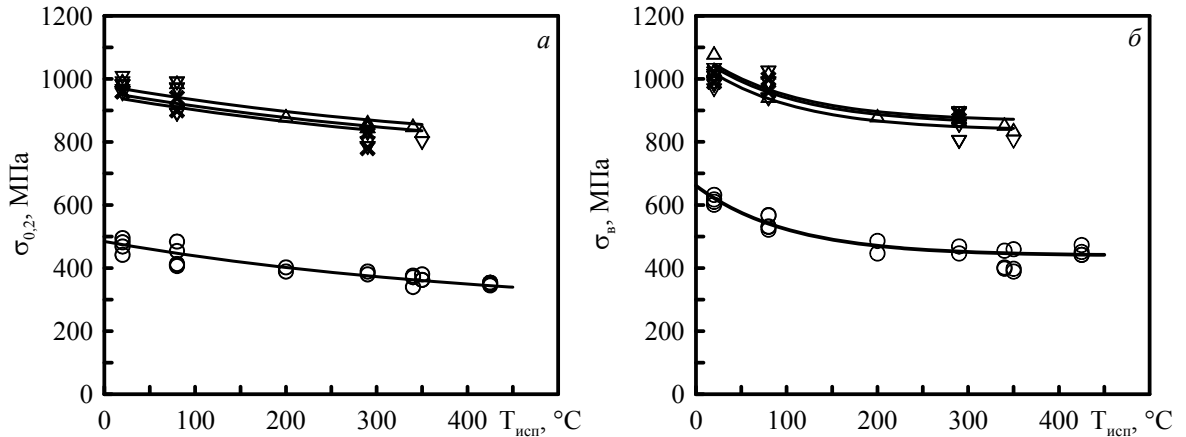


Рисунок 4.8 – Температурные зависимости предела текучести (а) и предела прочности (б) металла шва стали 08X18N10T в исходном и облученных состояниях: точки – экспериментальные данные (○ – исходное состояние, ▽ – 7 сна, × – 27 сна, △ – 40÷46 сна); линии – аппроксимация уравнениями (4.1) и (4.3)

На рисунке 4.9 приведены экспериментальные данные по приростам предела текучести и предела прочности металла шва, облученного до различных доз и испытанного при различных температурах.

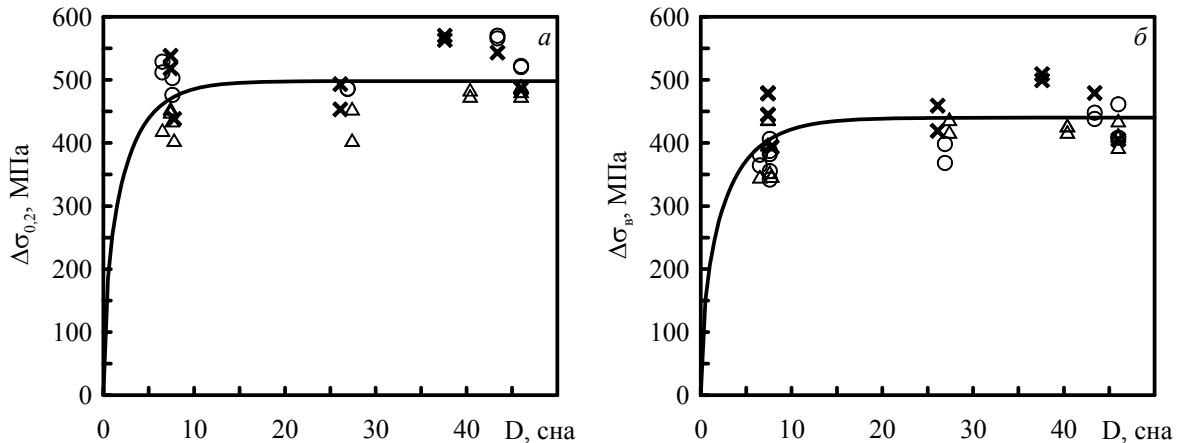


Рисунок 4.9 – Дозовая зависимость прироста предела текучести (а) и предела прочности (б) металла шва стали 08X18N10T для различных температур испытаний и $T_{обл}=320\div340\text{ }^\circ\text{C}$: точки – экспериментальные данные (○ – $T_{исп} = 20\text{ }^\circ\text{C}$, × – $T_{исп} = 80\text{ }^\circ\text{C}$, △ – $T_{исп} = 290\text{ }^\circ\text{C}$), линия – аппроксимация данных: а - уравнением (4.20), б - уравнением (4.21)

4.2.4 Влияние температуры облучения на прочностные свойства материалов ВКУ ВВЭР

Полученные температурно-дозовые зависимости пределов текучести и прочности для материалов ВКУ ВВЭР – стали 08X18H10T и металла ее шва, справедливы для температур облучения $T_{\text{обл}}=320\div340$ °С.

Для прогнозирования прочностных характеристик при температурах облучения вплоть до 450 °С, что полностью перекрывает диапазон температур эксплуатации элементов ВКУ, рассмотрим влияние температуры облучения на предел текучести и предел прочности.

В работах [6, 142-145] для аустенитных сталей типа X18H9 показано, что прирост предела текучести зависит от температуры облучения, причем максимальное значение радиационного упрочнения наблюдается в диапазоне $T_{\text{обл}} \approx 280\div370$ °С. При более высоких температурах облучения наблюдается снижение прироста предела текучести. Поскольку для облученной аустенитной стали предел текучести близок к пределу прочности, аналогичная тенденция наблюдается и для прироста предела прочности. Совпадение температуры начала снижения радиационного упрочнения 370 °С с нижней границей температурного диапазона 370÷550 °С интенсивного радиационного распухания сталей типа X18H9 и X18H10T [22], дает основание полагать, что причиной снижения радиационного упрочнения с увеличением температуры облучения может служить радиационное распухание материала.

Оценим возможное влияние распухания, обусловленного вакансионной пористостью, на прочностные свойства материала. Для этого введем эффективное напряжение σ^{eff} , действующее в нетто-сечении образца с внутренними полостями, которое можно выразить как

$$\sigma^{\text{eff}} = \frac{\sigma}{(1-\bar{A}_v)}, \quad (4.22)$$

где σ – напряжение, действующее на образец (в конструкции для этого напряжения выполняется условие равновесия); \bar{A}_v – относительная площадь пор.

Как было показано в главе 1, если принять, что вакансионные поры имеет кубическую форму и распределены равномерно по объему, величину \bar{A}_v как функцию распухания S можно описать зависимостью

$$\bar{A}_v = \left(\frac{S}{1+S} \right)^{2/3}. \quad (4.23)$$

Сравним σ^{eff} для образцов, облученных при различной температуре, с распуханием и без него. Для этого используем данные по металлу шва, облученного до близких доз при двух разных температурах, представленные в главе 3. Первая группа образцов была облучена при $T_{\text{обл}}=330\div340$ °С дозой 46 сна и имела распухание, близкое к нулю (состояние после НТО в главе 3). Вторая группа образцов была облучена при $T_{\text{обл}}=400\div450$ °С дозой 49 сна и имела

значительное распухание: от 3% до 7% (состояние после НТО в главе 3). Следует отметить, что использовать данные по стали 08X18H10T не представляется возможным, так как после облучения при $T_{\text{обл}}=400\div 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ до дозы 49 сна ввиду значительного распухания сталь 08X18H10T претерпела $\gamma\rightarrow\alpha$ превращение. Полученные после этого превращения прочностные характеристики некорректно сравнивать с характеристиками при отсутствии превращения, поскольку после $\gamma\rightarrow\alpha$ превращения материал нельзя рассматривать как облученную аустенитную сталь.

На рисунке 4.10 представлены температурные зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}$ и эффективного предела текучести $\sigma_{0,2}^{\text{eff}}$ (см. рисунок 4.10а), а также предела прочности $\sigma_{\text{в}}$ и эффективного предела прочности $\sigma_{\text{в}}^{\text{eff}}$ (см. рисунок 4.10б) для металла шва, облученного при $330\div 340\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $400\div 450\text{ }^{\circ}\text{C}$. Как видно из этих рисунков, значения как $\sigma_{0,2}^{\text{eff}}$, так и $\sigma_{\text{в}}^{\text{eff}}$ для металла шва, облученного при различных температурах, практически совпадают. Это значит, что падение прочностных характеристик, происходящее с повышением температуры облучения до $400\div 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ связано с уменьшением нетто-сечения за счет вакансионных пор, приводящих к распуханию. Стоит отметить, что в отличие от аустенитных сталей, для корпусных сталей бейнитного класса (15X2МФА, 15X2НМФА) при отсутствии радиационного распухания наблюдается сильное влияние температуры облучения в рассматриваемом диапазоне. По-видимому, это связано с более низкой энергией дефекта упаковки $E_{\text{ду}}$ в сталях с ГЦК решеткой по сравнению со сталями с ОЦК решеткой. Поскольку при облучении происходит частичный самоотжиг радиационных дефектов, при более высокой $E_{\text{ду}}$ требуется меньшее повышение температуры (тепловой энергии) для интенсификации перестройки дислокационной структуры и самоотжига дефектов, приводящего к снижению радиационного упрочнения материала.

Исходя из этого, значения предела текучести и предела прочности материалов ВКУ в диапазоне температур облучения $T_{\text{обл}}=330\div 450\text{ }^{\circ}\text{C}$ можно прогнозировать используя зависимости

$$\sigma_{0,2}(T_{\text{исп}}, D, T_{\text{обл}}) = \sigma_{0,2}^{\text{eff}}(T_{\text{исп}}, D) \cdot (1 - \bar{A}_{\text{в}}(D, T_{\text{обл}})), \quad (4.24)$$

$$\sigma_{\text{в}}(T_{\text{исп}}, D, T_{\text{обл}}) = \sigma_{\text{в}}^{\text{eff}}(T_{\text{исп}}, D) \cdot (1 - \bar{A}_{\text{в}}(D, T_{\text{обл}})), \quad (4.25)$$

где $\sigma_{0,2}^{\text{eff}}$ и $\sigma_{\text{в}}^{\text{eff}}$ – эффективные значения предела текучести и прочности основного металла или металла шва; $\bar{A}_{\text{в}}(D, T_{\text{обл}})$ – относительная площадь пор, рассчитанная по (4.23).

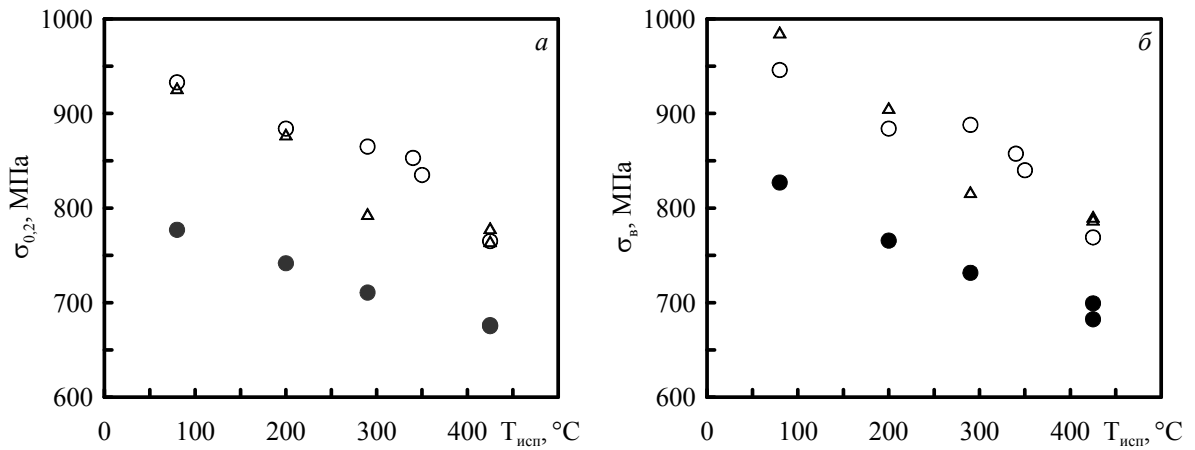


Рисунок 4.10 – Температурные зависимости экспериментальных и эффективных значений предела текучести (а) и предела прочности (б) металла шва стали 08X18N10T с распуханием и без: экспериментальные данные \circ – при $S=0\%$, $T_{\text{обл}}=320\div 340\text{ }^{\circ}\text{C}$, \bullet – при $S=3\div 7\%$, $T_{\text{обл}}=400\div 450\text{ }^{\circ}\text{C}$; (а): \circ – $\sigma_{0,2}^{\text{eff}} = \sigma_{0,2}$, \bullet – $\sigma_{0,2}$, \triangle – $\sigma_{0,2}^{\text{eff}}$ при $S=3\div 7\%$; (б): \circ – $\sigma_B^{\text{eff}} = \sigma_B$, \bullet – σ_B , \triangle – σ_B^{eff} при $S=3\div 7\%$,

Поскольку, как показано в главе 3, в диапазоне температур облучения $320\div 340\text{ }^{\circ}\text{C}$ в стали 08X18N10T и металле ее шва распухание практически отсутствует, в качестве эффективных значений пределов текучести и прочности можно использовать значения, полученные согласно приведенным выше зависимостям для $T_{\text{обл}}=320\div 340\text{ }^{\circ}\text{C}$.

4.3 Диаграммы деформирования материалов ВКУ ВВЭР

4.3.1 Определение параметров диаграммы деформирования материала

Решение задачи о напряженно-деформированном состоянии материала требует знания характеристик, описывающих диаграммы деформирования при различных условиях облучения и испытания.

Для аппроксимации диаграмм деформирования стали при температуре испытания $T_{\text{исп}}$ в исходном состоянии и после облучения повреждающей дозой D при температуре $T_{\text{обл}}$ используется степенное уравнение вида [100]

$$\sigma_{\text{eq}} = \sigma_{0,2}(T_{\text{исп}}, D, T_{\text{обл}}) + A(T_{\text{исп}}, D, T_{\text{обл}}) \cdot (\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p)^{n(T_{\text{исп}}, D, T_{\text{обл}})}, \quad (4.26)$$

где σ_{eq} – эквивалентное напряжение (интенсивность напряжений); $\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p = \int d\varepsilon_{\text{eq}}^p$ – накопленная пластическая деформация (параметр Одквиста); $d\varepsilon_{\text{eq}}^p$ – интенсивность приращения пластической деформации; A и n – коэффициент и показатель деформационного упрочнения, в общем случае зависящие от температуры испытания, повреждающей дозы и температуры облучения.

Для построения диаграммы деформирования на основании испытаний гладких цилиндрических образцов определяются значения следующих характеристик прочности и пластичности [100]: $\sigma_{0,2}$, σ_B , S_k , δ_p и ψ . На основе полученных экспериментальных данных вычисляются параметры:

- равномерная пластическая деформация:

$$\varepsilon_{ul} = \ln(1 + \delta_p); \quad (4.27)$$

- истинный предел прочности σ_B^{true} :

$$\sigma_B^{true} = \sigma_B \cdot (1 + \delta_p); \quad (4.28)$$

- пластическая деформация в шейке образца в момент разрушения:

$$\varepsilon_f = -\ln(1 - \psi); \quad (4.29)$$

- напряжение на наружном волокне шейки образца в момент разрушения σ_{k0} [146]:

$$\sigma_{k0} = \begin{cases} \frac{S_k}{(1 + 2/k) \cdot \ln(1 + k/2)}, & \text{при } \varepsilon_f > \varepsilon_{ul}, \\ S_k, & \text{при } \varepsilon_f \leq \varepsilon_{ul} \end{cases}, \quad (4.30)$$

где

$$k = 3 \cdot \left[1 - \exp\left(\frac{-(\varepsilon_f - \varepsilon_{ul})}{3}\right) \right]. \quad (4.31)$$

По двум парам известных значений ($\sigma_{eq} = \sigma_B^{true}$, $\bar{\varepsilon}_{eq}^p = \varepsilon_{ul}$) и ($\sigma_{eq} = \sigma_{k0}$, $\bar{\varepsilon}_{eq}^p = \varepsilon_f$) определяются значения A и n в (4.26) [100].

Подобный метод определения параметров диаграммы деформирования A и n имеет один достаточно существенный недостаток: в качестве входного параметра используется относительное равномерное удлинение δ_p . Этот параметр на диаграмме нагружения образца (диаграмма «нагрузка-перемещение») определяется как точка, соответствующая максимуму нагрузки. Во многих случаях δ_p сложно определить точно. Для аустенитных материалов в исходном состоянии или облученных низкими дозами область определения δ_p на диаграмме «нагрузка-перемещение» представляет собой «плато». В этой области нагрузка меняется крайне незначительно, и поэтому в качестве δ_p можно принять любую точку на этом «плато». Для сильно облученных материалов δ_p очень мало (доли процента), что также приводит к значительной погрешности при определении этого параметра. В качестве примера на рисунке 4.11 приведены зависимости $\delta_p(T_{исп})$ для стали 08X18H10T и металла шва в исходном (необлученном) и облученном ($D=7\div 46$ сна, $T_{обл}=320\div 340$ °C) состояниях. Как видно из рисунка, в облученном состоянии происходит резкое снижение δ_p при $T_{исп} \geq 80$ °C. Высокие значения δ_p в облученном состоянии связаны с образованием мартенсита деформации при испытаниях при комнатной температуре.

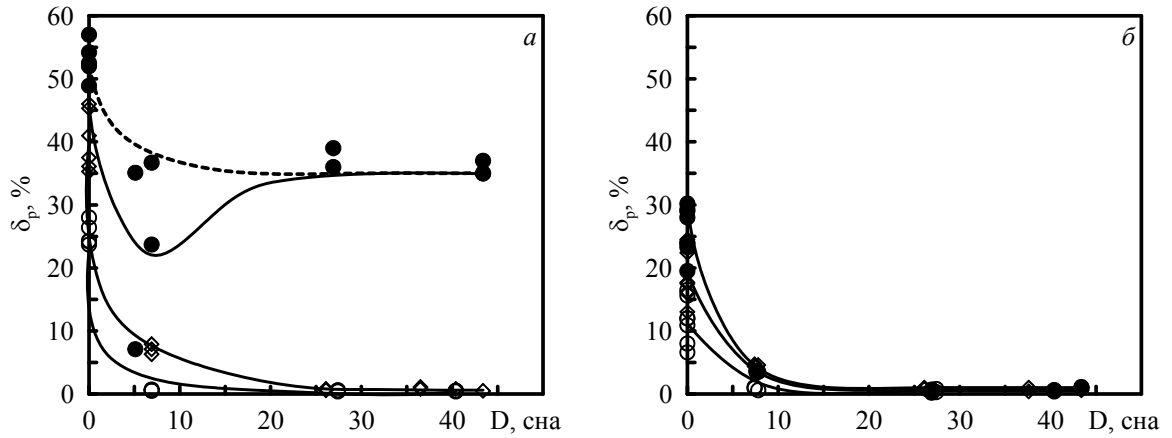


Рисунок 4.11 – Дозовые зависимости равномерного удлинения δ_p стали 08X18N10T (а) и металла ее шва (б) при различных температурах испытаний ($T_{\text{обл}}=320\div 340$ °С):
 ● – $T_{\text{исп}} = 20$ °С; ◇ – $T_{\text{исп}} = 80$ °С; ○ – $T_{\text{исп}} = 290$ °С; пунктирная линия – уровень δ_p при наличии мартенситного превращения при $T_{\text{исп}} = 20$ °С

В связи изложенным разработан метод определения параметров A и n , не требующий использования параметра δ_p . Это метод базируется на следующих положениях. Известно, что максимум на диаграмме нагружения образца соответствует выполнению условия

$$\frac{dP}{d\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p} = 0, \quad (4.32)$$

где P – сила, приложенная к образцу.

Учитывая, что при деформировании до образования шейки

$$P = F \cdot \sigma_{\text{eq}}, \quad (4.33)$$

где F – площадь поперечного сечения образца, уравнение (4.32) можно записать в истинных напряжениях в виде

$$\frac{d\sigma_{\text{eq}}}{d\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p} = \sigma_{\text{eq}}, \quad (4.34)$$

Условие (4.34) будет выполняться при $\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p = \epsilon_{\text{ul}}^{\text{calc}}$ – пластической деформации, отвечающей потере несущей способности образца. С учетом уравнений (4.26) и (4.34) $\epsilon_{\text{ul}}^{\text{calc}}$ и параметры A и n могут быть определены из следующей системы уравнений [9, 10]

$$\begin{cases} \sigma_b \cdot \exp(\epsilon_{\text{ul}}^{\text{calc}}) = \sigma_{0,2} + A \cdot (\epsilon_{\text{ul}}^{\text{calc}})^n \\ \sigma_{k0} = \sigma_{0,2} + A \cdot (\epsilon_f)^n \\ A \cdot n (\epsilon_{\text{ul}}^{\text{calc}})^{n-1} = \sigma_{0,2} + A \cdot (\epsilon_{\text{ul}}^{\text{calc}})^n \end{cases} \quad (4.35)$$

Решение системы (4.35) относительно параметров A и n дает

$$n = \frac{\epsilon_{\text{ul}}^{\text{calc}}}{1 - \frac{\sigma_{0,2}}{\sigma_b \cdot \exp(\epsilon_{\text{ul}}^{\text{calc}})}}, \quad (4.36)$$

$$A = \frac{\sigma_{0,2}}{(\varepsilon_{ul}^{calc})^{n-1} \cdot (n - \varepsilon_{ul}^{calc})}. \quad (4.37)$$

где ε_{ul}^{calc} – корень нелинейного уравнения, находящийся в диапазоне от 0 до ε_f :

$$\sigma_{k0} = \sigma_{0,2} + C \cdot \left(\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{ul}^{calc}} \right)^{\varepsilon_{ul}^{calc} \left(1 + \frac{\sigma_{0,2}}{C} \right)}, \text{ где } C = \sigma_B \cdot \exp(\varepsilon_{ul}^{calc}) - \sigma_{0,2}. \quad (4.38)$$

4.3.2 Определение температурно-дозовых зависимостей параметров диаграммы деформирования

Для получения зависимостей $A(T_{исп}, D, T_{обл})$ и $n(T_{исп}, D, T_{обл})$ были использованы результаты испытаний на растяжение образцов из стали 08X18H10T и металла ее шва в исходном состоянии и после облучения при $T_{обл}=320\div340$ °С до различных повреждающих доз. Для получения фактических значений параметров A и n данные по каждому образцу обрабатывались при помощи уравнений (4.36)-(4.38).

Для описания температурно-дозовой зависимости параметров диаграммы деформирования использовался следующий подход.

Согласно работе [6] зависимость $A(T_{исп}, D, T_{обл})$ для аустенитных сталей можно описать выражением вида

$$A(T_{исп}, D, T_{обл}) = b_1 - b_2 \cdot T_{исп} - b_3 \cdot \Delta\sigma_{0,2}(D, T_{обл}), \text{ МПа}, \quad (4.39)$$

где b_1 , b_2 и b_3 – константы материала.

Как следует из формулы (4.39) коэффициент деформационного упрочнения A линейно падает с увеличением температуры испытаний и прироста предела текучести. На рисунке 4.12 представлены зависимости $A(T_{исп})$ для стали 08X18H10T в исходном состоянии и после облучения до различных повреждающих доз.

Для описания зависимостей $A(T_{исп})$ используется линейная аппроксимация: для исходного состояния в диапазоне $T_{исп}=20\div290$ °С, для облученных состояний - в диапазоне $T_{исп}=80\div290$ °С, так как при $T_{исп}=20$ °С в облученной стали 08X18H10T при испытании происходит образование мартенсита деформации, что приводит к повышенным значениям A .

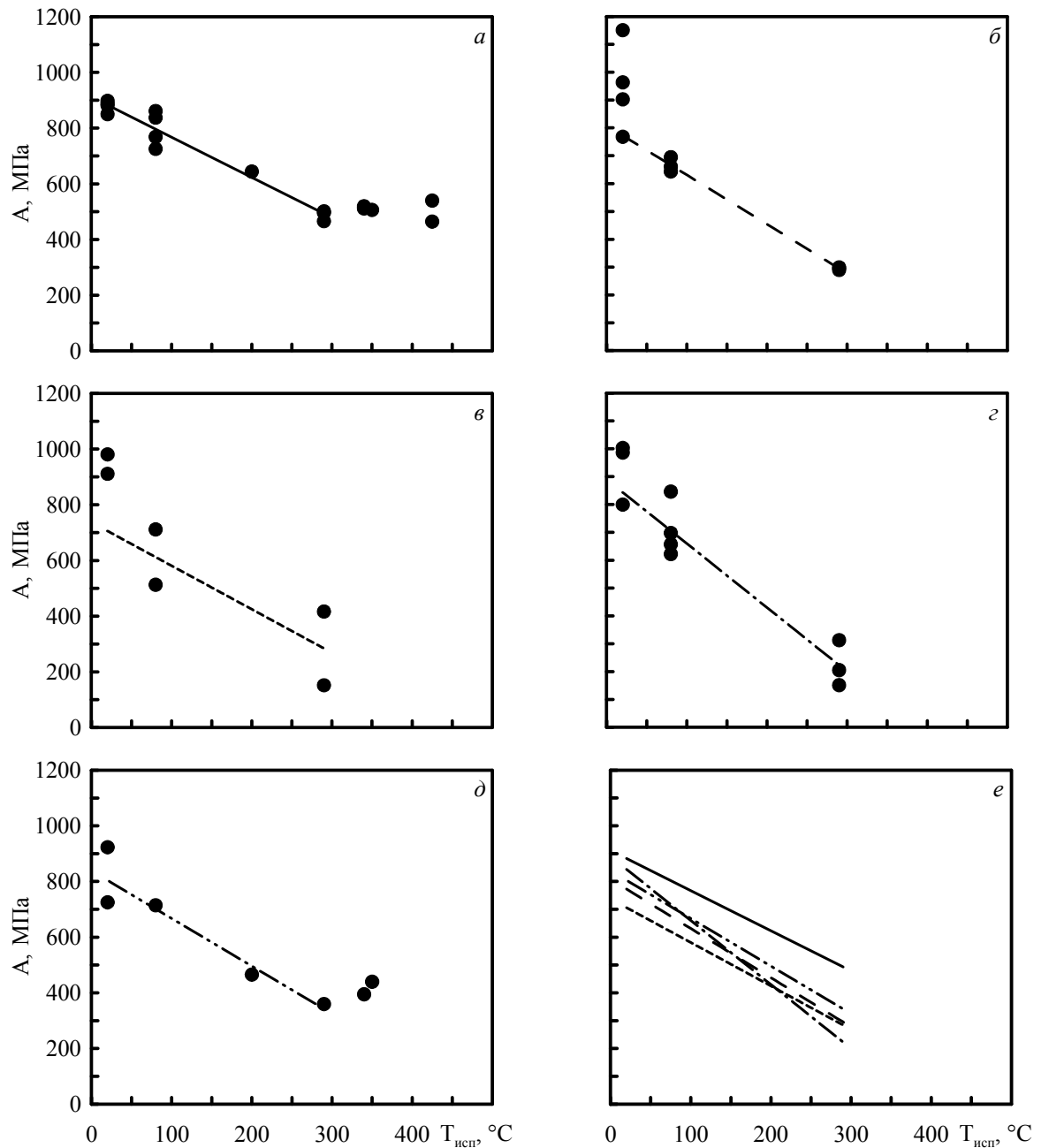


Рисунок 4.12 – Температурные зависимости коэффициента деформационного упрочнения A для стали 08X18N10T в исходном и облученном ($T_{обл}=320\div340$ °C) состояниях: точки – экспериментальные данные, прямые – аппроксимация линейной зависимостью, а) исходное состояние; б) $D = 7$ сна; в) $D = 27$ сна; г) $D = 40$ сна; д) $D = 46$ сна; е) линейные зависимости, полученные для различных повреждающих доз

Как видно из приведенных данных, зависимость $A(T_{исп})$ для стали 08X18N10T - линейно убывающая, за исключением участка с $T_{исп}=290\div425$ °C, где коэффициент A можно принять независимым от температуры испытаний. Из рисунка 4.12е следует, что для облученного материала значения параметра A ниже, чем для материала в исходном состоянии, что согласуется с данными [6, 11]. Согласно выполненному анализу зависимость $A(T_{исп})$ для металла шва можно принять линейно убывающей для всего исследованного диапазона температур $T_{исп}$.

На основании обработки экспериментальных данных были получены следующие зависимости $A(T_{\text{исп}}, D)$ для повреждающих доз до 46 сна:

- для стали 08X18H10T:

$$A(T_{\text{исп}}, D) = \begin{cases} 982 - 1,93 \cdot T_{\text{исп}} - 0,158 \cdot \Delta\sigma_{0,2}(T_{\text{исп}}, D) & \text{при } 20^\circ\text{C} \leq T_{\text{исп}} \leq T_{\text{исп}}^* \\ 982 - 1,93 \cdot T_{\text{исп}}^* - 0,158 \cdot \Delta\sigma_{0,2}(T_{\text{исп}}^*, D) & \text{при } T_{\text{исп}} < T_{\text{исп}}^* \leq 425^\circ\text{C} \end{cases}, \text{ МПа}, \quad (4.40)$$

где $T_{\text{исп}}^* = 290^\circ\text{C}$;

- для металла шва:

$$A(T_{\text{исп}}, D) = 734,4 - 0,77 \cdot T_{\text{исп}} - 0,337 \cdot \Delta\sigma_{0,2}(D), \text{ МПа}. \quad (4.41)$$

На рисунке 4.13 представлена зависимость коэффициента деформационного упрочнения A как функция двучлена $(b_2 \cdot T_{\text{исп}} + b_3 \cdot \Delta\sigma_{0,2})$.

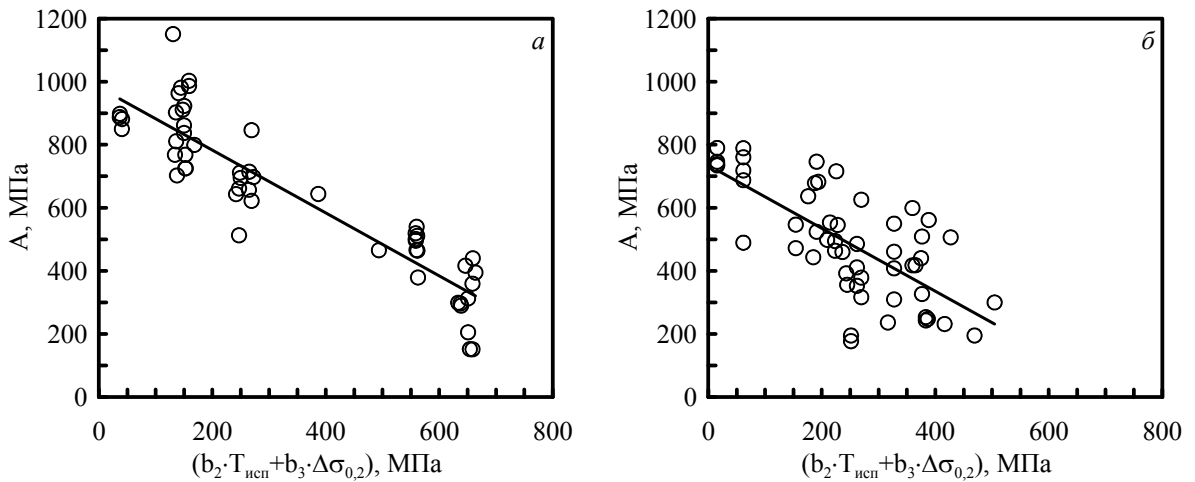


Рисунок 4.13 – Зависимость коэффициента деформационного упрочнения A для стали 08X18H10T (а) и металла шва (б) от двучлена $(b_2 \cdot T_{\text{исп}} + b_3 \cdot \Delta\sigma_{0,2})$

Согласно уравнениям (4.36) и (4.37) коэффициент n можно представить как функцию следующих параметров

$$n = f(A, \sigma_{0,2}, \sigma_B). \quad (4.42)$$

Таким образом, для вычисления коэффициента n при известных значениях параметров A , $\sigma_{0,2}$ и σ_B , определенных из зависимостей, представленных выше, необходимо совместно решить нелинейные уравнения (4.36) и (4.37).

Как и прочностные характеристики, параметры диаграммы деформирования зависят от уровня распухания и, как следствие, от температуры облучения и дозы. В общем случае диаграмма деформирования в диапазоне температур облучения $320 \div 450^\circ\text{C}$ может быть описана следующим уравнением

$$\sigma_{\text{eq}} = (\sigma_{0,2}^{\text{eff}} + A \cdot (\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p)^n) \cdot (1 - \bar{A}_v), \quad (4.43)$$

где $\sigma_{0,2}^{\text{eff}}$ – эффективный предел текучести, рассчитываемый согласно уравнению (4.24); A и n – параметры диаграммы деформирования, рассчитываемые на основании эффективных значений прочностных характеристик.

Следует отметить, что это уравнение справедливо, когда приращение площади вакансионных пор при деформировании мало по сравнению с площадью самих пор после облучения (до начала деформирования). Выполненная оценка показывает, что при жесткости напряженного состояния, характерной для деформирования материала в шейке гладкого образца при растяжении, уравнение (4.43) может быть использовано при $\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p \leq 0,1$, а при $\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p > 0,1$ необходимо учитывать влияние роста пор на диаграмму деформирования. В случае более высокой жесткости напряженного состояния поры растут интенсивнее, и деформация, при которой уравнение (4.43) корректно, уменьшается.

4.4 Пластичность материалов ВКУ ВВЭР

Как известно, наиболее показательной характеристикой пластичности материала является критическая деформация ϵ_f , рассчитываемая по формуле (4.29). В таблице 4.2 представлены экспериментальные значения ϵ_f , полученные при различных температурах испытаний и повреждающих дозах.

В качестве меры снижения пластичности с увеличением повреждающей дозы введем параметр относительного снижения критической деформации $\Delta\epsilon_f/\epsilon_f^0 = (\epsilon_f^0 - \epsilon_f^{\text{обл}})/\epsilon_f^0$, где ϵ_f^0 и $\epsilon_f^{\text{обл}}$ – значения критической деформации для материала в исходном и облученном состоянии.

На основании данных таблицы 4.2 на рисунке 4.14 построены дозовые зависимости $\Delta\epsilon_f/\epsilon_f^0$ для различных температур испытаний. При построении этих зависимостей использованы данные при $T_{\text{исп}} < 350$ °С. При более высокой температуре испытаний происходит отжиг радиационных дефектов, и поэтому оценка влияния нейтронного облучения становится некорректной. При построении зависимостей в качестве ϵ_f^0 принималось среднее значение критической деформации материала в исходном состоянии для рассматриваемой $T_{\text{исп}}$.

Как следует из рисунка 4.14, наибольшая величина $\Delta\epsilon_f/\epsilon_f^0$ отвечает $T_{\text{исп}} = 290 \div 350$ °С для стали 08X18H10T и металла шва. Для консервативной оценки снижения критической деформации под облучением были использованы дозовые зависимости $\Delta\epsilon_f/\epsilon_f^0$ именно для этого диапазона температур. При этом результаты испытаний при $D = 27$ сна исключались из рассмотрения, как снижающие консервативность. Аппроксимирующая зависимость для стали 08X18H10T и металла шва может быть представлена в виде [6]

$$\frac{\Delta \varepsilon_f}{\varepsilon_f^0} = A_\varepsilon \cdot [1 - \exp(-B_\varepsilon \cdot D)]^{0,5}. \quad (4.44)$$

Аппроксимация выбранных данных уравнением (4.44) дает следующие зависимости снижения критической деформации от дозы при $T_{\text{обл}}=320\div 340$ °С:

$$\text{- для основного металла: } \frac{\Delta \varepsilon_f}{\varepsilon_f^0} = 0,41 \cdot [1 - \exp(-0,37 \cdot D)]^{0,5}, \quad (4.45)$$

$$\text{- для металла шва: } \frac{\Delta \varepsilon_f}{\varepsilon_f^0} = 0,52 \cdot [1 - \exp(-0,37 \cdot D)]^{0,5}. \quad (4.46)$$

Следует отметить, что зависимости (4.45) и (4.46) справедливы только при облучении, не приводящем к радиационному распуханию. Оценка влияния радиационного распухания на ε_f и разработка инженерных зависимостей для прогнозирования такого влияния выполнены в главе 5 настоящей диссертации.

Таблица 4.2 – Критическая деформация ε_f для стали 08X18H10T и металла ее шва

Т _{исп} , °С	Сталь 08X18H10T				Металл шва стали 08X18H10T			
	исходное состояние	облученное состояние, доза D			исходное состояние	облученное состояние, доза D		
		7 сна	27 сна	40-46 сна		7 сна	27 сна	40-46 сна
20	1,310	0,868		0,844	1,079	0,495		
	1,470	0,892		0,868	1,185	0,714	0,495	0,714
	1,470	0,995	0,892	0,917	1,225	0,714	0,674	0,821
	1,470	1,022	0,995	0,917	1,329	0,734		
		1,204		0,942				
80	1,510	1,022		0,917	0,882			
	1,524	1,050	0,942	1,050	1,191	0,495	0,580	0,563
	1,524	1,109	0,995	1,079	1,191	0,598	0,756	0,617
	1,600				1,428	0,654		
290	0,821	0,674		0,654	1,440	0,479		0,463
	1,204	0,714	0,942	0,674	0,868	0,617	0,654	0,479
	1,215	0,821	1,050	0,724	1,031	0,694	0,799	0,545
	1,259			0,734	0,580			0,617
350	1,204	-	-	0,714	0,812			
	1,232			0,799	1,071	0,372	-	0,214
					1,079			0,520
					1,091			
					1,302			
				1,359				

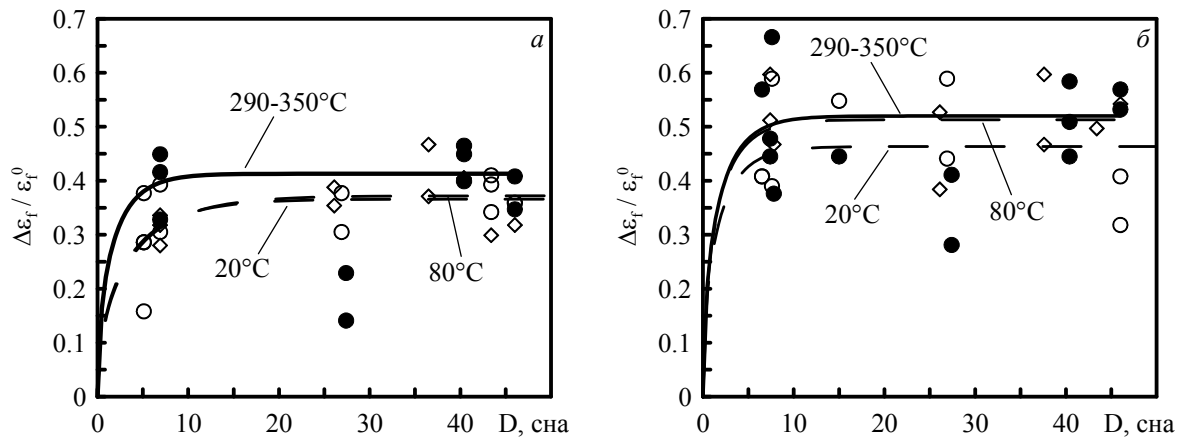


Рисунок 4.14 – Дозовые зависимости относительного снижения критической деформации стали 08X18N10T (а) и металла шва (б) при различных температурах испытаний ($T_{\text{обл}}=320\div340\text{ }^{\circ}\text{C}$):
 ○ – $T_{\text{исп}} = 20^{\circ}\text{C}$; ◇ – $T_{\text{исп}} = 80^{\circ}\text{C}$; ● – $T_{\text{исп}} = 290\div350\text{ }^{\circ}\text{C}$; линии – аппроксимирующие зависимости уравнением вида (4.44)

4.5 Верификация зависимостей для прогнозирования характеристик прочности, пластичности и параметров деформационного упрочнения основного металла ВКУ ВВЭР

4.5.1 Исследуемый материал

Для верификации прогнозных зависимостей характеристик прочности, пластичности и параметров деформационного упрочнения основного металла ВКУ – стали 08X18N10T, были испытаны гладкие образцы на одноосное растяжение, вырезанные из сердечника экранной сборки Э-65 реактора БОР-60. Экранная сборка Э-65 была в эксплуатации 41 год, диапазон температур облучения ее сердечника составлял $320\div370\text{ }^{\circ}\text{C}$, диапазон повреждающей дозы – $100\div150\text{ сна}$. Химический состав исследуемого материала сердечника (сталь 12X18N10T) согласно ГОСТ 5632-72 приведен в таблице 4.1.

4.5.2 Верификация зависимостей для прогнозирования радиационного упрочнения

В разделе 4.2.2 настоящей главы были получены зависимости для прогнозирования влияния дозы нейтронного облучения и температуры испытаний на предел текучести и предел прочности стали 08X18N10T и металла шва при отсутствии радиационного распухания. Эти зависимости были получены на базе результатов испытаний двух марок сталей 08X18N10T и 12X18N10T. Привлечение экспериментальных данных стали 12X18N10T для построения прогнозных зависимостей характеристик прочности стали 08X18N10T было обусловлено следующими обстоятельствами. Для имеющихся в настоящее время экспериментальных данных по механическим характеристикам стали 08X18N10T максимальная величина дозы

нейтронного облучения не превышает 46 сна, в то время как для данных стали по 12X18H10T она, на момент разработки зависимостей, составляла 108 сна. В связи с этим для расширения области применения полученных зависимостей радиационного упрочнения уместно использовать полученные данные для металла экранной сборки Э-65 – стали 12X18H10T.

Исходя из процедуры построения температурно-дозовых зависимостей предела текучести и предела прочности, описанной в разделе 4.2.2 чтобы верифицировать полученные зависимости, достаточно верифицировать зависимость (4.14) для стали 12X18H10T на базе результатов испытаний металла сборки Э-65. Необходимо отметить, что вследствие большой набранной повреждающей дозы, металл сборки Э-65 подвергся радиационному распуханию. Поэтому при верификации зависимости (4.14) надо учесть влияние распухания на прочностные характеристики металла сборки Э-65.

На рисунке 4.15 представлено сопоставление зависимости (4.14) с экспериментальными данными по приращению предела текучести стали 12X18H10T при $T_{исп}=290\text{ }^{\circ}\text{C}$. Поскольку зависимость (4.14) описывает приращение предела текучести для металла без распухания, для образцов из сборки Э-65 на рисунке 4.15 представлено приращение предела текучести матрицы материала за вычетом распухания, рассчитанное согласно уравнениям (4.22)-(4.23).

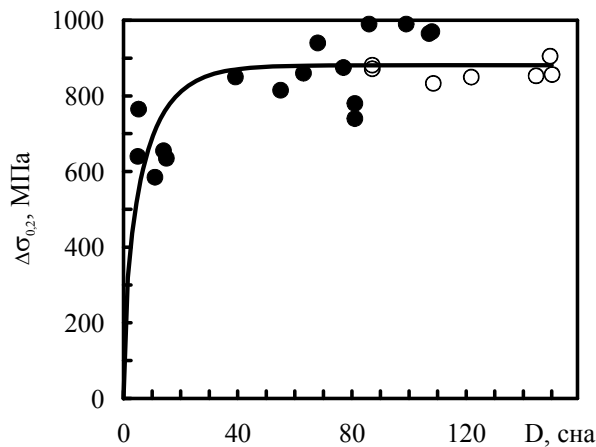


Рисунок 4.15 – Зависимость приращения предела текучести $\Delta\sigma_{0,2}$ от дозы нейтронного облучения D для стали 12X18H10T: линия – зависимость (4.14); точки: данные по стали 12X18H10T, представленные в разделе 4.2 (●), и данные по металлу сборки Э-65, пересчитанные с учетом радиационного распухания (○)

Как видно из рисунка 4.15, зависимость (4.14) хорошо описывает приращение предела текучести для металла сборки Э-65 облученного до максимальной дозы 150 сна, что говорит о ее применимости до доз нейтронного облучения 150 сна. Поскольку именно эта зависимость использовалась для распространения температурно-дозовой зависимости предела текучести стали 08X18H10T до доз свыше 46 сна, можно утверждать, что зависимости (4.9)-(4.12) и (4.15) и их коэффициенты, представленные ранее в разделе 4.2.2, также верифицированы до дозы нейтронного облучения 150 сна.

Для прогнозирования предела прочности стали 08X18H10T на основании данных для стали 12X18H10T использовался подход, основанный на близости пределов текучести и прочности в сильнооблученном состоянии вследствие ранней локализации деформации, а также на насыщении радиационного упрочнения (см. раздел 4.2 настоящей главы).

Вычисление максимального прироста предела прочности стали 08X18H10T проводилось по уравнению (4.18), где использовалась средняя разность предела прочности и предела текучести $(\sigma_B - \sigma_{0,2})_{med} = 22$ МПа для сталей 08X18H10T и 12X18H10T при дозе выше 40 сна.

Таким образом, для верификации зависимости прогнозирования приращения предела прочности (4.19), достаточно показать, что и для экранной сборки Э-65, изготовленной из стали 12X18H10T и облученной до максимальной дозы 150 сна разница $(\sigma_B - \sigma_{0,2})_{med}$ сохраняется на том же уровне ~ 22 МПа. Поскольку для расчета коэффициента A_{σ_B} использовался диапазон $T_{исп} = 80 \div 350$ °С, для верификации используются данные по испытаниям металла сборки Э-65 при $T_{исп} = 290$ °С.

На рисунке 4.16 представлена зависимость $(\sigma_B - \sigma_{0,2})$ для металла сборки Э-65 от повреждающей дозы при $T_{исп} = 290$ °С. Для представленных данных $(\sigma_B - \sigma_{0,2})_{med} = 29$ МПа, что несколько больше представленного в формуле (4.18). Однако с учетом абсолютного значения предела прочности в облученном состоянии эта разница незначительна. Как видно из рисунка, данные по величине $(\sigma_B - \sigma_{0,2})$ для металла сборки Э-65 укладываются в общий разброс.

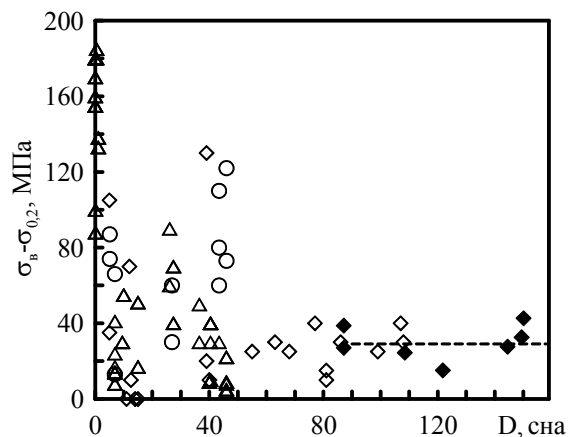


Рисунок 4.16 – Дозовая зависимость $(\sigma_B - \sigma_{0,2})$ для сталей 08X18H10T и 12X18H10T: точки – данные для сталей: \diamond – 12X18H10T, при $T_{обл} = T_{исп} = 320 \div 360$ °С; \circ – 08X18H10T при $T_{обл} = 320 \div 340$ °С, $T_{исп} = 20$ °С; \triangle – 08X18H10T, при $T_{обл} = 320 \div 340$ °С, $T_{исп} = 80 \div 350$ °С; \blacklozenge – 12X18H10T (сборка Э-65), при $T_{обл} = 320 \div 370$ °С, $T_{исп} = 290$ °С; пунктир отвечает величине $(\sigma_B - \sigma_{0,2})_{med}$ для образцов из сборки Э-65, $T_{исп} = 290$ °С

Таким образом, можно утверждать, что зависимости для прогнозирования приращения предела прочности стали 08X18H10T, основанные на совместной обработке данных по сталям 08X18H10T и 12X18H10T, также верифицированы до дозы 150 сна.

4.5.3 Верификация зависимости для прогнозирования влияния распухания на характеристики прочности

В разделе 4.2.4 настоящей главы было показано, что влияние радиационного распухания на прочностные свойства $\sigma_{0,2}$ и σ_b облученной стали может быть описано зависимостями (4.22)-(4.25).

На рисунках 4.17а и 4.18а представлены значения $\sigma_{0,2}^{\text{эфф}}$ и $\sigma_b^{\text{эфф}}$ соответственно для образцов из металла сердечника экранной сборки Э-65 с разным распуханием. Расчет $\sigma_{0,2}^{\text{эфф}}$ и $\sigma_b^{\text{эфф}}$ проводился в соответствии с формулами (4.22)-(4.25) на основании экспериментально полученных данных по пределу текучести $\sigma_{0,2}$, пределу прочности σ_b и распуханию S .

Представленные на рисунках 4.17а и 4.18а по данные были аппроксимированы линейной зависимостью вида

$$\sigma^{\text{эфф}} = a + b \cdot S, \quad (4.47)$$

где S задано в %.

В результате получены следующие коэффициенты:

- для $\sigma_{0,2}^{\text{эфф}}$, $T_{\text{исп}}=20$ °С: $a=1202$ МПа, $b=2,7$ МПа/%;
- для $\sigma_{0,2}^{\text{эфф}}$, $T_{\text{исп}}=290$ °С: $a=1066$ МПа, $b=4,9$ МПа/%;
- для $\sigma_b^{\text{эфф}}$, $T_{\text{исп}}=20$ °С: $a=1287$ МПа, $b=17,1$ МПа/%;
- для $\sigma_b^{\text{эфф}}$, $T_{\text{исп}}=290$ °С: $a=1094$ МПа, $b=7,3$ МПа/%.

Аппроксимация показала, что и для $\sigma_{0,2}^{\text{эфф}}$, и для $\sigma_b^{\text{эфф}}$ наблюдается очень слабый рост от распухания, что может говорить о слабом упрочняющем действии пор на матрицу материала.

Однако, исходя из малости полученных коэффициентов b по сравнению с a , можно принять, что $\sigma_{0,2}^{\text{эфф}}(S) \approx \text{const}$ и $\sigma_b^{\text{эфф}}(S) \approx \text{const}$. Это означает, что влияние распухания на прочностные характеристики адекватно описывается зависимостями (4.22)-(4.25).

На рисунках 4.17б и 4.18б представлены экспериментальные данные по пределу текучести $\sigma_{0,2}$ и пределу прочности σ_b металла сборки Э-65 с различным распуханием и их аппроксимация зависимостями (4.24) и (4.25), с использованием в качестве $\sigma_{0,2}^{\text{эфф}}$ и $\sigma_b^{\text{эфф}}$ значений коэффициента a в зависимости (4.47), полученных выше.

Как видно из рисунков, зависимости (4.24) и (4.25) позволяют адекватно прогнозировать влияние распухания на предел текучести и предел прочности и могут считаться верифицированными, по крайней мере, до дозы нейтронного облучения $D=150$ сна и распухания $S=5\%$.

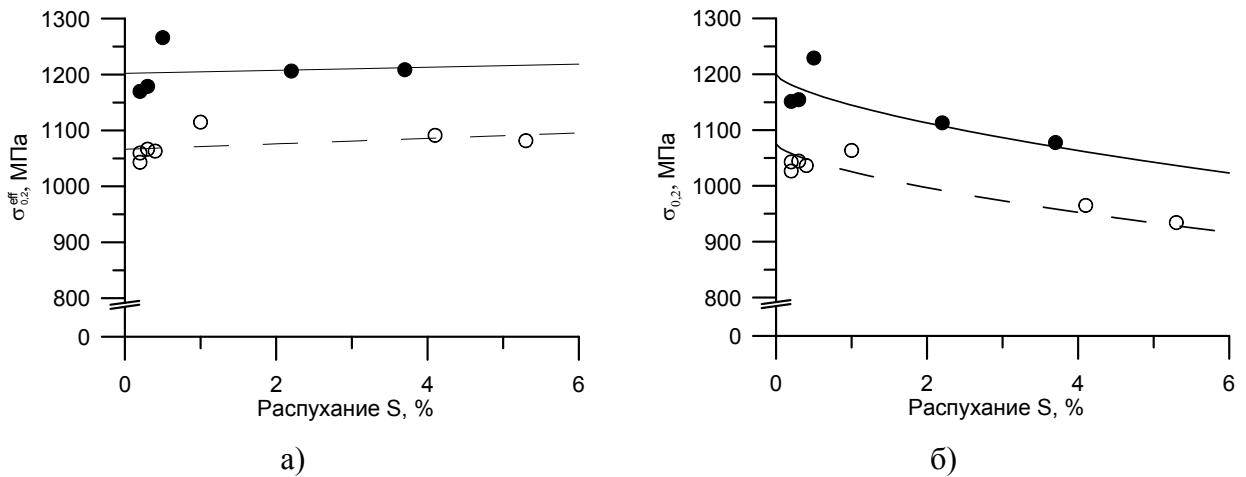


Рисунок 4.17 – Зависимость эффективного предела текучести $\sigma_{0,2}^{eff}$ (а) и предела текучести $\sigma_{0,2}$ (б) для металла сборки Э-65 от радиационного распухания при $T_{исп}=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (●, —) и $T_{исп}=290\text{ }^{\circ}\text{C}$ (○, — — —). Для рисунка (а) кривые описывают среднее значение $\sigma_{0,2}^{eff}$, для рисунка (б) – снижение $\sigma_{0,2}$, рассчитанное согласно формуле (4.24)

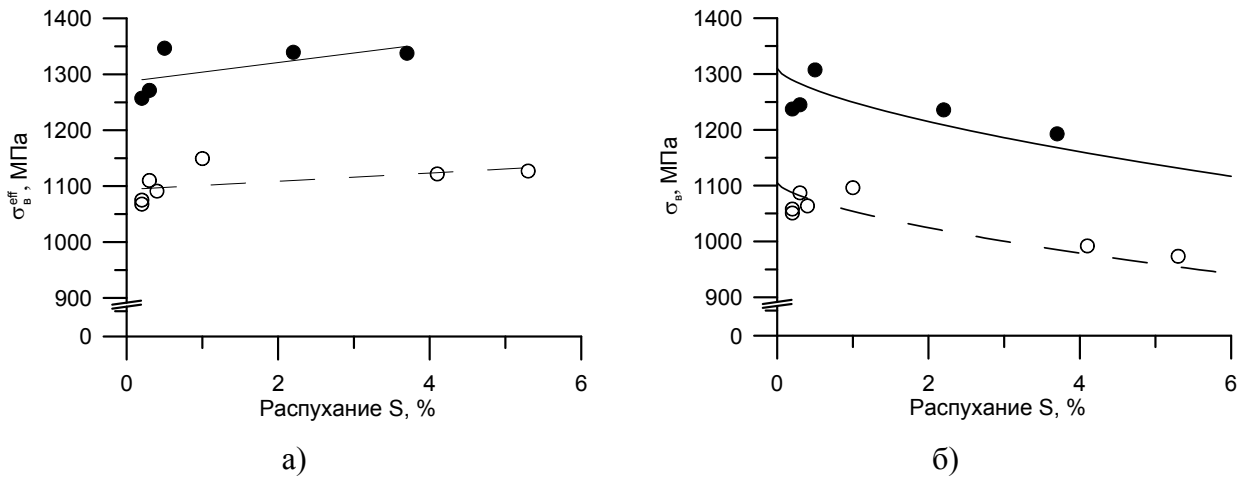


Рисунок 4.18 – Зависимость эффективного предела прочности σ_B^{eff} (а) и предела прочности σ_B (б) материала сборки Э-65 от радиационного распухания при $T_{исп}=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ (●, —) и $T_{исп}=290\text{ }^{\circ}\text{C}$ (○, — — —). Для рисунка (а) кривые описывают среднее значение σ_B^{eff} , для рисунка (б) – снижение σ_B , рассчитанное согласно формуле (4.25)

4.5.4 Верификация зависимостей для прогнозирования деформационного упрочнения

Для описания диаграммы деформирования стали 08X18H10T и металла шва ранее в настоящей главе использовалась зависимость (4.26).

Верифицировать зависимость для определения параметра n нет необходимости, т.к. она строго выводится из основных положений теории пластичности при известных значениях A , $\sigma_{0,2}$ и σ_B .

Для получения параметров деформационного упрочнения была проведена обработка экспериментальных данных по механическим свойствам образцов из экранной сборки Э-65.

Обработка была проведена в соответствии с методологией, представленной в разделе 4.3 настоящей главы.

На рисунке 4.19 представлено сопоставление расчетной зависимости параметра деформационного упрочнения A , вычисленного согласно уравнению (4.40) со значениями, полученными посредством обработки результатов испытаний на одноосное растяжение образцов, вырезанных из сердечника экранной сборки Э-65, в виде A от $(b_2 \cdot T_{\text{исп}} + b_3 \cdot \Delta\sigma_{0,2})$.

Обработка экспериментальных данных проведена по двум вариантам: без учета и с учетом распухания. Исходя из уравнения (4.43) принималось, что при наличии распухания параметр A для матрицы материала можно согласно следующему уравнению

$$A^{\text{eff}} = \frac{A}{1 - \bar{A}_v}, \quad (4.48)$$

где \bar{A}_v – относительная площадь пор, рассчитанная по формуле (4.23).

Приращение предела текучести матрицы при наличии распухания рассчитывалось по формуле

$$\Delta\sigma_{0,2}^{\text{eff}} = \frac{\sigma_{0,2}}{1 - \bar{A}_v} - \sigma_{0,2}^0. \quad (4.49)$$

Как видно из рисунка, при учете радиационного распухания на параметр A , зависимость (4.40) хорошо согласуется с полученными экспериментальными данными. Учитывая, что для представленных экспериментальных данных максимальная доза нейтронного облучения составила 150 сна, а величина распухания 5,3%, можно считать, что зависимость (4.40) верифицирована до дозы 150 сна с учетом влияния радиационного распухания.

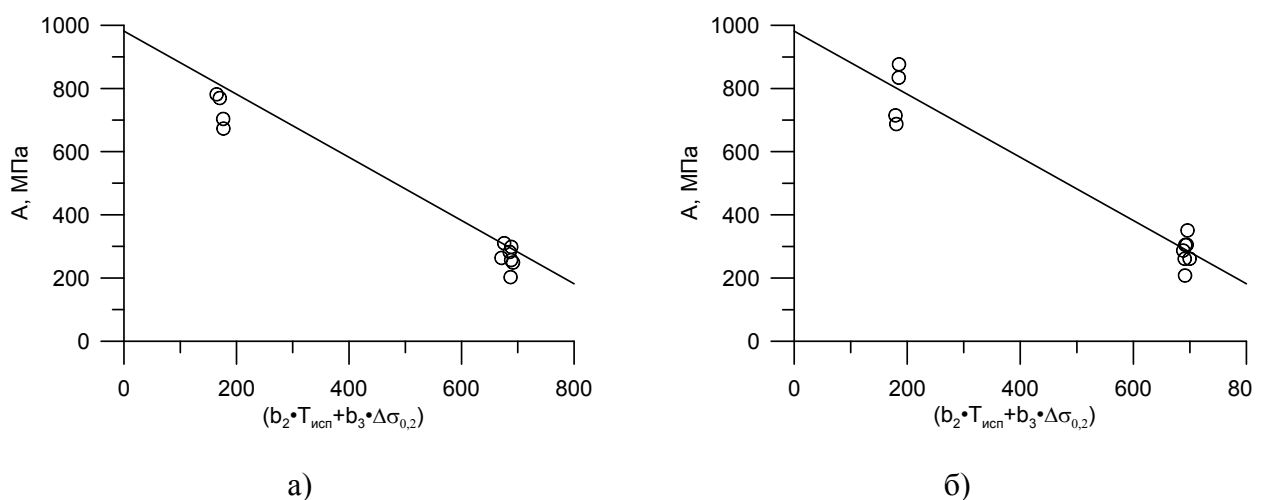


Рисунок 4.19 – Сопоставление расчетной зависимости (4.40) со значением параметра A , полученным на образцах из металла сборки Э-65 без учета (а) и с учетом (б) радиационного распухания

На рисунках 4.20 и 4.21 представлены зависимости деформационного упрочнения в виде $(\sigma_{\text{eq}} - \sigma_{0,2})$ от $\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p$, построенные на основании значений коэффициентов A и n , полученных по результатам испытаний образцов на растяжение, вырезанных из сборки Э-65, с учетом и без учета распухания. Кроме того, на рисунках 4.20 и 4.21 представлена прогнозная зависимость, рассчитанная по формуле (4.26).

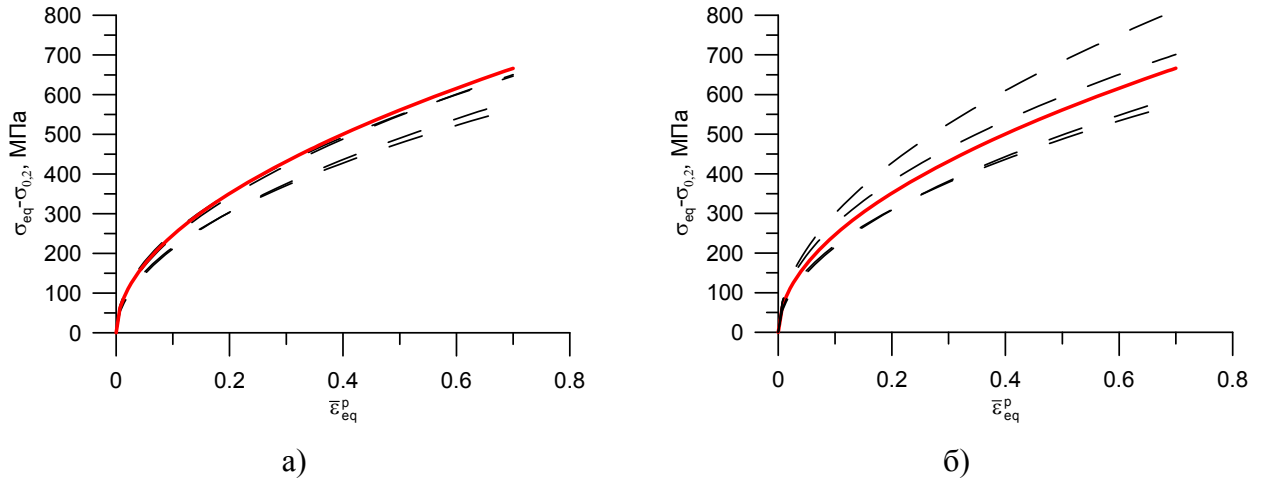


Рисунок 4.20 – Зависимость деформационного упрочнения материала $(\sigma_{\text{eq}} - \sigma_{0,2})$ от $\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p$ при $T_{\text{исп}}=20^\circ\text{C}$ без учета (а) и с учетом влияния распухания (б): — - прогноз, - - - - обработка результатов испытаний на растяжение образцов из металла сборки Э-65, облученного до $D=150$ сна

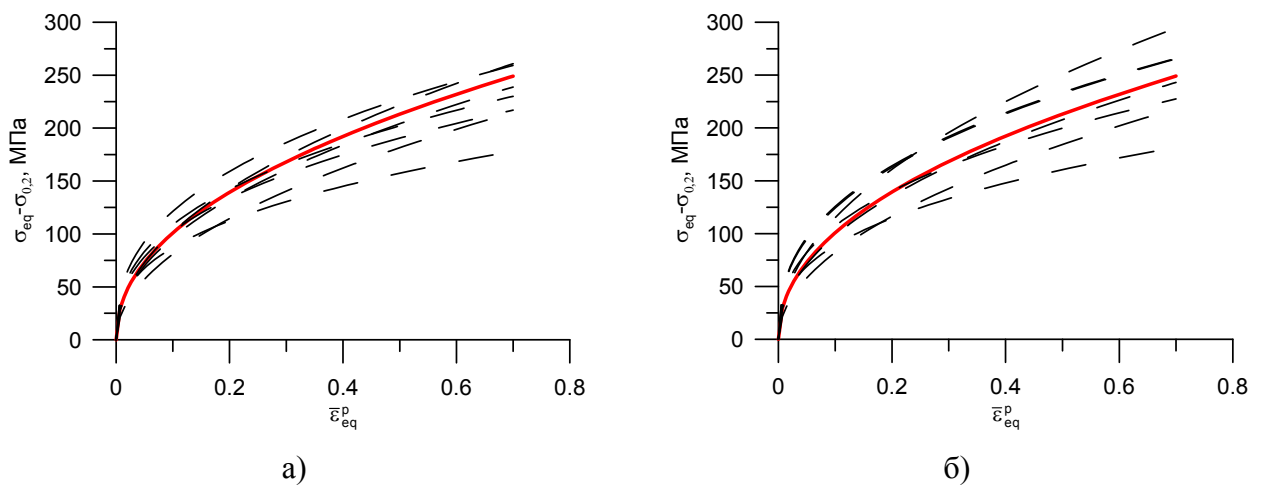


Рисунок 4.21 – Зависимость деформационного упрочнения материала $(\sigma_{\text{eq}} - \sigma_{0,2})$ от $\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p$ при $T_{\text{исп}}=290^\circ\text{C}$ без учета (а) и с учетом влияния распухания (б): — - прогноз, - - - - обработка результатов испытаний на растяжение образцов из металла сборки Э-65, облученного до $D=150$ сна

Из рисунков видно, что при учете влияния распухания на параметр A наблюдается хорошее совпадение зависимостей, полученных из экспериментов, с прогнозными зависимостями. При отсутствии учета влияния распухания прогнозная зависимость деформационного упрочнения лежит выше экспериментальных данных. Таким образом, зависимости, полученные в разделе 4.3 настоящей главы, позволяют адекватно прогнозировать деформационное упрочнение материала вплоть до доз 150 сна с учетом радиационного распухания до 5,3%.

4.5.5 Верификация зависимости для прогнозирования пластичности при отсутствии распухания

Коэффициенты в зависимости (4.45) были получены в результате обработке данных по снижению критической деформации стали 08X18H10T от дозы нейтронного облучения при $T_{\text{исп}}=290\text{ }^{\circ}\text{C}$, поскольку именно при этой температуре наблюдалось максимальное снижение $\varepsilon_f(D)$.

Для верификации зависимости (4.45) будем использовать результаты испытаний образцов из сборки Э-65, испытанных при $20\text{ }^{\circ}\text{C}$ и $290\text{ }^{\circ}\text{C}$.

На рисунке 4.22 представлена зависимость $\varepsilon_f(D)$, построенная по формуле (4.45), для которой ε_f^0 принималось как среднее для стали 08X18H10T в исходном состоянии при $T_{\text{исп}}=290\text{ }^{\circ}\text{C}$ из таблицы 4.2 ($\varepsilon_f^0=1,2$). На этом же рисунке приведены экспериментальные данные для стали 08X18H10T и для металла сборки Э-65 (стали 12X18H10T) облученной до 150 сна. Из рисунка видно, что зависимость достаточно хорошо описывает все экспериментальные данные вплоть до дозы $D=150$ сна.

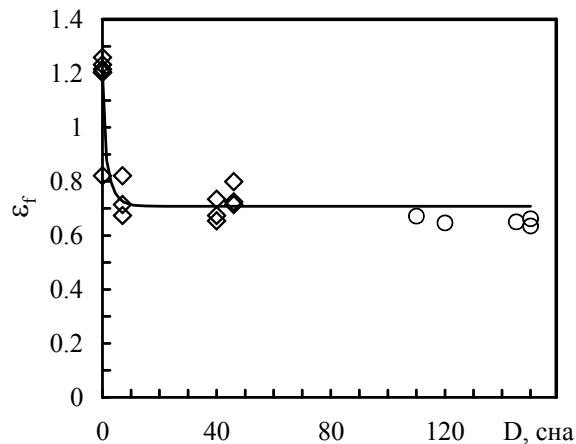


Рисунок 4.22 – Зависимость $\varepsilon_f(D)$ при $T_{\text{исп}}=290\text{ }^{\circ}\text{C}$: кривая - расчет по формуле (4.45) при $\varepsilon_f^0 = 1,2$; точки – экспериментальные данные для стали 08X18H10T (\diamond) и металла сборки Э-65 (\circ)

На рисунке 4.23 представлена зависимость $\varepsilon_f(D)$, полученная на основании аппроксимации уравнением (4.44) экспериментальных данных для стали 08X18H10T при $T_{\text{исп}}=20\text{ }^{\circ}\text{C}$. При этом в качестве ε_f^0 принималось среднее значение для стали 08X18H10T в исходном состоянии при $T_{\text{исп}}=20\text{ }^{\circ}\text{C}$ из таблицы 4.2 ($\varepsilon_f^0=1,4$). При этом были получены следующие коэффициенты: $A_\varepsilon = 0,37$ и $B_\varepsilon = 0,2$. Также на рисунке представлены экспериментальные данные по критической деформации стали 08X18H10T и металла сборки Э-65, испытанных при $T_{\text{исп}}=20\text{ }^{\circ}\text{C}$. Из рисунка видно хорошее соответствие экспериментальных результатов и прогнозной зависимости вплоть до дозы $D=150$ сна.

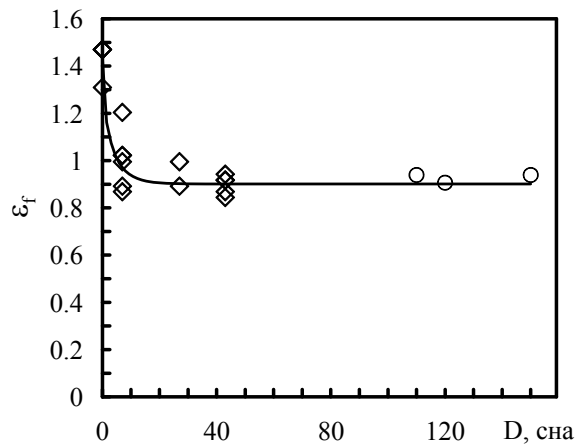


Рисунок 4.23 – Зависимость $\varepsilon_f(D)$ при $T_{\text{исп}}=20$ °С: кривая - расчет по формуле (4.44) при $\varepsilon_f^0 = 1,4$, $A_\varepsilon = 0,37$ и $B_\varepsilon = 0,2$; точки – экспериментальные данные для стали 08X18N10T (◇) и металла сборки Э-65 (○)

Сопоставление зависимости $\varepsilon_f(D)$ для стали 08X18N10T, испытанной при $T_{\text{исп}}=20$ °С с экспериментальными данными для металла сборки Э-65, облученного большими дозами, является дополнительной верификацией зависимости (4.45), поскольку демонстрирует близость этих двух сталей в части характеристик пластичности в достаточно широком диапазоне температур испытаний и возможность использования образцов из стали 12X18N10T для верификации зависимости пластичности для стали 08X18N10T.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 4

1. Получены механические свойства материалов ВКУ ВВЭР – стали 08X18N10T и металла шва, после нейтронного облучения при температурах 320÷340 °С и 400÷450 °С повреждающими дозами до 50 сна, а также стали 12X18N10T после облучения при температуре 320÷370 °С дозами до 150 сна.
2. Получены уравнения, описывающие температурно-дозовые зависимости предела текучести и предела прочности материалов ВКУ ВВЭР в диапазоне температур облучения 320÷450 °С с учетом влияния радиационного распухания.
3. Показано, что влияние увеличения температуры облучения в диапазоне 320÷450 °С на снижение прироста пределов текучести и прочности материалов ВКУ связано с радиационным распуханием, а не с увеличением самоотжига дефектов.
4. Для определения параметров диаграммы деформирования предложен подход, позволяющий исключить равномерное удлинение (параметр, который определяется с наибольшей погрешностью), за счет введения уравнения, описывающего начало пластической неустойчивости образца.

5. Определены параметры диаграмм деформирования для материалов ВКУ при различных температурах испытания, различных температурах и дозах нейтронного облучения. Предложены температурно-дозовые зависимости, позволяющие рассчитывать эти параметры.

6. Получены зависимости, консервативно описывающие снижение пластичности материалов ВКУ под облучением при отсутствии распухания.

7. Все полученные зависимости для основного металла ВКУ – стали 08X18H10T, верифицированы до повреждающей дозы нейтронного облучения 150 сна, а для металла шва – до повреждающей дозы нейтронного облучения 46 сна.

ГЛАВА 5. РАЗРАБОТКА ФИЗИКО-МЕХАНИЧЕСКИХ МОДЕЛЕЙ ПРОЦЕССОВ ПОВРЕЖДЕНИЯ И РАЗРУШЕНИЯ СИЛЬНООБЛУЧЕННЫХ АУСТЕНИТНЫХ СТАЛЕЙ. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ КРИТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИИ, СТАТИЧЕСКОЙ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ И ПРОЧНОСТИ МАТЕРИАЛА

Как уже упоминалось в главе 1, разрушение сильнооблученных аустенитных сталей имеет ряд особенностей. К этим особенностям относятся, в частности, более сильное снижение статической трещиностойкости под облучением по сравнению со снижением критической деформации [6, 7, 14, 15], снижение критической деформации и статической трещиностойкости с ростом радиационного набухания [34], а также снижение прочности материала при значительном набухании, превышающем 10÷15%, приводящее к разрушению материала при напряжениях значительно ниже предела текучести [36-39]. При этом поверхность разрушения свидетельствует о вязком механизме, что не позволяет связать этот процесс с $\gamma \rightarrow \alpha$ превращением, рассмотренным в главе 3.

Для объяснения вышеупомянутых явлений, а также для создания расчетных зависимостей, позволяющих прогнозировать влияние радиационного набухания на разрушение облученных аустенитных материалов, в настоящей главе представлена разработанная в рамках диссертационной работы физико-механическая модель повреждения и разрушения сильнооблученных аустенитных сталей. На базе оригинальных экспериментальных исследований определены параметры разработанной модели и проведена ее верификация.

Результаты оригинальных исследований, представленных в настоящей главе, опубликованы в работах [147-153].

5.1 Основные положения физико-механической модели вязкого разрушения

В работах [154, 155] представлена ранее разработанная модель вязкого разрушения, которая использовалась для прогнозирования J_R -кривых и статической трещиностойкости корпусных сталей реакторов ВВЭР и металла аустенитной наплавки – т.е. гораздо менее облучаемых материалов, по сравнению с материалами ВКУ.

Модель вязкого разрушения, представленная в работах [154, 155] основана на следующих положениях.

- а) Разрушение происходит по механизму зарождения, роста и объединения пор.
- б) Поликристаллический материал представляется как совокупность элементарных ячеек в виде кубов с однородными свойствами материала. Размер элементарной ячейки принимается не меньшим, чем размер зерна.

в) Зарождение пор контролируется пластической деформацией и описывается уравнением:

$$\rho = \rho_f \left[1 - \exp\left(-A_p \cdot (\bar{\varepsilon}_{eq}^p - (\bar{\varepsilon}_{eq}^p)_{th})\right) \right], \quad (5.1)$$

где ρ – концентрация пор в элементарной ячейке при деформировании; ρ_f – максимально возможная концентрация мест зарождения пор, A_p – численный параметр, $\bar{\varepsilon}_{eq}^p = \int d\varepsilon_{eq}^p$ – параметр Одвишта (длина пути деформирования); $d\varepsilon_{eq}^p$ – интенсивность приращения пластической деформации; $(\bar{\varepsilon}_{eq}^p)_{th}$ – деформация, меньше которой зарождение пор не происходит.

г) Рост поры объемом V_{void} описывается уравнением Хуанга [156]:

$$\frac{dV_{void}}{V_{void}} = 3 \cdot \alpha \cdot d\bar{\varepsilon}_{eq}^p, \quad (5.2)$$

где

$$\alpha = 0,427 \cdot \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right)^k \cdot \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right), \quad (5.3)$$

$$k = \begin{cases} 0,25, & \text{при } \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \leq 1 \\ 0, & \text{при } \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} > 1 \end{cases}. \quad (5.4)$$

В уравнениях (5.2) и (5.4) жесткость напряженного состояния (ЖНС) q характеризуется отношением $q = \sigma_m / \sigma_{eq}$, где σ_m – гидростатическая компонента напряжений, σ_{eq} – интенсивность напряжений.

д) В качестве критерия разрушения используется критерий пластического коллапса элементарной ячейки или, другими словами – критерий пластической неустойчивости:

$$\left. \frac{\partial F_{eq}}{\partial \varepsilon_{eq}^p} \right|_{q=const} = 0, \quad (5.5)$$

где $F_{eq} = \sigma_{eq} \cdot (1 - \bar{A}_\Sigma)$, σ_{eq} – интенсивность напряжений, отнесенных к матрице материала (за вычетом пор), \bar{A}_Σ – относительная суммарная площадь пор, т.е. площадь сечения пор, отнесенная к единице площади сечения элементарной ячейки с порами. Следует отметить, что при анализе условия (5.5) жесткость напряженного состояния q принимается неизменной [154].

Одним из недостатков модели, представленной в работах [154, 155], в случае ее применения к сильнооблученным аустенитным сталям является то, что процесс зарождения пор контролируется только накопленной пластической деформацией материала. В общем случае зарождение несплошности (пор, микротрещин) контролируется как напряжениями, так и

пластической деформацией [129, 154, 157]. В работе [157] было предложено экспериментально обоснованное уравнение, описывающее зарождение пор на частицах второй фазы. Условие зарождения пор формулировалось в виде

$$\sigma_1 + k \cdot \sigma_{\text{eff}} = \sigma_d, \quad (5.6)$$

где σ_1 – максимальные главные напряжения; $\sigma_{\text{eff}} = \sigma_{\text{eq}} - \sigma_{0,2}$ – эффективное напряжение; σ_d – локальная прочность связи матрица-включение или прочность включения.

В работах [129, 131] на основании анализа напряжений у дислокационного скопления было получено уравнение для описания зарождения микротрещин скола в виде, подобном (5.6):

$$\sigma_{\text{nuc}} \equiv \sigma_1 + m_{\text{T}\epsilon} \cdot \sigma_{\text{eff}} = \sigma_d, \quad (5.7)$$

где σ_{nuc} – напряжение, контролирующее зарождение микротрещины, $m_{\text{T}\epsilon}$ – параметр, зависящий от температуры и пластической деформации.

В работах [131, 158] показано, что σ_d является стохастической величиной, распределение которой может быть описано функцией Вейбулла.

Согласно выполненным исследованиям [129, 131, 158] для материалов в исходном и слабоохрупченном состояниях вклад члена $m_{\text{T}\epsilon} \cdot \sigma_{\text{eff}}$ в σ_{nuc} превалирует над σ_1 .

Учитывая, что σ_{eff} зависит только от пластической деформации, зарождение микротрещин для указанных случаев также зависит, в основном, от пластической деформации и слабо чувствительно к напряжениям. Поскольку механизмы зарождения микротрещин и пор принципиально не различаются (особенности зарождения микротрещин скола определены в работах [159, 160]), зарождение пор для материалов в исходном и слабоохрупченном состояниях может быть описано уравнением (5.1).

Под действием интенсивного нейтронного облучения, как было показано в главах 1 и 4, происходит значительное увеличение предела текучести материала, а, следовательно, и максимальных главных напряжений σ_1 при упругопластическом деформировании материала. Кроме того при облучении происходит снижение σ_d . Физические механизмы такого снижения изучены в работах [160-162]. Увеличение σ_1 приводит к ситуации, когда вклад σ_1 в σ_{nuc} становится значимым по сравнению с членом $m_{\text{T}\epsilon} \cdot \sigma_{\text{eff}}$.

Следовательно, для описания зарождения пор в сильноупрочненных и сильноохрупченных материалах необходимо учитывать влияние как пластической деформации, так и напряжений.

Другим аспектом, требующим развития «старой» модели, является существенное изменение диаграммы деформирования материала при его облучении. Как показано в главе 4, в процессе сильного нейтронного облучения аустенитных сталей значительно повышается предел текучести и снижается деформационное упрочнение, что приводит к резкому снижению равномерной деформации, отвечающей потере несущей способности образца при растяжении.

Низкое деформационное упрочнение материала в ряде случаев приводит к локализации деформации в узких областях. Такой процесс деформирования называется канальным (channel deformation), а разрушение по «каналам» деформации называется канальным разрушением (channel fracture) [163, 164].

Необходимо отметить, что в настоящее время механизмы канального разрушения не совсем ясны. В качестве одного из возможных механизмов рассматривается механизм объединения вакансионных пор за счет локализованного сдвига. Металлографические исследования, косвенно подтверждающие возможность реализации такого механизма, приведены в работе [38]. В этом случае при низкой ЖНС разрушение за счет среза перемычек между вакансионными порами может наступить раньше выполнения условия (5.5).

Таким образом, при формулировке критерия разрушения для облученных аустенитных сталей кроме критерия (5.5) должен быть введен дополнительный критерий, описывающий возможность разрушения по механизму канального разрушения.

Поскольку «старая» модель разрабатывалась, в основном, применительно к корпусным бейнитным сталям, она, естественно, не учитывала наличие в материале вакансионных пор, приводящих к распуханию материала. Очевидно, что при деформировании облученного аустенитного материала с распуханием, вакансионные поры будут расти одновременно с ростом пор, зародившихся в процессе деформирования материала, что должно приводить к снижению деформация разрушения с ростом радиационного распухания. Это подтверждается как литературными данными [35, 36], так и оригинальными исследованиями. В частности, экспериментальные данные, приведенные в главе 3, демонстрируют более низкую пластичность облученного металла шва с распуханием (состояние после ВТО) по сравнению с облученным до близкой дозы металлом шва без распухания (состояние после НТО) даже при отсутствии $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения.

Таким образом, в разрабатываемой модели должны быть учтены две популяции пор: вакансионные поры и поры, зарождающиеся в процессе деформирования материала.

Исходя из указанных особенностей деформирования и разрушения сильнооблученного аустенитного материала, была разработана новая модель вязкого разрушения, основанная на положениях, представленных ниже.

а) В новой модели рассматривается развитие двух популяций пор: вакансионных пор, обуславливающих распухание, и пор, зарождающихся в процессе деформирования материала.

б) Зарождение пор, возникающих в процессе деформирования материала, контролируется напряжением зарождения $\sigma_{\text{пзс}}$.

Скорость изменения объемной концентрации пор представим в виде:

$$\frac{d\rho_v^{\text{def}}}{d\sigma_{\text{nuc}}} = \frac{\rho_v^{\text{max}} - \rho_v^{\text{def}}}{\sigma_d}, \quad (5.8)$$

где ρ_v^{def} – количество пор, зародившихся в процессе деформирования в единице объема матрицы материала, ρ_v^{max} – максимальная объемная концентрация мест зарождения пор.

Интегрируя уравнение (5.8) и принимая, что поры начинают зарождаться только при напряжениях σ_{nuc} , равных или превышающих пороговое напряжение $\sigma_{\text{nuc}}^{\text{th}}$, получим:

$$\rho_v^{\text{def}} = \begin{cases} 0, & \text{при } \sigma_{\text{nuc}} < \sigma_{\text{nuc}}^{\text{th}} \\ \rho_v^{\text{max}} \left[1 - \exp\left(-\frac{\sigma_{\text{nuc}} - \sigma_{\text{nuc}}^{\text{th}}}{\sigma_d}\right) \right], & \text{при } \sigma_{\text{nuc}} \geq \sigma_{\text{nuc}}^{\text{th}} \end{cases}. \quad (5.9)$$

Поскольку в процессе деформирования объем матрицы материала не изменяется, то при одном и том же значении σ_{nuc} концентрация пор ρ_v будет одинаковая при различном соотношении компонент пластической деформации.

Из уравнений (5.8) и (5.9) следует, что с увеличением повреждающей дозы D будет увеличиваться σ_{nuc} за счет увеличения $\sigma_{0,2}$ и, соответственно, σ_1 . Согласно работам [160, 161] с увеличением дозы D уменьшается σ_d . Тогда из уравнения (5.9) следует, что облучение приводит к увеличению концентрации пор. Этот вывод, следующий из рассмотренных уравнений, подтверждается экспериментальными данными. Так, в работе [165] показано, что концентрация ямок на поверхности образца в облученном состоянии выше, чем в исходном.

в) При анализе роста вакансионных пор и пор, зародившихся в процессе деформирования, используется модифицированное уравнение Хуанга (5.2). Дело в том, что уравнение (5.2) справедливо для одиночной поры в бесконечном теле. В случае, когда расстояние между порами сопоставимо с их размером, скорость роста пор увеличивается за счет дополнительной концентрации деформации вблизи пор. Для описания роста пор в условиях их взаимодействия предлагается ввести дополнительный множитель в уравнение (5.2) в виде $1/(1-f)$, где f – пористость материала:

$$f = \frac{V_{\Sigma}}{V + V_{\Sigma}}, \quad (5.10)$$

где V_{Σ} – суммарный объем пор в матрице материала объемом V .

Тогда модифицированное уравнение Хуанга представляется в виде:

$$\frac{dV_{\text{void}}}{V_{\text{void}}} = \frac{3 \cdot \alpha}{1-f} \cdot d\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p, \quad (5.11)$$

где параметр α для описания как деформационных, так и вакансионных пор, может быть записан в виде

$$\alpha = \beta \cdot \left(\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right)^k \cdot \exp\left(\frac{3}{2} \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \right); k = \begin{cases} 0,25, & \text{при } \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} \leq 1 \\ 0, & \text{при } \frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}} > 1 \end{cases}. \quad (5.12)$$

Коэффициент β в уравнении (5.12) определяет скорость роста пор при заданном напряженном состоянии. Поскольку в модели рассматривается два типа пор, значительно различающихся размерами (деформационные поры более чем на два порядка крупнее вакансионных), в общем случае значение коэффициента β для этих двух типов пор может различаться. Учитывая, что уравнение Хуанга получено для деформационных пор, справедливо принять для них значение коэффициента $\beta = 0,427$, как в уравнении (5.3). Для описания обоих видов пор можно записать

$$\beta = \begin{cases} \beta_{def} & \text{для деформационных пор} \\ \beta_{vac} & \text{для вакансионных пор} \end{cases}, \quad (5.13)$$

где $\beta_{def} = 0,427$.

Значение β_{vac} может быть определено по результатам испытаний образцов с различным распуханием.

Необходимо отметить, что применимость уравнения Хуанга к вакансионным порам связана с тем, размер вакансионных пор (10÷30 нм) значительно больше размера «кванта» пластической деформации – вектора Бюргерса.

Разрушение элементарной ячейки происходит при накопленной деформации $\bar{\varepsilon}_{eq}^p$, равной критической деформации ε_f , рассчитываемой из условия:

$$\varepsilon_f = \min\left((\bar{\varepsilon}_{eq}^p)^{collaps}, (\bar{\varepsilon}_{eq}^p)^{shear} \right), \quad (5.14)$$

где $(\bar{\varepsilon}_{eq}^p)^{collaps}$ – накопленная деформация, отвечающая выполнению условия (5.5), $(\bar{\varepsilon}_{eq}^p)^{shear}$ – накопленная деформация, при которой разрушение материала происходит за счет среза перемычек между порами, то есть по каналному механизму [163-164].

Следует отметить, что с увеличением жесткости напряженного состояния величина $(\bar{\varepsilon}_{eq}^p)^{collaps}$ уменьшается, поэтому при деформировании в условиях ЖНС, соответствующей напряженному состоянию в шейке цилиндрического образца на растяжение или при более высокой степени ЖНС, по всей видимости, $(\bar{\varepsilon}_{eq}^p)^{collaps} < (\bar{\varepsilon}_{eq}^p)^{shear}$. В этих случаях разрушение будет определяться деформацией $(\bar{\varepsilon}_{eq}^p)^{collaps}$. Действительно, при деформациях близких к чистому сдвигу рост пор затруднен. Размер сферической поры может увеличиться не более, чем в 2 раза, когда сферическая пора с диаметром d_{vac} расплющивается в плоскую с диаметром $2d_{vac}$. Следовательно, каналное разрушение сдвигом может происходить при $(d_{vac})^2 / l_{vac}^2 \geq 1/2$ (где

l_{vac} – расстояние между порами), т.е. при пористости материала $f = \left(\frac{d_{\text{vac}}}{l_{\text{vac}}} \right)^3 \approx 35,4\%$, что соответствует радиационному набуханию $S \approx 54,6\%$. В большинстве случаев при $S < 54,6\%$ канальное разрушение будет происходить после значительного роста пор, когда f достигает $35,4\%$. Такой рост пор соответствует стадии нестабильного роста пор в некотором сечении элементарной ячейки, когда условие $\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{p}} \geq (\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{p}})^{\text{collapse}}$ уже выполнено. Следовательно, при небольших величинах радиационного набухания, заведомо меньших $54,6\%$, справедливо неравенство $(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{p}})^{\text{collapse}} < (\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{p}})^{\text{shear}}$.

При дальнейших расчетах по модели в качестве первого приближения будем рассматривать условие разрушения (5.5) вместо (5.14).

Для определения ε_f согласно модели необходимо знать относительную площадь пор в элементарной ячейке \bar{A}_{Σ} . Рассмотрим алгоритм определения значения \bar{A}_{Σ} на базе приведенных выше положений модели и уравнений зарождения и развития пор.

Параметр α в уравнении (5.11) зависит от коэффициента β , который, как было отмечено выше, может различаться для деформационных и вакансионных пор. В то же время он зависит от ЖНС, в общем случае являющейся функцией пластической деформации $\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{p}}$, и не зависит от объема поры. Тогда увеличение объема деформационных и вакансионных пор можно описать следующими уравнениями:

$$d\bar{V}_{\Sigma}^{\text{def}} = \frac{3 \cdot \alpha}{1 - f} \cdot \bar{V}_{\Sigma}^{\text{def}} \cdot d\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{p}} + V_{\text{nuc}}^{\text{def}} \cdot \left[\rho_{\text{v}}^{\text{def}} (\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{p}} + d\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{p}}) - \rho_{\text{v}}^{\text{def}} (\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{p}}) \right], \quad (5.15)$$

$$d\bar{V}_{\Sigma}^{\text{vac}} = \frac{3 \cdot \alpha}{1 - f} \cdot \bar{V}_{\Sigma}^{\text{vac}} \cdot d\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{p}}, \quad (5.16)$$

$$d\bar{V}_{\Sigma} = d\bar{V}_{\Sigma}^{\text{def}} + d\bar{V}_{\Sigma}^{\text{vac}}, \quad (5.17)$$

где $\bar{V}_{\Sigma}^{\text{def}} = \frac{V_{\Sigma}^{\text{def}}}{V}$ – относительный объем деформационных пор, $\bar{V}_{\Sigma}^{\text{vac}} = \frac{V_{\Sigma}^{\text{vac}}}{V}$ – относительный объем вакансионных пор, $\bar{V}_{\Sigma} = \frac{V_{\Sigma}}{V}$ – общий относительный объем пор, $V_{\text{nuc}}^{\text{def}}$ – объем зародышевой деформационной поры.

При интегрировании уравнения (5.17) начальное условие формулируется в виде:

$$\left(\bar{V}_{\Sigma}^{\text{def}} \right)_0 = V_{\text{nuc}}^{\text{def}} \cdot \rho_{\text{v}}^{\text{def}} \Big|_{\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^{\text{p}}=0}, \quad (5.18)$$

$$\left(\bar{V}_{\Sigma}^{\text{vac}} \right)_0 = S, \quad (5.19)$$

где $(\bar{V}_\Sigma^{\text{def}})_0$ и $(\bar{V}_\Sigma^{\text{vac}})_0$ величины относительного объема соответственно деформационных и вакансионных пор при $\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p = 0$.

Среднюю площадь поры определим как:

$$A_{\text{void}} = \left(\frac{\bar{V}_\Sigma}{\rho_v^{\text{def}} + \rho_v^{\text{vac}}} \right)^{2/3}, \quad (5.20)$$

где ρ_v^{vac} – концентрация вакансионных пор.

Учитывая, что суммарная площадь пор на единицу площади матрицы материала рассчитывается по формуле

$$\bar{A}_\Sigma^* = A_{\text{void}} (\rho_v^{\text{def}} + \rho_v^{\text{vac}})^{2/3}, \quad (5.21)$$

получим

$$\bar{A}_\Sigma^* = \bar{V}_\Sigma^{2/3}. \quad (5.22)$$

За счет вакансионных и деформационных пор объем элементарной ячейки увеличивается в $(1 + \bar{V}_\Sigma)$ раз. Тогда площадь пор, отнесенная к площади поперечного сечения элементарной ячейки, объем которой увеличился в $(1 + \bar{V}_\Sigma)$ раз, может быть рассчитана по формуле

$$\bar{A}_\Sigma = \bar{A}_\Sigma^* \cdot \left(\frac{1}{1 + \bar{V}_\Sigma} \right)^{2/3}. \quad (5.23)$$

Учитывая (5.22) и (5.23) получим

$$\bar{A}_\Sigma = \left(\frac{\bar{V}_\Sigma}{1 + \bar{V}_\Sigma} \right)^{2/3}. \quad (5.24)$$

Стоит отметить, что в настоящее время существует модель, широко используемая для описания поведения материала при пластическом деформировании и вязком разрушении – модель Гурсона-Травергаарда-Нидльмана (GTN-модель) [166, 167]. Разработанная в настоящей главе модель, по сравнению с GTN-моделью, имеет преимущество в количестве входных параметров, которые необходимо определить для её использования.

Согласно GTN-модели, пластический потенциал, введенный Гурсоном [167] описывается выражением вида

$$\Phi = \frac{\sigma_{\text{eq}}^2}{\sigma_s^2} + 2f^* q_1 \cdot \cosh\left(\frac{3}{2} q_2 \frac{\sigma_m}{\sigma_s}\right) - [1 - (q_1 f^*)^2] = 0, \quad (5.25)$$

$$f^* = \begin{cases} f & \text{при } f \leq f_c \\ f_c + k_a (f - f_c) & \text{при } f > f_c \end{cases}. \quad (5.26)$$

где σ_s – функция, описывающая поверхность текучести для материала без пор, f – пористость материала, q_1, q_2, f_c и k_a – константы материала.

Рост пористости при деформировании описывается выражением

$$df = df_{\text{nucl}} + df_{\text{growth}}, \quad (5.27)$$

где f_{nucl} и f_{growth} – функции, описывающие увеличение пористости за счет зарождения и роста пор, соответственно.

Зарождение пор при деформировании $\frac{df_{\text{nucl}}}{d\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p}$ может быть рассчитано по формуле [167]

$$\frac{df_{\text{nucl}}}{d\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p} = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp \left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p - \epsilon_N}{S_N} \right)^2 \right], \quad (5.28)$$

где S_N, f_N и ϵ_N – константы материала.

Рост пор описывается уравнением

$$df_{\text{growth}} = (1 - f) d\epsilon_{\text{ii}}^p. \quad (5.29)$$

Условие вязкого разрушения записывается в виде

$$f = f_f, \quad (5.30)$$

где f_f – критическое значение пористости.

Как видно из представленных выше уравнений, для использования GTN-модели необходимо определить 8 параметров (7 в случае, если значение пороговой деформации ускорения зарождения пор ϵ_N принять равной нулю). Кроме того, критическое значение пористости f_f , в общем случае зависит от ЖНС, что увеличивает количество параметров.

При использовании предлагаемой модели необходимо определить всего 6 параметров: $\rho_v^{\text{max}}, \sigma_d, \sigma_{\text{nuc}}^{\text{th}}, \beta_{\text{def}}, \beta_{\text{vac}}$ и $V_{\text{nuc}}^{\text{def}}$. Принимая в первом приближении, что $\sigma_{\text{nuc}}^{\text{th}} = \sigma_{0,2}$ а $\beta_{\text{def}} = \beta_{\text{vac}} = 0,427$, количество входных параметров, которые необходимо определить, сокращается до 3. Стоит отметить, что при использовании любой из моделей, естественно необходимо знать зависимость деформационного упрочнения $\sigma_s(\bar{\epsilon}_{\text{eq}}^p)$.

5.2 Моделирование разрушения при различных условиях облучения и испытания материала

5.2.1 Исследуемый материал

В качестве объекта для применения модели было выбрано несколько материалов: сталь марки 12X18H10T и металл сварного шва стали 08X18H10T.

Влияние температуры испытаний и радиационного распухания на пластичность облученного аустенитного материала, а также влияние нейтронного облучения на статическую

трещиностойкость исследовалось на базе результатов испытаний металла шва сварного соединения стали 08X18N10T в исходном и облученном состояниях.

Образцы из металла шва были подвергнуты облучению в реакторе БОР-60 повреждающими дозами в интервале от 7 до 46 сна при температуре облучения $T_{\text{обл}} = 320 \div 340$ °C, а также до дозы 49 сна при температуре облучения $T_{\text{обл}} = 400 \div 450$ °C. Скорость набора повреждающей дозы составила около 15÷25 сна/год. Сварка шва была выполнена с использованием проволоки Св-04X19N11МЗ без последующей термообработки. Ранее часть этих образцов использовалась при исследовании феномена $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения в главе 3 и была включена в массив данных, обработанный при построении зависимостей механических свойств металла шва в главе 4.

Выбор металла шва в качестве объекта исследования влияния температуры испытаний и радиационного распухания на пластичность облученного аустенитного материала, был обусловлен следующими обстоятельствами.

В общем случае при вязком разрушении зависимость ε_f от температуры испытаний $T_{\text{исп}}$ является монотонно убывающей (по крайней мере при $T_{\text{исп}}$ от 20 °C и выше). Для рассматриваемого металла шва общая тенденция $\varepsilon_f(T_{\text{исп}})$ также соответствует основным закономерностям вязкого разрушения ($\varepsilon_f(T_{\text{исп}})$ – монотонно убывающая зависимость), но, как видно из рисунка 5.1, локально имеется немонотонность данной зависимости. Использование таких экспериментальных результатов для верификации модели позволит выяснить, возможно ли описать с ее помощью локальную немонотонность свойств материала, а также выявить, какие свойства материала связаны с локальной немонотонностью $\varepsilon_f(T_{\text{исп}})$.

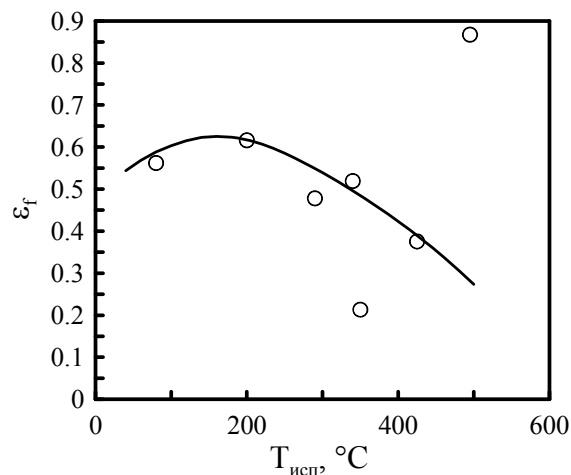


Рисунок 5.1 – Температурная зависимость критической деформации металла шва, облученного дозой 46 сна при $T_{\text{обл}}$, равной 330÷340 °C: точки – экспериментальные значения; линия – прогноз по модели

Вторым аргументом является тот факт, что использование данных по металлу шва, облученного до практически одинаковой дозы при разных температурах облучения, имеющего

разное распухание и при этом не претерпевшего $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения, позволит определить влияние радиационного распухания на пластичность материала при вязком разрушении и возможность его прогнозирования с помощью разработанной модели.

Еще одним аргументом в пользу использования металла шва является большая чувствительность к облучению параметров ε_f и J_c по сравнению с основным металлом.

Влияние радиационного распухания на статическую трещиностойкость было исследовано на базе результатов испытаний образцов из стали 12X18H10T, вырезанных из обработавших элементов бокового отражателя реактора БОР-60.

Стандартные элементы бокового отражателя представляют собой экранные сборки, габариты которых соответствуют стандартной ТВС реактора БОР-60. Экранные сборки изготовлены из стали 12X18H10T. На высоте активной зоны они представляют собой шестигранные чехлы, в которых размещены либо семь стержней одинакового диаметра (один в центре, шесть - вокруг него), либо сплошной сердечник со спиралью на поверхности для уменьшения турбулентности теплоносителя. Интерес к материалу экранныхборок обусловлен тем, что после длительной эксплуатации сборки имеют высокий флюенс, а температура облучения при эксплуатации меняется по высоте сборки от 310 до 530 °С, то есть перекрывает весь диапазон температур радиационного распухания.

Для исследований были отобраны отрезки элементов экранныхборок БМ-7 (стержни диаметром 14,7 мм) и Э-65 (сердечник диаметром 26 мм). Экранная сборка БМ-7 была в эксплуатации 15 лет, температура облучения ее стержней составляла 320÷450 °С, диапазон повреждающей дозы – 30-46 сна. Экранная сборка Э-65 была в эксплуатации 41 год, диапазон температур облучения ее сердечника составлял 320÷370 °С, диапазон повреждающей дозы – 100-150 сна.

На базе результатов механических испытаний образцов, вырезанных из сборки Э-65, в главе 4 была проведена верификация зависимостей для прогнозирования механических свойств основного металла ВКУ ВВЭР – стали 08X18H10T, до 150 сна.

Химический состав материала бокового отражателя (сталь 12X18H10T) приведен в таблице 4.1 в главе 4.

5.2.2 Параметры диаграммы деформирования

При расчетах механические характеристики исследуемого металла шва определялись по зависимостям, полученным в главе 4.

Диаграмма деформирования аппроксимировалась уравнением (4.26), представленным ранее в главе 4.

Как показано в главе 4 предел текучести $\sigma_{0,2}$ и параметры деформационного упрочнения A и n не зависят от температуры облучения (по крайней мере в диапазоне $T_{\text{обл}}$ от 320 до 450 °С) если учитывать снижение напряжений за счет радиационного распухания. Исходя из этого в дальнейших расчетах принимается, что для матрицы материала (для материала за вычетом как вакансионных, так и деформационных пор) при $T_{\text{обл}}$ от 320 до 450 °С параметры диаграммы деформирования, описываемой уравнением (4.26), инвариантны к $T_{\text{обл}}$.

5.2.3 Анализ влияния температуры испытаний на критическую деформацию материала

Одним из аргументов при выборе металла шва в качестве объекта для применения модели была немонотонность температурной зависимости критической деформации гладких образцов на одноосное растяжение. Рассмотрим, какие факторы контролируют эту зависимость и возможно ли с помощью разрабатываемой модели описать ее особенности.

Рассмотрим облученный до 46 сна при $T_{\text{обл}}$ от 320 до 340 °С металл шва, испытанный в диапазоне температур от 80 до 495 °С. Температура испытаний 20 °С была исключена из рассмотрения вследствие мартенситного превращения, происходящего при деформировании облученного материала и приводящего к аномальному виду диаграммы деформирования.

Параметры модели выбирались из следующих соображений.

а) Значения $\sigma_{0,2}$, A и n для различных значений $T_{\text{исп}}$ определялись согласно уравнениям, представленным в главе 4.

б) Поскольку температура облучения $T_{\text{обл}}$ не превышала 340 °С, а повреждающая доза не превышала 46 сна, радиационное распухание при таких условиях облучения было близко к нулю (см. главу 3). Поэтому при моделировании разрушения при указанном режиме облучения влиянием вакансионных пор на ε_f пренебрегали.

в) Параметр $m_{T\varepsilon}$ принимался независимым от $T_{\text{обл}}$ и дозы облучения D . Величина $m_{T\varepsilon}$ на основании работы [167] была принята равной 1,0. Значение $\sigma_{\text{нuc}}^{\text{th}}$ в (5.9) принималось равным пределу текучести: $\sigma_{\text{нuc}}^{\text{th}} = \sigma_{0,2}$.

г) Диаметр зародышевой деформационной поры принимался равным 2 мкм.

д) Пара параметров σ_d и ρ_v^{max} подбиралась таким образом, чтобы расчетная критическая деформация $\varepsilon_f^{\text{calc}}$ при 80 °С была близка к значению $\varepsilon_f^{\text{exp}}$, определенному по полученной на основании обработки экспериментальных данных регрессионной зависимости $\frac{\Delta\varepsilon_f}{\varepsilon_f^0}$ (D).

Конкретный вид зависимости $\frac{\Delta\varepsilon_f}{\varepsilon_f^0}$ (D) и значение критической деформации для металла шва в

необлученном состоянии ε_f^0 представлены в главе 4 (см. уравнение (4.56) и таблицу 4.2). Значение $\varepsilon_f^{\text{exp}}$ при 46 сна определялось по формуле

$$\varepsilon_f^{\text{exp}} = \left[1 - \frac{\Delta\varepsilon_f}{\varepsilon_f^0}(D) \right] \cdot \varepsilon_f^0. \quad (5.31)$$

В результате выполненных расчетов были выбраны следующие значения параметров: $\sigma_d = 1115$ МПа, $\rho_v^{\text{max}} = 8 \cdot 10^6$ мм⁻³.

В качестве критерия разрушения при растяжении гладкого цилиндрического образца принималось разрушение центрального волокна этого образца в месте образования шейки. Для описания зависимостей, характеризующих ЖНС, $q_m(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p) \equiv \sigma_m / \sigma_{\text{eq}}$ и $q_1(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p) \equiv \sigma_1 / \sigma_{\text{eq}}$ в центральном волокне шейки образца использовалось уравнение Бриджмена [146]. При этом отношение радиуса шейки к радиусу минимального сечения образца, используемое в уравнении Бриджмена, представлялось как функция пластической деформации [168]. Таким образом, зависимости $q_m(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p)$ и $q_1(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p)$ могут быть представлены в виде

$$q_m(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p) = \begin{cases} \frac{1}{3}, & \text{при } \bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p \leq \varepsilon_{\text{ul}} \\ \frac{1}{3} + \ln \left(1 + \frac{3}{2} \left(1 - \exp \left(-\frac{\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p - \varepsilon_{\text{ul}}}{3} \right) \right) \right), & \text{при } \bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p > \varepsilon_{\text{ul}} \end{cases}, \quad (5.32)$$

$$q_1(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p) = q_m(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p) + \frac{2}{3}. \quad (5.33)$$

В качестве параметра ε_{ul} в (5.32) принимается значение пластической деформации, соответствующее равномерному удлинению цилиндрического образца: $\varepsilon_{\text{ul}} = \ln(1 + \delta_p)$.

В диапазоне температур от 80 до 450 °С были рассчитаны значения критической деформации $\varepsilon_f^{\text{calc}}$ исходя из условия пластического коллапса (5.5).

На рисунке 5.1 представлена расчетная зависимость $\varepsilon_f^{\text{calc}}(T_{\text{исп}})$ и экспериментальные данные. Как видно из рисунка, наблюдается хорошее соответствие экспериментальных данных с результатами прогноза по модели. Сильное отличие экспериментальных точек при 350 °С и 495 °С от прогнозной кривой и остального набора экспериментальных точек будет прокомментировано ниже. Поскольку при расчете σ_d и ρ_v^{max} принимались независимыми от $T_{\text{исп}}$, то зависимость $\varepsilon_f^{\text{calc}}(T_{\text{исп}})$ контролируется только температурной зависимостью диаграммы деформирования.

Наглядным примером «управления» ε_f диаграммой деформирования могут служить следующие расчетные и экспериментальные результаты. В отличие от предыдущего расчета, в котором использовались обобщенные диаграммы деформирования, функционально зависящие

от $T_{исп}$, $T_{обл}$ и D , в качестве входной информации используем диаграммы деформирования, полученные при испытании на растяжение конкретных исследуемых образцов (см. рисунок 5.2). Для этих же образцов рассчитаем ϵ_f^{calc} и сравним с соответствующим значением ϵ_f^{exp} . В таблице 5.1 и на рисунке 5.3 представлено сравнение экспериментальных и расчетных результатов.

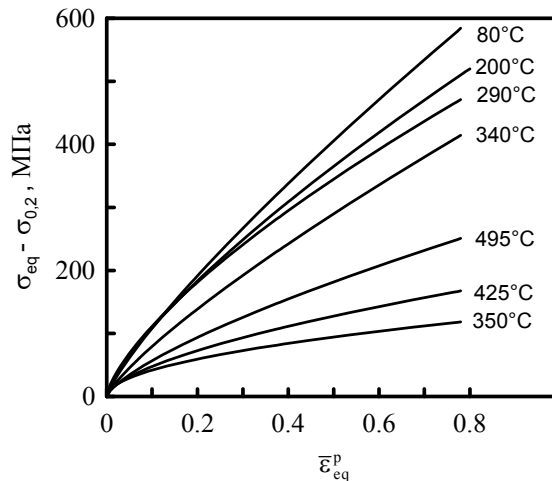


Рисунок 5.2– Деформационное упрочнение металла шва, облученного до повреждающей дозы 46 сна при $T_{обл}$, равной 330-340 °С, и испытанного при различных температурах

Таблица 5.1 – Сравнение экспериментально полученных значений критической деформации с расчетными значениями

Температура испытаний, °С	ϵ_f^{exp}	ϵ_f^{calc}	Ошибка, %
80	0,562	0,562	0
200	0,616	0,533	13,5
290	0,478	0,511	6,9
340	0,519	0,527	1,4
350	0,213	0,203	5
425	0,375	0,324	13,6
495	0,868	0,480	44,6

Как видно из представленных данных при неизменных значениях σ_d и ρ_v^{max} , модель хорошо прогнозирует значения ϵ_f^{exp} при различных $T_{исп}$ при учете особенностей диаграмм деформирования для каждой $T_{исп}$. Аномально низкое значение ϵ_f при 350 °С обусловлено аномально низким деформационным упрочнением материала (см. рисунок 5.2). Судя по общей тенденции зависимостей ϵ_f и деформационного упрочнения от $T_{исп}$ «провал» ϵ_f при 350 °С связан не с температурой испытаний, а с материалом образца, испытанного при 350 °С. По-видимому,

данный образец был вырезан из участка шва с аномальными свойствами. Тем не менее, следует отметить, что даже для аномальных свойств прослеживается жесткая связь между ε_f и деформационным упрочнением материала. Заниженное относительно эксперимента расчетное значение при 495 °С по-видимому связано с отжигом радиационных дефектов, происходящем при температурах испытаний, превышающих температуру облучения, что привело к увеличению параметра σ_d . При расчете этот параметр принимался постоянным и калибровался по значению критической деформации для неотожженного облученного материала.

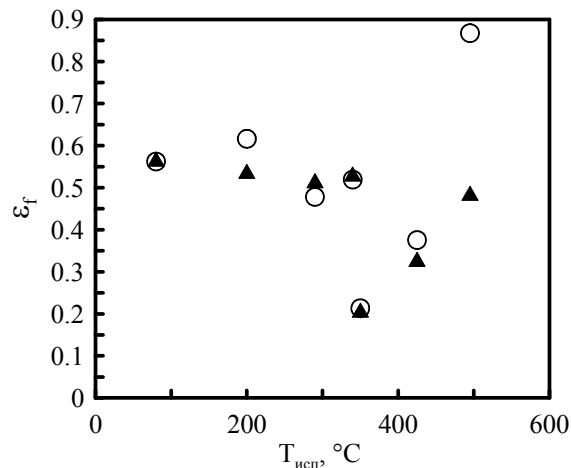


Рисунок 5.3 – Расчетная и экспериментальная зависимости критической деформации ε_f от температуры испытаний для сварного шва стали 08X18H10T облученного до дозы 46 сна при 320÷340 °С: ○ – экспериментальные данные; ▲ – расчет по модели с учетом индивидуальных диаграмм деформирования

Представленные на рисунках 5.1 и 5.3 результаты свидетельствуют о возможности модели описать влияние $T_{исп}$ на ε_f при физически обоснованном допущении о независимости σ_d и ρ_v^{max} от $T_{исп}$. Влияние $T_{исп}$ на ε_f обусловлено влиянием деформационного упрочнения на условие реализации пластического коллапса элементарной ячейки. Таким образом, существует прямая связь между ε_f и деформационным упрочнением облученных аустенитных сталей. Чем ниже деформационное упрочнение, тем меньше ε_f (рисунки 5.2 и 5.3). Поскольку в общем случае с ростом $T_{исп}$ деформационное упрочнение уменьшается, то уменьшается и ε_f .

Выполненное сопоставление экспериментальных данных с расчетами по модели подтверждает допущение о том, что σ_d не зависит от $T_{исп}$ при $T_{исп}$ меньше или равной $T_{обл}$, т.е. в случае, когда радиационные дефекты не отжигаются в процессе испытаний.

5.2.4 Анализ влияния дозы нейтронного облучения на параметр σ_d

Показав, что величина σ_d не зависит от $T_{исп}$, проанализируем влияние нейтронного облучения на данный параметр. Рассмотрим результаты механических испытаний металла шва, облученного в диапазоне повреждающих доз от 0 до 46 сна при $T_{обл}$ от 320 до 340 °С и

испытанного при 80 °С. В качестве входной информации для расчета по модели используются значения $\sigma_{0,2}$, A и n для различных значений повреждающей дозы D определяемые согласно уравнениям, представленным в главе 4. Как и при моделировании температурной зависимости облученного материала принимали m_{eff} равным 1, а ρ_v^{max} равным $8 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-3}$.

Параметр σ_d для каждой повреждающей дозы подбирали таким образом, чтобы расчетное значение ε_f для данной дозы совпало со значением, рассчитанным с помощью зависимости (4.44).

Согласно главе 4 зависимость относительного снижения деформации от повреждающей дозы для металла шва стали 08X18H10T, испытанного при 80 °С, практически совпадает с соответствующей зависимостью для температур испытаний от 290 до 350 °С. Поэтому для этих температур коэффициенты A_ε и B_ε могут быть приняты одинаковыми: $A_\varepsilon = 0,52$ и $B_\varepsilon = 0,37 \text{ сна}^{-1}$.

В качестве величины ε_f^0 принималось среднее значение критической деформации для исходного состояния металла шва при $T_{\text{исп}}=80 \text{ °С}$ вычисленной из значений, приведенных в таблице 4.2; $\varepsilon_f^0 = 1,23$.

В таблице 5.2 приведены результаты моделирования зависимости параметра σ_d от повреждающей дозы. На рисунке 5.4 представлены значения σ_d и зависимость $\Delta\sigma_{0,2}$ для различных повреждающих доз.

Как видно из рисунка 5.4, зависимость $\sigma_d(D)$ хорошо коррелирует с зависимостью $\Delta\sigma_{0,2}(D)$. При изменении дозы от 0 до 6 сна происходит резкое изменение σ_d и $\Delta\sigma_{0,2}$. При дальнейшем возрастании повреждающей дозы σ_d и $\Delta\sigma_{0,2}$ практически не изменяются. Полученный результат подтверждается физическими закономерностями по влиянию радиационных дефектов на σ_d . Так в работах [161, 162] показано, что уменьшение σ_d зависит от $\Delta\sigma_{0,2}$. Снижение σ_d связано с несколькими механизмами, в частности, с сегрегацией на межфазной границе различных примесей и с возникновением на этой границе внутренних напряжений за счет образования здесь дислокационных петель. Эти процессы приводят к ослаблению связи включение-матрица. Кроме того, σ_d снижается вследствие более легкого формирования дислокационных скоплений около мест зарождения пор под влиянием радиационных дефектов. Приведенные механизмы снижения σ_d вследствие образования дислокационных петель и скоплений однозначно связаны с увеличением $\Delta\sigma_{0,2}$.

Таким образом, полученные результаты свидетельствуют о возможности модели описать влияние повреждающей дозы нейтронного облучения на критическую деформацию ε_f при учете влияния дозы на σ_d .

Таблица 5.2 – Зависимость σ_d от повреждающей дозы при выполнении условия $\varepsilon_f^{\text{calc}} = \varepsilon_f^{\text{exp}}$

D, сна	$\varepsilon_f^{\text{exp}}$	σ_d , МПа
0	1,226	8550
6	0,624	1040
27	0,588	1115
40	0,588	1115
46	0,588	1115

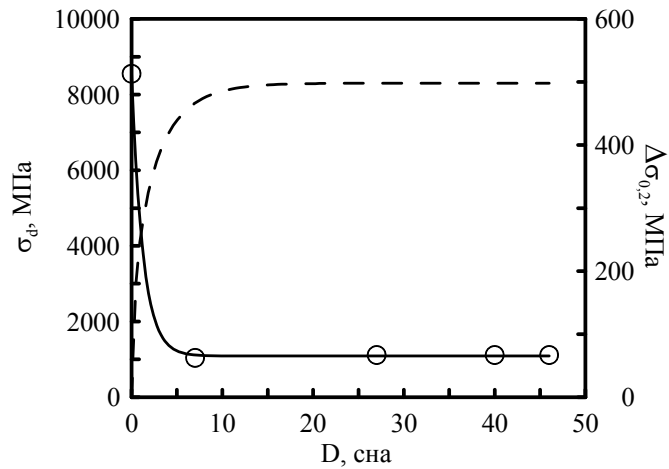


Рисунок 5.4 – Снижение σ_d с увеличением повреждающей дозы: точки – расчетные значения σ_d из таблицы 5.2; пунктирная линия – приращение предела текучести от дозы по уравнению (4.20); сплошная линия – аппроксимация данных уравнением (5.35)

5.2.5 Анализ влияния радиационного набухания на критическую деформацию материала

В предыдущих подразделах настоящей главы анализ параметров модели проводился на основании экспериментальных данных, полученных на образцах, облученных в диапазоне температур, при которых практически отсутствует набухание.

Рассмотрим, возможно ли с помощью разработанной модели вязкого разрушения спрогнозировать влияние набухания на значение критической деформации. Воспользуемся данными испытаний образцов металла шва, облученных дозой 49 сна при $T_{\text{обл}}$ от 400 до 450 °С (образцы металла шва после ВТО, ранее исследованные в главе 3). Набухание этих образцов составило от 3,4 до 6,8%. Результаты испытаний образцов и соответствующее каждому образцу набухание представлены в таблице 5.3.

Численное моделирование влияния вакансионной пористости на критическую деформацию базируется на следующих положениях:

а) диаграмма деформирования для матрицы материала, т.е. материала за вычетом вакансионных и деформационных пор, инвариантна к распуханию и температуре облучения и зависит только от повреждающей дозы и температуры испытания;

б) значения $\sigma_{0,2}$, A и n для различных значений $T_{исп}$ определялись по уравнениям, представленным в главе 4;

в) параметры уравнений зарождения и роста деформационных пор идентичны для материала с распуханием и без;

г) расчет эволюции вакансионных и деформационных пор проводится в соответствии с уравнениями, приведенными в начале настоящей главы в разделе 5.1;

д) при расчете критической деформации для каждой температуры использовано индивидуальное распухание согласно таблице 5.3;

е) значения параметров σ_d и ρ_v^{max} принимались такими же, как и в 5.2.3 при моделировании температурной зависимости металла шва, облученного до дозы 46 сна без распухания: $\sigma_d = 1115$ МПа, $\rho_v^{max} = 8 \cdot 10^6$ мм⁻³;

ж) значение коэффициента β в уравнении (5.12) для обоих видов пор принималось в первом приближении одинаковым: $\beta = \beta_{vac} = \beta_{def} = 0,427$.

Таблица 5.3 – Критическая деформация и распухание образцов металла шва стали 08X18H10T, облученных дозой 49 сна при $T_{обл}$ от 400 до 450 °С

$T_{исп}$, °С	$\epsilon_f^{эксп}$	Распухание S, %
80	0,2132	6,8
200	0,2863	6,4
290	0,3481	3,4
425	0,1912	4,0

Результаты расчета критической деформации при отсутствии и наличии распухания представлены на рисунке 5.5. Из рисунка видно, достаточно хорошее совпадение экспериментальных и расчетных данных для образцов без и с распуханием (для образцов без распухания сопоставление ϵ_f^{exp} и ϵ_f^{calc} ранее было представлено на рисунке 5.1).

Полученные результаты дают основание заключить, что для исследуемого металла шва снижение ϵ_f при $T_{обл} = 400 \div 450$ °С по сравнению с ϵ_f при $T_{обл} = 320 \div 340$ °С связано исключительно с вакансионной пористостью, обуславливающей радиационное распухание материала. Следует отметить, что немонотонность зависимости $\epsilon_f^{exp}(T_{исп})$ при $T_{обл} = 400 \div 450$ °С, по всей видимости, обусловлена неоднородностью свойств металла шва. В то же время

полученное экспериментально среднее значение критической деформации $\bar{\varepsilon}_f$ в диапазоне температур от 80 до 425 °С близко к расчетному значению: $\bar{\varepsilon}_f^{\text{exp}} = 0,26$, $\bar{\varepsilon}_f^{\text{calc}} = 0,25$.

Хорошее совпадение экспериментальных и расчетных значений ε_f на рисунке 5.5 свидетельствует об инвариантности σ_d к $T_{\text{обл}}$, так как в качестве входной информации для прогнозирования ε_f при $T_{\text{обл}} = 400 \div 450$ °С использована величина σ_d , полученная при $T_{\text{обл}} = 320 \div 340$ °С.

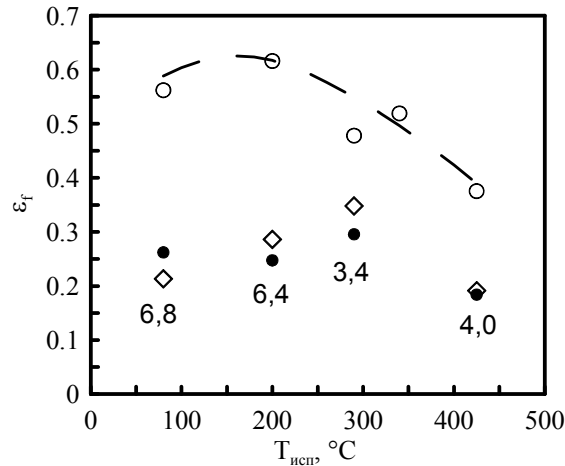


Рисунок 5.5 – Температурные зависимости критической деформации металла шва: экспериментальной $\varepsilon_f^{\text{exp}}$ (○ и ◇) и расчетной $\varepsilon_f^{\text{calc}}$ (● и линия); ○ и пунктирная линия – без распухания (точки для $T_{\text{исп}} = 350$ °С и $T_{\text{исп}} = 495$ °С исключены по вышеописанным причинам); ◇ и ● – с распуханием; числа в поле графика – распухание образцов в процентах

Оценим влияние распухания на относительное снижение критической деформации

$$\varphi_\varepsilon(S) = \frac{\varepsilon_f^S}{\varepsilon_f}, \text{ где } \varepsilon_f^S \text{ и } \varepsilon_f \text{ – значения критической деформации материала, облученного до одной и}$$

той же дозы, с распуханием и без него. Такая зависимость, как показано в главе 2, позволит учитывать влияние распухания в уравнениях, описывающих зарождение и развитие трещин по механизму усталости. Для моделирования влияния распухания на относительное снижение критической деформации воспользуемся следующими положениями.

а) Значения параметров σ_d и ρ_v^{max} принимаются такими же, как в предыдущем расчете.

б) Параметры деформационного упрочнения для матрицы материала рассчитываются согласно зависимостям, приведенным в главе 4 для условий облучения, соответствующих насыщению механических свойств. Подобное насыщение для стали 08X18H10T и металла ее шва, особенно для критической деформации материала, наступает при дозах 10÷20 сна, в то же время распухание для таких доз, при температурах облучения, соответствующих температурам облучения ВКУ ВВЭР, сравнительно не велико. Таким образом, допустимо принять, что для условий облучения ВКУ ВВЭР, при которых в материале существует значимое распухание,

механические свойства находятся в насыщении и больше не изменяются.

в) Температура испытаний для расчета параметров деформационного упрочнения принимается равной 470 °С, т.е. равной температуре максимума распухания для стали 08X18H10T [22]. Такой подход дает консервативную оценку влияния распухания на снижение критической деформации, поскольку с повышением температуры испытаний снижается деформационное упрочнение, контролирующее условие коллапса (5.5).

На рисунке 5.6 представлена полученная зависимость относительного снижения критической деформации от распухания и ее аппроксимация следующей экспоненциальной зависимостью

$$\varphi_\varepsilon(S) = \exp(-a \cdot S^b), \quad (5.34)$$

где $a=6,55$, $b=0,67$.

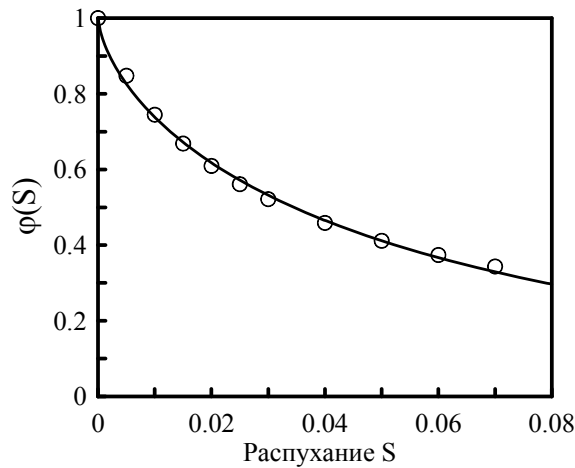


Рисунок 5.6 – Влияние распухания на относительное снижение критической деформации:
○ – расчет по модели, линия – аппроксимация уравнением (5.34)

5.2.6 Определение параметров модели

На основании проведенного анализа может быть предложена следующая процедура определения параметров модели.

Диаграммы деформирования определяются на основании обработки результатов испытаний гладких образцов на растяжение.

Значения ρ_v^{\max} и σ_d можно однозначно определить посредством испытания на растяжение образцов двух типов: гладкого цилиндрического образца и цилиндрического образца с круговым надрезом.

Значения ε_f для этих образцов будет различным и, следовательно, сопоставляя расчетные и экспериментальные результаты, может быть определена пара параметров ρ_v^{\max} и σ_d . Аналогичный подход использован в работе [155].

Поскольку ρ_v^{\max} не зависит от дозы облучения, то этот параметр целесообразно определять из результатов испытаний материала в исходном состоянии.

Зависимость $\sigma_d(D)$ может быть представлена в виде, подобном полученному в [161, 162] на основании анализа физических механизмов влияния радиационных повреждений на σ_d

$$\sigma_d = (\sigma_d^0 - \sigma_d^{\min}) \cdot \exp[-C_D \cdot D^m] + \sigma_d^{\min}, \quad (5.35)$$

где σ_d^0 – значение σ_d для материала в исходном состоянии, σ_d^{\min} – минимальное значение σ_d для материала; C_D и m – константы материала. Как видно из рисунка 5.4 зависимость (5.35) достаточно хорошо описывает полученные экспериментальные данные.

Из (5.35) следует, что для определения коэффициентов в этом уравнении минимально необходимо иметь результаты испытаний материала в исходном состоянии и при трех различных повреждающих дозах.

Значение β_{vac} в (5.13) может быть определено по результатам испытаний образцов с различным распуханием.

5.3 Анализ влияния облучения на статическую трещиностойкость

В предыдущих подразделах настоящей главы нами рассматривалось применение модели к прогнозированию критической деформации при одноосном растяжении. Возникает вопрос – возможно ли с помощью разработанной модели спрогнозировать такую важную характеристику при оценке прочности конструкции, как статическую трещиностойкость?

Для решения этого вопроса в первую очередь сформулируем понятие трещиностойкости. Будем рассматривать трещиностойкость как сопротивление материала элемента конструкции развитию в нем трещины по вязкому механизму при приложении нагрузки. В качестве критерия развития трещины примем условие достижения пластической деформацией на заданном расстоянии r_f перед вершиной трещины некоторого критического значения ε_{f_crack}

$$\varepsilon^p = \varepsilon_{f_crack}. \quad (5.36)$$

Фактически ε_{f_crack} в (5.36) это та же критическая деформация ε_f , однако определяемая с учетом жесткости напряженного состояния для вершины трещины.

Величину r_f называют характеристическим размером зоны процесса, т.е. той зоны, в которой происходит элементарный акт разрушения при развитии трещины.

Свяжем это условие с такой общепринятой характеристикой трещиностойкости, как критическое значение J-интеграла J_c .

Учитывая, что раскрытие трещины $\delta \sim \frac{J}{\sigma_{\text{flow}}}$ [169], а деформация $\varepsilon^p \sim \frac{\delta}{r}$, где r – расстояние от вершины трещины, значение трещиностойкости J_c при вязком разрушении может быть представлено в виде, подобном предложенному в [155]:

$$J_c = \eta \cdot \sigma_{\text{flow}} \cdot r_f \cdot \varepsilon_{f_crack} \quad (5.37)$$

где η – некоторый численный коэффициент, σ_{flow} – напряжение течения, определяемое согласно стандарту ESIS TC7D-1-96D [170] как:

$$\sigma_{\text{flow}} = \frac{\sigma_{0,2} + \sigma_B}{2}, \quad (5.38)$$

где $\sigma_{0,2}$ – предел текучести материала, σ_B – предел прочности материала.

На основании численного моделирования развития трещины для хромо-никелевых аустенитных сталей было получено численно значение коэффициента $\eta = 36$ [171].

Исходя из вышесказанного, для прогнозирования статической трещиностойкости и, в частности, влияния нейтронного облучения на трещиностойкость, в первую очередь разработанная модель должна адекватно описывать влияние жесткости напряженного состояния на критическую деформацию разрушения.

5.3.1 Влияние жесткости напряженного состояния на зависимость $\varepsilon_f(D)$

Для оценки влияния жесткости напряженного состояния на зависимость $\varepsilon_f(D)$ сравним дозовую зависимость критической деформации, полученную на основании обработки данных испытаний гладких цилиндрических образцов на растяжение ($\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_f^0}(D)$) и зависимость $\frac{\varepsilon_{f_crack}}{\varepsilon_{f_crack}^0}(D)$, рассчитанную по модели для материала, локализованного у вершины трещины на линии ее продолжения. Пусть ε_f^0 и $\varepsilon_{f_crack}^0$ это критическая деформация материала в необлученном состоянии для гладкого цилиндрического образца на растяжение и для образца с трещиной соответственно.

Зависимость $\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_f^0}(D)$ можно представить как:

$$\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_f^0}(D) = \left[1 - \frac{\Delta\varepsilon_f}{\varepsilon_f^0}(D) \right], \quad (5.39)$$

где зависимость $\frac{\Delta\varepsilon_f}{\varepsilon_f^0}(D)$ рассчитывается с помощью уравнения (4.44) из главы 4.

Зависимости, характеризующие ЖНС, $q_m(\bar{\epsilon}_{eq}^p)$ и $q_l(\bar{\epsilon}_{eq}^p)$ для образцов на растяжение и для материала у вершины трещины представлены на рисунке 5.7. Расчет $q_m(\bar{\epsilon}_{eq}^p)$ и $q_l(\bar{\epsilon}_{eq}^p)$ для образцов на растяжение проводился по формулам (5.32) и (5.33), а для материала у вершины трещины по зависимостям, предложенным в [158].

Расчет $\frac{\epsilon_{f_crack}^0}{\epsilon_{f_crack}^0}$ (D) по модели проводился для $T_{исп}$, равной 290°C. Выбор такой

температуры связан с имеющимися представительными данными по $J_c(D)$ для диапазона температур испытаний от 290 до 350°C [14, 15].

В качестве входной информации для расчета по модели использованы диаграммы деформирования, рассчитанные по уравнениям, представленным в главе 4, и параметры, не зависящие от температуры: $\rho_v^{max} = 8 \cdot 10^6 \text{ мм}^{-3}$ и $\sigma_d(D)$. Зависимость $\sigma_d(D)$ представлена в таблице 5.2.

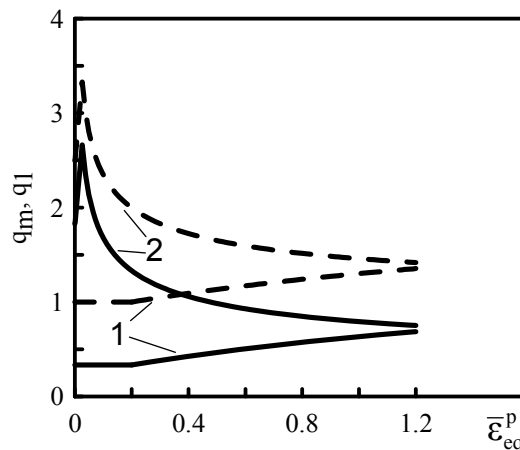


Рисунок 5.7 – Зависимость жесткости напряженного состояния от пластической деформации: сплошная линия – жесткость напряженного состояния в терминах q_m ; пунктирная линия – жесткость напряженного состояния в терминах q_l ;

- 1) – жесткость в шейке образца на растяжение при дозе равной $D=0$;
- 2) жесткость у вершины трещины при дозе равной $D=0$ [158]

В таблице 5.4 представлены результаты расчета относительной деформации для гладких цилиндрических образцов на растяжение согласно уравнению (5.39), и расчета относительной деформации у вершины трещины по модели.

Как видно из представленных результатов, падение ϵ_f с увеличением дозы значительно усиливается с увеличением жесткости напряженного состояния. Так для ЖНС, характерной для образца на растяжение, при 46 сн ϵ_f уменьшается в 2 раза по сравнению с необлученным состоянием, а для ЖНС, характерной для материала у вершины трещины, падение ϵ_f достигает 12 раз. Иными словами, влияние ЖНС увеличивается с ростом дозы облучения материала.

Таблица 5.4 – Влияние ЖНС на деформацию разрушения при 290°C и различных уровнях повреждающей дозы

D, сна	Напряженное состояние			Влияние ЖНС на деформацию разрушения
	в центре шейки образца на растяжение	у вершины трещины		
	$\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_f^0}$	ε_{f_crack}	$\frac{\varepsilon_{f_crack}}{\varepsilon_{f_crack}^0}$	$\frac{\varepsilon_f}{\varepsilon_{f_crack}}$
0	1	0,0671	1	16,1
6	0,509	0,0063	0,094	87,0
27	0,480	0,0055	0,082	94,0
46	0,480	0,0056	0,083	92,3

5.3.2 Влияние нейтронного облучения на статическую трещиностойкость материала

Используя полученное по модели снижение критической деформации в вершине трещины с увеличением дозы облучения можно оценить влияние облучения на трещиностойкость J_c используя уравнения (5.37) и (5.38).

Известно, что размер зоны процесса r_f в (5.37) при вязком разрушении зависит от расстояния между порами l и может быть оценен по формуле

$$r_f = k \cdot l, \quad (5.40)$$

где k – численный коэффициент; $k = 2 \div 8$ [172].

Принимая, что под облучением не возникает новых мест зарождения деформационных пор ($\rho_v^{\max} = \text{const}$), размер r_f может быть принят не зависящим от повреждающей дозы при отсутствии распухания материала.

В общем случае размер r_f будет зависеть от распухания вследствие образования популяции вакансионных пор. При распухании, близком к нулю, размер зоны процесса связан с расстоянием между деформационными порами l_{def} : $r_f = r_f^{\text{def}}$. При значительном распухании размер зоны процесса связан с расстоянием между вакансионными порами l_{vac} : $r_f = r_f^{\text{vac}}$. По-видимому, зависимость $r_f(S)$ должна быть похожа на зависимость, схематично представленную на рисунке 5.8 и может быть представлена в следующем виде

$$r_f(S) = \begin{cases} r_f^{\text{def}} - \omega \cdot S, & \text{при } S < S^* \\ r_f^{\text{vac}}, & \text{при } S \geq S^* \end{cases}, \quad (5.41)$$

где ω – коэффициент, определяющий снижение размера зоны процесса от распухания, S^* – величина распухания, при которой выполняется условие $r_f = r_f^{vac}$, т.е. размер зоны процесса определяется исключительно вакансионной пористостью.

Рассмотрим влияние облучения на трещиностойкость J_c при отсутствии распухания. В этом случае снижение трещиностойкости можно записать в виде

$$\frac{J_c^{obl}}{J_c^0} = \frac{\varepsilon_{f_crack}^{obl}}{\varepsilon_{f_crack}^0} \cdot \frac{\sigma_{flow}^{obl}}{\sigma_{flow}^0}, \quad (5.42)$$

где J_c^{obl} и J_c^0 – трещиностойкость в терминах критического значения J-интеграла для облученного материала и материала в исходном состоянии соответственно.

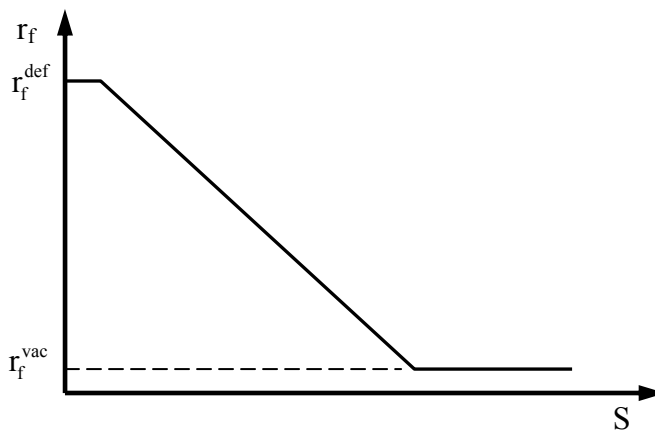


Рисунок 5.8 – Вид зависимости размера зоны процесса r_f от радиационного распухания S

В качестве данных по влиянию облучения на снижение критической деформации в вершине трещины воспользуемся результатами расчета, приведенными в таблице 4.1. Влияние нейтронного облучения на напряжение течения σ_{flow} может быть рассчитано по формуле (5.38) и зависимостям для расчета предела текучести $\sigma_{0,2}$ и предела прочности σ_b , представленным в главе 4.

На рисунке 5.9а представлены экспериментальные данные по критическому значению J-интеграла J_c для металла шва в исходном и облученном состояниях, испытанного при $T_{исп} = 290$ °С [14, 15]. Эти же данные представлены в относительном виде $\frac{J_c^{obl}}{J_c^0}$ на рисунке 5.9б.

На этом же рисунке приведены расчетные величины $\frac{J_c^{obl}}{J_c^0}$. Из рисунка видно достаточно хорошее согласие между экспериментальными данными и результатом прогноза.

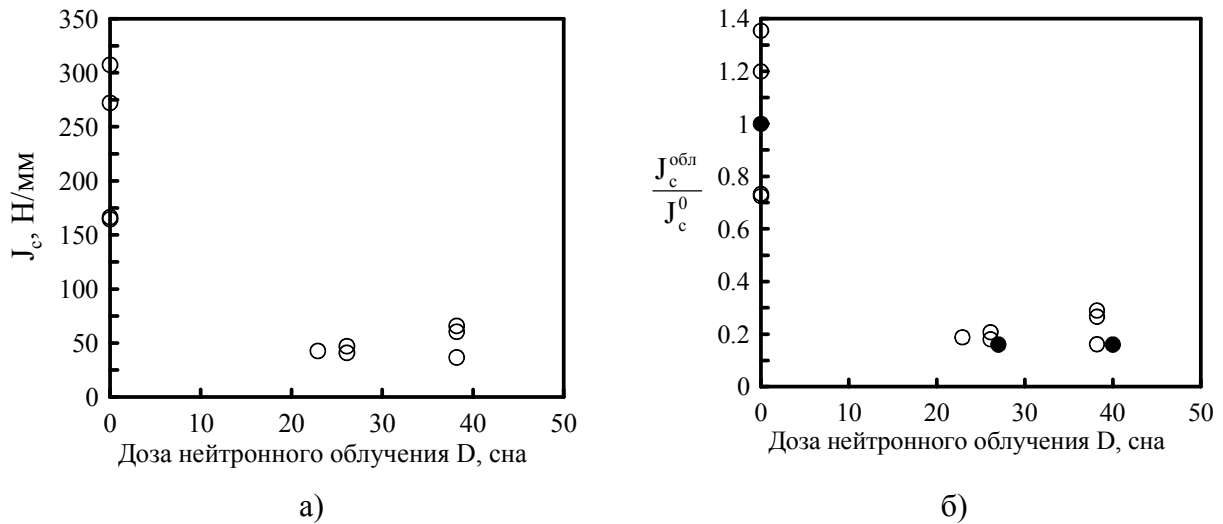


Рисунок 5.9 – Экспериментальные результаты (○) по трещиностойкости металла шва, испытанного при $T_{исп}=290$ °С в исходном и облученном состояниях [14, 15], и расчет по модели (●)

5.4 Исследование влияния распухания на статическую трещиностойкость материала

Исследование влияния радиационного распухания проведено на материале отработавших элементов экранных сборок БМ-7 и Э-65 бокового отражателя реактора БОР-60, изготовленных из стали 12X18Н10Т.

Из обеихборок было вырезано три типа образцов – гладкие цилиндрические образцы на одноосное растяжение, цилиндрические образцы с концентратором (круговым надрезом) на одноосное растяжение и образцы типа SE(B) для испытаний на трехточечный изгиб. Малоразмерные образцы типа SE(B) были выбраны в качестве образцов для определения трещиностойкости ввиду малых размеров элементовборок.

Эскиз образцов на одноосное растяжение приведен на рисунке 5.10.

Эскиз образцов SE(B) представлен на рисунке 5.11. Образцы имели боковые канавки глубиной 0,8 мм. Перед испытаниями на образцах были наведены усталостные трещины в соответствии с требованиями ASTM E1820-09 [173].

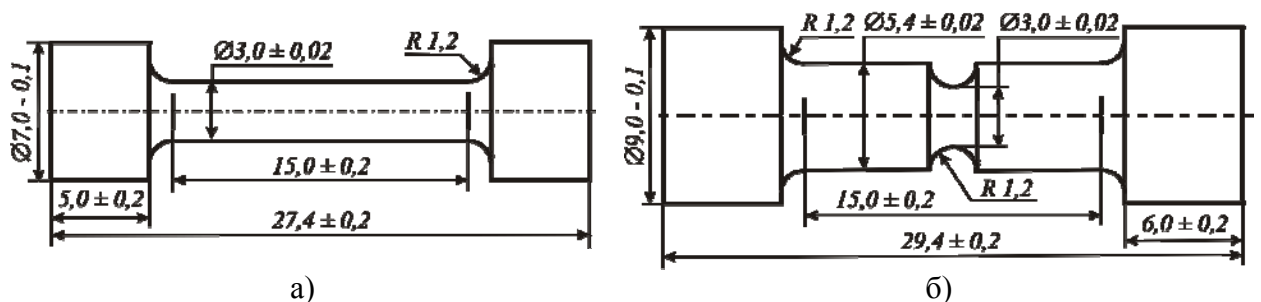


Рисунок 5.10 – Эскизы цилиндрических образцов на растяжение изборок Э-65 и БМ-7: гладкий образец (а) и образец с концентратором (круговым надрезом) (б)

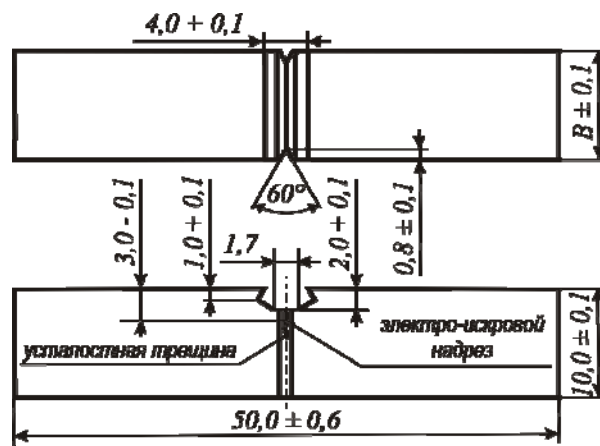


Рисунок 5.11 – Эскиз образца для испытаний на трещиностойкость: толщиной $B = 9$ мм и $B = 10$ мм для образцов из сборки Э-65 и БМ-7, соответственно

Для всех изготовленных образцов перед испытанием было определено значение радиационного распухания методом гидростатического взвешивания, описанным в главе 3.

Для калибровки модели вязкого разрушения использовались результаты испытаний гладких цилиндрических образцов и образцов с концентратором.

Как и предыдущих случаях принималось, что параметры диаграммы деформирования ($\sigma_{0,2}$, A и n) для матрицы материала с распуханием и для материала без распухания равны. В связи с этим параметры диаграммы деформирования матрицы материала определялись на базе обработки результаты испытаний гладких образцов на растяжение с распуханием $S \leq 1\%$. Распуханием этих образцов пренебрегали.

Параметры ρ_v^{\max} и σ_d определялись согласно процедуре, описанной в подразделе 5.2.6 настоящей главы на основании результатов испытаний на растяжение гладких образцов и образцов с концентратором при распухании $S \leq 1\%$. Диаметр зародышевой деформационной поры принимался равным 2 мкм. При этом для образца с концентратором на базе результатов моделирования методом конечных элементов были приняты следующие значения параметров жесткости напряженного состояния в центральной зоне шейки: $\sigma_m/\sigma_{eq} = 0,9$ и $\sigma_1/\sigma_{eq} = 1,57$, практически независимые от деформации образца по крайней мере при $\epsilon^p > 1\%$ [155].

Параметр β_{vac} в уравнении (5.13) определялся на основании наилучшего соответствия экспериментальных и расчетных зависимостей $\epsilon_f(S)$ для гладких образцов и образцов с концентратором. Сопоставление этих зависимостей для материалов сборок БМ-7 и Э-65 представлено на рисунке 5.12.

Полученные параметры модели для материалов сборок БМ-7 и Э-65 приведены в таблице 5.5.

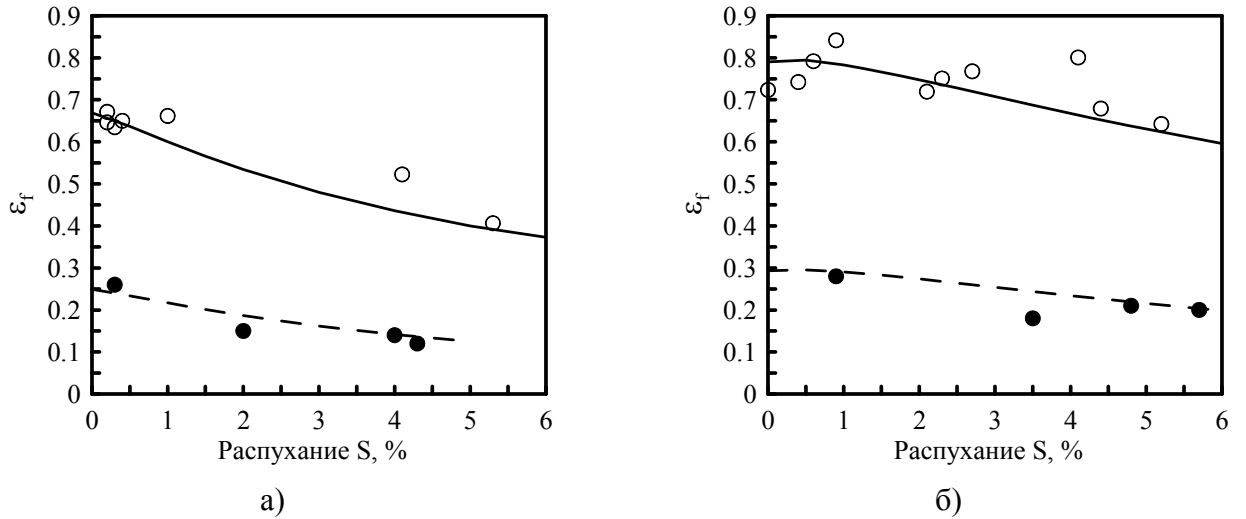


Рисунок 5.12 – Сопоставление расчетных (линии) и экспериментальных (точки) зависимостей критической деформации от распухания для гладких образцов (сплошные линии, ○) и образцов с концентратором (пунктирные линии, ●), из материала сборок Э-65 (а) и БМ-7 (б)

Таблица 5.5 – Параметры модели для прогнозирования трещиностойкости материалов сборок БМ-7 и Э-65

Материал	$\sigma_{0,2}$, МПа	A, МПа	n	ρ_v^{\max} , мм ⁻³	σ_d , МПа	β_{vac}
материал сборки БМ-7	780	155	0,50	$1,5 \cdot 10^6$	1100	0,107
материал сборки Э-65	1040	260	0,43	$2,0 \cdot 10^6$	1100	0,196

Значение r_f определялось из формулы (5.37) для каждого испытанного образца SE(B) из обеихборок. На основании зависимостей для учета влияния радиационного распухания на прочностные характеристики (4.23)-(4.25), представленных в главе 4 и уравнения (5.38), напряжение течения σ_{flow} с учетом распухания S каждого образца рассчитывалось по формуле

$$\sigma_{flow} = \sigma_{flow}|_{S=0} \cdot \left(1 - \left(\frac{S}{1+S} \right)^{\frac{2}{3}} \right). \quad (5.43)$$

В формуле (5.43) в качестве значения σ_{flow} без распухания принималось значение, вычисленное по формуле (5.38) на базе величин предела текучести и предела прочности для металла каждой сборки без распухания.

Величина ε_{f_crack} рассчитывалась по модели для зависимостей $q_m(\bar{\varepsilon}_{eq}^p)$ and $q_1(\bar{\varepsilon}_{eq}^p)$, типичных для материала у вершины трещины. При расчете ε_{f_crack} учитывалось индивидуальное распухание каждого образца.

На рисунке 5.13 представлены значения r_f , определенные для материала обеихборок с различной величиной распухания. Из рисунка видно, что материал обеихборок различается по величине зоны процесса при отсутствии распухания, т.е. по величине r_f^{def} . В то же время снижение величины r_f от распухания для обеихборок одинаковое и описывается линейной

зависимостью (5.41). Обработка данных методом наименьших квадратов позволила получить значения параметров в зависимости (5.41). Для образцов из металла сборки Э-65 и части образцов из металла сборки БМ-7 величина r_f^{def} составила 99 мкм. Для образцов из металла БМ-7 величина r_f^{def} составила 186 мкм. Величина ω для обеихборок одинакова и равна 1884 мкм.

Оценим величину S^* для материала обеихборок. Это можно сделать с помощью уравнения (5.41) зная величину r_f^{vac} , которая зависит от расстояния между вакансионными порами также, как r_f^{def} – от расстояния между деформационными порами (см. уравнение (5.40)). Ясно, что расстояние между вакансионными порами l_{vac} на несколько порядков меньше расстояния между деформационными l_{def} .

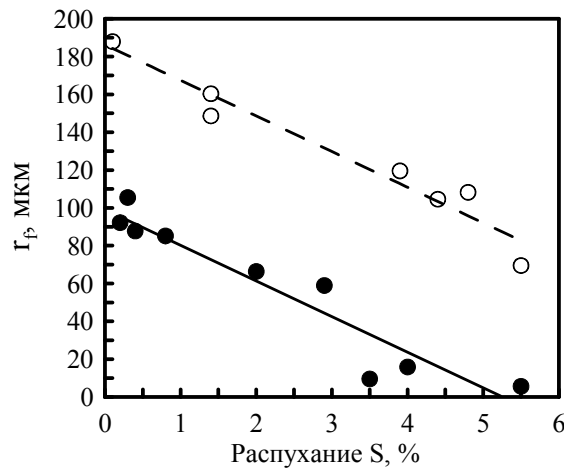


Рисунок 5.13 – Влияние распухания S на размер зоны процесса r_f для образцов из металлаборок Э-65 (●) и БМ-7 (○). Линиями обозначены аппроксимации уравнением (5.41)

Так, расстояние между деформационными порами $l_{\text{def}} \approx 5 \div 10$ мкм [155, 172]. Расстояние между вакансионными порами l_{vac} может быть рассчитано по формуле

$$l_{\text{vac}} = \frac{1}{(\rho_v^{\text{vac}})^{1/3}}, \quad (5.44)$$

где ρ_v^{vac} – объемная плотность вакансионных пор.

Согласно работе [17], плотность пор ρ_v^{vac} резко растет от распухания при $S < 1\%$, после чего практически не меняется или слабо падает вследствие объединения пор. Максимальная величина ρ_v^{vac} согласно различным данным составляет $(2 \div 4) \cdot 10^{12} \text{ мм}^{-3}$ [17] или $4,5 \cdot 10^{12} \text{ мм}^{-3}$ [174].

Принимая $\rho_v^{\text{vac}} = \text{const} \approx 4,5 \cdot 10^{12} \text{ мм}^{-3}$, $k = 2$ и подставляя эти значения в уравнения (5.44) и (5.40) получим размер зоны процесса при разрушении по вакансионным порам $r_f^{\text{vac}} \approx 0,12$ мкм.

Тогда

$$\frac{r_f^{\text{vac}}}{r_f^{\text{def}}} = \frac{l_{\text{vac}}}{l_{\text{def}}} \approx (4 \div 8) \cdot 10^{-3}. \quad (5.45)$$

Исходя из этой оценки, при расчете S^* можно пренебречь величиной r_f^{vac} , приняв ее равной нулю. Расчет для металла сборки Э-65 дает значение $S^* = 5,2\%$, а для металла сборки БМ-7 – значение $S^* = 9,9\%$.

Используя полученную зависимость $r_f(S)$ было спрогнозировано влияние распухания на статическую трещиностойкость металла обеихборок.

На рисунке 5.14 представлено сопоставление результатов моделирования влияния радиационного распухания на статическую трещиностойкость J_c с экспериментальными данными для материалаборок Э-65 и БМ-7. Моделирование зависимости $J_c(S)$ было проведено как с учетом влияния распухания на размер зоны процесса r_f , так и без учета, принимая $r_f = \text{const} = r_f^{\text{def}}$. Как видно из представленных результатов, предположение $r_f = \text{const} = r_f^{\text{def}}$ приводит к недооценке степени снижения трещиностойкости от распухания.

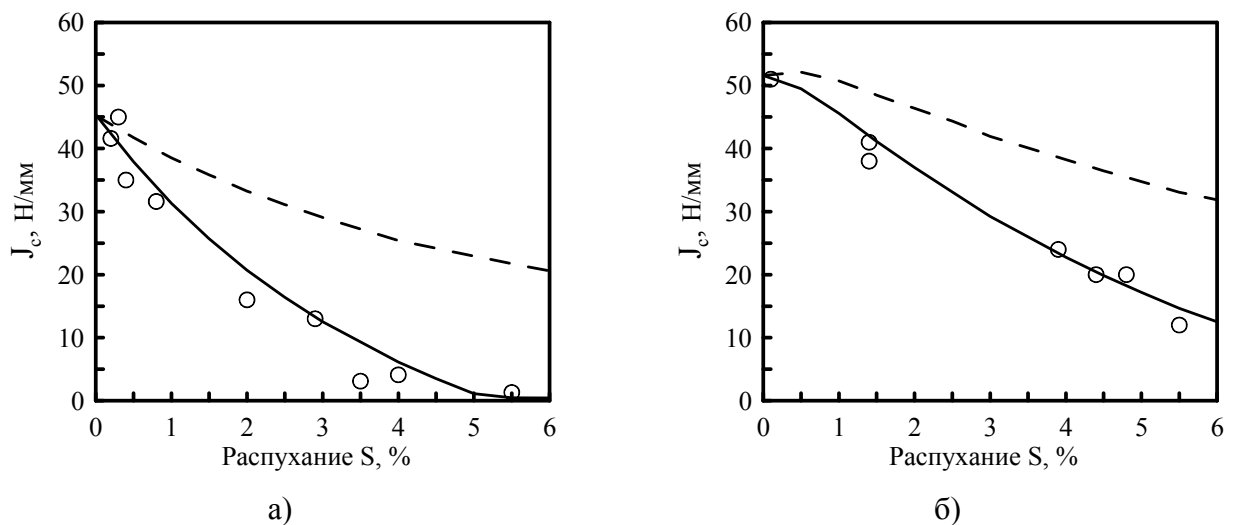


Рисунок 5.14 – Влияние радиационного распухания на трещиностойкость металлаборок Э-65 (а) и БМ-7 (б). Точки – экспериментальные данные. Линиями обозначены результаты расчета по модели: пунктир - при условии $r_f = \text{const} = r_f^{\text{def}}$; сплошная - с учетом зависимости $r_f(S)$ (5.41)

Для анализа механизма разрушения образцов из металлаборок БМ-7 и Э-65, испытанных на трещиностойкость, были проведены фрактографические исследования их поверхностей разрушения с помощью растрового электронного микроскопа (РЭМ) “Hitachi TM 3000”, установленного в «горячей камере» с использованием дистанционного оборудования. Дополнительные исследования при большем увеличении были выполнены на РЭМ “Supra 40” специалистами НИЦ «Курчатовский институт».

Анализ поверхности разрушения образцов, испытанных на трещиностойкость, показал, что во всем диапазоне величин набухания разрушение остается вязким как для материала сборки Э-65, так и для материала сборки БМ-7. В то же время, с увеличением радиационного набухания характер изломов образцов на трещиностойкость изменяется от классического внутризеренного ямочного к смешанному с большим процентом «бесструктурной» фактуры (см. рисунок 5.15а и 5.15б). Исследования «бесструктурной» фактуры материала сборки Э-65, проведенные в НИЦ «Курчатовский институт» с помощью РЭМ “Supra 40” при большом увеличении ($\times 100000$), показали, что разрушение при набухании 3,5-5,5% происходит за счет роста и объединения вакансионных пор (см. рисунок 5.15в). Это подтверждает тезис, выдвинутый на базе результатов моделирования процесса вязкого разрушения, о влиянии радиационного набухания на размер зоны процесса, в пределе уменьшающегося до расстояния порядка расстояния между вакансионными порами.

Для прогнозирования снижения трещиностойкости от набухания, учитывая влияние радиационного набухания на снижение σ_{flow} (см. формулу (5.43)), предлагается использовать следующую зависимость

$$J_c = J_c|_{S=0} \cdot \varphi_J(S) \cdot \left[1 - \left(\frac{S}{1+S} \right)^{2/3} \right]. \quad (5.46)$$

В формуле (5.46) функция $\varphi_J(S)$, одновременно описывающая относительное снижение критической деформации в вершине трещины ε_{f_crack} и относительное уменьшение размера зоны процесса r_f от набухания, может быть представлена в виде

$$\varphi_J(S) = \frac{r_f(S)}{r_f^{def}} \cdot \varphi_{\varepsilon_crack}(S), \quad (5.47)$$

где $\varphi_{\varepsilon_crack}(S) = \frac{\varepsilon_{f_crack}^S}{\varepsilon_{f_crack}}$ - зависимость, описывающая относительное снижение критической

деформации в вершине трещины материала с набуханием $\varepsilon_{f_crack}^S$ по сравнению с материалом без набухания ε_{f_crack} .

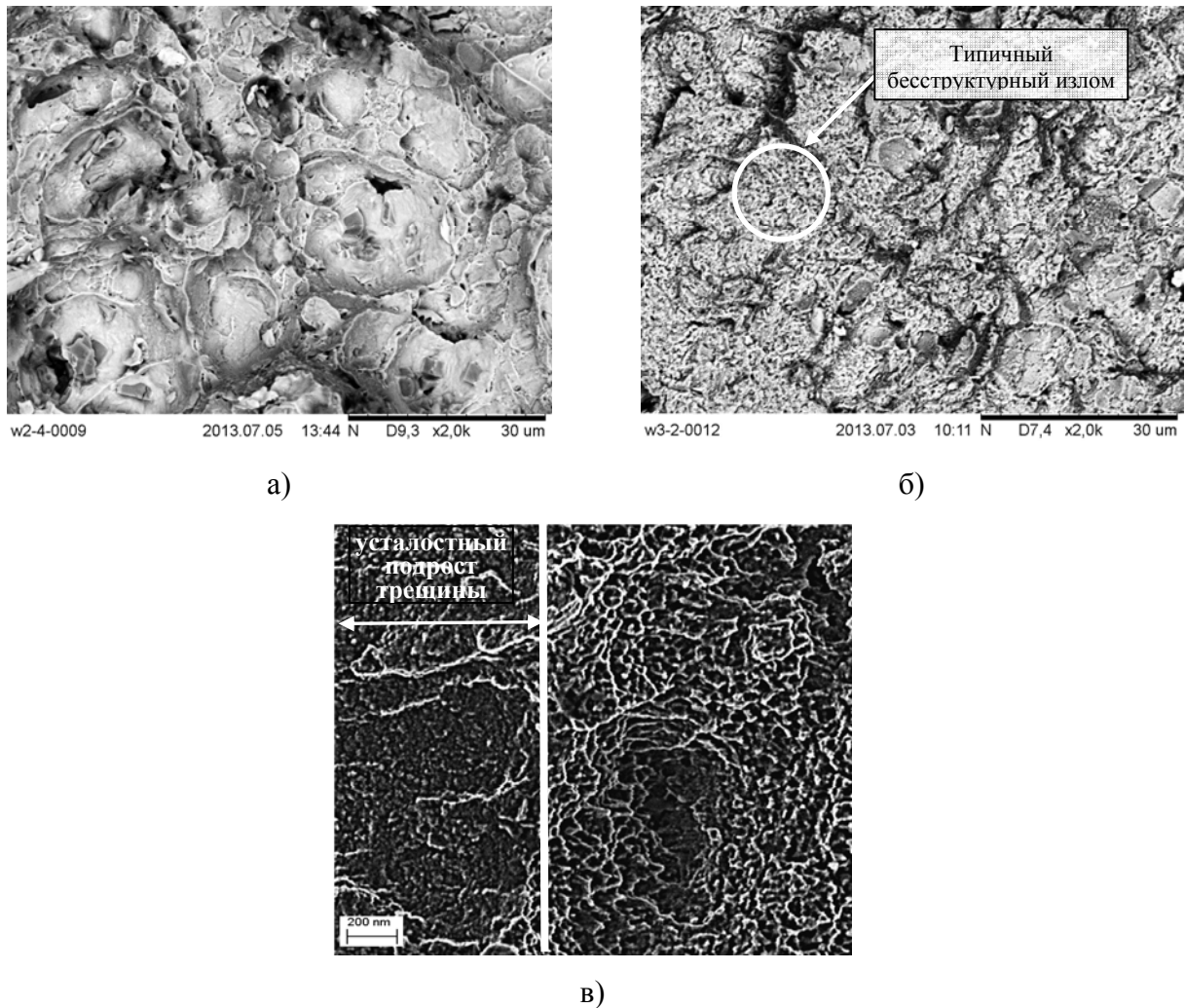


Рисунок 5.15 – Типичный вид поверхности разрушения испытанных образцов SEB из металла сборки Э-65: а – $S=0,4\%$, $x2000$; б – $S=5,5\%$, $x2000$; в – $S=5,5\%$, $x100000$

На рисунке 5.16 представлены расчетные зависимости $\varphi_{\epsilon_crack}(S)$, полученные для металла сборок Э-65, БМ-7 и металла шва. Расчет для металла шва проводился с теми же параметрами, как и в п.5.2.5 настоящей главы, с учетом ЖНС, характерного для вершины трещины.

Как видно из рисунка 5.16, наиболее консервативно снижение критической деформации в вершине трещины описывают зависимости $\varphi_{\epsilon_crack}(S)$, полученные для металла шва и сборки Э-65, причем обе зависимости очень близки. Эти зависимости могут быть описаны уравнением (5.34) по аналогии с зависимостью для одноосных образцов.

Уменьшение размера зоны процесса r_f от распухания консервативно описывается зависимостью, полученной для сборки Э-65. Для металла шва экспериментально получить зависимость $r_f(S)$ не представляется возможным ввиду отсутствия данных по влиянию распухания на трещиностойкость металла шва.

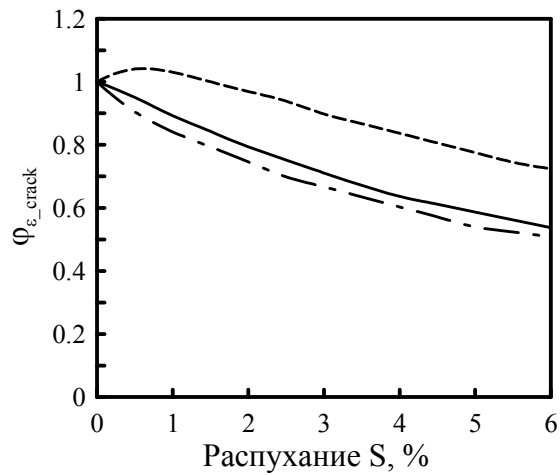


Рисунок 5.16 – Относительное снижение критической деформации в вершине трещины $\varphi_{\varepsilon_crack}(S)$ для металла сборки Э-65 (сплошная линия), металла сборки БМ-7 (штриховая линия) и металла шва (штрихпунктирная линия)

Исходя из того, что зависимость $\gamma_f(S)$ для металла шва отсутствует, а зависимости $\varphi_{\varepsilon_crack}(S)$ для металла шва и металла сборки Э-65 очень близки, целесообразно использовать зависимости $\gamma_f(S)$ и $\varphi_{\varepsilon_crack}(S)$, полученные для металла сборки Э-65, для консервативной оценки влияния распухания на трещиностойкость.

Аппроксимируя зависимость $\varphi_{\varepsilon_crack}(S)$ для сборки Э-65 уравнением (5.34) и подставляя ее в уравнение (5.47) получим следующую зависимость $\varphi_1(S)$, описывающую снижение трещиностойкости от распухания стали типа X18H10T и металла шва

$$\varphi_1(S) = (1 - 19,03 \cdot S) \cdot \exp(-6,94 \cdot S^{0,865}). \quad (5.48)$$

В работе [14] представлена зависимость, описывающая влияние дозы нейтронного облучения на статическую трещиностойкость стали 08X18H10T и металла шва без распухания, полученная в результате обработки большого количества экспериментальных данных (рисунок 5.17)

$$J_c(D) = C_J \cdot \sigma_{flow} \cdot (0,1 + 0,9 \cdot \exp(-0,3 \cdot D)), \quad (5.49)$$

где C_J – константа материала.

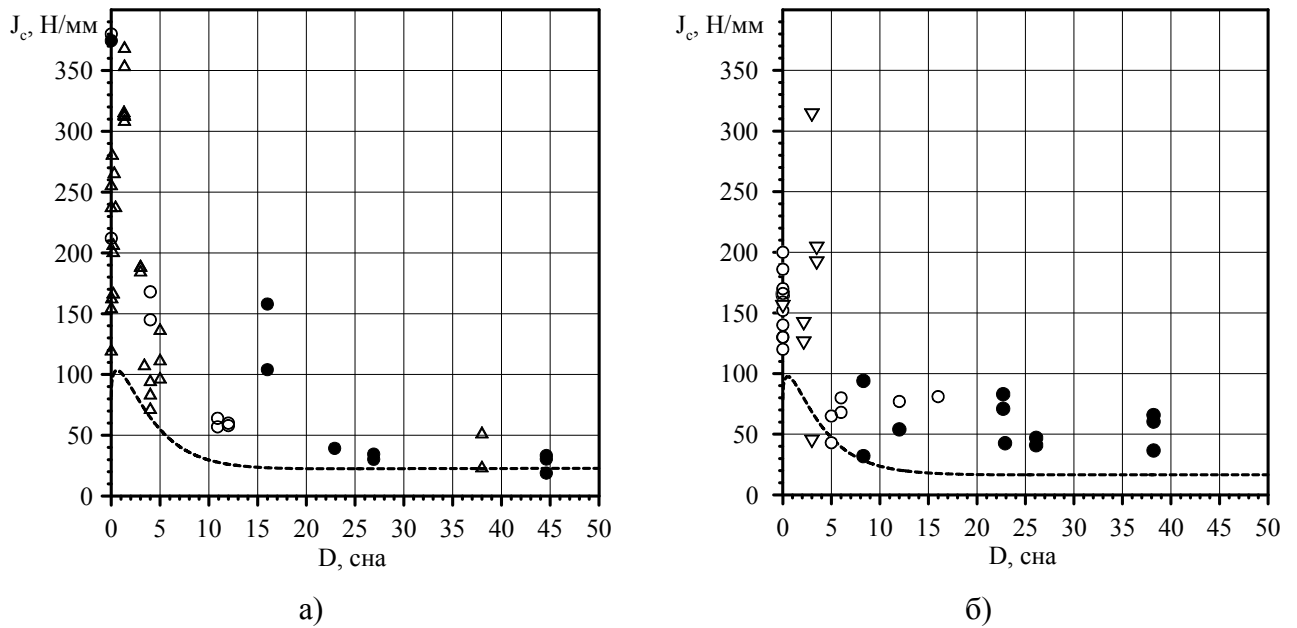


Рисунок 5.17 – Консервативная температурно-дозовая зависимость трещиностойкости (5.49) для стали 08X18H10T (а) и металла ее шва (б) для 350°C; точки [14]: ● – данные для стали 08X18H10T; ○ – для стали X18H9; △ – для сталей серии AISI 300; ◆ – для сварных швов стали 08X18H10T; ◇ – для сварных швов стали X18H9; ▽ – для сварных швов сталей серии AISI 300

Для описания нижней огибающей экспериментальных данных по трещиностойкости, построенной для 95% доверительного интервала в работе [14] были получены следующие значения коэффициента C_J : для стали X18H10T $C_J = 0,27$, для металла шва $C_J = 0,19$.

На рисунке 5.18 представлено сопоставление экспериментальных точек для металла сборок Э-65 и БМ-7 с зависимостью (5.46) с учетом (5.48). В качестве значения J_c без распухания принималось минимальное значение трещиностойкости (соответствующее дозам, при которых снижение J_c достигает насыщения) для стали 08X18H10T, рассчитанное по зависимости (5.49) для $T_{исп} = 290^\circ\text{C}$. Такой подход справедлив, поскольку дозы нейтронного облучения для обеих сборок отвечают насыщению зависимости $J_c(D)$ без распухания.

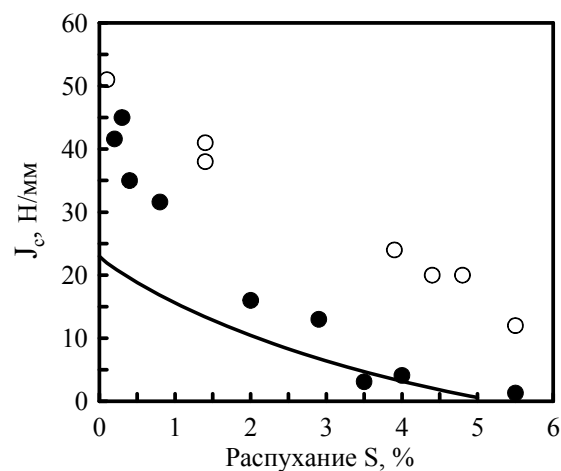


Рисунок 5.18 – Сопоставление трещиностойкость металла сборок Э-65 (●) и БМ-7 (○) с расчетной зависимостью (5.46), показанной сплошной линией

Как видно из рисунка 5.18, зависимости (5.46) и (5.48) позволяют достаточно консервативно описать снижение трещиностойкости J_c от распухания для повреждающих доз нейтронного облучения, достигающих 150 сна.

Следует отметить, что для небольших доз, при которых снижение трещиностойкости и деформационного упрочнения не вышло на насыщение, прогноз с помощью зависимости (5.48) будет иметь более консервативный характер, нежели чем для больших доз нейтронного облучения. Это связано с тем, что с уменьшением дозы нейтронного облучения растет деформационное упрочнение, а следовательно, снижение $\varepsilon_{f_crack}(S)$ не так сильно выражено. Функция $\varphi_I(S)$, учитывающая снижение $\varepsilon_{f_crack}(S)$, получена на базе обработки экспериментальных данных и моделирования вязкого разрушения сильнооблученного материала (доза нейтронного облучения превышает 100 сна), для которого изменения деформационного упрочнения механических свойств под облучением уже вышли на насыщение. Температура испытаний, при которой испытывались образцы и для которой проводился расчет, составила 290 °С. Согласно температурно-дозовой зависимости деформационного упрочнения для основного металла ВКУ (4.40), деформационное упрочнение при таких условиях минимально, следовательно полученные зависимости $\varepsilon_{f_crack}(S)$ и $\varphi_I(S)$ будут адекватно описывать снижение трещиностойкости от распухания при больших дозах и консервативно – при малых.

Еще одно обстоятельство, которое требует дополнительного рассмотрения, заключается в следующем. В главе 3 было получено критическое значение распухания для $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения $S_{крит} = 7\%$, при превышении которого существует возможность квазихрупкого разрушения материала при пластичности, близкой к нулю. Данное значение распухания предлагается использовать как критерий образования ЗПО.

В настоящей главе показано, что при распухании $S \approx 5\%$ трещиностойкость материала экранной сборки Э-65 составляет $J_c \approx 1$ Н/мм, что примерно в 100-200 раз ниже, чем вязкость разрушения материала в исходном состоянии. Несмотря на то, что пластичность материала с распуханием 5% при одноосном растяжении находится на достаточно высоком уровне (рисунок 5.12), зоны с распуханием $S \geq 5\%$ не могут рассматриваться, как зоны, сколь угодно значимо сопротивляющиеся процессам разрушения. Поэтому целесообразно при оценке прочности элементов ВКУ ВВЭР в качестве критерия формирования ЗПО принять величину распухания 5%, тем самым исключив как зоны с «нулевой» пластичностью (образовавшиеся вследствие $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения), так и зоны с «нулевой» вязкостью разрушения.

5.5 Моделирование резкого снижения прочности аустенитных сталей при их радиационном распухании

5.5.1 Постановка задачи

В главе 1 был рассмотрен феномен вязкого разрушения облученных аустенитных сталей со значительным распуханием (больше 15%) при напряжениях, близких к пределу текучести необлученного материала. Фактически предел прочности σ_b такого материала в 4-5 раз ниже реального предела текучести облученной стали без распухания.

Как было показано, существующие объяснения этого феномена не достаточно адекватно описывают процесс подобного разрушения.

В то же время подобный вид разрушения потенциально возможен в материале ВКУ ВВЭР, в связи с чем одними из задач настоящей диссертации являются выявление физической причины резкого снижения предела прочности σ_b и создание физико-механической модели, позволяющей адекватно описать зависимость σ_b от радиационного распухания материала.

Как было показано в главе 1, при однородном распределении пор по объему образца невозможно описать резкое снижение σ_b с ростом распухания S . Следовательно, необходимым условием для такого снижения σ_b является возникновение неоднородности в распределении пор. В месте локального повышения пористости возможно локальное разрушение материала при напряжениях, значительно меньших, чем напряжения, отвечающие разрушению материала со средней пористостью.

В качестве примера локального разрушения материала можно указать результаты исследования [38, 39], обсуждаемые в главе 1. Участки фольги с объединенными порами, по-видимому, свидетельствуют о локальном разрушении материала с повышенной пористостью, которое произошло при деформировании материала за счет неравномерного распухания облучаемого элемента.

Возникновение неоднородности является необходимым условием локального разрушения материала при низких напряжениях. Но следует ли автоматически за локальным разрушением – разрушение образца, т.е. макроразрушение? Обычно только при хрупком разрушении локальное разрушение приводит к макроразрушению [100]. Поэтому хрупкое разрушение часто описывается теорией наислабейшего звена [159, 175, 176]. В большинстве случаев при вязком разрушении после локального разрушения нужно продолжать нагружать образец, чтобы достичь его разрушения [100]. Следовательно, вязкое разрушение материала с высокой пористостью имеет какую-то специфику, обеспечивающую макроразрушение образца сразу после локального разрушения материала без увеличения напряжений.

Можно предположить, что вязкое разрушение при низких уровнях напряжений реализуется, если выполняются необходимое и достаточное условия.

Необходимым условием является возникновение неоднородной пористости, которая может привести к локальному разрушению материала при низких напряжениях, достаточное условие – это развитие локального разрушения (трещины) вплоть до макроразрушения образца без увеличения напряжений.

Для описания разрушения пористого материала при низких напряжениях необходимо понять природу возникновения неоднородной пористости материала и нестабильного вязкого разрушения и сформулировать в количественной мере необходимое и достаточное условия.

5.5.2 Условие возникновения неоднородной пористости материала

Для такой формулировки, прежде всего, необходимо определить понятие однородной пористости материала. Под однородной пористостью материала будем понимать идентичность распределения пор по размерам в случайно выбранном объеме материала с линейным размером, на порядок превышающем среднее расстояние между порами.

Распухание протекает на фоне однородной пористости до тех пор, пока не начинается интенсивное объединение пор. Процесс объединения пор будет приводить к увеличению неоднородности пористости, так как в отдельных местах будет происходить сильное укрупнение пор, приводя к перераспределению пористости в объеме материала.

В качестве критерия начала развития неоднородной пористости материала предлагается использовать некоторый критический уровень распухания S_{inh} . Обоснованием такого критерия могут служить результаты исследований [174, 177, 178].

Согласно работам [174, 177, 178] при определенном уровне распухания удельная площадь поверхности пор (площадь поверхности пор, отнесенная к единице объема материала) практически не изменяется с увеличением распухания. Это означает, что с момента, когда удельная площадь поверхности пор становится константой, поры начинают объединяться. Только в случае объединения пор при увеличении распухания, т.е. увеличении объема пор, удельная площадь поверхности пор может не увеличиваться и оставаться постоянной. Найденная в работе [174] закономерность иллюстрируется на рисунке 5.19.

Таким образом, экспериментальные данные работы [174, 177, 178] доказывают обоснованность введения S_{inh} , как величины распухания, соответствующей началу объединения пор и, соответственно, развития неоднородной пористости.

Для описания степени неоднородности пористости введем отношение $\frac{S^{\max}}{\bar{S}}$, где S^{\max} – максимальное локальное (в объеме зерна) распухание; \bar{S} – распухание, среднее по объему образца.

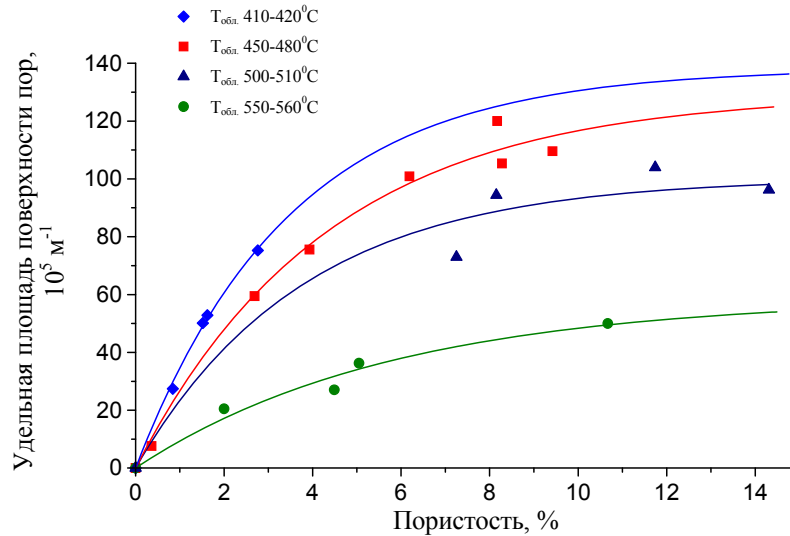


Рисунок 5.19 – Зависимость удельной площади поверхности пор от величины пористости при различных температурах в диапазоне от 410 до 560 °С [174]

Примем, что развитие неоднородной пористости описывается зависимостью

$$\frac{S^{\max}}{\bar{S}} = \begin{cases} 1 & \text{при } \bar{S} < S_{\text{inh}} \\ \exp(\alpha \cdot [\bar{S} - S_{\text{inh}}]^2) & \text{при } \bar{S} \geq S_{\text{inh}} \end{cases} \quad (5.50)$$

В (5.50) α – константа материала.

5.5.3 Формулировка условий разрушения образца

Исходя из сформулированных выше необходимого и достаточного условий вязкого разрушения при низких уровнях напряжений, введем следующие положения для анализа разрушения образца.

а) Поликристаллический материала представляется как конгломерат ячеек с линейным размером, равным размеру зерна. При облучении образца распухание в каждой ячейке одинаково (однородная пористость) до тех пор, пока $\bar{S} < S_{\text{inh}}$. При $\bar{S} \geq S_{\text{inh}}$ начинает развиваться неоднородная пористость материала, при этом существуют ячейки, в которых $S^{\max} \geq S > \bar{S}$. Зависимость S^{\max} от \bar{S} описывается уравнением (5.50).

б) При неоднородной пористости в первую очередь происходит вязкое разрушение ячеек с $S > \bar{S}$. При однородной пористости все ячейки разрушаются одновременно. Вязкое

разрушение элементарной ячейки с порами происходит по механизму пластического коллапса, условие которого сформулировано в виде (5.5).

Определяющие уравнения, позволяющие рассчитать \bar{A}_z (описывающие зарождение деформационных пор, а также рост деформационных и вакансионных пор в процессе деформирования), приведены ранее в настоящей главе в разделе 5.1, а зависимости для прогнозирования деформационного упрочнения – в главе 4. Относительный объем и площадь вакансионных пор до деформирования, как было показано ранее в настоящей главе, могут быть определены из радиационного распухания.

в) При разрушении первой ячейки образуется дисковидная трещина с диаметром, равным диаметру зерна.

г) При номинальных напряжениях (отнесенных к сечению образца) σ_N меньше предела текучести материала, разрушение образца происходит по механизму нестабильного вязкого разрушения, который, исходя из его особенностей, можно назвать механизмом бегущего коллапса (МБК). МБК реализуется, если выполняются следующие условия. Вдоль фронта трещины, образовавшейся при разрушении первой ячейки, в зоне Z (зоне процесса) размером r_f выполняется условие (5.5) при том же напряжении, что и разрушение первой ячейки (рисунок 5.20). При этом принимается, что зона процесса Z имеет распухание $S = \bar{S}$. При выполнении условия (5.5) зона Z разрушится, размер трещины и, соответственно, нагруженность материала на фронте трещины, увеличатся. Дальнейшее продвижение трещины будет происходить нестабильно в связи со следующими обстоятельствами.

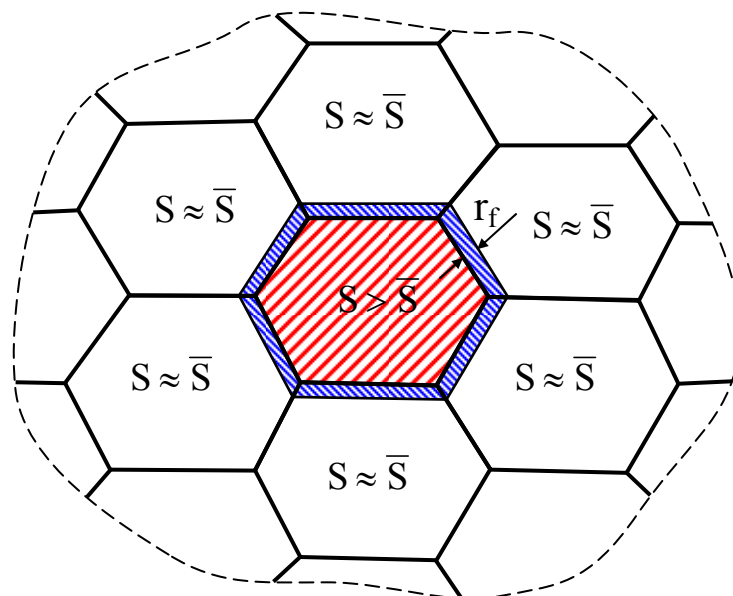




Рисунок 5.20 – Зона Z вокруг разрушившейся первой ячейки:  – зона Z ;  – разрушенное зерно, представляющееся в расчетах как дисковидная трещина

Если уровень напряжений мал, так что $r_p \approx r_f$, где r_p – размер пластической зоны у дискообразной трещины ($r_p \approx \frac{1}{6\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_{0,2}} \right)^2$), то, согласно данным работы [97], вязкое разрушение материала происходит нестабильно сразу после старта трещины. Если уровень напряжений высокий, так что $r_p > r_f$, а $K_I > K_c$ (K_c – коэффициент интенсивности напряжений, отвечающий выполнению условия (5.5) при старте трещины), разрушение также может быть нестабильным, т.к. при низкой пластичности материала $\frac{dK_R}{da}$ мало [94] и условия $K_I = K_R(\Delta a)$ и $\frac{\partial K_I}{\partial a} > \frac{dK_R}{da}$ [94] выполняются сразу после образования дисковидной трещины ($K_R(\Delta a)$ – сопротивление росту трещины в терминах КИН, a – размер трещины; $K_R|_{\Delta a=0} = K_c$ и $K_R(\Delta a > 0) > K_c$).

Рассмотрим, как можно выполнить оценку реализации МБК.

Примем, что НДС в зоне процесса Z однородно. Для расчета деформации в зоне Z воспользуемся уравнением Нейбера применительно к НДС у вершины трещины [158, 179]

$$\bar{\sigma}_{eq}^e \bar{\epsilon}_{eq}^e = \sigma_{eq} \epsilon_{eq}, \quad (5.51)$$

где $\bar{\sigma}_{eq}^e$ и $\bar{\epsilon}_{eq}^e$ – среднеинтегральные значения интенсивности напряжений и деформаций при упругом деформировании материала, σ_{eq} и ϵ_{eq} – интенсивности напряжений и деформаций при упругопластическом деформировании материала.

Согласно [180]

$$\bar{\epsilon}_{eq}^e = \frac{2 \cdot (1 + \mu)}{3 \cdot E^{vac}} \bar{\sigma}_{eq}^e, \quad (5.52)$$

где μ – коэффициент Пуассона при упругом деформировании, E^{vac} – модуль Юнга для материала с вакансионными порами, обусловленными набуханием.

Значение E^{vac} может быть рассчитано по формуле

$$E^{vac} = E \cdot (1 - f), \quad (5.53)$$

где E – модуль Юнга матрицы материала (модуль Юнга материала без набухания), f – пористость материала, обусловленная вакансионными порами

Поскольку при упругом деформировании материала поры не растут, то, исходя из соотношений (1.3) и (1.5), приведенных в главе 1

$$f = \frac{S}{1 + S}. \quad (5.54)$$

Принимая условие плоской деформации, $\bar{\sigma}_{eq}^e$ можно рассчитывать по формуле [180]

$$\bar{\sigma}_{\text{eq}}^e = \frac{1}{r_f} \int_0^{r_z} (1-2\mu) \frac{K_I}{\sqrt{2\pi \cdot r}} = \frac{2 \cdot (1-2\mu)}{\sqrt{2\pi}} \frac{K_I}{\sqrt{r_f}}, \quad (5.55)$$

где K_I для дисковидной трещины рассчитывается по формуле [181]

$$K_I = \frac{2}{\pi} \sigma_N \sqrt{\pi \frac{d_g}{2}}, \quad (5.56)$$

где d_g – диаметр зерна, σ_N – номинальные напряжения, действующие на образец.

Значение σ_{eq} рассчитывается для материала с порами по формуле

$$\sigma_{\text{eq}} = \sigma_{\text{eq}}^m(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p) [1 - \bar{A}_\Sigma(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p)], \quad (5.57)$$

где $\sigma_{\text{eq}}^m(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p)$ зависимость, описывающая диаграмму деформирования для матрицы материала.

Значение ε_{eq} рассчитывается по формуле

$$\varepsilon_{\text{eq}} = \bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p + \sigma_{\text{eq}} \frac{2(1+\mu)}{3E^{\text{vac\&def}}}. \quad (5.58)$$

В (5.58) $E^{\text{vac\&def}}$ – модуль Юнга для материала с вакансионными и деформационными порами порами, зависящий от $\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p$. В этом случае значение $E^{\text{vac\&def}}$ рассчитывается по формуле (5.53), где f – пористость материала, обусловленная как вакансионными. так и деформационными порами с учетом их роста при деформировании; зависимость $f(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p)$ может быть рассчитана из уравнения (5.10) с помощью формул, приведенных в начале настоящей главы.

Подставляя уравнения (5.52)-(5.58) в (5.51) получим

$$\frac{8(1+\mu)(1-2\mu)^2}{3E^v} \frac{d_g}{\pi^2} \frac{1}{r_f} \sigma_N^2 = \sigma_{\text{eq}} \left[\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p + \sigma_{\text{eq}} \frac{2(1+\mu)}{3E^{\text{vac\&def}}} \right]. \quad (5.59)$$

При заданном σ_N из уравнения (5.59) может быть определена пластическая деформация $\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p$ в зоне процесса Z .

МБК реализуется, если выполняется следующее условие

$$\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p \geq (\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p)_{\text{collapse}}. \quad (5.60)$$

В (5.60) $(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p)_{\text{collapse}}$ – значение деформации, при которой в зоне процесса Z выполняется условие (5.5).

В (5.57), (5.58) и (5.60) \bar{A}_Σ , R и $(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p)_{\text{collapse}}$ рассчитываются при ЖНС $q_m(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p) \equiv \frac{\sigma_m}{\sigma_{\text{eq}}} = 1,1$

и $q_1(\bar{\varepsilon}_{\text{eq}}^p) \equiv \frac{\sigma_1}{\sigma_{\text{eq}}} = 1,1 + \frac{2}{3}$. Такие значения соответствуют средней ЖНС у вершины малой

внутренней трещины [182].

5.5.4 Алгоритм расчета значения предела прочности σ_b

Базируясь на условиях разрушения образца, сформулированных в предыдущем разделе, расчет σ_b может быть выполнен по следующему алгоритму.

При $\tilde{S} < S_{inh}$ определяется номинальное напряжение $\sigma_N^{collaps}$, при котором происходит пластический коллапс ячеек согласно (5.5). При расчете зависимости $q_m(\bar{\epsilon}_{eq}^p)$ и $q_1(\bar{\epsilon}_{eq}^p)$ для ячейки принимаются такими же, как соответствующие зависимости для центра цилиндрического образца при образовании в нем шейки при растяжении. Расчет $q_1(\bar{\epsilon}_{eq}^p)$ и $q_m(\bar{\epsilon}_{eq}^p)$ проводится с использованием уравнения Бриджмена [146, 168]. Расчет предела прочности выполняется по условию

$$\sigma_b = \min[\sigma_N^{collaps}, \sigma_b^m \cdot (1 - \bar{A}_\Sigma)], \quad (5.61)$$

где σ_b^m – предел прочности для материала без пор.

Условие $\sigma_N^{collaps} > \sigma_b^m \cdot (1 - \bar{A}_\Sigma)$ соответствует ситуации, когда потеря несущей способности образца происходит раньше, чем его разрушение.

При $\bar{S} \geq S_{inh}$ первой разрушается ячейка с распуханием S^{max} , величину которого можно определить по формуле (5.50).

В этом случае σ_b рассчитывается из следующего условия

$$\sigma_b = \min[\sigma_N^f, \sigma_b^m \cdot (1 - \bar{A}_\Sigma)], \quad (5.62)$$

где σ_N^f – номинальные напряжения при разрушении образца по механизму бегущего коллапса.

Величина σ_N^f рассчитывается как наибольшее из двух значений

$$\sigma_N^f = \max[\sigma_N^{collapse}, \sigma_{min}^{MBK}]. \quad (5.63)$$

В (5.63) $\sigma_N^{collapse}$ – номинальные напряжения, при которых происходит разрушение (происходит пластический коллапс в соответствии с критерием (5.5)) элементарной ячейки с распуханием S^{max} ; σ_{min}^{MBK} – минимальный уровень номинальных напряжений, при котором реализуется механизм бегущего коллапса.

Значение σ_{min}^{MBK} определяется для распухания \tilde{S} с помощью уравнения (5.59), принимая в качестве значения $\bar{\epsilon}_{eq}^p$ величину $(\bar{\epsilon}_{eq}^p)_Z^{collaps}$ – пластическую деформацию, соответствующую условию разрушения зоны процесса Z. Величина $(\bar{\epsilon}_{eq}^p)_Z^{collaps}$ может быть определена с помощью модели вязкого разрушения, представленной ранее в настоящей главе.

5.5.5 Результаты расчета $\sigma_b(\bar{S})$

Для моделирования зависимости $\sigma(\bar{S})$ использовались уравнения и параметры, представленные в главах 4 и 5 настоящей диссертации и работах. В качестве объекта исследования рассматривался металл шва стали X18H10T, выполненный с использованием проволоки Св-04Х19Н11М3 без последующей термообработки (см. главы 4 и 5).

Как и в предыдущих расчетах принималось, что диаграмма деформирования для матрицы материала, т.е. материала за вычетом вакансионных пор, инвариантна к распуханию и температуре облучения и зависит только от повреждающей дозы и температуры испытания.

Предполагая, что нейтронное облучение приводит как к упрочнению материала и снижению деформационного упрочнения, так и к радиационному распуханию, свяжем эти два процесса через величину повреждающей дозы. Для описания диаграммы деформирования матрицы материала при различной повреждающей дозе использовались уравнения для описания диаграммы деформирования металла шва без распухания из главы 4.

Зависимость радиационного распухания от дозы нейтронного облучения для стали типа X18H10T и ее металла шва, облучаемых в условиях, близких к условию эксплуатации ВКУ ВВЭР, можно описать уравнением, представленным в работах [22, 33]

$$S = c_D \cdot D^n \cdot \exp\left(-r \cdot (T_{\text{обл}} - T_{\text{max}})^2\right), \quad (5.64)$$

где $c_D = 1,035 \cdot 10^{-4}$; $n=1,88$; $r = 1,825 \cdot 10^{-4} \text{ 1/}^\circ\text{C}^2$; $T_{\text{max}}=470 \text{ }^\circ\text{C}$.

Тогда принимая, что уравнение (5.64) описывает среднее распухание \bar{S} и задавая значение $T_{\text{обл}}$, для каждого значения \bar{S} получим однозначным образом значение дозы нейтронов D , а с помощью уравнений, представленных в главе 4 – значения параметров диаграммы деформирования.

В расчетах принималось, что $T_{\text{исп}} = T_{\text{обл}} = 450 \text{ }^\circ\text{C}$, $E = 150000 \text{ МПа}$, $\mu = 0,3$; $d_g = 100 \text{ мкм}$.

Параметр S_{inh} в уравнении (5.50) принимался равным распуханию, соответствующему началу объединения вакансионных пор под облучением, а следовательно – началу неоднородного распухания. Исходя из экспериментальных данных, представленных на рисунке 5.19, $S_{\text{inh}} = 12\%$.

Параметр α в уравнении (5.50) подбирался таким образом, чтобы прогнозная зависимость $\sigma_b(\bar{S})$ максимально соответствовала экспериментальной; $\alpha = 125$.

Размер r_f зоны процесса Z в уравнении (5.59) можно оценить с помощью уравнения (5.41). Консервативно примем коэффициенты в уравнении (5.41) соответствующими коэффициентам для металла сборки Э-65: $r_f^{\text{def}} = 99 \text{ мкм}$, $r_f^{\text{vac}} = 1,2 \text{ мкм}$, $\bar{S}^* = S^* = 5,2\%$.

На рисунке 5.21 представлена расчетная зависимость $\sigma_b(\bar{S})$. Там же представлена зависимость $\sigma_b^m \cdot (1 - \bar{A}_\Sigma)$, описывающая потерю несущей способности образца. Как видно из рисунка, при $\bar{S} < 15\%$ (участок "a-b") предел прочности отвечает потере несущей способности образца, соответствующей образованию шейки. В этом случае разрушение наступает при более высоких напряжениях, чем напряжения, отвечающие образованию шейки. При $\bar{S} > 15\%$ разрушение образца происходит до потери им несущей способности. При $\bar{S} > 15\%$, т.е. при $\bar{S} > S_{inh}$ начинается резкое снижение σ_b вплоть до $\bar{S} \approx 24\%$ (участок "b-c"). При $\bar{S} > 24\%$ (участок "c-d") предел прочности σ_b снижается незначительно, при этом оставаясь на весьма низком уровне, поскольку разрушение контролируется напряжением $\sigma_{min}^{МБК}$.

В общем, расчетная зависимость $\sigma_b(\bar{S})$ качественно соответствует экспериментальным данным [36-39], представленным в главе 1 (рисунок 1.11), включая резкое снижение σ_b в узком диапазоне изменения распухания. Следует отметить, что при $15\% < \bar{S} \leq 24\%$ (участок "b-c") значение σ_b контролируется разрушением ячейки с максимальным распуханием, т.к. $\sigma_N^{collaps} > \sigma_{min}^{МБК}$; при $\bar{S} > 24\%$ значение σ_b уже контролируется МБК, так как $\sigma_N^{collaps} < \sigma_{min}^{МБК}$. Значение предела прочности образца на рисунке 1.11, близкое к нулю, по-видимому, связано с наличием дефекта в образце.

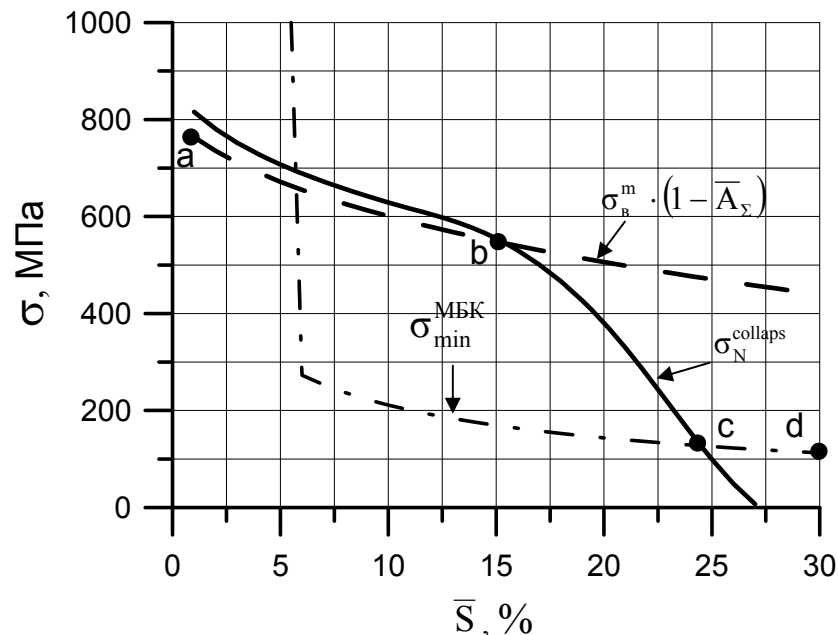


Рисунок 5.21 – Моделирование предела прочности материала σ_b (линия a-b-c-d) от распухания \bar{S} :

σ_b^m – предел прочности матрицы материала (материала без пор);

$\sigma_N^{collaps}$ – напряжения, отвечающие разрушению первой ячейки;

$\sigma_{min}^{МБК}$ – минимальный уровень напряжений, при котором реализуется механизм бегущего коллапса;

$\sigma_b^m \cdot (1 - \bar{A}_\Sigma)$ – предел прочности материала, обусловленный только уменьшением нетто-сечения образца за счет зарождения и роста пор

Согласно выполненному анализу при $\bar{S} > S_{inh}$ разрушение материала происходит по поровому вязкому механизму, но имеет особенности, характерные для хрупкого разрушения. Так, после зарождения трещины с размером, равным размеру зерна, ее развитие происходит нестабильно без увеличения нагрузки. Как уже упоминалось, вязкое разрушение, обусловленное зарождением пор на включениях и их ростом и объединением, не имеет такого рода особенностей. Даже при трещинах гораздо больших размеров, чем диаметр зерна, их развитие происходит только при увеличении нагрузки и является стабильным. Специфика нестабильного вязкого разрушения по механизму бегущего коллапса, как и в случае резкого снижения трещиностойкости от распухания, связана с масштабным фактором, а именно, с размерами пор и расстояниями между ними.

Представленный выше анализ показал, что при переходе от классического вязкого разрушения с зарождением пор на включениях второй фазы к вязкому разрушению путем роста и объединения вакансионных пор, размер зоны процесса r_f уменьшается более чем на два порядка, согласно формуле (5.45). Поскольку, согласно (5.59), $\sigma_{min}^{МБК} \sim \sqrt{r_f}$, $\sigma_{min}^{МБК}$ для классического вязкого разрушения увеличится, по меньшей мере, в 12 раз и превысит 2500 МПа. Кроме того, критическая деформация $(\bar{\epsilon}_{eq}^p)_Z^{collaps}$ с увеличением распухания падает в несколько раз по сравнению с облученным материалом без распухания (рисунки 5.6 и 5.16), что также влияет на величину $\sigma_{min}^{МБК}$ в сторону ее увеличения для классического вязкого разрушения. Данная величина, как показано в главе 4, намного превышает предел прочности аустенитных сталей как в исходном состоянии, так и в облученном. В данных условиях МБК не может реализоваться.

Таким образом, именно сочетание неоднородной пористости со значительным уменьшением зоны процесса при большом распухании приводит к возможности вязкого разрушения материала при низких напряжениях (меньше предела текучести) со специфическими особенностями, характерными для хрупкого разрушения.

Вопрос, требующий обсуждения, связан со следующими обстоятельствами. Как было показано в главе 3, распухание приводит к частичному $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению в аустенитных сталях типа X18H9 и X18H10T. При уровне распухания S больше некоторого критического $S_{крит}$ $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение приводит к возникновению в указанных аустенитных сталях хрупко-вязкого перехода. Так при $S > S_{крит} \approx 7\%$ при $T_{исп} = 20^\circ\text{C}$ цилиндрический образец на растяжение разрушается при пластической деформации, близкой к нулю (рисунок 3.10). При этом разрушению происходит по межзеренному хрупкому или внутризеренному квазихрупкому механизму. Возникает вопрос – почему при $S \gg S_{крит}$ (например, при $S > 20\%$), разрушение становится вязким по механизму роста и объединения пор, а не остается квазихрупким?

Возможными причинами вязкого разрушения материала при высоком уровне распухания могут быть следующие.

Во-первых, испытания обычно проводят при $T_{исп} = T_{обл}$. Для того, чтобы получить высокие значения распухания, $T_{обл}$ должно быть близко к температуре 470°C (рассматриваются стали X18N9 и X18N10T) [27]. Так результаты, демонстрирующие резкое падение прочности в стали 12X18N10T получены при $T_{исп} = T_{обл} = 400 \div 500^{\circ}\text{C}$ (рисунок 1.11). Поэтому при рассмотренных условиях $T_{исп}$ будет выше температуры хрупко-вязкого перехода.

Во-вторых, при высоких уровнях \bar{S} , значение σ_v меньше напряжений, необходимых для зарождения и развития микротрещин скола. Например, при $\bar{S} = 20 \div 30\%$ σ_v варьируется от 400 до 100 МПа (рисунок 1.11 и рисунок 5.21), а разрушающее напряжение σ_f при хрупком разрушении для исследуемого материала составляет порядка 900 МПа (рисунок 3.9). Поэтому, вязкое разрушение произойдет прежде, чем напряжение достигнет уровня, достаточного для реализации хрупкого.

В-третьих, необходимым условие транскристаллитного хрупкого разрушения является зарождение микротрещины скола, для которой удовлетворяются условия Гриффитса. Минимальный размер такой зародышевой микротрещины составляет ~ 100 нм [100]. Согласно оценке по формуле (5.44), расстояние между вакансионными порами $l_{vac} = 60$ нм. Как видно, минимальный размер зародышевой трещины больше, чем расстояние между вакансионными порами, поэтому микротрещина скола не может зародиться и привести к хрупкому разрушению.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 5

1) Разработана модель вязкого разрушения, основанная на рассмотрении зарождения, развития и объединения пор в материале. Модель позволяет описывать влияние жесткости напряженного состояния, нейтронного облучения и радиационного распухания на характеристики разрушения: критическую деформацию ε_f и статическую трещиностойкость J_c .

2) Разработанная физико-механическая модель верифицирована для материалов ВКУ – стали 08X18N10T и металла шва, облученных дозами нейтронного облучения вплоть до 150 сна при температуре облучения $T_{обл} = 320 \div 450^{\circ}\text{C}$, имеющих распухание до 7% и испытанных в диапазоне $T_{исп} = 80 \div 425^{\circ}\text{C}$.

3) Получены экспериментальные данные по влиянию радиационного распухания на критическую деформацию и статическую трещиностойкость стали типа X18N10T, облученной до максимальной дозы нейтронов 150 сна.

4) Обработка полученных данных с помощью разработанной модели показала следующее.

С увеличением радиационного распухания при одной и той же дозе нейтронного облучения происходит снижение критической деформации ε_f и статической трещиностойкости J_c за счет участия в вязком разрушении вакансионной пористости, обуславливающей распухание.

Темп снижения статической трещиностойкости с ростом распухания гораздо более сильный, чем темп снижения критической деформации от распухания. Это связано с сильным уменьшением (более чем на два порядка) размера зоны процесса r_f при увеличении распухания. При этом происходит смена механизма разрушения от классического вязкого путем зарождения, роста и объединения пор на включениях второй фазы к вязкому разрушению путем роста и объединения вакансионных пор.

5) Показано, что влияние $T_{исп}$ на критическую деформацию ε_f определяется исключительно влиянием температуры испытания на диаграмму деформирования. Параметр ρ_v^{max} не зависит от $T_{исп}$ и повреждающей дозы. Параметр σ_d зависит только от повреждающей дозы и не зависит от $T_{исп}$ при $T_{исп} \leq T_{обл}$, т.е. в случае, когда радиационные дефекты не отжигаются в процессе испытаний.

6) Показана возможность прогнозирования критической деформации образцов, облученных при $T_{обл}=400\div450$ °С при калибровке модели на базе результатов испытаний образцов, облученных при $T_{обл}=320\div340$ °С. Это говорит об инвариантности параметров модели к температуре облучения, во всяком случае, в диапазоне температур $T_{обл}=320\div450$ °С.

7) Представлена процедура определения параметров модели. Эти параметры могут быть определены на базе результатов испытаний на одноосное растяжение гладких цилиндрических образцов и образцов с круговым надрезом. Для определения параметра, контролирующего рост вакансионных пор можно использовать результаты испытаний образцов с различным радиационным распуханием.

8) Используя зависимость деформационного упрочнения от температуры испытаний и дозы нейтронного облучения и зависимость σ_d от дозы нейтронного облучения, полученные на базе результатов испытания гладких образцов, модель позволяет прогнозировать влияние нейтронного облучения на трещиностойкость материала без распухания. Для прогнозирования влияния радиационного распухания на трещиностойкость необходимо дополнительно использовать зависимость, описывающую влияние распухания на размер зоны процесса.

9) На базе результатов исследования влияния распухания на статическую трещиностойкость откорректировано значение $S_{крит}$ для материалов ВКУ ВВЭР. Полученное значение $S_{крит} = 5\%$ предлагается использовать для оценки прочности элементов ВКУ в качестве критерия образования зон предельного охрупчивания при критическом снижении трещиностойкости материала.

10) На базе разработанной физико-механической модели вязкого разрушения предложен механизм, объясняющий резкое снижение предела прочности аустенитных сталей при высоких значениях радиационного распухания.

11) Показано, что причиной резкого снижения предела прочности при значительном распухании и вязкого разрушения материала при напряжениях меньше предела текучести, являются два фактора:

- возникновение неоднородной пористости, обусловленное началом объединения вакансионных пор при некотором уровне распухания;

- снижение размера зоны процесса вследствие распухания, что приводит к возможности вязкого разрушения, когда нагружение материала происходит в зоне с очень малыми размерами ($\sim 80\div 400$ нм), значительно меньшими, чем размер зерна.

12) Вязкое разрушение в зонах с малыми размерами обеспечивает возможность нестабильного развития трещины при низких напряжениях по механизму, названному бегущим коллапсом.

13) Проведено расчетное моделирование влияния радиационного распухания на предел прочности аустенитной стали. Расчетные результаты согласуются с имеющимися экспериментальными данными.

ГЛАВА 6. ПРОГНОЗИРОВАНИЕ СКОРОСТИ РОСТА ТРЕЩИНЫ В УСЛОВИЯХ РАДИАЦИОННОЙ ПОЛЗУЧЕСТИ

Как показано в главе 1 настоящей диссертации, под воздействием нейтронного облучения и повышенных температур, вызванных γ -разогревом, в процессе эксплуатации происходит радиационное распухание выгородки РУ ВВЭР-1000, сопровождаемое радиационной ползучестью под действием напряжений, вызванных как силовыми нагрузками, так и градиентом температуры и распухания по сечению выгородки.

Экспериментальные данные показывают, что скорость радиационной ползучести практически линейно связана с приложенными напряжениями, что позволяет рассматривать ее как диффузионную ползучесть – т.е. ползучесть, обусловленную направленным движением вакансий и межузельных атомов [43-46]. Подобная ползучесть необлучаемых материалов реализуется при высоких гомологических температурах [47, 48].

По-видимому, в случае радиационной ползучести, несмотря на то, что источником деформации является движение дислокаций, это движение в основном происходит за счет взаимодействия дислокаций с диффузионным потоком точечных дефектов, генерируемых при облучении. При этом длина свободного пробега дислокации сопоставима с длиной пробега точечных дефектов.

Обычно повреждение материала при диффузионной ползучести, связано с межзеренным проскальзыванием. Это обусловлено аккомодацией изменения формы зерна в процессе диффузии атомов и вакансий в поле напряжений. Схема проскальзывания по границе зерен за счет диффузии вакансий представлена на рисунке 6.1 [49]. Внутризеренные повреждения практически отсутствуют за счет релаксации напряжений у включений, обусловленной диффузией атомов или вакансий. Межзеренное проскальзывание в сочетании с повышенной зернограницной диффузией по отношению к телу зерна приводит к развитию зернограницных повреждений в виде линзообразных диффузионных пор и клиновидных трещин на тройных стыках зерен [47, 50].

Учитывая, что радиационная ползучесть, по сути, является диффузионной, можно заключить, что радиационная ползучесть, как и диффузионная, может привести к зернограницному повреждению материала и развитию трещины по межзеренному механизму. Таким образом, в процессе длительной эксплуатации выгородки реактора типа ВВЭР-1000, с увеличением радиационного распухания и напряжений, вызванных его градиентом по сечению выгородки, можно ожидать развития под действием ползучести имеющихся, либо образовавшихся в процессе эксплуатации трещиноподобных дефектов. Подобный эффект наблюдается и в элементах реакторов на быстрых нейтронах с жидкометаллическим

теплоносителем, таких, как БН-600. Однако, в отличие от реакторов типа ВВЭР, в БН-600 ползучесть обусловлена, в большей степени, термической активацией, нежели нейтронным облучением (ползучесть происходит при более высоких температурах).

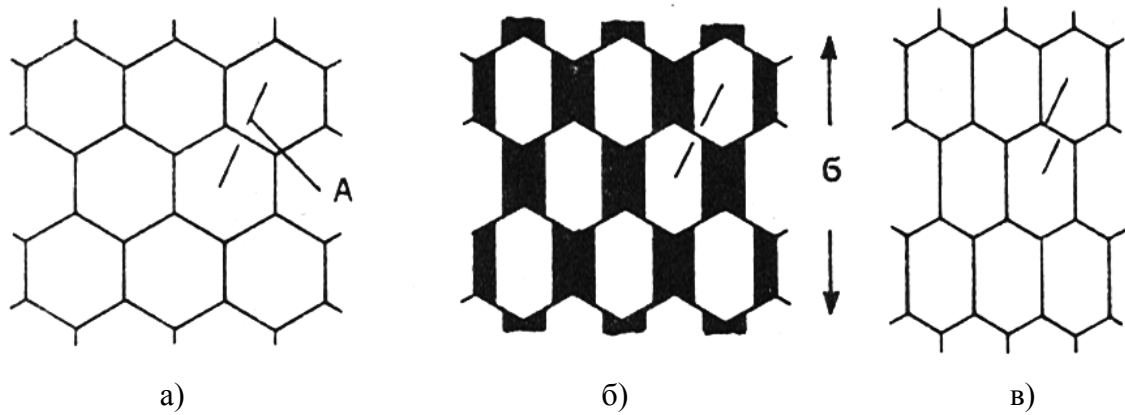


Рисунок 6.1 – Проскальзывание по границам зерен при диффузионной ползучести [49]:
 а) первоначальная конфигурация равноосных зерен;
 б) конфигурация зерен при диффузионной ползучести без участия проскальзывания;
 в) конфигурация при одновременном с диффузионной ползучестью межзеренном проскальзывании (см. смещение указательной отметки А)

Следует отметить, что на сегодняшний день отсутствуют какие-либо экспериментальные данные, касающиеся развития трещин при радиационной ползучести и, как следствие, отсутствуют подходы для прогнозирования подобного развития трещин. Тем не менее, схожесть радиационной и диффузионной ползучести, по-видимому, дает возможность применить для оценки развития трещины при радиационной ползучести подходы и методы, используемые для описания скорости роста трещины при термоактивированной ползучести.

В настоящей главе представлен подход, разработанный в рамках диссертации и позволяющий оценить скорость роста трещины в аустенитной стали при радиационной ползучести на базе известных методов, описывающих развитие трещины при термоактивационной ползучести [183, 184], в частности, по механизму межзеренного разрушения.

6.1 Разработка модели роста трещины при радиационной ползучести

В работах [185, 186] показано, что рост трещины в аустенитных сталях при $T = 550 \div 650$ °С и никелевых сплавах при $T = 900 \div 1000$ °С происходит в условиях ползучести по межзеренному механизму, при этом скорость развития трещины может быть описана зависимостью [183, 184]

$$\frac{dl}{dt} = A_r (C^*)^{n_r}, \quad (6.1)$$

где A_Γ и n_Γ - константы материала, в общем случае зависящие от температуры, C^* - контурный интеграл, рассчитываемый по формуле [183]

$$C^* = \int_{\Gamma} \left(W^* n_1 - \sigma_{ij} n_j \frac{\partial \dot{u}_i}{\partial x_1} \right) ds, \quad (6.2)$$

где Γ – криволинейный контур, по которому ведется интегрирование, начинающийся на одном берегу и оканчивающийся на другом берегу трещины; $W^* = \int_0^{\dot{\varepsilon}_{ij}^c} \sigma_{mn} d\dot{\varepsilon}_{mn}^c$; $\dot{u}_i = du_i / dt$ - скорость перемещения в направлении x_i ; x_1, x_2 – декартовы координаты; n_j – компонента единичного вектора перпендикулярного к элементу ds ; ds – элемент контура Γ ; $\dot{\varepsilon}_{ij}^c, \dot{\varepsilon}_{mn}^c$ - компоненты тензора скорости деформации ползучести; σ_{ij}, σ_{mn} - компоненты тензора напряжений.

Разовьем метод, использующий экспериментально определенные значения A_Γ и n_Γ для оценки скорости роста трещины в условиях радиационной ползучести.

В работах [183, 187] рост трещины при ползучести описывается как последовательное разрушение границы между зёрнами, при этом скорость роста трещины $\frac{dl}{dt}$ может быть определена из уравнения

$$\frac{dl}{dt} = \frac{d_g \dot{\varepsilon}_{eq}^c}{C_{MG}} \quad (6.3)$$

где d_g - размер зерна в поликристаллическом материале, C_{MG} - константа в уравнении Монкмана-Гранта, связывающего время до разрушения t_f со скоростью установившейся ползучести $\dot{\varepsilon}_{eq}^c$ [188]

$$t_f \cdot \dot{\varepsilon}_{eq}^c = C_{MG}. \quad (6.4)$$

Фактически, константу Монкмана-Гранта можно рассматривать как характеристику материала, определяющую его сопротивление разрушению при ползучести. Для того чтобы определить значение C_{MG} , необходимо рассмотреть напряженно-деформированное состояние у вершины трещины при упруго-пластическом деформировании.

Следуя работам [100, 158, 189] для расчета деформации у вершины трещины при упругопластическом деформировании материала можно использовать уравнение Нейбера [179] для точек у вершины трещины, лежащих на линии ее продолжения, т.е. можно записать

$$\sigma_{eq}^e \cdot \varepsilon_{eq}^e = \sigma_{eq} \cdot \varepsilon_{eq}, \quad (6.5)$$

где $\sigma_{eq}^e, \sigma_{eq}$ - эквивалентные напряжения в упругом и упругопластическом теле; $\varepsilon_{eq}^e, \varepsilon_{eq}$ - эквивалентные деформации в упругом и упругопластическом теле.

Согласно [190] при I-ой моде нагружения в условиях плоской деформации имеем

$$\sigma_{\text{eq}}^e \cdot \varepsilon_{\text{eq}}^e = \frac{(1+\mu)(1-2\mu)^2 K_I^2}{3\pi \cdot r \cdot E}, \quad (6.6)$$

где K_I – коэффициент интенсивности напряжений при I-ой моде нагружения, r – расстояние от вершины трещины, E – модуль упругости, μ – коэффициент Пуассона.

Связь деформации ε_{eq} с напряжениями σ_{eq} для упругопластического случая опишем степенным уравнением вида:

$$\varepsilon_{\text{eq}} = a(\sigma_{\text{eq}})^n, \quad (6.7)$$

где a и n – константы материала.

Подставляя уравнения (6.6) и (6.7) в уравнение (6.5), можно записать:

$$\left(\frac{1}{a}\right)^{\frac{1}{n}} \cdot \varepsilon_{\text{eq}}^{\frac{n+1}{n}} = \frac{(1+\mu)(1-2\mu)^2 K_I^2}{3\pi \cdot r \cdot E}. \quad (6.8)$$

Учитывая, что $J = (1-\mu^2) \frac{K_I^2}{E}$, уравнение (6.8) может быть представлено в виде

$$\varepsilon_{\text{eq}} = \left[\frac{(1+\mu)(1-2\mu)^2}{3\pi(1-\mu^2)} \right]^{\frac{n}{1+n}} \cdot a^{\frac{1}{1+n}} \cdot \left(\frac{J}{r} \right)^{\frac{n}{n+1}}. \quad (6.9)$$

Для описания C^* -интеграла через J -интеграл перейдем от деформаций к скоростям деформаций, заменив в (6.9) ε_{eq} на $\dot{\varepsilon}_{\text{eq}}^c$. Тогда (6.9) преобразуется к виду

$$\dot{\varepsilon}_{\text{eq}}^c = \left[\frac{(1+\mu)(1-2\mu)^2}{3\pi(1-\mu^2)} \right]^{\frac{n}{1+n_c}} a_c^{\frac{1}{1+n_c}} \cdot \left(\frac{C^*}{r} \right)^{\frac{n_c}{n_c+1}}, \quad (6.10)$$

где a_c – коэффициент, а n_c – показатель степени в уравнении,

$$\dot{\varepsilon}_{\text{eq}}^c = a_c (\sigma_{\text{eq}})^{n_c}. \quad (6.11)$$

Следуя работам [185, 187], подставим (6.10) в (6.3) при $r = d_g$. Тогда получим

$$\frac{dl}{dt} = \left[\frac{(1+\mu)(1-2\mu)^2}{3\pi(1-\mu^2)} \right]^{\frac{n}{1+n_c}} \cdot a_c^{\frac{1}{1+n_c}} \cdot \frac{1}{C_{\text{MG}}} \cdot d_g^{\frac{1}{1+n_c}} \cdot (C^*)^{\frac{n_c}{1+n_c}}. \quad (6.12)$$

Сопоставляя (6.1) и (6.12), получим

$$n_r = \frac{n_c}{1+n_c}, \quad (6.13)$$

$$A_r = \left[\frac{(1+\mu)(1-2\mu)^2}{3\pi(1-\mu^2)} \right]^{\frac{n_c}{1+n_c}} \cdot a_c^{\frac{1}{1+n_c}} \cdot \frac{1}{C_{\text{MG}}} \cdot d_g^{\frac{1}{1+n_c}}. \quad (6.14)$$

Следует отметить, что при термоактивированной ползучести аустенитных сталей и никелевых сплавов $n_c \gg 1$ ($n_c = 6 \div 9$) [48]. В этом случае из (6.14) видно, что коэффициент A_r

слабо чувствителен к изменению a_c и размеру зерна d_g . Поэтому даже при достаточной чувствительности a_c к температуре A_r слабо чувствителен к температуре.

Теперь, зная величины a_c , n_c , d_g и A_r из эксперимента, из (6.14) можно определить C_{MG} .

$$C_{MG} = \left[\frac{(1+\mu)(1-2\mu)^2}{3\pi(1-\mu^2)} \right]^{n_c} \cdot a_c^{\frac{1}{1+n_c}} \cdot d_g^{\frac{1}{1+n_c}} \cdot \frac{1}{A_r}. \quad (6.15)$$

Известно, что радиационная ползучесть описывается уравнением [43-46]

$$\dot{\epsilon}_{eq}^c = (B\dot{D} + \omega\dot{S})\sigma_{eq}, \quad (6.16)$$

где B , ω - коэффициенты, слабо зависящие от температуры; \dot{D} - скорость набора дозы нейтронов, \dot{S} - скорость радиационного распухания с учетом влияния напряженного состояния.

Значение C^* - интеграла может быть оценено через C_s^* -параметр [186, 191]

$$C^* = C_s^* = J^e \frac{\dot{\epsilon}_{ref}^c \cdot E}{\sigma_{ref}}. \quad (6.17)$$

где σ_{ref} - так называемые референсные напряжения; $\dot{\epsilon}_{ref}^c$ - эквивалентная скорость деформации ползучести при $\sigma_{eq} = \sigma_{ref}$, рассчитываемая по формуле (6.15); J^e - упругая часть J-интеграла.

Учитывая, что

$$J^e = (1-\mu^2) \frac{K_I^2}{E}, \quad (6.18)$$

и подставляя уравнение (6.16) в (6.17), получим

$$C^* = (1-\mu^2) \cdot K_I^2 (B\dot{D} + \omega\dot{S}). \quad (6.19)$$

При известном C_{MG} , подставляя в уравнение (6.12) уравнение (6.19) и учитывая, что для радиационной ползучести $n_c=1$ и $a_c = B\dot{D} + \omega\dot{S}$, скорость роста трещины при радиационной ползучести может быть рассчитана по формуле

$$\frac{dl}{dt} = \frac{(1-2\mu)}{C_{MG}} \cdot \left(\frac{(1+\mu) \cdot d_g}{3\pi} \right)^{1/2} \cdot (B\dot{D} + \omega\dot{S}) \cdot K_I. \quad (6.20)$$

Для упрощения записи уравнения (6.20) введем параметр λ , связывающий скорость роста трещины с параметром Монкмана-Гранта и размером зерна при радиационной ползучести:

$$\lambda = \frac{(1-2\mu)}{C_{MG}} \cdot \left(\frac{(1+\mu) \cdot d_g}{3\pi} \right)^{1/2} \quad (6.21)$$

Тогда уравнение (6.20) можно записать в виде

$$\frac{dl}{dt} = \lambda (B\dot{D} + \omega\dot{S}) \cdot K_I. \quad (6.22)$$

6.2 Оценка величины константы Монкмана-Гранта

Как видно из уравнения (6.20), для консервативной оценки $\frac{dl}{dt}$ параметр $\lambda \sim \frac{\sqrt{d_g}}{C_{MG}}$

должен давать максимальную величину. Поскольку, согласно выражению (6.15), $C_{MG} \sim d_g^{\frac{1}{1+n_c}}$, то при $n_c > 1$ параметр λ будет тем выше, чем больше размер зерна d_g . Исходя из возможных величин размеров зерен, которые для аустенитных сталей составляют 50÷300 мкм, для консервативной оценки скорости роста трещины целесообразно принять $d_g = 300$ мкм.

Поскольку константу Монкмана-Гранта можно рассматривать как характеристику материала, определяющую его сопротивление разрушению при ползучести, примем, что при одинаковом характере разрушения (либо межзеренное, либо внутризеренное) значение C_{MG} не зависит от самого характера ползучести.

В общем случае, C_{MG} зависит от температуры и других факторов, повышающих термоактивированные процессы, например, от нейтронного облучения. Исходя из этого, оценка величины C_{MG} в условиях радиационной ползучести может быть проведена в два этапа. На первом этапе значение C_{MG} определяется из результатов экспериментов по определению скорости роста трещины в необлученном материале, в случае ее развития по межзеренному механизму в условиях ползучести. На втором этапе проводится корректировка значения C_{MG} с учетом влияния нейтронного облучения.

На первом этапе воспользуемся экспериментальными данными, приведенными в работе [185], для стали типа X18H9, испытанной при $T_{исп} = 650$ °С, ввиду близости ее химического состава к основному металлу ВКУ ВВЭР-1000.

Величина a_c в (6.15), согласно [185], при $T_{исп} = 650$ °С в условиях термоактивируемой

ползучести принимается равной $5,6 \cdot 10^{-22} \cdot \frac{1}{\left(\frac{H}{\text{мм}^2 \cdot \text{ч}}\right)^{n_c}}$.

Значение параметра n_c при $T_{исп} = 650$ °С может быть принято равным 6,9 [192].

Результаты обработки экспериментальных данных представлены на рисунке 6.2. Для консервативной оценки величины C_{MG} (её минимального значения) была взята верхняя огибающая экспериментальных данных по скорости роста трещины, для которой значение

$A_r = 7,1 \cdot 10^{-2} \frac{\text{мм}}{\left(\frac{H}{\text{мм}^2}\right)^{n_r}}$, а $n_r = \frac{n_c}{1+n_c} = 0,87$ (см. рисунок 6.2)

$$\frac{dl}{dt} = 7,1 \cdot 10^{-2} (C^*)^{0,87}. \quad (6.23)$$

На основании представленных данных, принимая $\mu=0,3$, расчет по формуле (6.15) позволяет определить значение $C_{MG} = 9,59 \cdot 10^{-4}$.

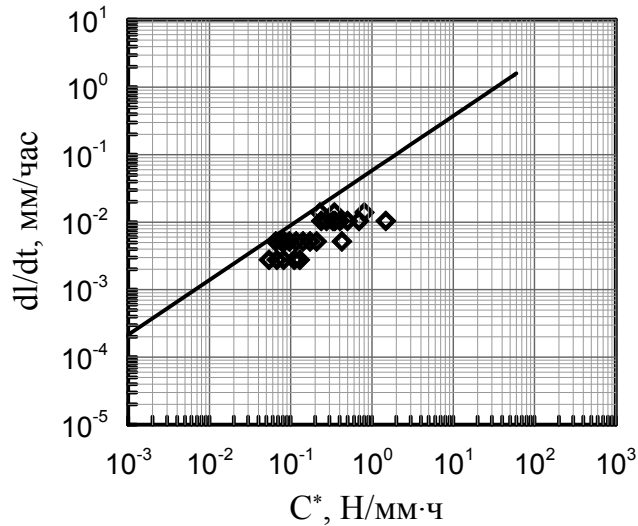


Рисунок 6.2 – Зависимость скорости роста трещины при межзеренном разрушении в условиях ползучести: \diamond – экспериментальные данные для стали 10X18Н9 при $T_{исп} = 650 \text{ }^\circ\text{C}$ [185]; линия - зависимость, рассчитанная по формуле (6.23)

Для оценки влияния нейтронного облучения на значение C_{MG} при термоактивированной ползучести воспользуемся моделью межзеренного разрушения при ползучести, представленной и развитой в работах [187, 192-194], которая позволяет прогнозировать процессы ползучести в условиях нейтронного облучения.

С помощью данной модели были проведены расчеты по определению скорости деформации ползучести на установившемся участке и времени до разрушения t_f для стали марки X18Н9 при различных уровнях скорости набора повреждающей дозы нейтронов \dot{D} .

При моделировании влияния скорости набора повреждающей дозы нейтронов на разрушение в условиях ползучести было выбрано две температуры: $500 \text{ }^\circ\text{C}$ и $600 \text{ }^\circ\text{C}$. Температуры выбирались таким образом, чтобы при нагрузках, соответствующих режиму ползучести, обеспечить межзеренное разрушение как в исходном состоянии, так и в облучаемом.

В качестве максимальной скорости набора дозы \dot{D} принято значение 3 сна/год , что близко к максимальной скорости набора повреждающей дозы для материала выгордки реактора ВВЭР-1000 $\sim 2-3 \text{ сна/год}$.

Все расчеты проводились с учетом жесткости напряженного состояния $q_1=4,2$ и $q_m=3,5$, характерной для трещин в условиях ползучести при различных температурах [187].

Время до разрушения элементарной ячейки в вершине трещины определяли при постоянном напряжении равном 0,8 от предела текучести материала при заданной температуре. Предел текучести $\sigma_{0,2}$ для стали X18H9 при $T_{исп} = 500^\circ \text{C}$ равен 160 МПа; $\sigma_{0,2}$ при $T_{исп} = 600^\circ \text{C}$ равен 150 МПа.

Параметры модели были выбраны в соответствие с работой [194].

По результатам расчетов были получены установившаяся скорость ползучести $\dot{\epsilon}_{\text{steady}}^c$ (метод определения установившейся скорости ползучести на основании зависимости $\dot{\epsilon}_{\text{eq}}^c$ от времени t схематично представлен на рисунке 6.3) и время до разрушения t_f при различных температурах и скоростях набора повреждающей дозы нейтронов. Константа Монкмана-Гранта рассчитывалась с помощью уравнения (6.4). Результаты расчета представлены на рисунке 6.4.

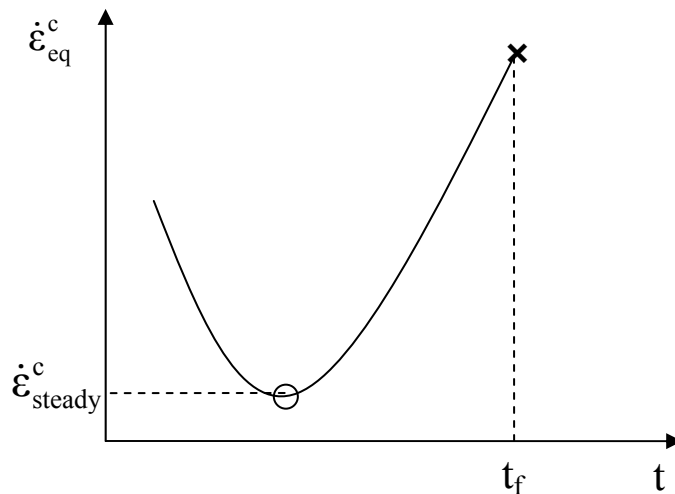


Рисунок 6.3 – Зависимость скорости ползучести от времени, полученная с помощью модели межзеренного разрушения [193, 194] и выбор параметров для расчета константы Монкмана-Гранта C_{MG} :

$\dot{\epsilon}_{\text{steady}}^c$ – скорость ползучести на установившемся участке; t_f – время до разрушения;

× – разрушение образца

Как видно из рисунка, с увеличением флакса нейтронов значение C_{MG} снижается. Максимальное снижение C_{MG} при термоактивированной ползучести под облучением наблюдается для температуры 600°C и не превышает 1,5 раз.

Исходя из приведенных расчетов для учета влияния нейтронного облучения на константу Монкмана-Гранта, значение C_{MG} рассчитанное по формуле (6.15), необходимо уменьшить в 1,5 раза. Таким образом, примем значение константы Монкмана-Гранта для радиационной ползучести $C_{MG} = 6,4 \cdot 10^{-4}$.

Тогда расчет по формуле (6.21) дает значение параметра $\lambda = 4,0 \sqrt{M}$.

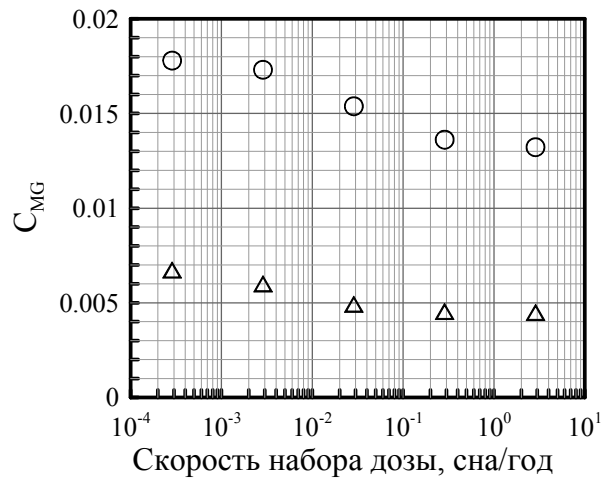


Рисунок 6.4 – Зависимость константы Монкмана-Гранта C_{MG} от скорости набора повреждающей дозы нейтронов при термоактивированной ползучести стали марки X18H9 при заданной нагрузке $0,8 \cdot \sigma_{0,2}$ и различной температуре: ○ – $T_{исп} = 600\text{ °C}$, △ – $T_{исп} = 500\text{ °C}$

6.3 Оценка скорости роста трещины при радиационной ползучести

Оценим, насколько сильно может влиять радиационная ползучесть на скорость роста трещины в выгородке реактора ВВЭР-1000. Для этого воспользуемся следующими положениями:

В формуле (6.22) будем рассматривать свободное распухание материала выгородки без учета влияния на него напряжений, т.е. примем, что $\dot{S} = \dot{S}_0$, где \dot{S}_0 - скорость свободного распухания. Поскольку, согласно [33], знак напряжений влияет на радиационное распухание, в выгородке образуется следующая обратная связь – в областях сильного распухания (которое локализуется в центральных слоях выгородки за счет их γ -разогрева) сжимающие напряжения будут тормозить его дальнейший рост, тогда как в областях слабого распухания растягивающие напряжения будут ускорять процесс распухания. Исходя из этого, расчет по формуле, описывающей свободное распухание, даст консервативную оценку распухания.

В качестве величины параметра нагружения примем максимально возможную величину, т.е. трещиностойкость материала J_c , выше которой может происходить нестабильное развитие трещины.

Исходя из максимального значения повреждающей дозы нейтронов, приходящейся на выгородку в течение продленного срока эксплуатации 60 лет, равного, как показано в главе 1, 120 сна, значение скорости набора дозы \dot{D} примем равным 2 сна/год.

Для прогнозирования свободного распухания S_0 воспользуемся зависимостью (5.64) из работ [22, 33].

Тогда скорость свободного распухания можно рассчитать следующим образом:

$$\dot{S}_0 = c_D \cdot n \cdot D^{n-1} \cdot \dot{D} \cdot \exp(-r \cdot (T_{\text{обл}} - T_{\text{max}})^2). \quad (6.24)$$

Значения коэффициентов в уравнении (6.24) представлены в главе 5 (см. формулу 5.64).

Значение J_c без учета влияния распухания, согласно работе [14] может быть консервативно рассчитано с помощью уравнения (5.49), представленного в предыдущей главе. Влияние же радиационного распухания на трещиностойкость можно учесть с помощью уравнений (5.46) и (5.48).

В соответствие с уравнениями (6.22) и (6.18) с учетом положений, представленных выше, максимальная скорость роста трещины при радиационной ползучести может быть описана как

$$\left(\frac{dl}{dt}\right)_{\text{max}} = \lambda(B\dot{D} + \omega\dot{S}) \cdot \sqrt{\frac{J_c \cdot E}{(1-\mu^2)}}, \quad (6.25)$$

где J_c определено с учетом влияния дозы нейтронного облучения и радиационного распухания.

На рисунке 6.5 представлены зависимости максимальной скорости роста трещины $\left(\frac{dl}{dt}\right)_{\text{max}}$, реализуемой при радиационной ползучести, от величины дозы нейтронов для разных температур облучения, рассчитанные по формуле (6.25).

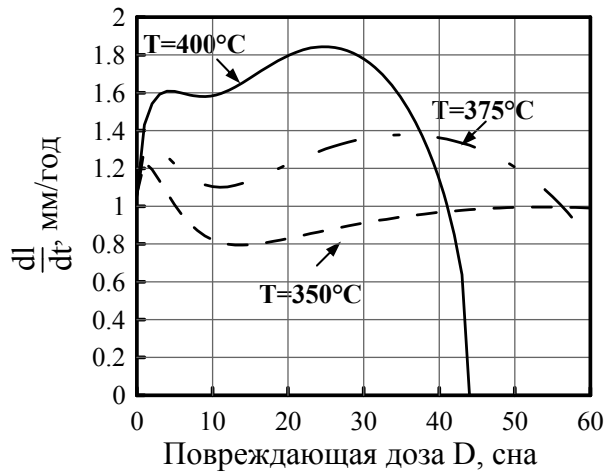


Рисунок 6.5 – Расчетные зависимости максимальной скорости роста трещины при радиационной ползучести от величины дозы нейтронов для различных температур облучения

Как видно из рисунка 6.5, зависимость максимальной скорости роста трещины от дозы имеет два локальных максимума. Это связано с тем, что в качестве параметра нагружения использовалась величина трещиностойкости материала. Как следует из уравнения (6.25) с увеличением дозы нейтронов D при постоянной скорости ее набора множитель $(B\dot{D} + \omega\dot{S})$

возрастает, поскольку $B\dot{D} = \text{const}$, а $\dot{S} \sim D^{n-1}$. Множитель $\sqrt{\frac{J_c \cdot E}{(1-\mu^2)}}$ убывает как с увеличением дозы нейтронов, так и с увеличением распухания. В результате двух

противоположных вкладов обоих сомножителей в скорость роста трещины зависимость $\left(\frac{dl}{dt}\right)_{\max}$ от дозы нейтронов D может иметь экстремумы, в частности, два максимума.

При высоких дозах получить высокую скорость роста трещины по механизму ползучести не представляется возможным, поскольку нагрузка ограничивается величиной трещиностойкости, резко снижающейся вследствие радиационного распухания.

Из рисунка 6.5 также видно, что наибольшее значение $\left(\frac{dl}{dt}\right)_{\max}$ при радиационной ползучести растет с увеличением температуры облучения, что связано с увеличением скорости радиационного распухания и, как следствие, скорости радиационной ползучести. Учитывая, что максимальная температура металла выгородки не превышает 400 °С, получаем, что максимальная скорость роста трещины при радиационной ползучести в выгородке ВВЭР-1000 не превышает 1,9 мм/год.

Представленные оценки скорости роста трещины достаточно консервативны. Для снижения консервативности требуется расчет реального НДС для выгородки с трещиной и проведение специальных внутриреакторных экспериментов для экспериментального определения параметра S_{MG} для радиационной ползучести.

В качестве образца для подобных экспериментов можно использовать газонаполненный цилиндрический образец со сквозной осевой трещиной и герметизирующей заплатой под ней из материала, модуль упругости которого в несколько раз меньше модуля упругости материала образца.

Также возможно испытание образцов с трещиной в специальных нагружающих устройствах, установленных в каналах исследовательских реакторов, например реактора СМ-3.

ВЫВОДЫ ПО ГЛАВЕ 6

1) Разработан подход, позволяющий провести оценку скорости роста трещины при радиационной ползучести в аустенитных сталях. Подход основан на предположении о равенстве величины константы Монкмана-Гранта для различных видов ползучести при одинаковом механизме разрушения.

2) На основании разработанного подхода определены параметры зависимости для расчета скорости роста трещины при радиационной ползучести в материале ВКУ стали X18H10T.

3) Выполнены оценки максимально возможной скорости роста трещины при радиационной ползучести во внутрикорпусной выгородке реактора ВВЭР-1000.

4) Для снижения консервативности оценок скорости роста трещины при радиационной ползучести необходимо проведение специальных внутриреакторных экспериментов.

ВЫВОДЫ ПО ДИССЕРТАЦИИ

1. Показано, что основными механизмами повреждения материалов ВКУ под облучением, определяющими их прочность и работоспособность, являются радиационное распухание, коррозионное растрескивание в среде теплоносителя I контура ВВЭР, снижение трещиностойкости материала ВКУ, а также образование хрупкой α фазы при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении, приводящей к резкому снижению пластичности.

2. Исследовано влияние эксплуатационных факторов (повреждающей дозы нейтронного облучения D , температуры облучения $T_{обл}$ и температуры испытаний $T_{исп}$, соответствующей температуре нагружения при переходных режимах работы реактора) на механические свойства и деформационное упрочнение материалов ВКУ и получены зависимости, описывающие это влияние. Зависимости верифицированы для диапазона температур облучения $T_{обл}=320 \div 450$ °С вплоть до повреждающих доз нейтронного облучения 150 сна при распухании до 7%. Показано, что влияние $T_{обл}$ в диапазоне от 320 °С до 450 °С на механические свойства и деформационное упрочнение материалов ВКУ обусловлено в основном влиянием на эти характеристики радиационного распухания, зависящего от $T_{обл}$.

3. Установлено, что основными механизмами охрупчивания материала ВКУ в процессе облучения являются:

- снижение сопротивления вязкому разрушению материала за счет облегчения зарождения пор на включениях, роста вакансионных пор и облегчения объединения пор обоих типов вследствие снижения деформационного упрочнения под облучением;

- фазовое $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение, приводящее к возникновению вязко-хрупкого перехода в аустенитных сталях.

4. Проанализированы факторы, приводящие к $\gamma \rightarrow \alpha$ превращению в аустенитных сталях под облучением. Основным фактором является обеднение твердого раствора аустенитообразующими элементами (в первую очередь никелем). Такое обеднение происходит по двум механизмам: при радиационно-индуцированной сегрегации никеля на поверхность вакансионных пор и границы зерен, а также при образовании вторичных фаз с большой концентрацией никеля. Установлено, что при обоих механизмах параметром, контролирующим степень обеднения твердого раствора никелем, является радиационное распухание.

5. Исследовано влияние $\gamma \rightarrow \alpha$ превращения на охрупчивание материалов ВКУ. Показано, что $\gamma \rightarrow \alpha$ превращение может приводить к появлению хрупко-вязкого перехода в материале ВКУ и возможности квазихрупкого разрушения в диапазоне температур эксплуатации ВКУ.

Установлено критическое значение радиационного распухания $S_{\text{крит}}$, при котором реализуется хрупко-вязкий переход при $\gamma \rightarrow \alpha$ превращении; для материалов ВКУ $S_{\text{крит}} = 7\%$.

6. По результатам оригинального эксперимента по исследованию влияния радиационного распухания на статическую трещиностойкость сильнооблученной аустенитной стали 12X18H10T обнаружено резкое снижение статической трещиностойкости J_c с ростом распухания при незначительном снижении пластичности. Так при распухании 5,5% J_c снижается в 35 раз по сравнению с облученным состоянием без распухания, тогда как критическая деформация ϵ_f для одноосного образца – только в 1,7 раза.

Предложен механизм, объясняющий данный феномен. Механизм связан со сменой масштабного уровня, на котором происходит элементарный акт разрушения, с размера порядка нескольких микрометров до десятка нанометров. Фактически происходит переход от классического вязкого разрушения путем зарождения, роста и объединения пор на включениях второй фазы к вязкому разрушению путем роста и объединения вакансионных пор

7. Показано, что причиной резкого снижения предела прочности при значительном распухании и вязкого разрушения материала при напряжениях меньше предела текучести, являются два фактора. Первым фактором является возникновение неоднородной пористости, обусловленное началом объединения вакансионных пор при некотором уровне распухания, что приводит к появлению областей с распуханием много большим, чем среднее по образцу. Такие области могут разрушаться при напряжениях гораздо ниже предела текучести образца. Вторым фактором является уменьшение размера зоны процесса с увеличением распухания, что приводит к возможности вязкого разрушения, когда нагружение материала происходит в зоне с очень малыми размерами ($\sim 80 \div 400$ нм), значительно меньшими, чем размер зерна. Вязкое разрушение в зонах с малыми размерами обеспечивает возможность нестабильного развития трещины при низких напряжениях по механизму, названному бегущим коллапсом.

8. Разработана физико-механическая модель вязкого разрушения, учитывающая основные механизмы деформирования и повреждения облученных аустенитных сталей. Модель позволяет прогнозировать влияние нейтронного облучения, радиационного распухания и температуры испытаний на критическую деформацию материала при различной жесткости напряженного состояния. Учет жесткости напряженного состояния позволяет прогнозировать статическую трещиностойкость аустенитных сталей с учетом влияния указанных выше факторов. Разработанная физико-механическая модель верифицирована для материалов ВКУ ВВЭР – стали 08X18H10T и металла шва, облученных дозами нейтронного облучения вплоть до 150 сна при температуре облучения $T_{\text{обл}} = 320 \div 450$ °С, имеющих распухание до 7% и испытанных в диапазоне $T_{\text{исп}} = 80 \div 425$ °С. Получены инженерные зависимости для прогнозирования влияния радиационного распухания на снижение пластичности и

трещиностойкости материалов ВКУ. На базе разработанной физико-механической модели предложен метод, позволяющий описать резкое снижение прочности облученных аустенитных при высоких значениях радиационного распухания материалов до величин ниже предела текучести.

9. Разработан подход, позволяющий провести оценку скорости роста трещины при радиационной ползучести в аустенитных сталях. Подход основан на предположении о равенстве величины константы Монкмана-Гранта для различных видов ползучести при одинаковом механизме разрушения. На базе предложенного подхода разработана зависимость для расчета скорости роста трещины при радиационной ползучести. Анализ экспериментальных данных по термической ползучести и моделирование влияния нейтронного облучения на значение константы Монкмана-Гранта позволили определить коэффициенты в разработанной зависимости. Выполнены оценки максимально возможной скорости роста трещины при радиационной ползучести во внутрикорпусной выгородке реактора ВВЭР-1000.

10. Разработанный подход к оценки прочности и работоспособности элементов ВКУ ВВЭР, а также полученные зависимости для прогнозирования физико-механических характеристик материалов ВКУ вошли в Руководящие документы ОАО «Концерн Росэнергоатом» и, в настоящее время, используются для продления и обоснования срока эксплуатации ВКУ действующих реакторных установок типа ВВЭР-440 и ВВЭР-1000, а также для обоснования срока эксплуатации ВКУ проектируемых ВВЭР.

СПИСОК ИСПОЛЬЗОВАННОЙ ЛИТЕРАТУРЫ

1. Денисов В.П., Драгунов Ю.Г. Реакторные установки ВВЭР для атомных электростанций.–М.: ИздАТ, 2002, 480 с.
2. С.А. Андрушечко, А.М. Афров, Б.Ю. Васильев, В.Н. Генералов, К.Б. Косоуров, Ю.М. Семченков, В.Ф. Украинцев. АЭС с реактором типа ВВЭР-1000. От физических основ эксплуатации до эволюции проекта. – М.: Логос, 2010. – 604с.
3. Горохов А.К. Драгунов Ю.Г., Лунин Г.Л., Новиков А.Н., Цофин В.И. Обоснование нейтронно-физической и радиационной частей проектов ВВЭР. – М.: ИКЦ «Академкнига», 2004. – 496 с.
4. В. Пиминов, В. Евдокименко. Оценка прочности и ресурса ВКУ действующих и сооружаемых реакторов типа ВВЭР: реалистичный и консервативный прогнозы // РЭА.– 2015.– №2. – С. 16-19.
5. Analysis of structural integrity of VVER internals. Dissemination meeting on TACIS PROJECT: R2.01/02, Podolsk, ОКВ “GIDROPRESS”, Feb. 25, 2010/
6. Курсевич И.П., Марголин Б.З., Прокошев О.Ю., Кохонов В.И. Механические свойства аустенитных сталей при нейтронном облучении: влияние различных факторов // Вопросы материаловедения. – 2006. – № 4 (48). – С. 55–68.
7. Degradation of LWR Core Internal Materials due to Neutron Irradiation. О.К. Chopra. NUREG/CR-7027, ANL-10/11, 2010.– 152 p.
8. F.A. Garner. Radiation Damage in Austenitic Steels // Comprehensive Nuclear Materials (2012), Vol. 4, pp. 33-95.
9. Сорокин А.А., Марголин Б.З., Курсевич И.П., Минкин А.И., Неустроев В.С., Белозеров С.В. Влияние нейтронного облучения на механические свойства материалов внутрикорпусных устройств реакторов типа ВВЭР // Вопросы материаловедения , №2 (66), 2011, – с. 131-152.
10. A.A. Sorokin, B.Z. Margolin, I.P. Kursevich, A.J. Minkin, V.S. Neustroev. Effect of neutron irradiation on tensile properties of materials for pressure vessel internals of WVE type reactors // J. Nucl. Mater. 444 (2014) 373-384.
11. С. Pokor et al. Effect of irradiation defects on the work hardening behavior // Scripta Materialia (2004), Vol. 50 (5), pp. 597-600.
12. Максимкин О.П., Гусев М.Н., Тиванова О.В., Цай К.В. Мартенситные превращения при деформации и отжиге нержавеющей сталей 12X18Н10Т и 08X16Н11М3 облученных в реакторе БН-350 // Известия НАН РК. Сер.: физ.-мат.-2005.-№5. С.145-152.

13. M.N. Gusev, O.P. Maksimkin, I.S. Osipov, F.A. Garner. Anomalously large deformation of 12Cr18Ni10Ti austenitic steel irradiated to 55 dpa at 310 °C in the BN-350 reactor // // J. Nucl. Mater. – 2009. – V. 386.-388 – P. 273–276.
14. Минкин А.И., Марголин Б.З., Смирнов В.И., Сорокин А.А. Развитие модели для прогнозирования статической трещиностойкости аустенитных материалов в условиях нейтронного облучения // Вопросы материаловедения, 2013, №3(75), – с.107-119.
15. Смирнов В.И., Марголин Б.З., Лапин А.Н., Кохонов В.И., Сорокин А.А. Исследование влияния нейтронного облучения на вязкость разрушения стали 08X18H10T и металла ее сварных швов // Вопросы материаловедения, 2011, №1(65), – с.167-183.
16. Gawthorne C., Fulton E.J. Voids in irradiated stainless steel. – “Nature”, v.216, №5, p.575-576, 1967.
17. Воеводин В.Н., Неклюдов И.М. Эволюция структурно-фазового состояния и радиационная стойкость конструкционных материалов. – Киев – Наукова Думка, 2006, 376 с.
18. Konobeev Yu., Subbotin A.V., Golubov S.I. The theory of void and interstitial dislocation loop growth in irradiated metals. - Radiat. Eff., 1973, 20, №4, p.265-271
19. Конобеев Ю.В., Печенкин В.А. О механике зарождения вакансионных пор в металлах и под облучением // Вопр. атом. науки и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационного материаловедения. – 1978. – Вып. 1. – С. 3–7.
20. Brailsford A.D., Bullough R. The rate theory of swelling due to void growth in irradiated metals. –J.Nucl.Mat., 1972, 44, №2, p. 121-135.
21. F.A. Garner, M.B. Toloczko, B.H. Sencer. Comparison of swelling and irradiation creep behavior of fcc-austenitic and bcc-ferritic/martensitic alloys at high neutron exposure // J. Nucl. Mater. – 2000. – V. 276 – pp. 123–142.
22. Н. К. Васина, Б. З. Марголин, А. Г. Гуленко, И. П. Курсевич. Радиационное набухание аустенитных сталей: влияние различных факторов. Обработка экспериментальных данных и формулировка определяющих уравнений // Вопросы материаловедения. – 2006. – № 4(48) . – С. 69–88.
23. А.С. Кальченко, В. В. Брык, В. Н. Воеводин, Н. П. Лазарев. Моделирование набухания стали X18H10T в имитационных и реакторных условиях // ВАНТ. Сер.: ФРП и РМ. – 2009. – Вып. 4-2(94). – С. 131–139.
24. Bates J. F., Gilbert E. R. Experimental evidence for stress enhanced swelling // J. Nucl. Mat. – 1976. – V. 59. – P. 95–102.
25. Bramman J.I., Brown C. The Temperature Dependence of Void Swelling of Fast Irradiated 316 Stainless Steel. – U.K.A.E.A report AERE 1978, pp155-160 - United Kingdom, Summery-Resume-Zusammenfassun.

26. Bates F., Gilbert E. R. Effects of stress on swelling in 316 stainless steel // *J. Nucl. Mat.* – 1978. – V. 71. – P. 286–292.
27. Garner F. A., Gilbert E. R., Porter D. L. Stress-enhanced swelling of metals during irradiation // *ASTM STP 725.* – ASTM, 1981. – P. 680–697.
28. Неустроев В. С., Островский З. Е., Шамардин В. К. Влияние напряжений на радиационное распухание и параметры вакансионной пористости облученных нейтронами аустенитных сталей // *ФММ.* – 1998. – Т. 86, вып. 1. – С. 115–125.
29. Ehrlich K. Irradiation creep and interrelation with swelling in austenitic stainless steels // *J. Nucl. Mat.* – 1981. – V. 100, N 1/3. – P. 149–166.
30. Porter D. L., Takata M. L., Wood E. L. Direct evidence for stress-enhanced swelling in type 316 stainless steel // *J. Nucl. Mat.* – 1983. – V. 116, N 2/3. – P. 272–276.
31. Hubner R., Ehrlich K. Swelling and in-pile creep of neutron irradiated 15Cr15NiTi austenitic steels in the temperature range of 400 to 600°C // *Proc. technical committee “Influence of high dose irradiation on core structural and fuel materials in advanced reactors”*, Obninsk, June 16–19, 1997. – IAEA: Vienna. – 1998. – IAEA-TECDOC-39. – P. 223–230.
32. Hall M. M., Flinn J. E. Stress state dependence of in-reactor creep and swelling. Part II: experimental results // *J. Nucl. Mat.* – 2010. – V. 396. – P. 119–129.
33. Б.З. Марголин, А.И. Мурашова, В.С. Неустроев. Влияние напряжений на радиационное распухание аустенитных сталей. – *Вопросы материаловедения*, 2011, № 4(68), с. 124-139.
34. A. Fissolo, R. Cauvib, J.P. Hugot, V. Levy, Influence of swelling on irradiated CW titanium modified 316 embrittlement, *ASTM STP 1046* (1990), 700-713.
35. Bompard Ph., Francois D. Effect of porosity on fatigue crack propagation in sintered nickel // *ICF6*, New Delhi, India, 1984. – pp. 2049-2055.
36. Neustroev V. S., Garner F. A. Very high swelling and Embrittlement observed in a Fe–18Cr–10Ni–Ti hexagonal fuel wrapper irradiated in the BOR-60 fast reactor//*Fusion Materials*. V. 43. *Semiannual Progress Report for Period Ending December 31, 2007.* – P. 109–122.
37. В.С. Неустроев, В.Н. Голованов, В.К. Шамардин. Вызванное распуханием охрупчивание облученных нейтронами аустенитных сталей. *Вопросы атомной науки и техники.* №2, 2007. сс. 119-124.
38. Козлов А.В., Портных И.А., Брюшкова С.В., Кинев Е.А. Влияние вакансионной пористости на прочностные характеристики аустенитной стали ЧС-68 // *ФММ.* 2003. Т. 95. № 4. С. 87-97.
39. А.В. Козлов, Е.Н. Щербаков, О.С. Коростин, В.С. Шихалев, О.И. Асипцов. Механизмы влияния высокодозного нейтронного облучения на физико-механические свойства

аустенитных сталей // ВАНТ, серия материаловедение и новые материалы. 2004. выпуск 2(63). С.283-290

40. Scher H., Zallen R. Critical density in percolation processes // J. Chem. Phys. 1970. V.53. P.3759-3766.

41. Kurkijarvi J. Conductivity in random systems. II. Finite-size-systems percolation // Phys. Rev.- 1974.- v.B9.- p.770.

42. Физическое материаловедение: Учебник для вузов./Под общей ред. Б.А. Калина. Том 4. Физические основы прочности. Радиационная физика твердого тела. Компьютерное моделирование/ Е.Г. Григорьев, Ю.А. Перлович, Г.И. Соловьев, А.Л. Удовский, В.Л. Якушин. – М.: МИФИ, 2008. – 696 с.

43. Flinn J. E., Mc Vay G. L., Walters L. C. In-reactor deformation of solution annealed type 304L stainless steel // J. Nucl. Mat. – 1977. – V. 65. – P. 210–223.

44. Heald P. T., Speight M. V. Steady-state irradiation creep // Phil. Mag. – 1974. – V. 29. – P. 1075–1080.

45. Gittus Y. H. Theory of dislocation-creep due to the Frenkel defects or interstices produced by the bombardment with energetic particles creep // Phil. Mag. – 1972. – V. 25. – P. 345–354.

46. Wolfer W. G., Ashkin M., Boltax A. Creep and swelling deformation in structural materials during fast-neutron irradiation // ASTM STP 570: “Properties of reactor structural alloys after neutron or particle irradiation”. – Philadelphia: ASTM, 1975. – P. 233–258.

47. Чадек Ё. Ползучесть металлических материалов. – М.: Мир, 1987.–302 с.

48. H. J. Frost, M. F. Ashby. Deformation-mechanism maps: the plasticity and creep of metals and ceramics. Pergamon Press, Science, 1982.– 166 p.

49. B. Burton. Diffusional creep of polycrystalline materials. Diffusion and defect, monograph series. Vol 5. Trans Tech Publications, Limited, 1977.– 119 p.

50. N.J. Grant, A.W. Mullendore. Deformation and Fracture at Elevated Temperatures. The MIT Press, Cambridge, 1965.– 211 p.

51. Porter D.L. Ferrite formation in neutron-irradiated type 304L stainless steel. Journal of Nuclear Materials v.79 (1979) №2 406-411.

52. Okamoto P.R. and Wiedersich H. Segregation of alloying elements to free surfaces during irradiation. Journal of Nuclear Materials 53(1974) 336-345.

53. Porter D.L. and Wood E.L. In –Reactor Precipitation and Ferritic Transformation in Neutron-Irradiated Stainless Steels. Journal of Nuclear Materials 83,(1979)90-97.

54. Porter D.L et al. Interaction of Void-Induced Phase Instability and Subsequent Void Growth in AISI304 Stainless Steel. Effect of radiation Materials: 19th International Symposium, ASTM STP 1336, 2000,p.884-893.
55. Manahan M.P., Kohli R., Santucci J., Sipushi P. A phenomenological investigation of in-reactor cracking of type 304 stainless steel control rod cladding//Journal of Nuclear Engineering Design. – 1989. – 113. - P. 297-321.
56. Jacobs A.J., Wozadlo G.P. Stress corrosion testing of irradiated type 304SS under constant load//Proc. of NACE Annual Conf. Corrosion 91, Cincinnati, USA, March 11-15, 1991. - P.41/1-41/24.
57. Massoud J-P., Thamboch M., Brabec P., Shamardin V.K., Prochorov V.I., Dubuisson Ph. Influence of neutron spectrum on the tensile properties of irradiated austenitic stainless steels in air and PWR environment//Proc. of TSM (The Minerals, Metal and Materials Science), 2005.
58. Kocik J., Postler M., Zamboch M., Keilova E., Burda J. Effect of Neutron Irradiation on Microstructure and Mechanical Properties of VVER-type Reactor Vessel Internals//Proc. of Intern. Symp. on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water Reactors, France, Fontevraud, 23-27 September 2002.
59. Was G.S., Bruemmer S.M. Effect of irradiation on intergranular stress corrosion cracking // Journal of Nuclear materials. – 1994. - 216. – P. 326-347.
60. Furutani G., Nakajima N., Konishi T., Kodama M. Stress corrosion cracking of irradiated 316 stainless steel//Journal of Nuclear Materials. – 2001. - 288. - P. 179-186.
61. Garzarolli F., Alter D., Dewes P., Nelson J.L. Deformability of austenitic stainless steels and Ni-base alloys in the core of a boiling and pressurized water reactor//Proc. of 3nd Intern. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. – 1988. - P. 657-664.
62. Марголин Б. З., Федорова В. А., Филатов В. М. Метод оценки долговечности внутрикорпусных устройств ВВЭР по критерию инициации межкристаллитного коррозионного растрескивания аустенитных сталей // Вопросы материаловедения. – 2010. – № 3(63) – С. 105–119.
63. Fedorova V.A., Margolin B.Z. Method for estimation of pressure vessel internals lifetime on IASCC criterion // PVP 2013, Proc. ASME PVP, Paris, 2013, 97949.
64. Jacobs A.J, Wozadlo J.P., Nakata K., Yoshida T., Masaoka I. Radiation effects on the stress corrosion and other selected properties of type 304 and type 316 stainless steel//Proc. of 3nd Intern. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. – 1988. – P. 673-680.
65. Scott P. Review of irradiation assisted stress corrosion cracking//Journal of Nuclear materials. – 1994. - **211**. - P. 101-122.

66. Comparison of microstructural evolution in LWR and fast-reactor irradiations of AISI 304 and 316 stainless steels / D. Edwards, E. Simonen, S. Bruemmer, P. Efsing // Proc. int. symp. “Contribution of materials investigations to improve the safety and performance of LWRs”, “Fontevraud 6”, Paris, 2006. – P. 603.

67. Influence of the neutron spectrum on the sensitivity to IASCC and microstructure of CW 316 material. M. Ernestova, J. Burda, J. Kocik, E. Keilova, J. Michalicka, C. Pokor. // Proc. of Fontevraud 8 – International Symposium on Contribution of Materials Investigation and Operating Experience to LWRs’ Safety, Performance and Reliability. France, Avignon, 15-18 September 2014, 102-T02.

68. Fujimoto, K., T. Yonezawa, E. Wachi, Y. Yamaguchi, M. Nakano, R. P. Shogan, J. P. Massoud, and T. R. Mager, 2005, “Effect of the Accelerated Irradiation and Hydrogen/Helium Gas on IASCC Characteristics for Highly Irradiated Austenitic Stainless Steels,” Proceedings of 12th International Symposium on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems - Water Reactors, T. R. Allen, P. J. King, and L. Nelson, eds., Minerals, Metals, & Materials Society, pp. 299-310, 2005.

69. Contribution of field experience the understanding of IASCC / R. Gerard // PAMELA workshop – SCK.CEN (Mol, Belgium), Sept. 19-21, 2011.

70. Engineering models used for PLiM / C. Pokor // Soteria - Training Symposium on Irradiation Effects in Structural Materials for Nuclear Reactors, Seville, Spain, Sept. 17-21, 2012.

71. А.С. Кальченко, В.В. Брык, В.Н. Воеводин, Н.П. Лазарев. Прогнозирование радиационного распухания выгородки реактора ВВЭР-1000 на период эксплуатации 30-60 лет // Ядерна фізика та енергетика. – 2011. – Том 12. – № 1 – С. 69–78.

72. Determination of In-Service Change in the Geometry of WWER-1000 Core Baffle: Calculations and Measurements / B.Z. Margolin, A.Ya. Varovin, A.J. Minkin et al. // Proc. of Fontevraud 8 – International Symposium on Contribution of Materials Investigation and Operating Experience to LWRs’ Safety, Performance and Reliability. France, Avignon, 15-18 September 2014, 143-T02.

73. 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. – 2013. – 108 с.

74. Махненко О.В., Мирзов И.В. Численный расчет радиационного распухания выгородки реактора ВВЭР-1000 в двухмерной постановке при вариации данных по объемным тепловыделениям и повреждающей дозе // Проблемы прочности. – 2014. – № 5 – С. 127–139.

75. ОСТ 95 101.65-85. Теплоноситель первого контура ядерных энергетических реакторов типа ВВЭР-440. Технические требования к качеству. Способы поддержания. - 16 с.

76. ОСТ 95 962-82. Теплоноситель первого контура ядерных энергетических реакторов типа ВВЭР-1000. Технические требования к качеству. Способы поддержания. - 29 с.
77. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок (ПНАЭ Г-7-002-86). Госатомэнергонадзор СССР. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525 с.
78. Марголин Б.З., Бучатский А.А., Гуленко А.Г., Федорова В.А. Филатов В.М. Метод прогнозирования сопротивления разрушению материала при циклическом нагружении в условиях вязкоупругопластического деформирования и нейтронного облучения // Проблемы прочности, 2008, №6, – с. 5–24.
79. Chopra O.K., Alexandreanu B., Shack W.J. Effect of Material Heat Treatment on Fatigue Crack Initiation in Austenitic Stainless Steels in LWR Environments // Report NUREG/CR-6878. - 2005. - ANL-03/35. - P. 23-31.
80. Пэрис П.С., Эрдоган Ф. критический анализ законов распространения трещин // Техническая механика. – 1963. – №4. – С. 60-66.
81. В.А. Федорова, Б.З. Марголин. Прогнозирование скорости роста усталостной трещины в аустенитных сталях с учетом влияния нейтронного облучения и водной среды // Вопросы материаловедения , №3 (5), 2008, – с. 96-110.
82. Марголин Б.З., Минкин А.И., Смирнов В.И., Сорокин А.А., Кохонов В.И. Влияние нейтронного облучения на скорость роста усталостных трещин в аустенитной стали 08X18H10T и металле ее сварных соединений // Вопросы материаловедения , №2 (74), 2013, – с. 123-138.
83. Gilman J.D., Rungta R., Hinds P., Mindlan H. Corrosion-Fatigue Crack Growth Rates in Austenitic Stainless Steels in Light Water Reactor Environments // The International Journal of Pressure Vessels and Piping. - 1988. - Vol.3, N1. - P.55-68.
84. Hale D.A., Jewett C.W., Kass J.N. Fatigue crack behavior of four structural alloys in high temperature high purity oxygenated water//J. Eng. Mater. and Techn. - 1979. - Vol.101, N3. - P.191-198.
85. Kawakubo T., Hishida M., Amano K., Katsuta M. Crack growth behaviour of type 304 stainless steel in oxygenated 290°C pure water under low frequency cyclic loading//Corrosion. – 1980. – V. 36. – P.638-647.
86. Marshall P. The influence of low oxygen and contaminated environments on the fatigue behaviour of solution treated AISI 316 stainless steel//Proc. conf. on the influence of environment on fatigue, London, UK, 1977. - P.327-366.
87. Fedorova V.A., Timofeev B.T. Corrosion and mechanical strength of RPV materials for BWR and PWR//Proc. Intern. 2-nd workshop “Corrosion and Mechanical Strength of the NPP Materials”, Gelendzhik, Russia, 8-14 September 1996. - P. 3-10.

88. Gnyj I.P. Effect of aqueous media on the cyclic cracking resistance of steels at 300°C//Material Science. – 1994. – V.30, N1. – P. 31-37.
89. Shoji T., Takahashi H., Suzuki M, Kondo T. New parameter for characterizing corrosion Fatigue Crack Growth//Journal of Engineering Materials and Technology. - 1981. - N4. – P. 38-46.
90. Ford F.P. Quantitative prediction of environmentally assisted fatigue cracking//Corrosion. - 1996. - Vol.52. - P.375-395.
91. Technical report on material selection and processing guidelines for BWR coolant pressure boundary piping. Final report / Hazelton W.S., Koo W.H. //NUREG 0313, Rev. 2, 1988.
92. A combined deterministic and probabilistic procedure for safety assessment of components with cracks – Handbook / Dillström P. et al.//RSE R&D Report NO. 2004/01, DET NORSKE VERITAS, Sweden, 221 p.
93. Environmentally assisted cracking in light water reactors/B. Alexandreanu et al. - Annual report, NUREG/CR-4667, Vol. 34, ANL-05/17, 2003. - 113 p.
94. Хеллан К. Введение в механику разрушения. – М.: Мир, 1988. – 364 с.
95. Черепанов Г.П. О распространении трещин в сплошной среде // Прикладная механика. – 1967.– Т. 31. – С. 476-488.
96. Разрушение. Пер. с англ. / Под общ. ред. Г. Любовица. – М.: Мир, 1973. – Т.1.–616 с.
97. Марголин Б.З., Фоменко В.Н., Сорокин А.А. Анализ условий развития трещины в элементах внутрикорпусных устройств реакторов, подверженных интенсивному нейтронному облучению // Вопросы материаловедения, 2009, №2(58), – с.112-126.
98. RCC-M, France, Annexe ZG, «Fast Fracture Resistance», 1988.
99. ASME Boiler and Pressure Vessel Code (ASME BPVC), Sec III, Rules for Construction of Nuclear Power Plant Components, Div.I , Subsec. NG, Core Support Structures, 1995, N.Y.
100. Карзов Г.П., Марголин Б.З., Швецова В.А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.: ил.
101. Г.Л. Петров, А.С. Тумарев. Теория сварочных процессов. М., Высшая школа, 1977, 389 с.
102. Дж. Т. Хан, Б.Л. Авербах, В.С. Оуэн, М. Коэн. Возникновение микротрещин скола в поликристаллическом железе и стали. – Атомный механизм разрушения, М. Металлургия, 1963, стр. 109-138
103. Копельман. Л. А. Сопrotивляемость сварных узлов хрупкому разрушению.– Л.: Машиностроение, 1978.– 232 с.
104. Рыбин В.В. Большие пластические деформации и разрушение металлов. – М.: Металлургия, 1986 – 224с.

105. F. Yilmaz, Y.A. Hassan, D.L. Porter. Dependence of mechanical properties on swelling in austenitic steels.– Proc. 11 Conf. on Nuclear Engineering, ICONe 11 – 36464, April, 2003.

106. Марголин Б.З., Курсевич И.П., Сорокин А.А., Лапин А.Н., Кохонов В.И., Неустроев В.С. К вопросу о радиационном распухании и радиационном охрупчивании аустенитных сталей. Часть 1. Экспериментальные результаты // Вопросы материаловедения, 2009, №2(58), – с.89-98.

107. Марголин Б.З., Курсевич И.П., Сорокин А.А., Лапин А.Н., Кохонов В.И., Неустроев В.С. К вопросу о радиационном распухании и радиационном и радиационном охрупчивании аустенитных сталей. Часть II. Физические и механические закономерности охрупчивания // Вопросы материаловедения. – 2009, №2(58). – С. 99-111.

108. Б.З. Марголин, И.П. Курсевич, А.А. Сорокин, А.Н. Лапин, В.И. Кохонов, В.С.Неустроев. Охрупчивание и трещиностойкость высокооблученных аустенитных сталей для элементов ВКУ ВВЭР. Сообщение 1. Связь радиационного распухания с радиационным охрупчиванием – экспериментальные результаты // Проблемы прочности, 2009, №6, – с. 5–16.

109. Б.З. Марголин, И.П. Курсевич, А.А. Сорокин, Н.К. Васина, В.С.Неустроев. Охрупчивание и трещиностойкость высокооблученных аустенитных сталей для элементов ВКУ ВВЭР. Сообщение 2. Связь радиационного распухания с радиационным охрупчиванием – физические и механические закономерности // Проблемы прочности, 2010, №2, – с. 25–38.

110. Бородин О.В., Воеводин В.Н., Неклюдов И.М. и др. Исследование микроструктуры стали X18H10T, облученной в реакторе БОР-60. Атомная Энергия. Т.70. Вып.3. 1991. С.159-163.

111. Borodin O.V., Voevodin V.N., Neustroev V.S., et al, Microstructural Evolution of Austenitic Stainless Steel Irradiated in a Fast Reactor, Effects of Radiation on Materials: 17th International Symposium, ASTM STP 1270, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1996, pp. 817-830.

112. Печенкин В.А. Конобеев Ю.В. Роль радиационно - индуцированной сегрегации в изменении свойств сплавов под облучением. – Вопросы атомной науки и техники. Серия: материаловедение и новые материалы. Вып.2(63),2004,с.22-35.

113. H.R. Brager and Straalsund. Defect Development in Neutron Irradiated Type 316 Stainless Steel. -J.Nucl.Mater.,v.46,1973, pp.134-158.

114. H.R. Brager and Garner F.A. Microstructural and Microchemical Comparisons of AISI316 Irradiated in HFIR and EBR-II // J.Nucl.Mater, 1983, v.117, pp.159-176.

115. Lee E.H., Maziasz P.J., Rowcliffe A.F. The structure and composition of phases occurring in austenitic stainless steels in thermal and irradiation environments. – In: Proc. of Intern.

Symp. On Phase Stability During Irradiation, Pittsburgh, Warrendale, PA.: The Metallurgical Society of AIME, 1981, pp. 191–218.

116. T.R. Allen, J.I. Cole, E.A. Kenik, G.S. Was. – Analyzing the effect of displacement rate on radiation-induced segregation in 304 and 316 stainless steels by examining irradiated EBR-II components and samples irradiated with protons. *J. of Nucl. Mat.* v.376 (2008), pp. 169-173.

117. Maziasz P. J. Overview of microstructural evolution in neutron –irradiated austenitic stainless steels // *Journal of Nuclear Materials.* – 1993. – V. 205. – С. 118–145.

118. Zinkle S. J., Maziasz P. J. and Stoller R. E. Dose dependence of the microstructural in neutron-irradiated austenitic stainless steel // *Journal of Nuclear Materials.* – 1993. – V. 206. – P. 266–286.

119. T.M. Williams, R.M. Boothby, M. Titchmarsh. Solute segregation and microstructural instability in neutron irradiated 12Cr-15Ni-Si austenitic alloys – *Materials for nuclear reactor core applications*, BNES, London, 1987, p. 293-299.

120. Garner F. A. Recent insights on the swelling and creep of irradiated austenitic alloys // *Journal of the Nuclear Materials.* – 1984. – V. 122–123. – p. 459–471.

121. Чукалкин Ю.Г., Петров В.В., Штирц В.Р., Барсанов В.И., Гощицкий Б.Н. Магнитные свойства стали X16H15M3B, облученной до высокого флюенса быстрых нейтронов. – *Атомная энергия*, 1988, т. 65, № 4, с. 254-257.

122. Applaby W.K. Swelling in neutron –irradiated 300-series stainless steels.- in *Proc. of Intern. Conf. Rad. Effects in Breeder Reactor Structural Materials*, Scottsdale Arisona, 1977, p.509.

123. Brammen J.J., *Behavior of Metallic Materials for Fast Reactor Core Components.*, Ajaccio Corse, France, 1979, p. 155

124. P.J. Maziasz. Formation and Stability of Radiation –Induced Phases in Neutron – Irradited Austenitic and Ferritic Steels . *J.Nucl.Mater.* 169, 1989, 95-115.

125. Masayuki Asano, Shigeo Hattori, Isao Suzuki, Masayuki Oishi at al. Effect of long-term thermal aging on the material properties of austenitic stainless steel welded joints. *ASME International Conference on Nuclear Engineering*, Vol 5, 1996, pp. 183-188.

126. Склонность к хрупкости металла антикоррозионной наплавки на корпусах реакторов водо-водяного типа, Николаев В.А., Курсевич И.П., Нестерова Е.В. и др., *Радиационное материаловедение и конструкционная прочность реакторных материалов: Юбилейный сб., посвященный 100-летию со дня рождения академиков И.В. Курчатова и А.П. Александрова.* – СПб.: ЦНИ КМ «Прометей», 2002. – С. 232–251.

127. Марголин Б.З., Швецова В.А., Прокошев О.Ю., Курсевич И.П., Смирнов И.В., Минкин А.И. Характеристики антикоррозионной наплавки для расчета сопротивления хрупкому разрушению материала корпуса реактора // *Вопросы материаловедения*, 2005, №2(42), с. 186-213.

128. B.Z. Margolin, V.A. Shvetsova, V.I. Kostylev, Modelling of fracture for austenitic materials with ferritic phase on the basis of local approach. – 11th International Conference of Fracture, Turin, March 20-25, 2005, №5149
129. Марголин Б.З., Швецова В.А. Критерий хрупкого разрушения: структурно-механический подход // Проблемы прочности. 1992, №2, с. 3-16
130. Margolin B.Z., Shvetsova V.A. Local criterion for cleavage fracture: structural and mechanical approach // J. Phys IV, 1996, №6, pp. 25–34.
131. Margolin B.Z., Shvetsova V.A., Karzov G.P. Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. Part I. Local criterion for cleavage fracture. Int J Pres Ves Piping. 1997, 72, pp. 73–87.
132. Повстянко А.В., Буланова Т.М., Федосеев А.Е. и др. Механические свойства и структура стали 12X18H10T после длительного облучения в реакторе БОР-60 до максимальной повреждающей дозы 108 сна. – В сб.: Докл. VII Российской конф. по реакторному материаловедению. Димитровград: ГНЦ РФ НИИАР 2004, т. 3, ч.1, с.168-186.
133. Неустроев В.С., Шамардин В.К. О связи микроструктуры и характера разрушения стали X18H10T, облученной нейтронами до 70 сна. – Атомная энергия, 1991, т. 71, вып. 4, с.345–348.
134. S.I. Porollo, A.M. Dvoriashin et al. Microstructure and mechanical properties of austenitic stainless steel 12X18H10T after neutron irradiation in the pressure vessel of BR-10 fast reactor at very low dose rates. Journal of Nuclear Materials, 359 (2206), pp.41-49.
135. Зегер А. Механизм скольжения и упрочнения в кубических гранцентрированных и гексагональных плотноупакованных металлах // Дислокации и механические свойства кристаллов / Под. ред. М.В. Классен-Неклюдовой и В.Л. Инденбома. – М.: Изд-во иностр. лит-ры, 1960. – С. 179.256.
136. Бернер Р., Кронмюллер Г. Пластическая деформация монокристаллов. – М.: Мир, 1969.
137. Ярошевич В.Д., Рывкина Д.Г. Влияние структуры на термоактивационные параметры пластической деформации армо-железа при низких температурах // Физика металлов и металловедение. – 1971. – Т. 31, №6. – С. 1293-1298.
138. Радиационное повреждение стали корпусов водо-водяных реакторов / Н.Н. Алексеенко, А.Д. Амаев, И.В. Горынин, В.А. Николаев. – М.: Энергоатомиздат, 1981.
139. Неклюдов И.М. Радиационное упрочнение металлов и сплавов // Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов. – СПб.: политехника, 1997. – С.173-220.
140. Neustroev V.S., Dvoretzky V.G., Ostrovsky Z.E., Shamardin V.K., Shimansky G.A. Investigation of microstructure and mechanical properties of 18Cr-10Ni-Ti steel irradiated in the core

of VVER-1000 reactor//Effects of Radiation on Materials, ASTM STP 1447, ASTM International, West Conshohocken, PA, 2004. - pp. 32-45.

141. Makin M.J., Minter F.J. Irradiation hardening in copper and nickel // Acta Metallurgica. – 1960. – V.8. – P. 691-699.

142. G.E. Lucas et al. Implication of radiation-induced reductions in ductility to the design of austenitic stainless steel structures //Journal of Nuclear Materials. – 1996. - Vol.233-237. – pp.207-212.

143. Курсевич И.П., Лапин А.Н., Николаев В.А. Радиационная повреждаемость конструкционных материалов, используемых в реакторах типа БН//Вопросы материаловедения. – 1999. - №3(20). – с. 352-374.

144. P.H. Dubuisson, J.L. Seran, P. Soulat "Irradiation Embrittlement of Reactor Internals Materials". In AMES Report No.11"Effect of irradiation on water reactor internals", Paris, June 1997, CEA, TECNATOM, VTT.

145. Elen J.D. and Fenici P. Fast neutron irradiation hardening of austenitic stainless steels at 250°C//Journal of Nuclear Materials. – 1992. – Vol.191-194. – P. 766-770.

146. Bridgman P.W. Studies in large plastic flow and fracture. New York: McGraw-Hill, 1952.

147. Марголин Б.З., Сорокин А.А. Прогнозирование влияния нейтронного облучения на характеристики вязкого разрушения аустенитных сталей // Вопросы материаловедения, 2012, №1(69), – с.126-147.

148. Марголин Б.З., Сорокин А.А. К вопросу о природе влияния радиационного распухания на предел прочности облученных аустенитных материалов // Вопросы материаловедения, 2012, №1(69), – с.148-162.

149. Б.З. Марголин, А.А. Сорокин. Физико-механическая модель вязкого разрушения облученных аустенитных сталей // Проблемы прочности, 2013, №2, – с. 5–30.

150.Б.З. Марголин, А.А. Сорокин. К вопросу о природе резкого снижения прочности аустенитных сталей при их радиационном распухании // Проблемы прочности, 2013, №3, – с. 5–23.

151. B. Margolin, A. Sorokin, V. Smirnov, V. Potapova. Physical and mechanical modelling of neutron irradiation effect on ductile fracture. Part 1. Prediction of fracture strain and fracture toughness of austenitic steels //J. Nucl. Mater. 452 (2014), Issues 1-3, 595–606.

152. B. Margolin, A. Sorokin. Physical and mechanical modeling of the neutron irradiation effect on ductile fracture. Part 2. Prediction of swelling effect on drastic decrease in strength // J. Nucl. Mater. 452 (2014), Issues 1-3, 607-613.

153. B. Margolin, A. Sorokin, V. Smirnov, V. Potapova. Physical and mechanical modeling and prediction of fracture strain and fracture toughness of irradiated austenitic steels // Engineering Failure Analysis 47 (2015), 283–298.

154. B.Z. Margolin, G.P. Karzov, V.I. Kostylev, V.A. Shvetsova. Modeling for transcrystalline and intercrystalline fracture by void nucleation and growth // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1998. – V.21. – P. 123-137.
155. Б.З. Марголин, В.И. Костылев, А.И. Минкин, А.В. Ильин. Моделирование вязкого роста трещин в корпусных реакторных сталях и построение J_R -кривых // *Проблемы прочности.* – 2002. – № 2. – С. 20–34.)
156. Huang Y. Accurate dilatation rates for spherical voids in triaxial stress fields // *Transaction of the ASME, Ser. E, Journal of Applied Mechanics.* – 1991. – V. 58. –pp. 1084-1086.
157. F.M. Beremin, Cavity formation from inclusions in ductile fracture of A508 Steel, *Met. Trans.* 12A, 1981, pp. 723-731.
158. Margolin B.Z., Gulenko A.G., Shvetsova V.A. Improved probabilistic model for fracture toughness prediction based for nuclear pressure vessel steels. *Int J Pres Ves Piping*, 1998, vol. 75, pp. 843-855.
159. Margolin B.Z., Shvetsova V.A., Gulenko A.G., and Kostylev V.I. Application of a new cleavage fracture criterion for fracture toughness prediction for RPV steels // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 2006. – 29, No. 9. – P. 697 – 713.
160. Margolin B.Z., Shvetsova V.A., Gulenko A.G., and Kostylev V.I. Prometey local approach to brittle fracture: development and application // *Eng. Fract. Mech.* – 2008. – 75. – P. 3483 – 3498.
161. Б.З. Марголин, В.А. Швецова, А.Г. Гуленко, Е.В. Нестерова. Локальный критерий хрупкого разрушения и радиационное охрупчивание корпусных реакторных сталей. *Проблемы прочности*, 2010, №5, с. 31-61.
162. Margolin, B.Z., Shvetsova, V.A., Gulenko A.G. and Kostylev V.I. Development of Prometey local approach and analysis of physical and mechanical aspects of brittle fracture of RPV steels. *Int J Pres Ves Piping*, 2007, vol. 84, pp. 320-336.
163. Byun T. S., Hashimoto N., Farrell K. Deformation mode map of irradiated 316 stainless steel in true stress-dose space // *J. Nucl. Mater.* – 2006. – V. 351. – P. 303–315.
164. Hunter C.W., Fish R.L., Holmes J.J. Channel Fracture In Irradiated EBR-II Type 304 Stainless steel // *American Nuclear Society Transactions.*–1972.–V.15, №1.– P.254–255.
165. E.A. Little. Fracture mechanics evaluation of neutron irradiated type 321 austenitic steel. *J. of Nuc. mat.* V. 139 (1986) pp 261-276.
166. A.L. Gurson, Continuum theory of ductile rupture by void nucleation and growth: Part 1-yeild criteria and flow rules for porous ductile media. *J. Engng Mater Techn*, 99 (1977) 2-13.
167. V. Tvergaard and A. Needleman, Analysis of the cupcone fracture in a round tensile bar. *Acta Met*, 32 (1984) 157-169.

168. Разрушение. В 7 т. / под ред Г. Либовица. Т. 3: Инженерные основы и воздействие внешней среды.– М.: Мир, 1976. 798 с.
169. McMeeking R.M. Finite deformation analysis of crack tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture initiation // *J. Mech. Phys. Solids*. – 1977.–25.–P.357–381.
170. ESIS TC7D-1-96D “Guidelines for terminology and nomenclature in the field of Structural Integrity”.
171. Б.З. Марголин, А.И. Минкин, В.И. Смирнов, В.Н. Фоменко. Прогнозирование статической трещиностойкости аустенитных материалов в условиях нейтронного облучения // *Вопросы материаловедения*. – 2008. – № 1(53) . – С. 123–138.
172. Rice J.R., Johnson M.A. The role of large crack tip geometry changes in plane strain fracture // *Inelastic behavior of solids*. – McGraw Hill, 1970.– P. 641 – 672.
173. ASTM E1820-09 "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, pp.809-839.
174. Kozlov A.V., Portnykh I.A. Conditions for the achievement of the stage of stationary radiation swelling // *J. Physics of Metals and metallography*. Vol. 103, Issue 1, 2007, pp. 105-109.
175. Weibull W.A. A statistical theory of the strength of materials // *R. Swed. Inst. Eng. Res.* – 1939. – V. 151. – P. 5-45
176. Beremin, F.M., A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel. *Met.Trans.*, 1983, 14A, 2277-87.
177. Kozlov A.V., Portnykh I.A. Dependence of steady- state radiation swelling rate of 1 0.1C-16Cr-15Ni-2Mo-2Mn-Ti-Si austenitic steel on dpa rate and irradiation temperature // *J. Nucl. Mater.* 2009. V. 386-388. P. 147-151.
178. Козлов А.В., Портных И.А. Связь скорости радиационного распухания с ростом и коалесценцией радиационных пор // *ВАНТ, серия материаловедение и новые материалы*. 2008. В. 2(71). С. 3-13.
179. Концентрация напряжений. Нейбер Г. Пер. с нем. – М.–Л.: Гостехиздат, 1947. – 204 с.
180. Тимошенко С.П., Гудьер Дж. Теория упругости. – М.: Наука, 1978. – 575 с.
181. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений: В 2-х томах. Т. 2: Пер. с англ. / Под. ред. Ю. Мураками. – М.: Мир, 1990. – 1016 с.
182. K.F. Nilsson, N. Taylor, P. Minnebo, R.B. Bass, W. McAfee // *Structural Features Tests – Embedded and surface flaws. Proceedings of International Seminar “Transferability of Fracture Toughness Data for Integrity of Ferritic Steel Components”*, Petten, The Netherlands, 17-18 November, 2004, pp108-124

183. Landes J.D. and Begley J.A. A fracture mechanics approach to creep crack growth. In *Mechanics of Crack Growth*, pp. 128-148. ASTM STP 590, American Society for Testing and Materials, 1976.

184. RCC-MR: Design and construction rules for mechanical components of FBR Nuclear Islands, Appendix A16, Edition 2002, AFCEN, France 2012.

185. Гуленко А. Г., Бучатский А. А., Марголин Б. З., Каштанов А. Д., Федорова В. А. Исследование скорости роста трещины в аустенитных сталях при длительном статическом нагружении в условиях ползучести.– Вопросы материаловедения, 2012, № 2(70), с. 120–137.

186. Попова И.П., Орыщенко А.С., Марголин Б. З. Расчетно-экспериментальное исследование кинетики трещины при ползучести в дугообразном образце из сплава 45X26H33C2B2 при температуре 900°C. – Вопросы материаловедения, 2012, № 2(70), с. 138–149.

187. Б.З. Марголин, А.Г. Гуленко, А.А. Бучатский, С.М. Балакин. Моделирование разрушения материалов при длительном статическом нагружении в условиях ползучести и нейтронного облучения. Сообщение 3. Прогнозирование скорости роста трещины в аустенитных материалах.– Проблемы прочности, 2009, №6, – с. 5–16.

188. F.C. Monkman, N.J. Grant. An empirical relationship between rupture life and minimum creep rate in creep-rupture tests // Proc. ASTM, Vol. 56, 1956, 593-620 pp.

189. Rice, J.R., and G.F. Rosengren: J. Mech. Phys. Solids, 16:1-12 (1968)

190. Fracture. An Advanced Treatise. Vol. II Mathematical Fundamentals. Edited by H. Liebowitz. Academic press. New-York and London, 1968.

191. Марголин Б.З., Гуленко А.Г., Балакин С.М. Инженерный метод расчета C^* -интеграла при термосиловом нагружении элементов конструкций.– Вопросы материаловедения, №4 (56), 2008, С. 76-88.

192. Б.З. Марголин, А.Г. Гуленко, И.П. Курсевич, А.А. Бучатский. Моделирование разрушения материалов при длительном статическом нагружении в условиях ползучести и нейтронного облучения. Сообщение 2. Прогнозирование длительной прочности аустенитных материалов.– Проблемы прочности, 2006, №5, – с. 5–15.

193. Марголин Б.З., Гуленко А.Г., Курсевич И.П., Бучатский А.А. Прогнозирование длительной прочности аустенитных материалов при нейтронном облучении//Вопросы материаловедения, №2 (42), 2005, С. 163-186.

194. B.Z. Margolin, A.G. Gulenko, A.A. Buchatsky, in: Proceedings of ASME 2009 Pressure Vessels and Piping Division Conference PVP2009 July 26-30, 2009, Prague, Czech Republic (2009), PVP2009-77084.