

Работа выполнена в Национальном Исследовательском Центре «Курчатовский институт» (НИЦ «Курчатовский институт»)

На правах рукописи



ЕРАК Артем Дмитриевич

**ВЗАИМОСВЯЗЬ ПАРАМЕТРОВ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТИ СТАЛЕЙ
КОРПУСОВ РЕАКТОРОВ ВВЭР-1000 СО СТРУКТУРНЫМИ
ПАРАМЕТРАМИ ПОВЕРХНОСТЕЙ РАЗРУШЕНИЯ ОБРАЗЦОВ
ТИПА SE(B)**

Специальность: 05.14.03 – Ядерные энергетические установки, включая проектирование, эксплуатацию и вывод из эксплуатации

Автореферат
диссертации на соискание ученой степени
кандидата технических наук

Научный руководитель: доктор технических наук
Евгения Анатольевна Кулешова

Москва – 2014

Научный руководитель: *Кулешова Евгения Анатольевна*
доктор технических наук,
главный научный сотрудник ИРМТ
НИЦ «Курчатовский институт»

Официальные оппоненты: *Бакиров Мурат Баязитович*,
доктор технических наук,
Генеральный директор ООО «НСУЦ
«ЦМиР», эксперт МАГАТЭ

Потапов Владимир Вячеславович,
кандидат технических наук,
Заместитель генерального директора,
директор отделения управления ресурсом
ВНИИАЭС

Ведущая организация: ОАО ОКБ «ГИДРОПРЕСС»

Защита диссертации состоится «__» _____ 2014 г. в __ ч. __ мин. на заседании диссертационного совета Д 520.009.06 при Национальном исследовательском центре «Курчатовский институт» по адресу: 123182, г. Москва, пл. Курчатова, д.1.

С диссертацией можно ознакомиться в библиотеке НИЦ «Курчатовский институт» и на сайте www.nrcki.ru

Автореферат разослан «__» _____ 2014 г.

Ученый секретарь диссертационного совета,
доктор технических наук, профессор

В.Г. Мадеев

© Национальный исследовательский центр «Курчатовский институт», 2014

ОБЩАЯ ХАРАКТЕРИСТИКА РАБОТЫ

Актуальность работы

В настоящее время одним из приоритетных направлений модернизации российской экономики является развитие атомной энергетики, которое предусматривает не только строительство новых АЭС, но и продление срока эксплуатации действующих энергоблоков. Для реакторных установок типа ВВЭР-1000 рассматривается возможность продления срока службы до 60 лет и более. Для наиболее проблемных с точки зрения степени деградации свойств металла швов корпусов реакторов (КР) для продления срока службы запланировано проведение компенсирующих мероприятий – восстановление продления срока службы без использования процедуры восстановительного отжига, а задача по продлению срока эксплуатации сводится к обоснованию недостижения максимально допустимого уровня свойств материалов конкретного КР при его эксплуатации за пределами проектного срока службы.

Для надежной оценки текущего состояния и определения ресурса КР необходимо получение прямых данных по вязкости разрушения материала, которые непосредственно используются при расчете корпуса реактора на сопротивление хрупкому разрушению. Испытания на вязкость разрушения образцов различного типа, входящих в состав программ образцов-свидетелей (ОС) корпусов реакторов ВВЭР-1000 после различных по времени выдержек в действующих реакторах, дают наиболее реалистичную картину по изменению свойств и позволяют получить представительные данные необходимые для оценки ресурсоспособности материала на продлеваемый период.

При исследовании изменения свойств материалов КР проведение фрактографических исследований позволяет выявить механизмы, ответственные за снижение трещиностойкости материалов корпуса на разных этапах их эксплуатации, что существенно повышает надежность и достоверность прогнозирования свойств на запроектный период.

Так, выявление источников зарождения хрупкой трещины, как наиболее слабого звена материалов, испытанных на трещиностойкость, в зависимости от химического и фазового состава стали, а также от длительности воздействия рабочих температур и нейтронного облучения является существенным фактором при прогнозировании изменения свойств материалов КР в процессе эксплуатации. Кроме того, эти исследования необходимы для выяснения причин разброса результатов испытаний и адекватной их интерпретации.

Всё вышесказанное определяет актуальность данной работы, в которой высокоразрешающими аналитическими методами сканирующей электронной микроскопии проведены фрактографические исследования широкого круга

материалов КР ВВЭР-1000, испытанных на трещиностойкость после воздействия рабочих температур и нейтронного облучения, соответствующих штатным условиям эксплуатации и установлены аналитические зависимости, связывающие параметры трещиностойкости со структурными параметрами изломов образцов.

Цель диссертационной работы

Целью работы являются исследования особенностей поверхностей разрушения образцов, испытанных на трещиностойкость, и их связь со свойствами материалов КР ВВЭР-1000 в зависимости от химического состава и воздействия рабочих температур и нейтронного облучения, соответствующих условиям эксплуатации КР ВВЭР-1000.

Для достижения поставленной цели были сформулированы следующие задачи:

- для материалов ОС ОМ и МШ КР ВВЭР-1000 определить возможные типы источников зарождения хрупкой трещины («лидеров»), соотношение каждого из них к общему числу, характерное для исходного состояния, а также их взаимосвязь со значениями трещиностойкости материалов;
- для необлучаемых и облучаемых элементов КР определить типы «лидеров» и их вклад в значения трещиностойкости материалов при различных временах их эксплуатации под действием рабочих температурах КР ВВЭР-1000;
- определить критическое локальное напряжение отрыва, характерное для различных типов «лидеров», в материалах КР ВВЭР-1000 после длительного воздействия рабочих температур (~310-320°C), а также облучения быстрыми ($E > 0,5$ МэВ) нейтронами до различных флюенсов
- провести анализ и установить аналитические зависимости между структурным параметром поверхности излома и параметром трещиностойкости с разделением по типу «лидера» для образцов-свидетелей в исходном состоянии, после длительных термических выдержек и нейтронного облучения при рабочей температуре КР;

Научная новизна и практическая значимость работы

- Впервые разработана *методика фрактографического анализа образцов сталей КР ВВЭР типа SE(B) и CT*, испытанных на вязкость разрушения; проведены и проанализированы данные фрактографических исследований широкого круга образцов типа SE(B) стали 15X2НМФА и ее сварного соединения в состояниях: исходном,

после воздействия рабочих температур с выдержкой до ~200 000 ч и облучения до флюенса быстрых ($E > 0,5$ МэВ) нейтронов $4,8 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$;

- впервые выявлены характерные для сталей КР ВВЭР-1000 **типы источников зарождения хрупкой трещины** в изломах образцов после испытаний на вязкость разрушения;

- впервые предложена **расчетно-экспериментальная методика оценки** значений критического локального напряжения отрыва в зависимости от типа «лидера» и воздействия эксплуатационных факторов для сталей КР ВВЭР-1000, испытанных на вязкость разрушения при различном химическом составе материала и воздействия эксплуатационных факторов;

- **экспериментально установлены корреляции** между параметрами трещиностойкости и структурными параметрами изломов сталей КР ВВЭР-1000;

- по результатам фрактографических исследований **определены механизмы**, обуславливающие снижение трещиностойкости сталей КР ВВЭР-1000 после воздействия температуры и нейтронного облучения при длительном сроке службы;

- результаты, полученные в настоящей работе, использованы при определении **вклада различных эксплуатационных факторов** в деградацию свойств материалов КР ВВЭР-1000 при длительном сроке службы;

- экспериментальные исследования структурных параметров изломов образцов типа SE(B) материалов КР ВВЭР-1000 в различных состояниях способствуют отбраковке образцов и **уменьшают консервативность прогноза** значений вязкости разрушения материалов при обосновании продления сроков службы КР ВВЭР-1000;

- результаты, полученные в настоящей работе, позволяют выявить структурные изменения, происходящие в материале под воздействием температурной выдержки и нейтронного облучения, и, тем самым, **повысить достоверность прогнозов** свойств материалов КР ВВЭР-1000 при обосновании возможности их эксплуатации за пределами проектного срока службы.

Степень обоснованности и достоверности полученных научных результатов

Сформулированные в диссертационном исследовании положения, выводы и рекомендации обоснованы большой базой полученных экспериментальных результатов фрактографических исследований материалов корпусов реакторов ВВЭР-1000, подтвержденные механическими испытаниями.

Основные положения и результаты, выносимые на защиту

- методика фрактографического анализа образцов типа SE(B) и СТ, испытанных на вязкость разрушения, применительно к сталям КР ВВЭР
- типы источников зарождения хрупкой трещины, характерные для ОС ОМ и ОС МШ КР ВВЭР-1000, испытанных на вязкость разрушения;
- методика определения критического локального напряжения отрыва для «лидеров» различного типа в ОС КР ВВЭР-1000 при испытании на вязкость разрушения
- корреляция между параметрами трещиностойкости и структурными параметрами изломов образцов SE(B) ОС ОМ и МШ;
- оценка критического локального напряжения отрыва, характерного для различных типов источников зарождения хрупкой трещины в различных состояниях.
- оценка влияния образования зернограницных сегрегаций примесей вследствие длительных термических выдержек при рабочих температурах на взаимосвязь значений трещиностойкости со структурными параметрами изломов образцов SE(B) из сталей КР ВВЭР-1000;
- изменение структурных параметров изломов и трещиностойкости ОС ОМ и ОС МШ КР ВВЭР-1000 при облучении быстрыми нейтронами ($E > 0,5$ МэВ);

Личный вклад автора

- Автор принимал непосредственное участие в постановке задач экспериментальных исследований, выборе методов их решения и анализе полученных результатов.
- Автор принимал непосредственное участие в разработке методики фрактографического анализа образцов сталей КР, испытанных на вязкость разрушения.
- Автор принимал непосредственное участие в разработке расчетно-экспериментальной методики определения критического локального напряжения отрыва для различных типов «лидеров» образцов.
- Автором лично выполнены фрактографические исследования образцов типа SE(B) сталей КР ВВЭР-1000 в состояниях: исходном, после длительных термических выдержек и реакторного облучения

- Автором лично выполнен анализ и обобщение результатов структурных исследований, и установлена корреляция с результатами механических испытаний образцов КР ВВЭР-1000

Структура и объем диссертации

Диссертация состоит из введения, 5 глав, заключения и списка литературы из 73 наименований, содержит 134 страниц, 17 таблиц и 72 рисунков.

Апробация работы

Основные результаты диссертации опубликованы в 10 статьях и докладах, среди которых 4 публикации в ведущих рецензируемых изданиях, рекомендованных в действующем перечне ВАК. Материалы докладывались и обсуждались на 6 международных и всероссийских конференциях.

Публикации

Список основных публикаций приведен в конце автореферата

КРАТКОЕ СОДЕРЖАНИЕ РАБОТЫ

Во введении обоснована актуальность темы диссертации, сформулированы цель работы и решаемые задачи, научная новизна и практическая значимость, изложены основные положения, выносимые на защиту.

В первой главе «Влияние рабочих параметров КР ВВЭР-1000 на их структуру, механические свойства и характеристики изломов (литературный обзор)» проведен анализ научно-технической литературы, в котором рассмотрено современное состояние проблемы комплексной оценки состояния материалов корпусов реакторов (КР) ВВЭР-1000, включая механизмы повреждаемости материалов КР в результате воздействия рабочих параметров (упрочняющий, обусловленный образованием радиационных дефектов и радиационно-индуцированных преципитатов, и неупрочняющий, связанный с образованием зернограницных сегрегаций, в первую очередь, фосфора). Кроме того, рассмотрены методы определения их механических характеристик, а также характеристики изломов образцов сталей после различных механических испытаний. При этом рассмотрен локальный подход к хрупкому разрушению сталей при испытаниях на вязкость разрушения, который основан на гипотезе, что при хрупком разрушении материал способен сопротивляться развитию трещины до момента ее неконтролируемого, катастрофического роста.

Во второй главе «Материалы и методики исследования» приведено описание химического состава исследованных образцов-свидетелей (ОС)

основного металла (ОМ) (сталь ферритного класса, марка 15Х2НМФАА) и его сварного соединения (металла сварного шва) (МШ) (марка Св-10ХГНМАА) КР ВВЭР-1000, в основном, отличающиеся содержанием в них Ni (1,00-1,22% для ОМ и 1,38-1,88% для МШ). Рассмотрены методы механических испытаний и параметры трещиностойкости, а также обработка данных методами Мастер-кривой и Универсальной-кривой. Кроме того проведено усовершенствование методики фрактографических исследований образцов типа Шарпи с надрезом (single edge bar - SE(B)), испытанных на вязкость разрушения применительно к сталям КР ВВЭР-1000.

При этом определена процедура поиска источников зарождения хрупкого разрушения – «лидеров» (см. рисунок 1) и минимального расстояния от вершины усталостной трещины до этого «лидера» - CID (cleavage initiation distance).

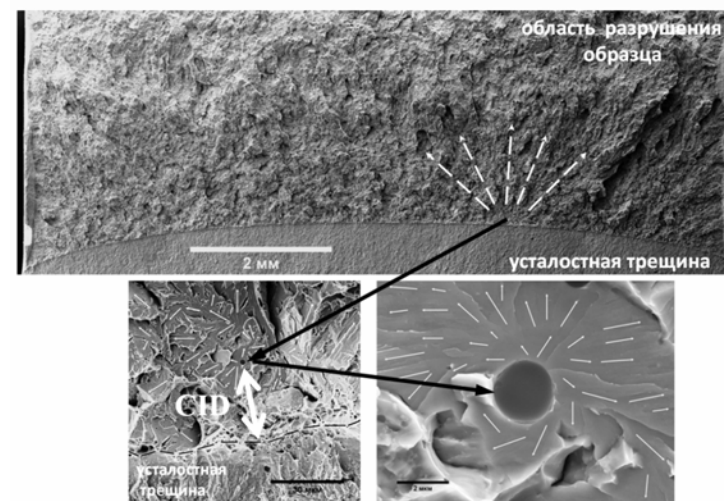


Рисунок 1 – Схема определения «лидера» в образцах КР после испытаний на вязкость разрушения

Показаны типы «лидеров», характерных для образцов ОМ и МШ КР ВВЭР-1000: неметаллических включений (НВ) и структурных границ (СГ) (см. рисунок 2).

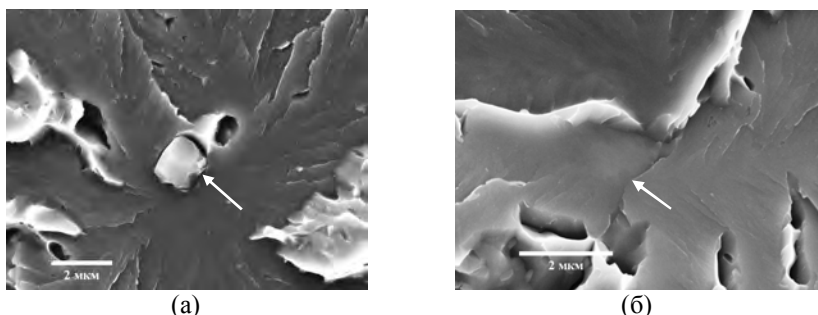


Рисунок 2 – Характерные изображения типов «лидеров», обнаруженных в ОМ и МШ КР ВВЭР-1000 в исходном состоянии.
(а) – неметаллическое включение, (б) – структурная граница

Для оценки влияния параметров нагружения на величину (и разброс) коэффициента интенсивности напряжений было проведено компьютерное моделирование процесса нагружения описанных образцов до разрушения¹. Моделирование выполнялось с применением программного комплекса UZOR 1.0, предназначенного для расчета параметров напряженно-деформированного состояния (НДС), а также параметров механики разрушения в элементах ЯЭУ в трехмерной постановке.

Из соображений симметрии модели строились для половины каждого образца с соответствующими условиями закрепления и отличались только геометрией фронта трещины.

Типичные эпюры распределения нормального напряжения отрыва от края трещины вглубь образца, испытанного на вязкость разрушения, полученные в данной работе, представлены на рисунке 3.

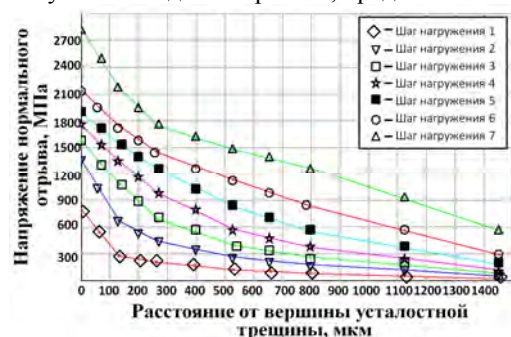


Рисунок 3 – Типичные распределения напряжений нормального отрыва σ_z в образце перед вершиной трещины вглубь образца

Для выбранных образцов типа SE(B), для которых применялось моделирование процесса нагружения были определены величины критического локального напряжения отрыва для различных типов «лидера», которые вычислялись по следующей схеме: для каждого образца строили

изменение напряжений нормального отрыва перед вершиной трещины во время испытаний (для 7 шагов нагружения); затем выбиралась кривая, соответствующая этому предельному шагу нагружения, и по расстоянию инициирования зарождения (CID) для этого образца (с определенным типом «лидера») получали искомую величину критического локального напряжения отрыва - $\sigma_{кр}^{лок}$, вычисленную как среднюю величину для данного состояния.

В третьей главе «Источники зарождения хрупкой трещины в исходном состоянии в материалах КР ВВЭР-1000» представлен сравнительный анализ характеристик изломов ОМ и МШ в исходном состоянии, а также результаты исследований особенностей структуры ОМ и МШ КР ВВЭР-1000 и их связь с механическими характеристиками² при испытании на вязкость разрушения.

Исследования проведены для 84 ОС типа SE(B) в исходном состоянии: 22 штуки ОМ и 62 – МШ, испытанных на вязкость разрушения.

Было показано, что источниками хрупкого разрушения в исходном состоянии, как в ОМ, так и в МШ являются неметаллические включения и структурные границы (рисунок 2 (а,б)).

Поскольку для сталей с о.ц.к решеткой, к которым относятся стали корпусов реакторов, характерна температурная зависимость предела текучести и модуля упругости, то для возможности сравнения структурных параметров изломов образцов, испытанных на трещиностойкость при различных температурах, необходимо было за основу брать параметр трещиностойкости, с учетом значений этих величин для конкретных образцов. В качестве такого параметра трещиностойкости было выбрано критическое раскрытие вершины усталостной трещины - crack tip open displacement (CTOD), вычисленное по формуле:

$$CTOD = \frac{K_{Jc}^2}{2 * E * \sigma_{0.2}} * (1 - \nu^2), \quad (1)$$

где $\nu = 0.3$ – коэффициент Пуассона;

K_{Jc} – критический коэффициент интенсивности напряжений;

E – модуль упругости;

$\sigma_{0.2}$ – предел текучести.

Установлены корреляции между структурными параметрами поверхностей изломов – расстояния инициирования разрушения (CID) и расчетной величиной критического раскрытия вершины усталостной трещины (CTOD) с разделением по типу «лидера».

Зависимости, полученные по результатам фрактографических исследований, статистически обрабатывали методом наименьших квадратов.

¹ Моделирование и расчеты напряженно-деформированного состояния проведены А.С. Киселёвым

² Механические испытания проведены под руководством к.т.н. Д.А. Журко. Результаты испытаний на вязкость разрушения предоставил А.П. Бандура; результаты испытаний на статическое растяжение – С.А. Бубякин.

На рисунке 4 (а,б) представлено сравнение данных для типа «лидера» неметаллическое включение (НВ) в ОМ и МШ, а на рисунке 5 (а,б) для типа «лидера» - структурная граница (СГ) соответственно для ОМ и МШ.

Из рисунка 4 видно, что для типа «лидера» НВ, как для ОМ, так и МШ зависимости носят линейный характер, но имеют разный угол наклона:

$$\text{Для ОМ: } CTOD = 0.143CID \quad (2)$$

$$\text{Для МШ: } CTOD = 0.366CID \quad (3)$$

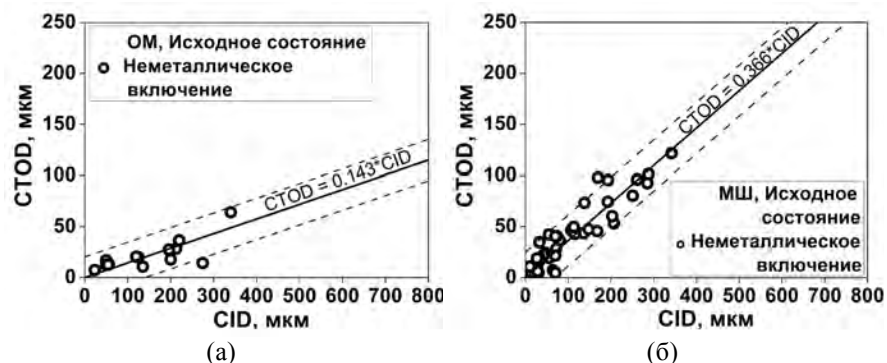


Рисунок 4 - Корреляция между критическим раскрытием вершины трещины (CTOD) и расстоянием CID. Тип «лидера» - НВ.

(а) – ОМ, (б) – МШ

Для типа «лидера» структурная граница (рисунок 5), как для ОМ, так и для МШ зависимости также носят линейный характер и имеют вид:

$$\text{Для ОМ: } CTOD = 0.624CID \quad (4)$$

$$\text{Для МШ: } CTOD = 0.541CID \quad (5)$$

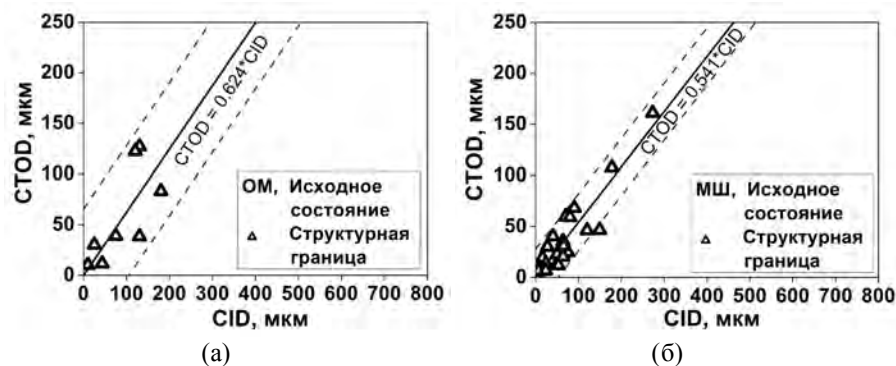


Рисунок 5 - Корреляция между критическим раскрытием вершины трещины (CTOD) и расстоянием CID. Тип «лидера» - СГ.

(а) – ОМ, (б) – МШ

В «локальном подходе», развиваемом в настоящее время в ЦНИИ КМ «Прометей»³, к хрупкому разрушению сталей постулируется, что накопленная в испытанном образце энергия деформации расходуется на зарождение и страгивание первичной трещины, после чего происходит моментальное её распространение без затрат энергии, т.е. процесс разрушения контролируется процессами зарождения и страгивания трещины.

На рисунке 6 представлена схема определения критического локального напряжения отрыва $\sigma_{кр}^{лок}$ для различных типов «лидеров».

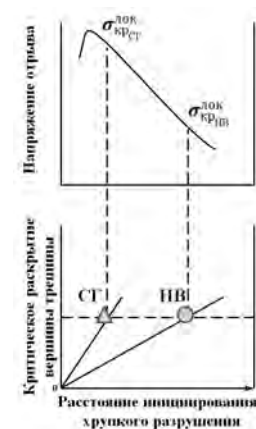


Рисунок 6 - Схема определения критического локального напряжения отрыва для различных типов «лидеров»

Как следует из рисунка 6, чем меньше расстояние от концентратора напряжения (вершины усталостной трещины) до «лидера», тем больших значений достигает критическое локальное напряжения отрыва $\sigma_{кр}^{лок}$.

На рисунках 4 - 5 видно, что угол наклона зависимостей CTOD(CID) для НВ больше, чем для СГ. Это означает, что прочность связи между «лидерами» и матрицей при одинаковых уровнях трещиностойкости для типа «лидера» СГ больше, чем для НВ ($\sigma_{кр}^{лок}$ выше для СГ, чем для НВ).

Таким образом, в данной главе показано, что источниками хрупкого разрушения, как в ОМ, так и в МШ в исходном состоянии являются неметаллические включения и структурные границы. При этом установлено, что для эквивалентных значений величин CTOD критическое локальное напряжение отрыва $\sigma_{кр}^{лок}$ для типа «лидера» НВ меньше, чем для СГ.

В четвертой главе «Влияние термического старения сталей ОМ и МШ КР ВВЭР-1000 на структурные параметры изломов образцов типа SE(B)» показано влияние длительных термических выдержек (до 197 000 ч)

³ Б.З. Марголин, В.А. Швецова Критерий хрупкого разрушения: структурно-механический подход / Проблемы прочности, 1992, N2, с.3-16.

ОС КР ВВЭР-1000 на структурные превращения, происходящие в изломах образцов-свидетелей сталей КР ВВЭР-1000 после испытаний на вязкость разрушения и их связь с изменением параметров трещиностойкости.

Исследования проведены для 125 ОС типа SE(B) в термически состаренном состоянии: 44 штук ОМ и 81 – МШ, испытанных на вязкость разрушения.

Было показано, что источниками хрупкого разрушения в термически состаренном состоянии, как в ОМ, так и в МШ также являются неметаллические включения и структурные границы (рисунок 2 (а,б)).

Зависимости, полученные по результатам исследований, здесь и далее статистически обрабатывали методом наименьших квадратов. Для проверки гипотезы равенства коэффициентов зависимостей CTOD(CID) в различных состояниях был использован тест Чоу.

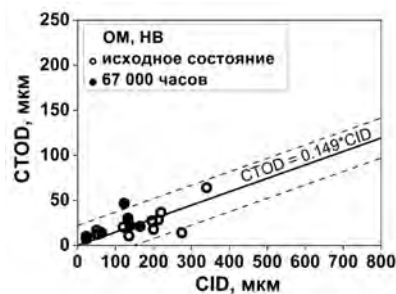
На рисунке 7 (а,б,в) представлено сравнение данных для типа «лидера» неметаллическое включение (НВ) в ОМ в исходном состоянии и после температурных выдержек в течение 67 000 (а), 137 000 (б) и 196 000 (в) часов.

Из рисунка 7 видно, что для образцов-свидетелей ОМ с типом «лидера» НВ после тепловых выдержек угол наклона не изменяется:

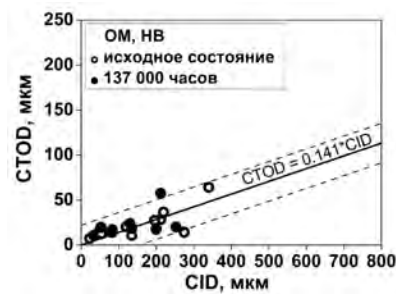
$$67\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.149CID \quad (6)$$

$$137\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.141CID \quad (7)$$

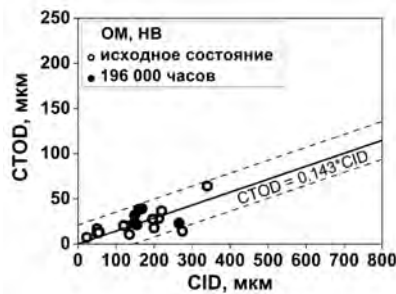
$$196\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.143CID \quad (8)$$



(а)



(б)

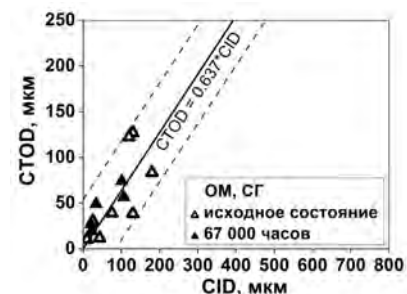


(в)

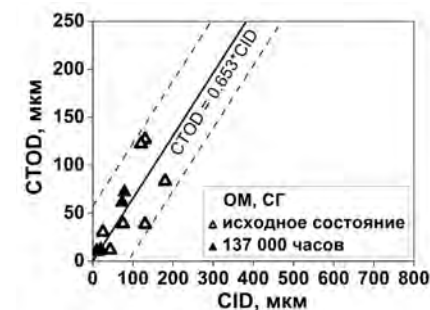
Рисунок 7 - Корреляция между критическим раскрытием вершины трещины (CTOD) и расстоянием CID.

Тип «лидера» - НВ. Тепловая выдержка ОМ в течение: (а) – 67 000 ч, (б) – 137 000 ч, (в) – 196 000 ч

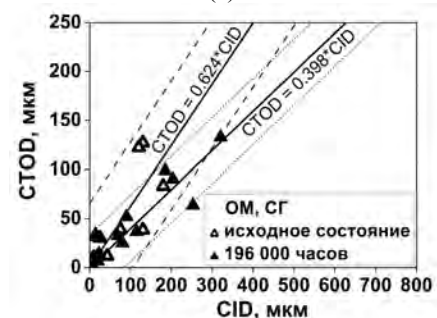
На рисунке 8 (а,б,в) представлены аналогичные зависимости для типа «лидера» - структурная граница.



(а)



(б)



(в)

Рисунок 8 - Корреляция между критическим раскрытием вершины трещины (CTOD) и расстоянием CID. Тип «лидера» - СГ. Тепловая выдержка ОМ в течение: (а) – 67 000 ч, (б) – 137 000 ч, (в) – 196 000 ч

Обработка базы данных тестом Чоу для ОС ОМ с типом «лидера» СГ в исходном состоянии и после термической выдержки показала (см. рисунок 8), что зависимости величин CTOD(CID) в исходном состоянии и после максимального времени выдержки при рабочей температуре КР различаются.

$$\text{исходное состояние:} \quad CTOD = 0.624CID \quad (9)$$

$$67\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.637CID \quad (10)$$

$$137\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.653CID \quad (11)$$

$$196\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.398CID \quad (12)$$

Анализ рисунка 8 показывает, что при увеличении времени выдержки до 196 000 часов ОС ОМ с типом «лидера» СГ угол наклона зависимости CTOD(CID) уменьшается, что свидетельствует о том, что локальное критическое напряжение отрыва $\sigma_{кр}^{лок}$ для СГ уменьшается (см. таблицу 1).

Таблица 1 – Значения критического локального напряжения отрыва $\sigma_{кр}^{лок}$ для различных типов «лидеров» в ОС ОМ в исходном состоянии и после термической выдержки 196 000 ч

Состояние	$\sigma_{кр}^{лок}$, МПа	
	Тип «лидера»	
	НВ	СГ
исходное состояние	1900±100	2600±100
термическое воздействие в течение 196 000 ч	2000±100	2200±100

Аналогичные зависимости для МШ КР ВВЭР-1000 представлены на рисунке 9 для типа «лидера» - неметаллическое включение при различных временах температурной выдержки.

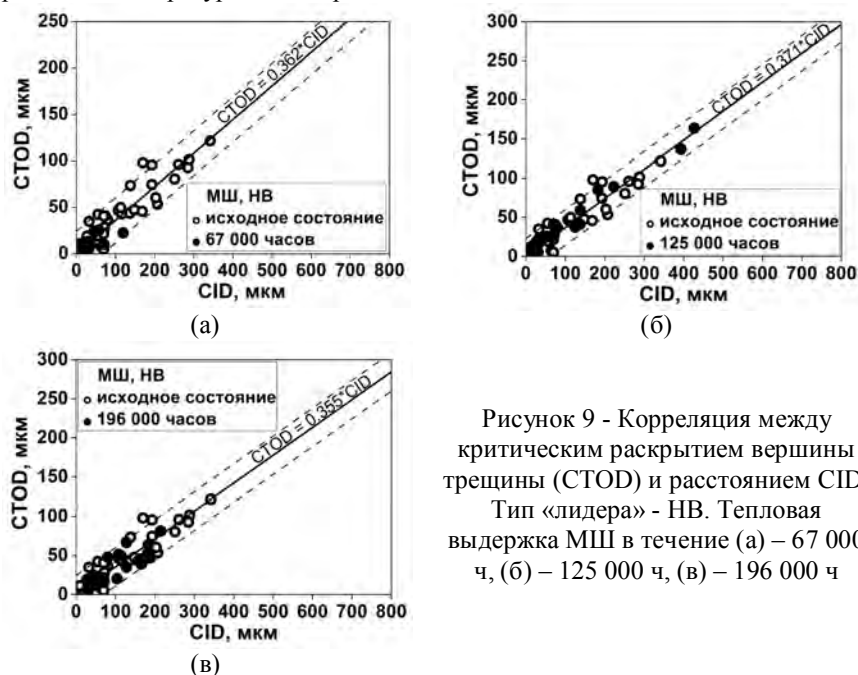


Рисунок 9 - Корреляция между критическим раскрытием вершины трещины (CTOD) и расстоянием CID. Тип «лидера» - НВ. Тепловая выдержка МШ в течение (а) – 67 000 ч, (б) – 125 000 ч, (в) – 196 000 ч

Из рисунка 9 видно, что для МШ с типом «лидера» НВ так же, как и для ОМ, зависимости CTOD(CID) для исходного состояния и после термических выдержек в течение (67 000 – 196 000) ч практически не изменяются:

$$67\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.362CID \quad (13)$$

$$125\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.371CID \quad (14)$$

$$196\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.355CID \quad (15)$$

Это свидетельствует о близких значениях локального критического напряжения отрыва. Однако угол наклона прямых относительно оси CID для МШ больше, чем для ОМ. Это обусловлено большей прочностью неметаллических включений в МШ по сравнению с ОМ, что связано с тем, что НВ в МШ являются более прочными выделениями – оксидами кремния (SiO_2) по сравнению с менее прочными сульфидами марганца (MnS) в ОМ.

На рисунке 10 представлены зависимости CTOD(CID) для изученных образцов МШ с типом «лидера» СГ после термических выдержек при рабочей температуре в течение (67000-196000) ч.

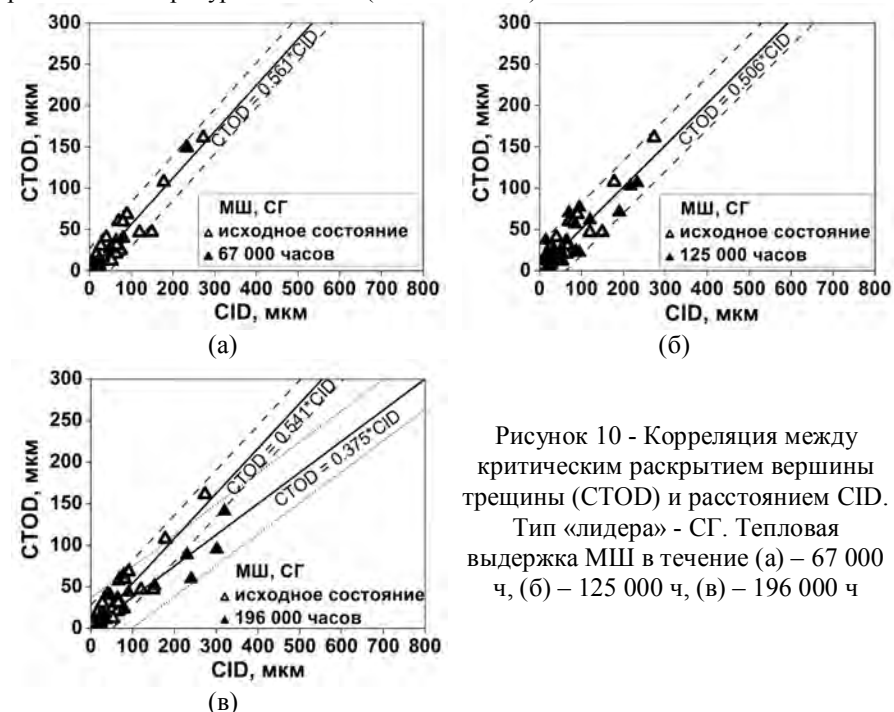


Рисунок 10 - Корреляция между критическим раскрытием вершины трещины (CTOD) и расстоянием CID. Тип «лидера» - СГ. Тепловая выдержка МШ в течение (а) – 67 000 ч, (б) – 125 000 ч, (в) – 196 000 ч

Для проверки гипотезы равенства коэффициентов зависимостей CTOD(CID) при различных временах термической выдержки был использован тест Чоу, который показал, что при выдержке 196 000 часов данные для исходного состояния МШ с типом «лидера» СГ и после указанной выдержки описываются разными зависимостями:

$$\text{исходное состояние:} \quad CTOD = 0.541CID \quad (16)$$

$$67\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.561CID \quad (17)$$

$$125\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.506CID \quad (18)$$

$$196\ 000\ \text{ч}: \quad CTOD = 0.375CID \quad (19)$$

Анализ рисунка 10 и зависимостей 16-19 показывает, что при увеличении времени термической выдержки до 196 000 ч угол наклона зависимости CTOD (CID) для образцов с типом «лидера» - **СГ** уменьшается, что свидетельствует о том, что локальное критическое напряжение отрыва для **СГ** также уменьшается (см. таблицу 2) аналогично наблюдаемому в **ОМ**. При этом коэффициент при CID для **МШ** меньше, чем для **ОМ**, что свидетельствует о меньшем локальном критическом напряжении отрыва для границ зерен в **МШ**, чем в **ОМ**.

Таблица 2 – Значения критического локального напряжения отрыва $\sigma_{кр}^{лок}$ для различных типов «лидеров» в ОС **МШ** в исходном состоянии и после термической выдержки в течение 196 000 ч

Состояние	$\sigma_{кр}^{лок}$, МПа	
	Тип «лидера»	
	НВ	СГ
исходное состояние	2100±100	2700±100
термическое воздействие в течение 196 000 ч	2100±100	1900±100

Из таблиц 1 и 2 видно, что в исходном состоянии, $\sigma_{кр}^{лок}$ для типа «лидера» **НВ** ниже, чем для **СГ**, что привело к тому, что предпочтительными «лидерами» в обоих случаях являются **НВ**. Однако после термического воздействия как для **ОМ**, так и для **МШ** с типом «лидера» **СГ**, $\sigma_{кр}^{лок}$ приближается к значениям для **НВ**, что привело к изменению соотношения «лидеров» в этом состоянии по сравнению с исходным (см. рисунок 11).

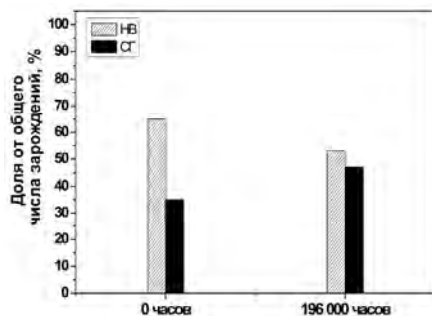


Рисунок 11 - Изменение соотношения «лидеров» различного типа после термического воздействия в течение 196 000 ч для образцов ОС **ОМ** и **МШ**

Проведенные исследования методом ожэ-электронной спектроскопии⁴ образцов данных материалов показали, что по мере роста времени тепловой выдержки наблюдается обогащение границ зерен фосфором, которое подтверждается увеличением доли хрупкого межзеренного разрушения в изломах образцов, что и привело к снижению локального критического напряжения отрыва по границам зерен.

⁴ по данным к.ф.-м.н. О.О. Забусова

Таким образом, в главе 4 показано, что в образцах-свидетелях **ОМ** и **МШ** после длительного термического воздействия при рабочей температуре **КР** так же, как и в исходном состоянии, источниками зарождения хрупкой трещины являются неметаллические включения и структурные границы.

С использованием предложенной расчетно-экспериментальной методики были определены значения критических локальных напряжений отрыва - $\sigma_{кр}^{лок}$ для различных типов «лидеров» в образцах-свидетелях с временем выдержки при рабочей температуре 196 000 ч. При этом было установлено, что при данном времени выдержки локальное критическое напряжение отрыва для структурных границ, как в **ОМ**, так и в **МШ** ниже, чем в исходном состоянии. При этом локальное критическое напряжение отрыва для неметаллических включений по сравнению с исходным состоянием практически не изменяется.

В пятой главе «Влияние реакторного облучения сталей **ОМ** и **МШ** при рабочих температурах **КР ВВЭР-1000** на структурные параметры изломов образцов типа **SE(B)**» рассматривается влияние реакторного облучения на структурные особенности изломов образцов и величину критического локального напряжения отрыва за счет упрочнения, а также сегрегаций фосфора по границам зерен, как за счет тепловой диффузии, так и за счет её радиационной составляющей.

Проведены сравнительные структурные исследования ОС **ОМ** и **МШ** в исходном состоянии, и основного металла (11 образцов типа **SE(B)**), облученного до флюенса $4,8 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ ($E > 0,5 \text{ МэВ}$), и металла сварного шва (22 образца типа **SE(B)**) после облучения до флюенса $3,3 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ ($E > 0,5 \text{ МэВ}$) при рабочей температуре **КР**.

Было показано, что основными источниками зарождения хрупкой трещины в облученных образцах-свидетелях являются также неметаллические включения и структурные границы.

Получены корреляции между расстоянием инициирования разрушения (CID) и критическим раскрытием вершины усталостной трещины (CTOD) с разделением по типу «лидера».

На рисунке 12 показаны зависимости CTOD(CID) для ОС **ОМ** с типом «лидера» - **НВ** (а) и **СГ** (б), обнаруженных в облученном состоянии по сравнению с исходным состоянием.

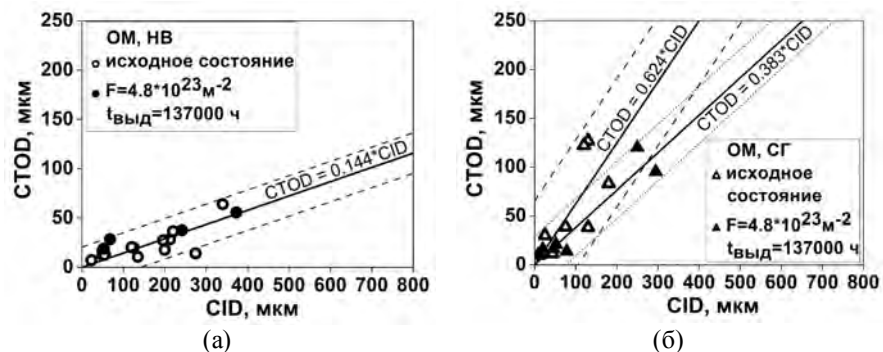


Рисунок 12 - Корреляция между критическим раскрытием вершины трещины (CTOD) и расстоянием CID. Типы «лидера» - НВ (а) и СГ (б).
ОМ КР ВВЭР-1000 в облученном состоянии

Проведенный анализ данных тестом Чоу показал, что для типа «лидера» НВ (см. рисунок 12 (а)) данные принадлежат одной зависимости, как для исходного, так и для облученного состояния, которая имеет вид:

$$CTOD = 0.144CID \quad (20)$$

Для типа «лидера» СГ анализ показал, что с облучением угол наклона зависимости CTOD(CID) к оси «Х» падает по сравнению с исходным состоянием (см. рисунок 12 (б)):

$$\text{исходное состояние: } CTOD = 0.624CID \quad (21)$$

$$\text{облученное состояние: } CTOD = 0.383CID \quad (22)$$

Анализ уравнений 21-22 и рисунка 12 свидетельствует о том, что наблюдается уменьшение критического локального напряжения отрыва для типа «лидера» СГ вследствие образования зернограничных сегрегаций фосфора в результате термического воздействия и облучения по сравнению с исходным состоянием, в то время как для НВ этот параметр остается неизменным (см. таблицу 3).

Таблица 3 – Значения критического локального напряжения отрыва $\sigma_{кр}^{лок}$ для различных типов «лидеров» в ОС ОМ в исходном состоянии, после термического воздействия и облучения

Состояние	$\sigma_{кр}^{лок}$, МПа	
	Тип «лидера»	
	НВ	СГ
исходное состояние	1900±100	2600±100
термическое воздействие в течение 196 000 ч	2000±100	2200±100
облученное состояние, до флюенса $4,8 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ в течение 137 000 ч	2000±100	2200±100

Сравнение данных для типа «лидера» - НВ образцов-свидетелей ОМ в исходном, термически состаренном и облученном состояниях (см. уравнения 2, 8, 20 соответственно) показало, что критическое локальное напряжение отрыва в ОС ОМ с типом «лидера» НВ практически одинаково во всех состояниях.

Для типа «лидера» СГ наблюдается снижение критического локального напряжения отрыва ($\sigma_{кр}^{лок}$) в ОС ОМ как после термического воздействия, так и после облучения при рабочей температуре. При этом следует отметить, что $\sigma_{кр}^{лок}$ для облученного состояния с меньшим временем выдержки (137 000 ч) примерно соответствует значению, характерному для термической выдержки в течение 196 000 ч (см. таблицу 3).

Это связано с тем, что когезивная прочность границ зерен стали за меньшее время воздействия облучения соответствует тому же значению, что и в образцах, подверженных термическому воздействию. Это свидетельствует о наличии радиационно-стимулированной диффузии фосфора к границам зерен.

Аналогичные зависимости CTOD(CID) были построены для ОС МШ КР (см. рисунок 13 (а,б)).

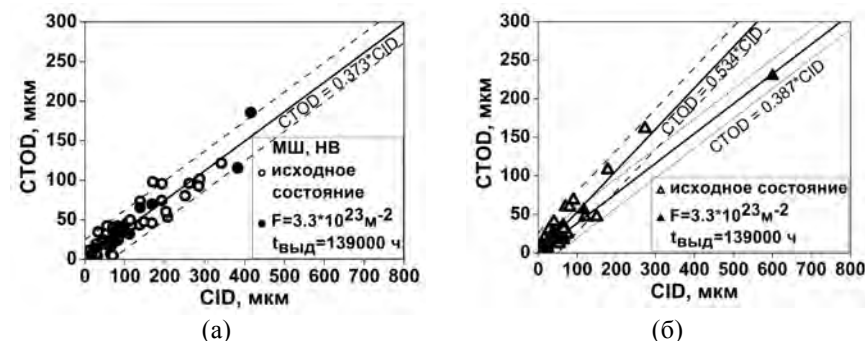


Рисунок 13 - Корреляция между критическим раскрытием вершины трещины (CTOD) и расстоянием CID. Типы «лидера» - НВ (а) и СГ (б).
МШ КР ВВЭР-1000 в облученном состоянии

Анализ зависимости CTOD(CID) для ОС МШ с типом «лидера» НВ (см. рисунок 13 (а)), проведенный с помощью теста Чоу показал, что данные для исходного и облученного состояния описываются одной зависимостью:

$$CTOD = 0.373CID \quad (23)$$

Для ОС МШ с типом «лидера» СГ проведенный тест Чоу для данных в исходном и облученном состоянии показал, что они не принадлежат к одной зависимости:

$$\text{исходное состояние: } CTOD = 0.534CID \quad (24)$$

$$\text{облученное состояние: } CTOD = 0.387CID \quad (25)$$

Из формул 24 - 25 и рисунка 13 (б) видно, что угол наклона зависимости CTOD(CID) для ОС МШ с типом «лидера» СГ для облученного состояния ниже, по сравнению с исходным состоянием. Это свидетельствует об уменьшении критического локального напряжения отрыва ($\sigma_{кр}^{лок}$) для типа «лидера» СГ (см. таблицу 4) и обусловлено снижением когезивной прочности границ зерен под облучением за счет процессов сегрегирования.

Таблица 4 – Значения критического локального напряжения отрыва $\sigma_{кр}^{лок}$ для различных типов «лидеров» в ОС МШ в исходном состоянии, после термического воздействия и облучения

Состояние	$\sigma_{кр}^{лок}$, МПа	
	Тип «лидера»	
	НВ	СГ
-		
исходное состояние	2100±100	2700±100
термическое воздействие в течение 196 000 ч	2100±100	1900±100
облученное состояние, до флюенса $3,3 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ в течение 139 000 ч	2200±100	2000±100

Из таблиц 3 и 4 видно, что для МШ, так же как и для ОМ, для типа «лидера» СГ наблюдается снижение критического локального напряжения отрыва ($\sigma_{кр}^{лок}$) после термического воздействия в течение 196 000 ч и облучения, по сравнению с исходным состоянием. При этом величины $\sigma_{кр}^{лок}$ для облученного состояния с меньшим временем выдержки 139 000 ч соответствует значению, характерному для термической выдержки в течение 196 000 ч, что обусловлено наличием радиационно-стимулированной диффузией.

Исследования зернограничного охрупчивания данных материалов в облученном состоянии показали, что с увеличением времени облучения при рабочих температурах реактора и накопленным флюенсом в материалах ОМ и МШ КР ВВЭР-1000 происходит увеличение концентрации фосфора по границам зерен, что подтверждается увеличением долей хрупкого межзеренного разрушения в изломе образцов.

Зернограничное охрупчивание, кроме образования зернограничных сегрегаций, обусловлено также и тем, что под облучением происходит существенное упрочнение матрицы, что делает предпочтительным распространение трещины по границам зерен.

Таким образом, в главе 5 показано, что основными источниками зарождения хрупкой трещины в облученных образцах-свидетелях ОМ и МШ также являются неметаллические включения и структурные границы.

Установлено, что $\sigma_{кр}^{лок}$ для типа «лидера» - НВ для образцов-свидетелей ОМ и МШ в исходном состоянии, после длительной термической выдержки и облучения имеет близкие значения.

Установлено, что в облученных образцах-свидетелях значения $\sigma_{кр}^{лок}$, характерные для структурных границ, достигаются за меньшие времена (137 000-139 000 ч), в то время как в образцах-свидетелях термокомплектов такие же значения $\sigma_{кр}^{лок}$ достигаются за большие времена (196 000 ч), что свидетельствует о наличии радиационно-стимулированной диффузии, приводящей к ускоренному образованию зернограничных сегрегаций фосфора.

Выводы

- Проведен комплекс механических испытаний и фрактографических исследований для выявления источников зарождения хрупкой трещины и установления корреляции между параметрами трещиностойкости и структурными параметрами изломов образцов типа SE(B) стали КР ВВЭР-1000.
- Разработана методика фрактографического анализа образцов различного типа, испытанных на вязкость разрушения с определением источников зарождения хрупкого разрушения – «лидеров».
- Разработана расчетно-экспериментальная методика определения и оценки критического локального напряжения отрыва для различных типов «лидеров» в ОС КР ВВЭР-1000 при испытании на вязкость разрушения.
- Показано, что источниками зарождения хрупкой трещины, как в ОС ОМ, так и в ОС МШ в исходном состоянии, после термического воздействия и облучения являются неметаллические включения и структурные границы.
- Экспериментально установлены аналитические зависимости между структурным параметром поверхности излома – расстоянием инициирования хрупкого разрушения (CID) и расчетной величиной критического раскрытия вершины усталостной трещины (CTOD) с разделением по типу «лидера» для образцов-свидетелей в исходном состоянии, после длительных термических выдержек и нейтронного облучения при рабочей температуре КР.
- С использованием предложенной расчетно-экспериментальной методики рассчитаны значения критических локальных напряжений отрыва для различных типов «лидеров» в образцах-свидетелях ОМ и МШ в исходном состоянии, после длительной выдержки (до 196 000 ч) при рабочей температуре ОС КР ВВЭР-1000 (~310-320°C) и в облученном состоянии до флюенса быстрых нейтронов $4,8 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ в течение 137 000 ч для ОМ и до $3,3 \cdot 10^{23} \text{ м}^{-2}$ в течение 139 000 ч для МШ.
- Показано, что в исходном состоянии при эквивалентных значениях величин CTOD критическое локальное напряжение отрыва для типа

«лидера» - неметаллическое включение меньше, чем для структурной границы, что приводит к предпочтительному зарождению хрупкой трещины от неметаллического включения.

- Показано, что при длительном термическом воздействии и после нейтронного облучения критическое локальное напряжение отрыва для неметаллических включений по сравнению с исходным состоянием практически не изменяется как для ОМ, так и для МШ КР ВВЭР-1000.
- Установлено, что критическое локальное напряжение отрыва для структурных границ, как в ОС ОМ, так и в ОС МШ при длительном термическом воздействии и после нейтронного облучения ниже, чем в исходном состоянии вследствие снижения когезивной прочности границ за счет образования зернограницных сегрегаций фосфора.
- Установлено, что в облученных образцах-свидетелях значения, характерные для структурных границ, достигаются за меньшие времена (137 000-139 000) ч, в то время как в образцах-свидетелях термокомплектов такие же значения достигаются за большие времена (196 000 ч), что свидетельствует о наличии радиационно-стимулированной диффузии, приводящей к ускоренному образованию зернограницных сегрегаций фосфора.

Основные публикации по теме диссертации:

Публикации в изданиях, рекомендованных ВАК РФ:

1. Е.А. Кулешова, М.А. Артамонов, **А.Д. Ерак** Источники зарождения хрупкой трещины при испытаниях на трещиностойкость сталей корпусов реакторов ВВЭР-1000 в различных состояниях / Вопросы материаловедения, ISSN 1994-6716, №4(76), 2013, с. 131-142.
2. М.А. Артамонов, Б.А. Гурович, Е.А. Кулешова, Д.А. Журко, **А.Д. Ерак** Анализ структурных особенностей зарождения хрупкого разрушения при испытаниях на трещиностойкость образцов сталей корпусов реакторов ВВЭР-1000 / ВАНТ, серия «Материаловедение и новые материалы», В.1(74), 2013, с. 74-82.
3. Е.А. Kuleshova, М.А. Artamonov, **A.D. Erak** Investigation of the microstructure factors affecting the brittle fracture initiation of pre-cracked Charpy-type samples of VVER-1000 RPV steel / Key Engineering Materials, ISSN 1013-9826, V. 592-593, 2014, p. 635-638.
4. Е.А. Kuleshova, М.А. Artamonov, **A.D. Erak** The effect of neutron irradiation on brittle fracture initiation in VVER-1000 reactor pressure vessel materials /

Materials Performance and Characterization, ISSN 2165-3992, V. 3, I. 3, 2014, p. 242-256.

Материалы конференций:

1. Е.А. Кулешова, А.Д. Ерак, М.А. Артамонов Источники зарождения хрупкой трещины при испытаниях на трещиностойкость корпусных сталей реактора ВВЭР-1000 в охрупченном состоянии / Сборник тезисов докладов «10-й российской конференции по реакторному материаловедению», г. Димитровград, 27-31 мая 2013
2. Е.А. Кулешова, А.Д. Ерак, М.А. Артамонов Особенности квазихрупкого разрушения в сталях основного металла ВВЭР-1000 при испытаниях на трещиностойкость / Сборник тезисов докладов ежегодной конференции молодых ученых и специалистов (КМУС-2013) «Новые материалы и технологии», г. Санкт-Петербург, 17-19 июня 2013
3. Е.А. Кулешова, А.Д. Ерак Фрактографические исследования образцов-свидетелей основного металла корпуса реактора ВВЭР-1000, испытанных на трещиностойкость / Сборник тезисов докладов «14-ой Ежегодной конференции молодых специалистов по ядерным энергетическим установкам», г. Подольск, 21-22 марта 2012
4. Б.А. Гурович, Е.А. Кулешова, М.А. Артамонов, Д.А. Журко, А.Д. Ерак Количественная оценка элементов хрупкого излома образцов стали корпусов ядерных реакторов ВВЭР-1000 / Сборник тезисов докладов 6-ой Евразийской научно-практической конференции «Прочность неоднородных структур», г. Москва, 17-19 апреля 2012
5. Б.А. Гурович, Е.А. Кулешова, М.А. Артамонов, Д.А. Журко, М.Е. Коршунов, А.Д. Ерак, А.П. Бандура Исследование особенностей поверхностей разрушений образцов СОД из стали 15Х2НМФА-А / Сборник тезисов докладов 12-ой международной конференции «Проблемы материаловедения при проектировании, изготовлении и эксплуатации оборудования АЭС», г. Санкт-Петербург, 5-8 июня 2012
6. А.Д. Ерак, А.С. Киселев, И.А. Киселев, Е.В. Крутько, А.А. Тутнов Расчетная оценка влияния геометрии фронта трещины на значения параметров механики разрушения при испытании малых образцов / Сборник тезисов докладов 8-ой российской конференции «Методы и программное обеспечение расчетов на прочность», г. Геленджик, 6-10 октября 2014

Исп. Ерак А.Д.

1 экз.