

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 621.039.53:620.194.2

Метод оценки прочности внутрикорпусных устройств ВВЭР по критерию коррозионного растрескивания облученных аустенитных сталей

Б. З. Марголин^а, В. А. Федорова^а, В. М. Филатов^б

^а ФГУП ЦНИИ КМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

^б ИЦП МАЭ, Москва, Россия

Рассмотрены экспериментальные данные по оценке склонности облученных аустенитных нержавеющей сталей к межкристаллитному коррозионному растрескиванию при контакте с теплоносителем I контура ВВЭР. На основе анализа данных предложена физико-механическая модель растрескивания этих сталей. Разработана методика оценки долговечности элементов внутрикорпусных устройств по критерию коррозионного растрескивания, позволяющая проводить расчеты при изменяющихся во времени напряженно-деформированном состоянии элемента и повреждающей дозе.

Ключевые слова: внутрикорпусные устройства, межкристаллитное коррозионное растрескивание, облучение, прочность, долговечность.

Введение. В качестве основного материала для оборудования внутрикорпусных устройств (ВКУ) ядерных энергетических реакторов используются аустенитные нержавеющие стали. В России – это стабилизированная титаном хромоникелевая сталь 08X18H10T, за рубежом – нержавеющие стали марок 304 и 316. В исходном состоянии эти стали при воздействии теплоносителя I контура реакторов с водой под давлением (ВВЭР – в России, PWR – за рубежом) не склонны к коррозионному растрескиванию (КР). Поэтому до настоящего времени отсутствуют нормативные методы расчета целостности ВКУ по критерию КР. В то же время мировой опыт эксплуатации ВКУ и экспериментальные исследования свидетельствуют о влиянии облучения на склонность нержавеющей сталей к КР в среде ВВЭР, что приводит к необходимости создания формализованных методов расчета долговечности ВКУ по этому критерию.

Целью работы является разработка как модели КР облученных аустенитных нержавеющей сталей при контакте с теплоносителем I контура ВВЭР на основе обобщения экспериментальных данных, так и метода оценки прочности элементов ВКУ.

1. **Анализ экспериментальных данных.** Экспериментальные исследования [1–12] 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). Было установлено существование пороговой повреждающей дозы облучения F^* , ниже которой не обнаруживается склонность металла к МККР [8, 12, 13].

В данном разделе на основе анализа экспериментальных данных определены наиболее значимые факторы, приводящие к появлению склонности к МККР облученных аустенитных сталей в водной среде ВВЭР.

1.1. **Механические испытания.** Оценка влияния облучения на КР металла обычно проводится по результатам испытаний гладких образцов на растяжение с медленной скоростью деформирования или при постоянной нагрузке. Доля межзеренного разрушения рассматривается как мера чувствительности к МККР.

Практически все исследования выполняются на предварительно облученном металле, хотя более адекватными были бы внутривыпускные испытания. При этом часто сопоставляются данные, полученные при различных условиях облучения металла (температура, скорость набора повреждающей дозы, энергетический спектр нейтронов, среда). В последнее время влиянию условий облучения на склонность аустенитных сталей к МККР уделяется много внимания [3, 14–16], однако однозначного ответа нет. Поэтому ниже будут рассматриваться только данные, полученные на металле, вырезанном из ВКУ, эксплуатировавшихся в реакторах с водой под давлением.

Анализ результатов исследований сталей марок 304 и 316 в водной среде, имитирующей теплоноситель I контура PWR [17–22], показывает следующее.

Статическое нагружение (при постоянной нагрузке).

а. Разрушение облученного металла может происходить при напряжениях σ , не превышающих предел текучести металла $\sigma_{0,2}$. Время до разрушения увеличивается с понижением напряжения до порогового значения σ_{th}^{IASCC} , ниже которого разрушение не происходит при неограниченном времени (рис. 1).

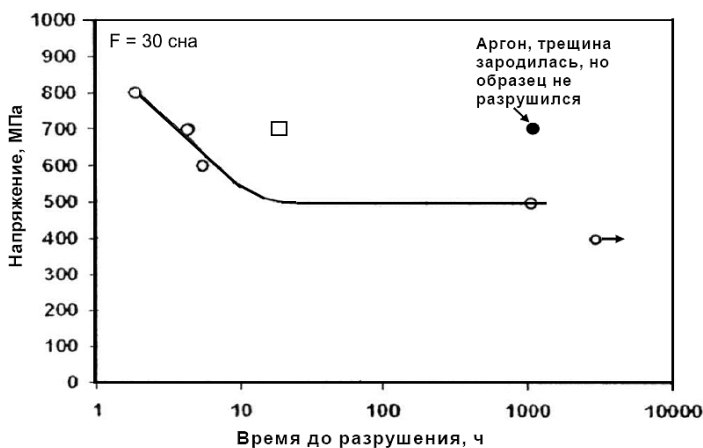


Рис. 1. Зависимость времени до разрушения от напряжения облученной стали 304 в водной среде PWR (○, □) и аргоне (●) [17]: ○, ● – температура испытаний $T_{test} = 340^\circ\text{C}$; □ – $T_{test} = 290^\circ\text{C}$.

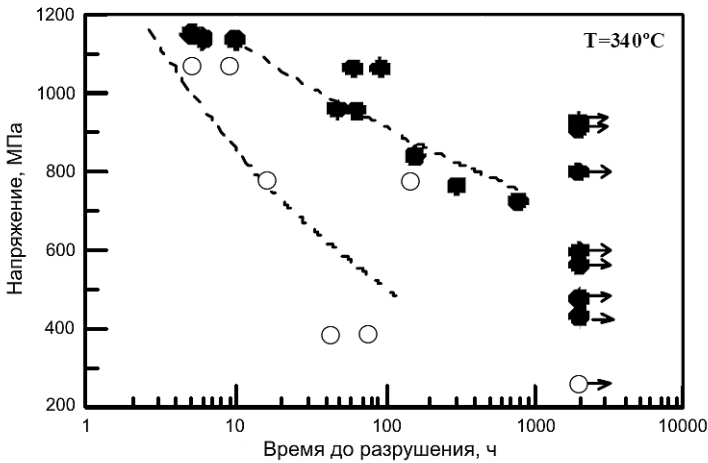


Рис. 2. Зависимость времени до разрушения от напряжения облученной до различных доз стали CW316 (CW = cold worked) в водной среде PWR [18]: ● – $F = 20$ сна; ○ – $F = 70$ сна.

б. С ростом повреждающей дозы F напряжение, приводящее к МККР, снижается, также уменьшается величина σ_{th}^{IASCC} (рис. 2).

в. При одной и той же повреждающей дозе доля межзеренного разрушения при КР уменьшается с увеличением прикладываемого напряжения [20].

г. С повышением температуры испытаний уменьшается время до разрушения (рис. 1 и 3).

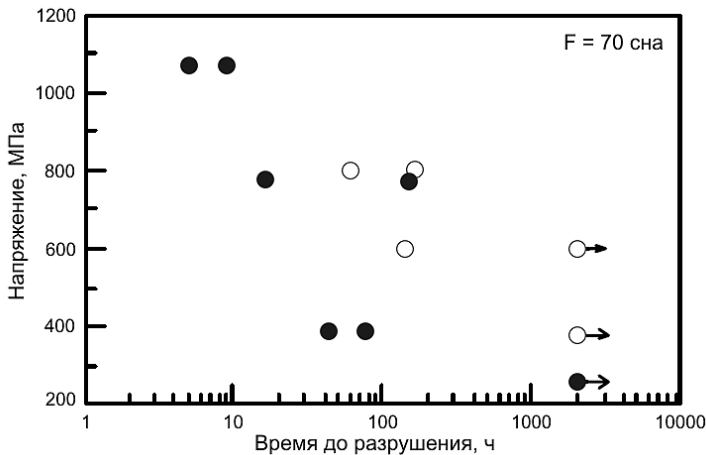


Рис. 3. Зависимость времени до разрушения от напряжения облученной стали CW316 в водной среде PWR при $T = 320$ (○) и 340°C (●).

д. Инициирование и небольшое подрастание трещины по межзеренному механизму отмечено при статическом нагружении в аргоне [17].

Испытания при медленной скорости деформирования.

е. При больших дозах инициирование межзеренного разрушения происходит как в водной среде, так и в среде аргона [1, 17, 19]. В то же время при скоростях деформирования, характерных для стандартных испытаний на

растяжение ($\dot{\epsilon} \approx 10^{-4} \dots 10^{-3} \text{ с}^{-1}$), разрушение происходит по вязкому механизму [17, 19].

ж. С увеличением дозы доля межзеренного разрушения повышается (рис. 4), что наблюдается как при испытаниях в воде, так и в аргоне [19].

з. С ростом концентрации водорода в воде PWR скорость развития трещины повышается (рис. 5) [19].

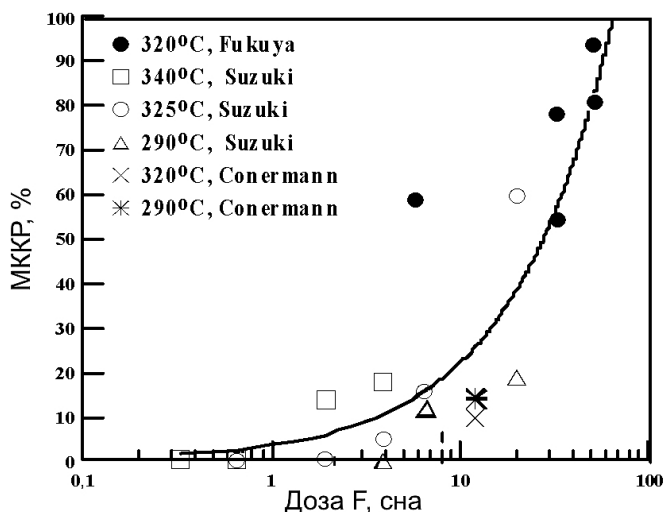


Рис. 4. Зависимость МКРР от повреждающей дозы для стали CW316 при испытаниях в водной среде PWR.

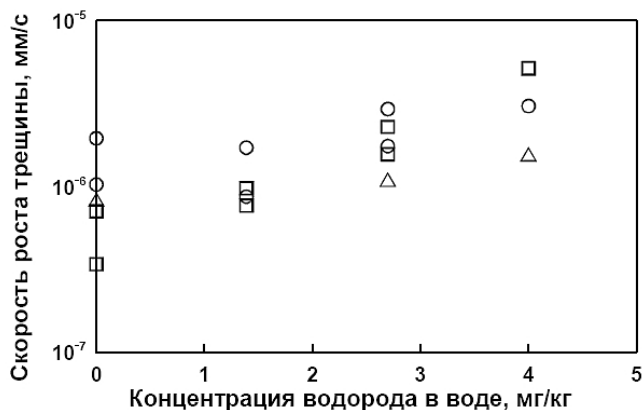


Рис. 5. Влияние концентрации растворенного водорода на скорость роста трещины в стали CW316, $T = 320^\circ\text{C}$: Δ – $F = 6$ сна; \square – $F = 35$ сна; \circ – $F = 53$ сна.

1.2. Микроструктурные исследования. Согласно многочисленным исследованиям [3–5, 15, 19, 23], в результате эволюции дислокационной структуры при радиационном воздействии характеристики прочности аустенитных сталей повышаются, а пластичности падают. Степень упрочнения зависит от начальной микроструктуры, дозы и температуры облучения. В температурном диапазоне эксплуатации ВВЭР после быстрого упрочнения при относительно низких дозах процесс затухает, практически достигая насыщения. Так,

для стали 304 насыщение отмечается при $F \geq 5$ сна, для холоднодеформированной стали CW316 – при более высоких дозах [5, 15, 16]. При дозах выше 10 сна, независимо от начального состояния, эти стали имеют одинаковую микроструктуру.

Существует определенная зависимость между пределом текучести и долей межзеренного разрушения нержавеющей сталей (рис. 6). Однако разброс данных по оценке доли межзеренного разрушения при одном и том же увеличении предела текучести свидетельствует, что одним упрочнением нельзя объяснить чувствительность сталей к МККР. В то же время упрочнение может существенно влиять на МККР в комбинации с сегрегацией на границах зерен.

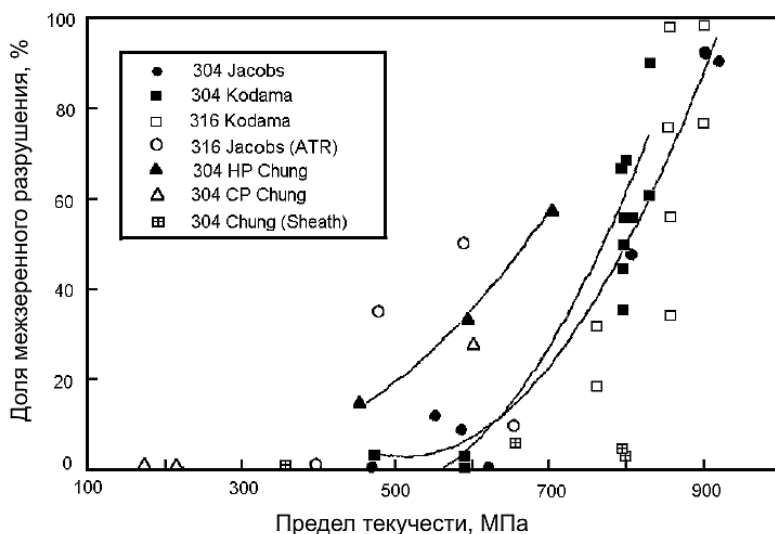


Рис. 6. Зависимость склонности облученных сталей 304 и 316 к МККР от предела текучести при растяжении в высокотемпературной воде с медленной скоростью деформирования [24].

В ряде работ, где исследовались микроструктурные изменения в нержавеющей сталях под воздействием облучения, установлено, что оно приводит к перераспределению основных легирующих и примесных элементов – границы зерен обогащаются Ni, Si и P и обедняются Cr и Mo [11–13, 25–27]. Наиболее интенсивно эти процессы протекают при низких дозах, резко ослабевая по мере их увеличения (рис. 7) [23]. Однако даже при прекращении упрочнения (см. изменение твердости HV) незначительное перераспределение легирующих и примесных элементов продолжается.

Обеднение границ хромом не может рассматриваться как значимый фактор, влияющий на МККР облученных нержавеющей сталей в воде ВВЭР, хотя результирующий профиль концентрации хрома на границах зерен аналогичен полученному при термической сенсibilизации. Известно, что сенсibilизация приводит к межзеренному разрушению аустенитных сталей только в кислородосодержащих водных средах. В обескислороженной водной среде сенсibilизированные аустенитные стали не проявляют склонности к МККР [28, 29]. Упрочнение, а не обеднение границ зерен Cr является необходимым условием для возникновения склонности к МККР в обескислороженной

водной среде. Подтверждением этому служат результаты работ [30–32]. Испытывали необлученную сталь 316 в двух состояниях: сенсibilизированном и аустенизированном. После деформационного упрочнения металл в сенсibilизированном состоянии показал более высокое сопротивление МККР, чем в аустенизированном.

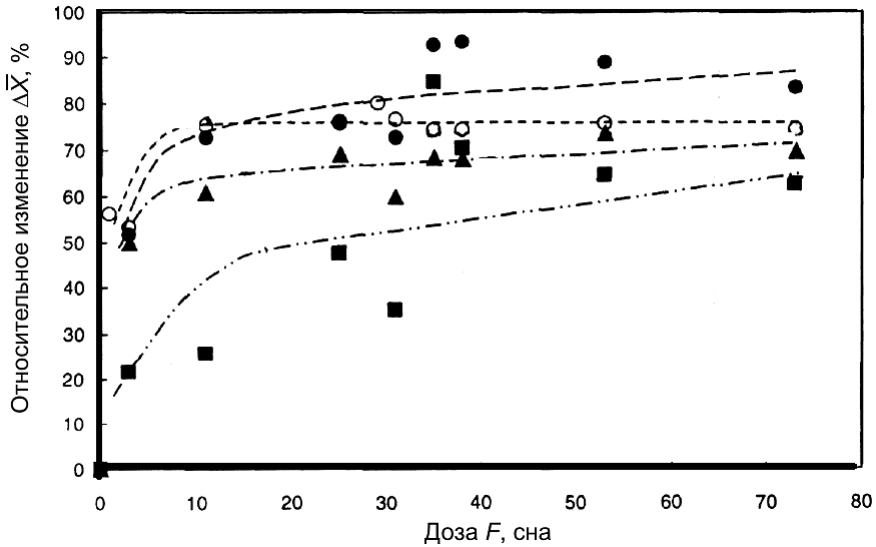


Рис. 7. Влияние облучения на упрочнение (увеличение твердости HV) и на содержание легирующих элементов на границах зерен в стали CW316: $+\Delta\bar{X}$, $-\Delta\bar{X}$ – увеличение и уменьшение концентрации элемента соответственно, $\Delta\bar{X} \equiv |\Delta X|/X_{исх.}$ ((○) $+\Delta\bar{H}V$; (●) $+\Delta\bar{Ni}$; (▲) $-\Delta\bar{Cr}$; (■) $+\Delta\bar{Si}$)

В общем случае перераспределение легирующих элементов и сегрегация примесных на границах зерен могут приводить к снижению их когезивной прочности, что способствует усилению склонности металла к МККР.

1.3. **Интерпретация результатов.** На основании анализа экспериментальных данных КР облученных аустенитных сталей может быть описано следующей моделью.

Как показывают результаты исследований, инициирование межзеренного разрушения при нагружении может происходить не только в водной среде, но и в аргоне. Учитывая это и то, что межзеренное разрушение происходит во многих случаях при напряжениях, меньших $\sigma_{0,2}$, можно предположить, что движущей силой для межкристаллитного разрушения является зернограничное проскальзывание. При $\sigma < \sigma_{0,2}$ доля внутризеренной пластической деформации мала, и деформирование в основном осуществляется за счет зернограничного проскальзывания, приводящего к зарождению несплошностей на границах зерен [33]. Чем ближе уровень σ к $\sigma_{0,2}$, тем активнее происходит скольжение дислокаций в теле зерна, вследствие чего вклад зернограничного проскальзывания в деформирование уменьшается. Этот эффект подтверждается результатами работы [20], когда при одной и той же повреждающей дозе с увеличением прикладываемого напряжения доля межзеренного разрушения уменьшалась.

При $\sigma < \sigma_{0,2}$ межзеренное проскальзывание может происходить как при статическом нагружении, так и в условиях медленного деформирования. Однако при $\sigma > \sigma_{0,2}$ поведение материала при разных видах нагружения кардинально различается. При медленном деформировании и $\sigma > \sigma_{0,2}$ происходит активное внутризеренное пластическое деформирование металла и, как следствие, межзеренное проскальзывание уменьшается, что приводит к резкому снижению вероятности межзеренного разрушения. При статических испытаниях материал быстро нагружается до заданного уровня напряжений $\sigma > \sigma_{0,2}$ и затем выдерживается во времени. В этом случае происходит наклеп материала, и, по сути, дальнейшая выдержка образца во времени проводится для материала с $\sigma_{0,2}$, равным заданному напряжению. Деформирование фактически осуществляется только за счет деформации ползучести, связанной, в частности, с поперечным скольжением дислокаций. Такой процесс сопровождается также межзеренным проскальзыванием. Таким образом, межзеренное разрушение при статическом нагружении возможно вплоть до уровня напряжений, равных пределу прочности материала σ_B .

По данным [18, 30, 31] при температурах эксплуатации ВКУ ($T > 290^\circ\text{C}$) в нержавеющей сталях протекает низкотемпературная ползучесть, и соответственно разрушение может происходить по механизму зернограничного проскальзывания. Уменьшение времени до разрушения при повышении температуры статических испытаний показывает, что инициирование межкристаллитного разрушения связано с ползучестью. С увеличением дозы облучения критическая деформация, при которой происходит инициирование разрушения, понижается. Уменьшение критической деформации, по-видимому, обусловлено ослаблением прочности границ зерен вследствие перераспределения легирующих элементов и сегрегации примесных. Данное допущение подтверждается результатами работы [18], из которой следует, что увеличение дозы приводит к снижению уровня напряжений, необходимых для реализации МККР (рис. 2).

Поскольку в необлученном металле из-за низкого предела текучести и высокой прочности границ зерен деформация проскальзывания практически не достигает критической величины, МККР не наблюдается.

Из экспериментальных данных (см. разд. 1.1 пп. “д” и “з”) следует, что водная среда влияет на кинетику развития трещины в облученном металле. По-видимому, основной причиной межзеренного развития трещины является снижение когезивной прочности границ зерен вследствие проникновения водорода из водной среды. Влияние водорода именно на развитие трещины, а не на ее зарождение, очевидно, обусловлено концентрацией напряжений в вершине трещины. Высокие растягивающие напряжения активизируют диффузию водорода в вершину трещины.

Таким образом, облучение повышает чувствительность аустенитных сталей к замедленному разрушению, а водная среда усиливает склонность к росту трещины.

2. Модель МККР при облучении. На основании представленного выше анализа экспериментальных данных можно предложить зависимость, связывающую напряжение разрушения при МККР с повреждающей дозой, которая ранее [34] получила название “stress–damage dose curve”. Эмпирическое доказательство этой зависимости приведено в работах [18, 20].

Физический смысл кривых $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$ и $\sigma_{eq}(t_f)$ иллюстрирует рис. 8. Видно, что зависимость $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$ представляет собой геометрическое место точек пороговых напряжений, ниже которых разрушение по механизму МККР отсутствует. Иными словами, значение σ_{th}^{IASCC} для некоторого значения F является асимптотой кривой напряжение σ – время до инициирования разрушения t_f . Таким образом, кривая $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$ делит все множество значений σ и F на две области, где разрушение по механизму МККР отсутствует и где оно может произойти.

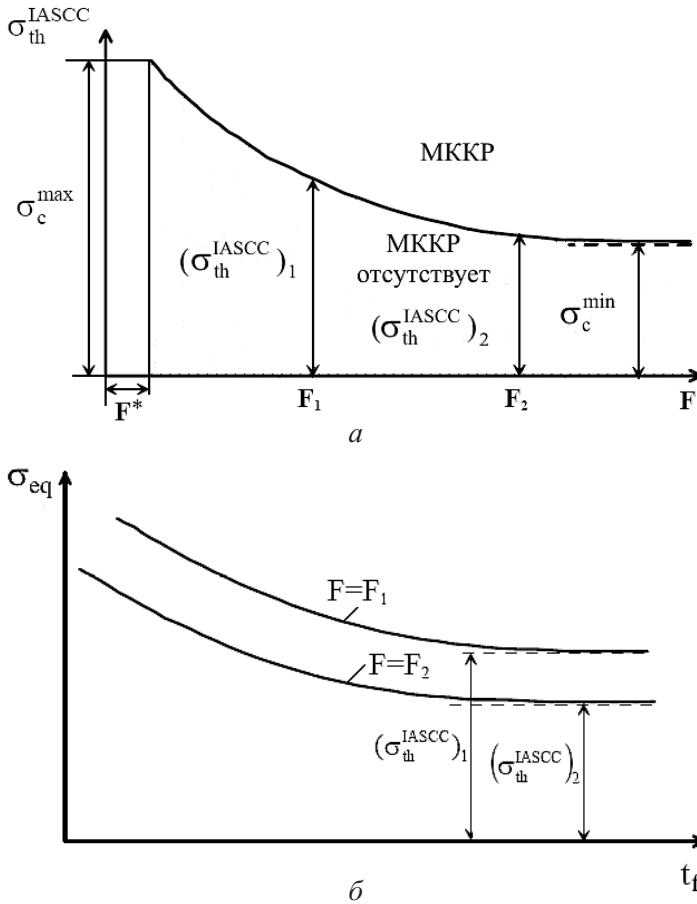


Рис. 8. Зависимости $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$ – а и $\sigma_{eq}(t_f)$ – б для уровней повреждающей дозы F_1 и F_2 при МККР.

Исходя из экспериментальных данных (рис. 2), зависимость $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$ должна быть убывающей. Такой ее характер, по-видимому, связан со снижением когезивной прочности границ зерен по мере увеличения дозы F . Отметим также существование пороговой дозы F^* , ниже которой разрушение по механизму МККР в обескислороженной водной среде I контура реакторов с водой под давлением не происходит. Кроме того, при напряжении, не приво-

дущем к ползучести, а следовательно, к межзеренному проскальзыванию, КР также отсутствует. Значит, существует некоторое минимальное напряжение σ_c^{\min} , ниже которого МККР не происходит при любой дозе F .

Зависимость $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$ может быть представлена в виде

$$\sigma_{th}^{IASCC} = (\sigma_c^{\max} - \sigma_c^{\min}) \exp[-b(F - F^*)] + \sigma_c^{\min}, \quad F \geq F^*, \quad (1)$$

где σ_c^{\max} – максимальное напряжение, приводящее к разрушению по механизму МККР при $F \geq F^*$.

Поскольку инициирование разрушения происходит по механизму межзеренного проскальзывания, который связан с касательными напряжениями, под напряжением $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$ следует понимать интенсивность напряжений

$\sigma_{eq} = \sqrt{\frac{3}{2} S_{ij} S_{ij}}$, где S_{ij} – девиатор напряжений. Ясно, что под зависимостью $\sigma(t_f)$ необходимо понимать $\sigma_{eq}(F)$. Введение σ_{eq} означает, что в общем случае инициирование разрушения может происходить как при растягивающих, так и сжимающих напряжениях. С инженерной точки зрения в качестве инициирования разрушения принимается формирование трещины глубиной 1–2 мм, т.е. инициирование трещины включает не только, собственно, зарождение трещины, но и ее развитие. При сжимающих напряжениях трещина не может расти, так как отсутствует концентрация напряжений у ее вершины. Поэтому целесообразно принять, что разрушение рассматриваемой зоны элемента ВКУ отсутствует, если в этой зоне $\sigma_1 < 0$, где σ_1 – наибольшее главное напряжение, нормальное к плоскости трещины.

Таким образом, условие $\sigma_1 > 0$ должно рассматриваться как необходимое условие разрушения элемента ВКУ.

2.1. Оценка параметров модели. При статическом нагружении инициирование разрушения по межзеренному механизму, согласно разд. 1, может происходить при $\sigma \leq \sigma_B$. При $F = F^*$ напряжение, приводящее к межзеренному разрушению, по-видимому, будет максимальное, так как при $F < F^*$ такой вид разрушения отсутствует, а при $F > F^*$ напряжение, способствующее разрушению, – меньше, чем при $F = F^*$. Следовательно, можно принять

$$\sigma_c^{\max} = \sigma_B(F^*).$$

В соответствии с данными работы [35] имеем

$$\sigma_B(F, T_{irr}, T_{test}) = \sigma_B^0(T_{test}) + \Delta\sigma_B(F, T_{irr}), \quad T_{test} \leq T_{irr}, \quad (2)$$

где $\sigma_B^0(T_{test})$ – температурная зависимость предела прочности стали в исходном (необлученном) состоянии; $\Delta\sigma_B(F, T_{irr})$ – зависимость приращения предела прочности от дозы нейтронного облучения и температуры облучения.

Зависимость предела прочности необлученного материала от температуры эксплуатации ВКУ задается уравнением

$$\sigma_B^0(T) = \sigma_{UG} + \beta \exp(-hT_{test}), \quad (3)$$

где σ_{UG} – температурно-независимая компонента предела прочности; β и h – константы материала, не зависящие от температуры; T_{test} – температура испытаний, °С.

Зависимость приращения предела прочности $\Delta\sigma_B$ от дозы F при температуре облучения $T_{irr} \leq 350^\circ\text{C}$ запишем в виде

$$\Delta\sigma_B(F, T_{irr}) = A\sqrt{1 - \exp(-CF)}, \quad (4)$$

где размерность A – МПа, C – сна⁻¹, F – сна.

Для стали 18Cr–10Ni–Ti по результатам проведенных исследований имеем: $\beta = 177$ МПа, $h = 9,74 \cdot 10^{-3}$ (°С)⁻¹, $\sigma_{UG} = 410$ МПа, $A = 510$ МПа, $C = 0,086$ сна⁻¹.

Итак, σ_c^{\max} можно вычислить, если известно значение F^* . Обычно F^* определяется как повреждающая доза, при которой транскристаллитное разрушение переходит в межкристаллитное. С точки зрения оценки прочности элементов ВКУ такой подход излишне консервативен. Как показывают экспериментальные результаты, при малой доле межзеренного разрушения пластичность металла при медленном деформировании в водной среде не изменяется по сравнению с пластичностью при стандартных испытаниях на растяжение в инертной среде. Предлагается F^* оценивать как повреждающую дозу, при которой деформация разрушения металла при медленном деформировании начинает снижаться по сравнению с таковой при стандартных испытаниях на растяжение. Результаты, представленные на рис. 4, описываются зависимостью вида

$$MKKP = 3,45F^{0,8}, \quad (5)$$

где $MKKP$ – доля межкристаллитного разрушения в процентах.

Согласно [19], доля межкристаллитного разрушения, не вызывающая изменения деформации разрушения, приблизительно равна 8%. Подставляя это значение в уравнение (5), получаем $F = 2,9$ сна. Таким образом мы можем принять $F^* = 3$ сна. Используя это значение в уравнениях (2)–(4), получаем $\sigma_c^{\max} = 660$ МПа при $T = 340^\circ\text{C}$.

В качестве σ_c^{\min} может быть принято пороговое напряжение σ_{th}^{creep} , ниже которого ползучесть материала отсутствует. В первом приближении в качестве σ_c^{\min} можно принять $\sigma_{0,2}^{\text{исх}}|_{T=340^\circ\text{C}}$. Тогда $\sigma_c^{\min} = 217$ МПа.

Для оценки параметра b в зависимости (1) используются данные работы [21], согласно которым при $F = 35$ сна имеем $\sigma_{th}^{IASCC} = 400$ МПа. Далее из

уравнения (1) при $\sigma_c^{\max} = 660$ МПа, $\sigma_c^{\min} = 217$ МПа и $F^* = 3$ сна получим, что $b = 2,76 \cdot 10^{-2}$.

Сравнение зависимости $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$ с экспериментальными данными для предварительно облученных образцов (рис. 9) показывает, что она является консервативной. Отсутствие разрушения (все экспериментальные точки ниже построенной кривой) явно свидетельствует, что кривая на рис. 9 соответствует $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$ и может служить основой для оценки долговечности элементов ВКУ по критерию МККР при статическом нагружении.

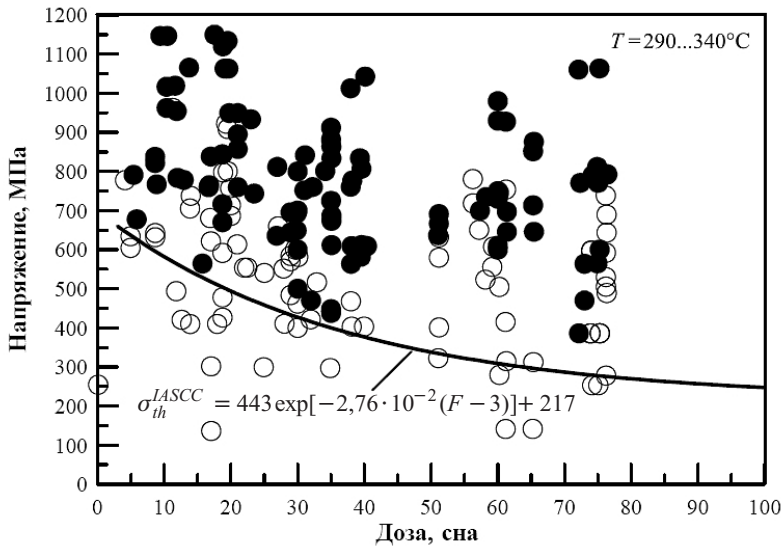


Рис. 9. Сравнение зависимости $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$ с экспериментальными данными по критерию МККР для аустенитных нержавеющих сталей в водной среде PWR [17, 18, 20–22]: ● – разрушение; ○ – разрушение отсутствует.

3. Метод расчета долговечности элементов ВКУ. Зависимость $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$ может быть использована только для обоснования отсутствия инициирования межзеренного разрушения при эксплуатации, что возможно при выполнении условия $\sigma_{eq}(F) < \sigma_{th}^{IASCC}(F)$, где F варьируется от нуля до дозы облучения на конец срока службы элемента ВКУ. Зависимость $\sigma_{eq}(F)$ может быть получена перестроением зависимостей $\sigma_{eq}(t)$ и $F(t)$, где σ_{eq} и F – значения интенсивности напряжений и дозы в рассматриваемой зоне элемента.

Однако условие $\sigma_{eq}(F) > \sigma_{th}^{IASCC}(F)$ не означает инициирования разрушения в элементе ВКУ, поскольку имеет значение временной интервал, в котором выполняется это условие.

Для оценки повреждения при $\sigma_{eq} > \sigma_{th}^{IASCC}$ введем параметр Λ ($\Lambda \equiv \sigma_{eq} / \sigma_{th}^{IASCC}$):

$$\Lambda = \begin{cases} \alpha(t_f)^{-\beta}, & \text{если } \alpha(t_f)^{-\beta} > 1; \\ 1, & \text{если } \alpha(t_f)^{-\beta} \leq 1, \end{cases} \quad (6)$$

где α и β – коэффициенты, не зависящие от уровня F , в то время как σ_{th}^{IASCC} зависит от F ; t_f – время до инициирования разрушения.

Согласно экспериментальным данным (рис. 10), Λ является однозначной функцией времени до разрушения материала. Для стали CW316 уравнение (6) имеет вид $\Lambda = 3,3(t_f)^{-0,18}$, для стали 304 – $\Lambda = 1,55(t_f)^{-0,063}$.

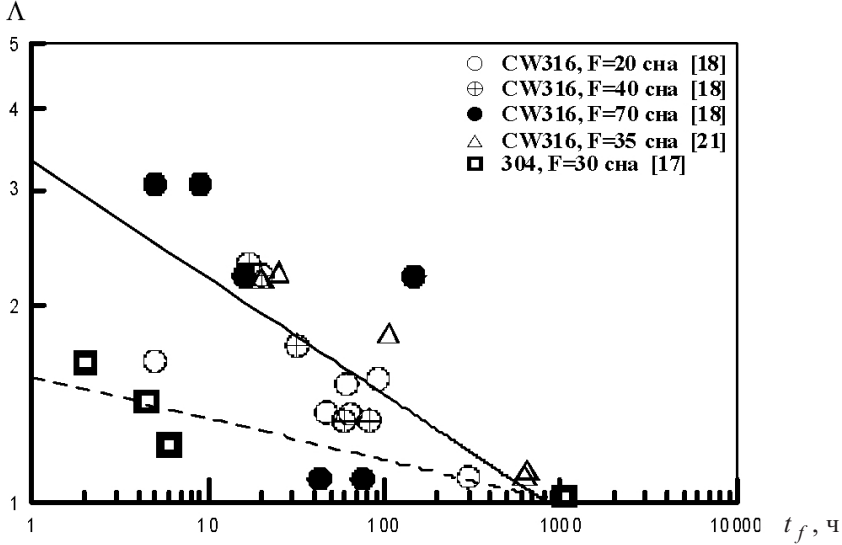


Рис. 10. Зависимости $\Lambda(t_f)$ для сталей 304 и CW316.

Расчет накопления повреждений и оценка долговечности элементов ВКУ по критерию МККР могут быть выполнены по следующему алгоритму.

1. Для рассматриваемого периода эксплуатации строятся кривые $\sigma_1(t)$, $\sigma_{eq}(t)$ и $\sigma_{th}^{IASCC}(t)$ на основе зависимостей $F = \int_0^t \Phi(t)dt$ и $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$, где Φ – скорость набора повреждающей дозы (рис. 11).

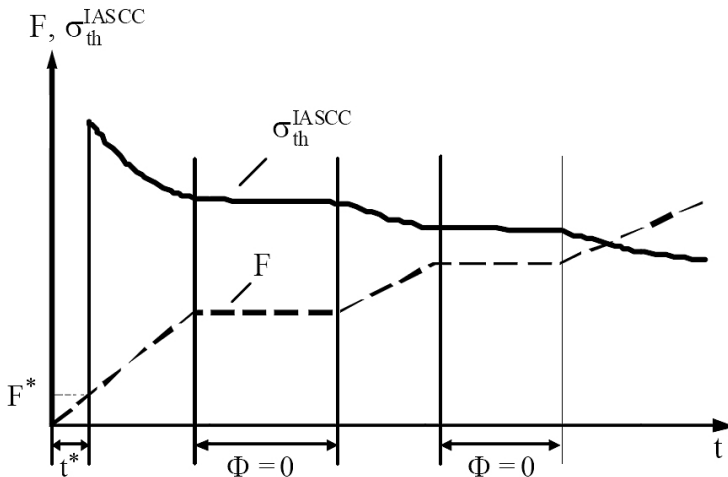


Рис. 11. Пример построения $\sigma_{th}^{IASCC}(t)$ на основе зависимостей $F(t)$ и $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$.

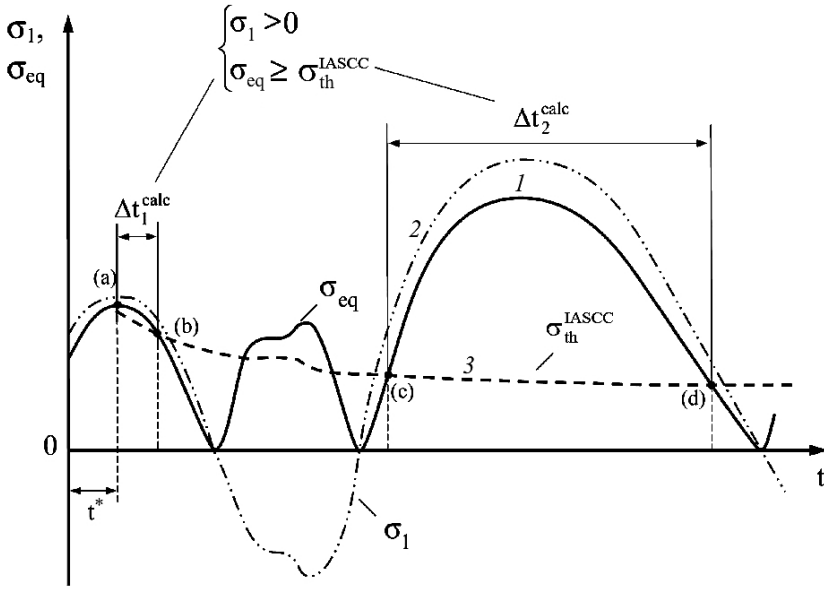


Рис. 12. Схема определения интервалов Δt_k^{calc} для определения повреждения облученных аустенитных сталей по критерию МККР: 1 – σ_{eq} ; 2 – σ_1 ; 3 – σ_{th}^{IASCC} .

2. Определяются временные интервалы Δt_k^{calc} , для которых выполняются условия $\sigma_{eq} \geq \sigma_{th}^{IASCC}$ и $\sigma_1 > 0$, где k – номер интервала (рис. 12).

3. В выбранных интервалах Δt_k^{calc} зависимость $\sigma_{eq}(t)$ разбивается на подынтервалы Δt_i^{sub} , где i – номер подынтервала (рис. 13). В каждом подынтервале принимается, что σ_{eq} и σ_{th}^{IASCC} – постоянные величины, равные $\sigma_{eq} = \max\{\sigma_{eq}(t)\}$ и $\sigma_{th}^{IASCC} = \min\{\sigma_{th}^{IASCC}(t)\}$. Нумерация Δt_i^{sub} в каждом интервале Δt_k^{calc} начинается заново (рис. 13).

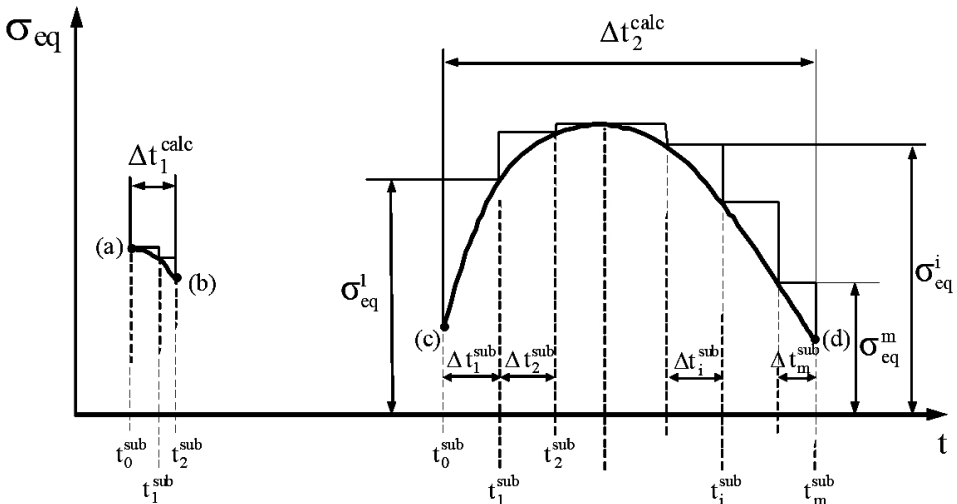


Рис. 13. Схема разбиения интервалов Δt_k^{calc} на подынтервалы Δt_i^{sub} .

4. Для каждого Δt_i^{sub} в каждом интервале Δt_k^{calc} вычисляется значение $\Lambda_i = \sigma_{eq} / \sigma_{th}^{IASCC}$, по которому из зависимости $\Lambda(t_f)$ определяется t_f .

5. Повреждение за время Δt_i^{sub} вычисляется по формуле

$$\Delta D_\tau = \frac{\Delta t_i^{sub}}{t_{fi}}$$

Накопленное повреждение для каждого интервала Δt_k^{calc} рассчитывается как

$$D_\tau^k = \sum_{i=1}^m \frac{\Delta t_i^{sub}}{t_{fi}},$$

где m – число подынтервалов Δt_i^{sub} , на которые разделен интервал Δt_k^{calc} .

Суммарное повреждение за рассматриваемый период эксплуатации определяется как

$$D_\tau = \sum_{k=1}^M D_\tau^k,$$

где M – число интервалов Δt_k^{calc} .

6. Предельное состояние по критерию инициирования МККР определяется условием $D = 1$. Минимальное время, при котором выполняется это условие, соответствует долговечности элемента по критерию инициирования разрушения.

Таким образом, предложенный подход позволяет рассчитывать элементы ВКУ на прочность по критерию инициирования МККР.

Выводы

1. Предложена модель МККР облученных аустенитных нержавеющей сталей в водной среде I контура ВВЭР. Ее основные положения следующие.

1.1. Инициирование межзеренного разрушения облученных аустенитных сталей происходит в результате межзеренного проскальзывания при деформировании металла до предела текучести. Нейтронное облучение приводит к реализации межзеренного разрушения за счет двух факторов:

а) увеличения предела текучести и, следовательно, возможности достижения высоких деформаций вследствие межзеренного проскальзывания;

б) уменьшения критической деформации межзеренного проскальзывания за счет снижения когезивной прочности границ зерен при сегрегации на них примесных и перераспределения легирующих элементов.

В результате зарождение трещины в облученных аустенитных сталях может происходить при нагружении как в водной среде I контура, так и в инертной среде – аргоне.

1.2. В отличие от зарождения, развитие трещины происходит при нагружении в воде, когда водород диффундирует к движущейся вершине трещины.

2. Исходя из выявленных физико-механических закономерностей МККР предложен метод расчета прочности элементов ВКУ при статическом нагружении, базирующийся на таких положениях.

2.1. Имеет место зависимость $\sigma_{th}^{IASCC}(F)$, разграничивающая две области напряжений и доз облучения: в одной – разрушение по механизму МККР отсутствует, в другой – такое разрушение возможно.

2.2. Существует зависимость $\sigma_{eq} / \sigma_{th}^{IASCC}(t_f)$, связывающая напряжение σ_{eq} со временем до разрушения t_f , когда $\sigma_{eq} > \sigma_{th}^{IASCC}$, и не зависящая от дозы облучения.

Резюме

Розглянуто експериментальні дані щодо оцінки схильності опромінених аустенітних нержавіючих сталей до міжкристалітного корозійного розтріскування при контакті з теплоносієм I контуру ВВЕР. На основі аналізу даних запропоновано фізико-механічну модель розтріскування цих сталей. Розроблено методику оцінки довговічності елементів внутрішньокорпусних устаткувань за критерієм корозійного розтріскування, яка дозволяє проводити розрахунки при напружено-деформованому стані елемента і пошкодженій дозі, що змінюються у часі.

1. *Manahan M. P., Kohli R., Santucci J., and Sipushi P.* A phenomenological investigation of in-reactor cracking of type 304 stainless steel control rod cladding // J. Nucl. Eng. Design. – 1989. – **113**. – P. 297 – 321.
2. *Jacobs A. J. and Wozadlo G. P.* Stress corrosion testing of irradiated type 304SS under constant load // Proc. of NACE Annual Conf. Corrosion 91 (Cincinnati, March 11–15, 1991). – 1991. – P. 41/1–41/24.
3. *Massoud J.-P., Thamboch M., Brabec P., et al.* 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.
4. *Kocik J., Postler M., Zamboch M., et al.* Effect of neutron irradiation on microstructure and mechanical properties of VVER-type reactor vessel internals // Proc. Int. Symp. on Contribution of Materials Investigation to the Resolution of Problems Encountered in Pressurized Water-Reactors (Fontevraud, Sept. 23–27, 2002). – 2002.
5. *Was G. S. and Bruemmer S. M.* Effect of irradiation on intergranular stress corrosion cracking // J. Nucl. Mater. – 1994. – **216**. – P. 326 – 347.
6. *Furutani G., Nakajima N., Konishi T., and Kodama M.* Stress corrosion cracking of irradiated 316 stainless steel // Ibid. – 2001. – **288**. – P. 179 – 186.
7. *Suzuki I., Koyama M., Kanasaki H., et al.* Stress corrosion cracking of irradiated stainless steels in simulate pressurized water reactor water // Proc. of 4th Int. Conf. on Nuclear Engineering (ICONE-4). – 1996. – **5**. – P. 205 – 213.

8. *Garzarolli F., Alter D., Dewes P., and Nelson J. L.* Deformability of austenitic stainless steels and Ni-base alloys in the core of a boiling and pressurized water reactor // Proc. of 3rd Int. Symp. on *Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors*. – 1988. – P. 657 – 664.
9. *Kanasaki H., Okubo T., Satoh I., et al.* Fatigue and stress corrosion cracking behaviors of irradiated stainless steels in PWR primary water // Proc. of 5th Int. Conf. on Nuclear Engineering. – France, 1997. – P. 217 – 226.
10. *Yonezawa T., Fujimoto K., Kanasaki H., et al.* SCC susceptibility of irradiated austenitic stainless steels for PWR // Proc. of 8th Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. – 1997. – P. 823 – 830.
11. *Fukuya K., Nakano M., Fujii K., and Torimaru T.* Role of radiation induced grain boundary segregation in irradiation assisted stress corrosion cracking // J. Nucl. Sci. Technol. – 2004. – **41**. – P. 594 – 600.
12. *Jacobs A. J., Wozadlo J. P., Nakata K., et al.* Radiation effects on the stress corrosion and other selected properties of type 304 and type 316 stainless steel // Proc. of 3rd Int. Symp. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors. – 1988. – P. 673 – 680.
13. *Scott P.* Review of irradiation assisted stress corrosion cracking // J. Nucl. Mater. – 1994. – **211**. – P. 101 – 122.
14. *Bailat C., Groschel F., and Victoria M.* Deformation modes of proton and neutron irradiated stainless steels // J. Nucl. Mater. – 2000. – **276**. – P. 283 – 288.
15. *Pokor C., Brechet Y., Dubuisson P., et al.* Irradiation damage in 304 and 316 stainless steels: experimental investigations and modeling. Pt. II. Irradiation induced hardening // *Ibid.* – 2004. – **326**. – P. 30 – 37.
16. *Edwards D., Simonen E., Bruemmer S., and Efsing P.* Comparison of microstructural evolution in LWR and fast-reactor irradiations of AISI 304 and 316 stainless steels // Proc. of 6th Int. Symp. on Contribution of Materials Investigation to Improve the Safety and Performance of LWRs (Fontevraud, Sept. 18–20, 2006). – 2006. – P. 603 – 614.
17. *Toivonen A., Aaltonen P., Karlsen W., et al.* Postirradiation SCC investigations on highly-irradiated core internals component materials // Proc. of 16th Int. Symp. on Contribution of Materials Investigation to Improve the Safety and Performance of LWRs (Fontevraud, Sept. 18–20, 2006). – 2006. – P. 567 – 579.
18. *Takakura K., Nakata K., Kubo N., et al.* IASCC evaluation method of irradiated cold worked 316SS baffle former bolt in PWR primary water // Proc. of the ASME Pressure Vessels and Piping Division Conf. (PVP 2009). – Prague, 2009. – PVP2009-77279.
19. *Fukuya K., Nakano M., Fujii K., and Torimaru T.* IASCC susceptibility and slow tensile properties of highly-irradiated 316 stainless steel // J. Nucl. Sci. Technol. – 2004. – **41**. – P. 673 – 681.

20. *Nishioka H., Fukuya K., Fujii K., and Torimaru T.* IASCC initiation in highly irradiated stainless steels under uniaxial constant load conditions // *Ibid.* – 2008. – **45**, No. 10. – P. 1072 – 1077.
21. *Conermann J., Shogan R., Fujimoto K., et al.* Irradiation effects in a highly irradiated cold worked stainless steel removed from a commercial PWR // *Proc. of 12th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors (Salt Lake City, Utah, August 14–18, 2005).* – 2005. – P. 277 – 287.
22. *Freyer P., Mager T., and Burke M.* Hot cell crack initiation testing of various heats of highly irradiated 316 stainless steel components obtained from three commercial PWRs // *Proc. of 13th Int. Conf. on Environmental Degradation of Materials in Nuclear Power Systems-Water Reactors (Banff, Alberta, Canada, August 19–23, 2007).* – 2007. – Paper No. P0034.
23. *Nishioka H., Fukuya K., Fujii K., and Kitsunai Y.* Deformation structure in highly irradiated stainless steels // *J. Nucl. Sci. Technol.* – 2008. – **54**, No. 4. – P. 274 – 287.
24. *Bruemmer S. M. and Simonen E. P.* Radiation hardening and radiation-induced chromium depletion effects on intergranular stress corrosion cracking in austenitic stainless steel // *Corrosion.* – 1994. – **50**, No. 12. – P. 940 – 946.
25. *Jenssen A., Ljungberg L. G., Walmsley J., and Fisher S.* Importance of Molybdenum on irradiated-assisted stress corrosion cracking in irradiated stainless steels // *Ibid.* – 1998. – **54**, No. 1. – P. 48 – 60.
26. *Bruemmer S. M., Charlot L. A., and Atteridge D. G.* Sensitization development in austenitic stainless steels – measurement and prediction of thermomechanical history effects // *Ibid.* – 1987. – **44**, No. 7. – P. 427 – 434.
27. *Jacobs A. J., Wozadlo J. P., Nakata K., et al.* Grain boundary composition and irradiation-assisted stress corrosion cracking resistance in type 348 stainless steel // *Ibid.* – 1994. – **50**. – P. 731 – 740.
28. *Hanninen H., Aho-Mantila I., and Torronen K.* Environment sensitive cracking in pressure boundary materials of light water reactors // *J. Press. Vess. Piping.* – 1987. – **30**. – P. 253 – 291.
29. *Scott P. M.* Environment-assisted cracking in austenitic components // *Ibid.* – 1996. – **65**. – P. 255 – 264.
30. *Arioka K., Yamada T., Terachi T., and Staehle R. W.* Intergranular stress corrosion cracking behavior of austenitic stainless steels in hydrogenated high-temperature water // *Corrosion.* – 2006. – **62**, No. 1. – P. 74 – 83.
31. *Arioka K., Yamada T., Terachi T., and Chiba G.* Influence of carbide precipitation and rolling direction on intergranular stress corrosion cracking of austenitic stainless steels in hydrogenated high-temperature water // *Ibid.* – No. 7. – P. 568 – 575.
32. *Arioka K., Yamada T., Terachi T., and Chiba G.* Cold work and temperature dependence of stress corrosion crack growth of austenitic stainless steels in hydrogenated and oxygenated high-temperature water // *Ibid.* – 2007. – **63**, No. 12. – P. 1114 – 1123.

33. *Karzov G. P., Margolin B. Z., and Shvetsova V. A.* Physical-Mechanical Modeling for Fracture Process. – St. Petersburg: Polytechnica, 1993. – 391 p.
34. *Fedorova V. A. and Margolin B. Z.* Structural integrity assessment of WWER internals on stress corrosion cracking criterion // Proc. of the ASME Pressure Vessels and Piping Division Conference (PVR 2009). – Prague, 2009. – PVP2009-77095.
35. *Курсевич И. П., Марголин Б. З., Прокошев О. Ю., Кохонов В. И.* Механические свойства аустенитных сталей при нейтронном облучении: влияние различных факторов // *Вопр. материаловедения*. – 2006. – № 4 (48). – С. 55 – 68.

Поступила 09. 09. 2010