

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ «ЛОКАЛЬНОГО ПОДХОДА К РАЗРУШЕНИЮ» ДЛЯ ПРОГНОЗИРОВАНИЯ ВЛИЯНИЯ РАДИАЦИОННОГО ОБЛУЧЕНИЯ НА ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ РЕАКТОРНЫХ СТАЛЕЙ

С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков, В.А. Попович

Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев, Украина

Продемонстрирована возможность применения первопринципной версии «Локального подхода к разрушению» (ЛП) для прогнозирования падения трещиностойкости реакторных сталей после радиационного облучения. Показано, что в отличие от общепринятого ЛП предлагаемая версия «Локального подхода» позволяет не только получать температурную зависимость трещиностойкости облученной стали по результатам испытания малоразмерных образцов-свидетелей с надрезами, но и является удобным инструментом для анализа физических факторов, обуславливающих эффект изменения K_{IC} в результате радиационного охрупчивания. Последнее позволило выделить три основных фактора, приводящих к падению K_{IC} после облучения, а также проанализировать границы применимости «Master curve»-подхода.

ВВЕДЕНИЕ

Одной из проблем обеспечения безопасности работы корпусов реакторов атомных электростанций и прогнозирования их остаточного ресурса является прогнозирование уровня трещиностойкости реакторной стали после определенной дозы облучения. Существующие стандартные подходы к решению этой задачи (определение величины смещения критической температуры для заданного уровня ударной вязкости по Шарпи [1], использование «Master curve»-подхода [2,3]) имеют ряд недостатков, связанных с тем, что они являются эмпирическими по своей сути, поэтому неприменимы при переходе на новые марки реакторных сталей, а также для условий, когда наряду со смещением температурной зависимости трещиностойкости или ударной вязкости наблюдается изменение формы температурных зависимостей этих характеристик. Это, как правило, наблюдается при больших флюенсах, а также при наличии в стали или сварном шве критических концентраций примесей меди и никеля.

В последнее время интенсивно развивается новое направление в механике разрушения, которое получило название «Локальный подход к разрушению» (Local Approach to Fracture). Термин «Локальный подход» (ЛП) был введен в обиход группой французских ученых, взявших псевдоним BEREMIN [4]. В ряде развитых стран, таких как Франция, Англия, Великобритания, предпринимаются попытки ввести «Локальный подход к разрушению» в стандарты для расчета элементов конструкций и сооружений [5].

Основная идея ЛП заключается в описании процесса роста магистральной трещины исходя из анализа разрушения металла в окрестности ее вершины. В методическом плане это означает возможность прогнозирования трещиностойкости металла по результатам испытаний маломерных образцов с надрезами, поскольку критерий

локального разрушения, по определению, должен быть инвариантным к типу концентратора напряжений. Как было показано в работах [6-8], разрушение в вершине магистральной трещины инициируется в предельно малых объемах («Process zone»). Величина объема «Process zone», как правило, не превышает 1...50 мм³. Процесс хрупкого разрушения столь малых объемов поликристаллического металла носит ярко выраженный стохастический характер [7-9], поэтому для адекватного описания разрушения необходимо использовать статистический подход.

Центральной проблемой при формулировке статистического критерия разрушения является выбор вида функции вероятности разрушения представительного объема V_0 . В BEREMIN-версии ЛП используется простейший вариант двухпараметрического распределения. Более сложные распределения применяются в моделях, предложенных в работах [10-12], где предполагается, что причиной хрупкого разрушения является скол цементитных частиц. Как отмечал сам автор одной из таких моделей («WST-модели») [11], такой подход дает весьма приближенное описание разрушения, поскольку не учитывает роль пластической деформации в процессе инициирования разрушения, не принимаются во внимание также эффекты, связанные с размерами и ориентациями зерен и т.д.

Несмотря на существенный прогресс в использовании BEREMIN-версии ЛП, на сегодняшний день накопилось значительное количество экспериментальных данных, свидетельствующих об ограниченности ее концептуальной базы. На практике это проявляется в зависимости параметров распределения Вейбулла от геометрии концентратора напряжений и температуры испытаний [7]. Проблема заключается в феноменологическом подходе к выбору функции вероятности разрушения металла, а также постулировании инвариантности параметров распределения Вейбулла к виду напряженного

состояния и величине локальной пластической деформации перед надрезом или магистральной трещиной. В этой связи в работах [6-9] был предложен принципиально иной подход к решению рассматриваемой задачи, который заключается не в постулировании применимости распределения Вейбулла к описанию разрушения металлов, а в расчете вероятности разрушения исходя из первых принципов, т. е. из анализа элементарных актов разрушения, связанных с образованием, и потери устойчивости зародышевых трещин. В рамках такого подхода представляется возможным выразить параметры функции вероятности разрушения через константы металла, которые инвариантны к виду напряженно-деформированного состояния и характеризуют свойства собственно металла. Это создает предпосылки для использования предложенной версии ЛП как инструмента для исследования эффекта изменения трещиностойкости стали после радиационного облучения.

Цель статьи заключается в том, чтобы на примере корпусной реакторной стали 15X2МФА продемонстрировать эффективность применения предложенной первопринципной версии «Локального подхода» для прогнозирования влияния нейтронного облучения на уровень и характер температурной зависимости K_{IC} , а также дать физическую интерпретацию причин падения трещиностойкости реакторных сталей после нейтронного облучения.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Согласно современным представлениям физики разрушения рост магистральной трещины в металле происходит не путем прямого разрыва атомных связей в ее вершине, а путем разрушения металла в окрестности вершины макротрещины в результате образования и потери устойчивости зародышевых трещин. Эти зародышевые трещины возникают в локальной области (“Process zone”) перед вершиной магистральной трещины. Условия образования и потери устойчивости зародышевых трещин контролируются локальным полем напряжений и деформаций, создаваемым магистральной трещиной. В этом случае ключевой проблемой описания разрушения является определение вероятности потери устойчивости одной зародышевой трещины p_0 при заданном уровне напряжения σ_F :

$$p_0(\sigma_F) = p(\sigma_1 > \sigma_F; \bar{\epsilon} > \epsilon_c), \quad (1)$$

где σ_1 – величина главного локального (но макроскопического) напряжения; σ_F – критическое напряжение потери устойчивости зародышевой трещины; $\bar{\epsilon}$ – интенсивность локальных пластических деформаций; ϵ_c – критическое значение макроскопической деформации, начиная с которого в металле образуются зародышевые трещины.

В окрестности магистральной трещины или надреза поля напряжений и деформаций распределены неоднородно. В настоящее время для их расчета успешно используется метод конечных элементов. Выражение для вероятности p_i потери устойчивости не менее одной трещины в объеме металла, ограниченного одним конечным элементом, имеет вид:

$$p_i(\sigma_F) = 1 - [1 - p_0(\sigma_F)]^{V_i \rho_i}, \quad (2)$$

где V_i – объем i -го конечного элемента; ρ_i – плотность зародышевых трещин, образующихся в этом объеме металла.

Условие хрупкого разрушения всего образца с магистральной трещиной или надрезом, состоящих из M конечных элементов:

$$P_f = 1 - \prod_{i=1}^M [1 - p_i(\sigma_F)], \quad (3)$$

где P_f – допуск на вероятность рассматриваемого события.

При анализе температурных зависимостей трещиностойкости представляют интерес следующие значения допусков на вероятность разрушения: нижний предел 0.003; верхний предел 0.997; средняя величина $P_f = 0.5$.

Как отмечалось выше, отличительная черта первопринципного ЛП заключается в том, что функция вероятности разрушения может быть получена исходя из анализа образования и потери устойчивости зародышевых трещин в металле, которые играют такую же фундаментальную роль в процессе хрупкого разрушения металлов, как дислокации в процессе пластической деформации. Это означает, что основные закономерности разрушения металлов и сплавов можно описать исходя из анализа свойств и поведения зародышевых трещин.

На процесс разрушения стали в условиях концентрации напряжений определяющее влияние оказывают следующие свойства зародышевых трещин:

- зародышевые трещины не существуют в металле изначально, а образуются в процессе пластической деформации, поэтому процесс инициирования хрупкого разрушения всегда локализован внутри области пластической деформации, которая развивается в окрестности вершины концентратора;

- длина зародышевой трещины не является произвольной, ее размер задается размерами микроструктуры металла. В зависимости от химического состава стали и ее термообработки это может быть размер ферритного зерна, мартенситного или бейнитного пакета, диаметр карбидной частички. Указанное свойство зародышевых трещин очень важно, поскольку оно позволяет понять, каким образом размеры микроструктурных составляющих задают уровень хрупкой прочности стали R_{MC} , а также дает возможность установить связь между распределениями длин зародышевых трещин и

размеров действительных зерен или карбидных частиц в сталях [13];

– зародышевые трещины раскрываются в определенных кристаллографических плоскостях, в связи с чем их ориентационное распределение определяется параметрами кристаллографической текстуры. В свою очередь, распределение зародышевых трещин по ориентациям является одним из основных факторов, задающим степень анизотропии хрупкой прочности стали [14];

– зародышевые трещины имеют субмикроскопические размеры, как правило, их длина составляет 0.05...1 мкм. Это означает, что микронапряжения оказывают влияние на устойчивость зародышевых трещин в металле. К сожалению, эта проблема практически не анализировалась до настоящего времени. Как показано в работе [9], микронапряжения ξ_{ij} , создаваемые упругими деформациями зерен, и микронапряжения, генерируемые дислокациями ξ_{ij}^p , по-разному влияют на зародышевые трещины. В первом приближении напряжения ξ_{ij} однородны в пределах зерна и изменяются при переходе от зерна к зерну. Величина дисперсии этих напряжений пропорциональна макроскопическим главным напряжениям $\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$. Особенность влияния дислокационных микронапряжений заключается в том, что определяющее влияние на зародышевые трещины оказывают только те микронапряжения, которые действуют в момент образования зародышевых трещин и в области, где эти трещины образуются. В интервале малых пластических деформаций (0.005...0.10), которые предшествуют хрупкому (квазихрупкому) разрушению сталей, величина этих напряжений $\bar{\xi}$ растет с ростом предшествующей разрушению пластической деформации $\bar{\epsilon}$ ($\bar{\xi} \sim \sqrt{\bar{\epsilon}/d}$, где $\bar{\epsilon}$ в общем случае – интенсивность пластических деформаций). Соответственно в двумерном приближении выражение для величины критического растягивающего микронапряжения потери устойчивости зародышевой трещины имеет вид:

$$\xi_c = \frac{K}{\sqrt{a}} \varphi(\theta, \eta) - \bar{\xi}, \quad (4)$$

где K – коэффициент, характеризующий сопротивление разрушению кристаллической решетки в вершине зародышевой трещины; η – параметр микронапряженного состояния ($\eta = \xi_{22}/\xi_{11}$; ξ_{11} и ξ_{22} – главные микронапряжения); θ – угол между нормалью к плоскости зародышевой трещины и направлением действия главного растягивающего напряжения; $\varphi(\theta, \eta)$ – функция, описывающая влияние микронапряженного состояния и ориентации зародышевой трещины на величину критического напряжения ξ_c .

Еще одно очень важное свойство зародышевых трещин, которое не учитывается в существующих

моделях, заключается в том, что плотность этих трещин не является постоянной величиной. Она зависит от величины пластической деформации, предшествующей разрушению, и изменяется с изменением температуры испытания. В упрощенном виде влияние пластической деформации на плотность зародышевых трещин может быть описано зависимостью:

$$\rho = k_p \int_{\bar{\epsilon}_c}^{\bar{\epsilon}_R} f(\bar{\epsilon}) d\bar{\epsilon}, \quad (5)$$

где ρ – плотность зародышевых трещин; $f(\bar{\epsilon})$ – функция плотности распределения микропластических деформаций в поликристалле (как первое приближение можно использовать распределение Гаусса); k_p – коэффициент, который зависит от вероятности образования заблокированного дислокационного скопления критической длины, а также от размера зерна [9]; $\bar{\epsilon}_c$ – критическое значение интенсивности микропластической деформации, необходимой для образования зародышевых трещин; $\bar{\epsilon}_R$ – критическое значение величины микропластической деформации, при которой вместо образования зародышевой трещины, в вершине дислокационного скопления происходит релаксация напряжений. Эта деформация является структурно-чувствительной характеристикой. Ее величина зависит от состояния границ зерен. В первом приближении $\bar{\epsilon}_R \approx k_R \sigma_{0.2}^2$.

Как отмечалось в работах [8,9], зависимость плотности зародышевых трещин от величины пластической деформации и температуры испытаний является отличительной особенностью хрупкого (квазихрупкого) разрушения металлов в сравнении с разрушением таких хрупких материалов, как стекло, керамика, бетон и т.д. Согласно (2) это должно приводить к влиянию пластической деформации на величину масштабного эффекта, который является характерной особенностью локального разрушения. Перед надрезом или острой трещиной величина пластической деформации изменяется в широком интервале, поэтому влияние пластической деформации на величину масштабного эффекта и имеет принципиальное значение при разрушении металла в условиях концентрации напряжений.

На рис. 1 приведены полученные в [9] теоретические зависимости напряжения скола от объема металла при разных степенях, предшествующих разрушению пластической деформации.

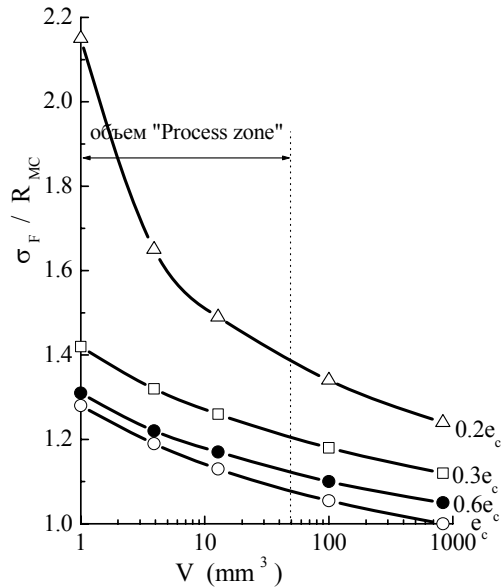


Рис. 1. Зависимость напряжения хрупкого разрушения поликристаллического железа σ_F от объема:

R_{MC} – хрупкая прочность стандартного $V = 900 \text{ мм}^3$ образца; e_c – критическая деформация ($e_c = 0.016$)

Из этих зависимостей следует, что при хрупком разрушении металла масштабный эффект проявляется наиболее существенно в области малых объемов, соответствующих типичным значениям объемов «Process zone» перед надрезом или острой трещиной. С другой стороны, именно в этом интервале значений объемов величина масштабного эффекта наиболее сильно зависит от степени пластической деформации.

В работе [9] была предложена статистическая модель, которая описывает хрупкое разрушение поликристаллических металлов на основе перечисленных выше свойств зародышевых трещин. В рамках такого подхода ключевое для ЛП выражение (1) имеет вид:

$$p_0(\sigma_F) = 0.5 \int_{\xi_c^{\min}}^{\xi_c^{\max}} f_1(\xi_c) \left[1 - \operatorname{erf} \left(\frac{\xi_c - \sigma_F}{\sqrt{2} I_\xi \sigma_F} \right) \right] d\xi_c, \quad (6)$$

где I_ξ – коэффициент вариации максимальных растягивающих микронапряжений; ξ_c^{\min} и ξ_c^{\max} – минимальные и максимальные значения критического микронапряжения потери устойчивости зародышевой трещины случайной ориентации и случайной длины; $f_1(\xi_c)$ – функция плотности распределения этих напряжений:

$$f_1(\xi_c) = \frac{dF_1(\xi_c)}{d(\xi_c)}, \quad (7)$$

где $F_1(\xi_c)$ – функция полной вероятности, которая может быть определена как [9]

$$F_1(\xi_c) = \int_{L_\eta} f_3(\eta) \left\{ \int_{L_\theta} f_4(\theta) \left[\int_{L_{\bar{\xi}}} \left(\int_a^{a_{\max}} f_5(a, \bar{\xi}) da \right) d\bar{\xi} \right] d\theta \right\} d\eta, \quad (8)$$

где $f_4(\theta)$ – и $f_3(\eta)$ – функции плотности распределения угла ориентации зародышевых трещин и параметра микронапряженного состояния η соответственно; $f_5(a, \bar{\xi})$ – функция совместного распределения длины зародышевой трещины a и величины дислокационных микронапряжений $\bar{\xi}$; L_η , L_θ и $L_{\bar{\xi}}$ – области изменения значений η , θ и $\bar{\xi}$, для которых выполняется условие:

$$a_{\min} \leq \left[\frac{K\phi(\theta, \eta)}{\xi_c - \bar{\xi}} \right]^2 \leq a_{\max}. \quad (9)$$

Подробное изложение математического аппарата, используемого в предложенной версии «Локального подхода», изложено в работах [6,9].

КОМПЬЮТЕРНОЕ МОДЕЛИРОВАНИЕ

Предложенный вариант ЛП основывается на моделировании макроразрушения исходя из анализа элементарных актов процесса хрупкого разрушения металла. Это позволяет использовать его для решения как материаловедческих задач, так и задач механики разрушения. В первом случае представляется возможным моделирование влияния параметров микроструктуры стали на уровень ее трещиностойкости в исходном и облученном состояниях. Применение первопринципного ЛП для решения второй задачи, связанной с прогнозированием изменения трещиностойкости реакторных сталей после нейтронного облучения, предполагает использование информации о стандартных свойствах облученной стали, определяемых на стандартных гладких образцах, а также данных о напряжении разрушения маломерных цилиндрических образцов с кольцевыми надрезами. Физический смысл процедуры выбора типа образцов и методики их испытания заключается в том, что для прогнозирования K_{IC} кроме определения стандартных свойств (предел текучести и показатель деформационного упрочнения) облученной стали необходимо получить информацию об уровне ее хрупкой прочности, а также о чувствительности напряжения хрупкого разрушения к изменению объема (масштабный эффект). Последнее обусловлено тем, что, как отмечалось выше, рост магистральной трещины связан с инициированием разрушения стали в предельно малом объеме «Process zone») в окрестности ее вершины. В самом общем случае (новая марка стали, сварные швы, большие флюенсы и т.п.) эта информация может быть получена на основе результатов испытаний маломерных цилиндрических образцов с кольцевыми надрезами. В тоже время имеющиеся экспериментальные данные по влиянию нейтронного облучения на реакторные стали показывают, что для типичных сталей типа 15X2МФА при флюенсах до 10^{20} нейтр./см² методика может быть значительно упрощена. Это связано в первую очередь с тем, что уровень

хрупкости этих сталей R_{MC} после облучения не изменяется (рис. 2).

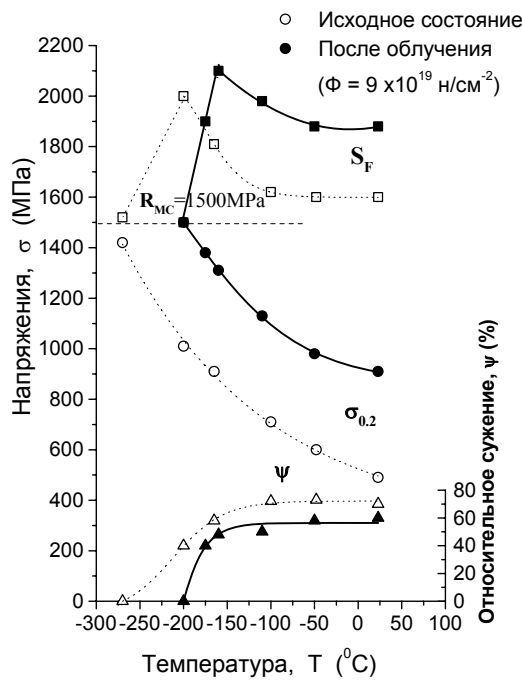


Рис. 2. Температурная зависимость механических свойств стали 15X2MFA в исходном и облученном состояниях

В этом, частном, случае достаточно провести испытания стандартных гладких облученных образцов с целью определения предела текучести

$\sigma_{0.2}$ и показателя деформационного упрочнения n , которые необходимы для расчета методом конечных элементов напряженно-деформированного состояния в вершине магистральной трещины в облученном металле. Что касается констант, входящих в модель разрушения стали (k_p – коэффициент, определяющий интенсивность генерации зародышевых трещин в стали; k_R – параметр, характеризующий эффект релаксации микронапряжений на границах зерен; ξ_c^{\min} – пороговое микронапряжение), то они могут быть определены на основе данных о температурной зависимости трещиностойкости стали в *исходном* (необлученном) состоянии и значении R_{MC} этой стали.

Возможности такого подхода продемонстрированы на рис. 3.

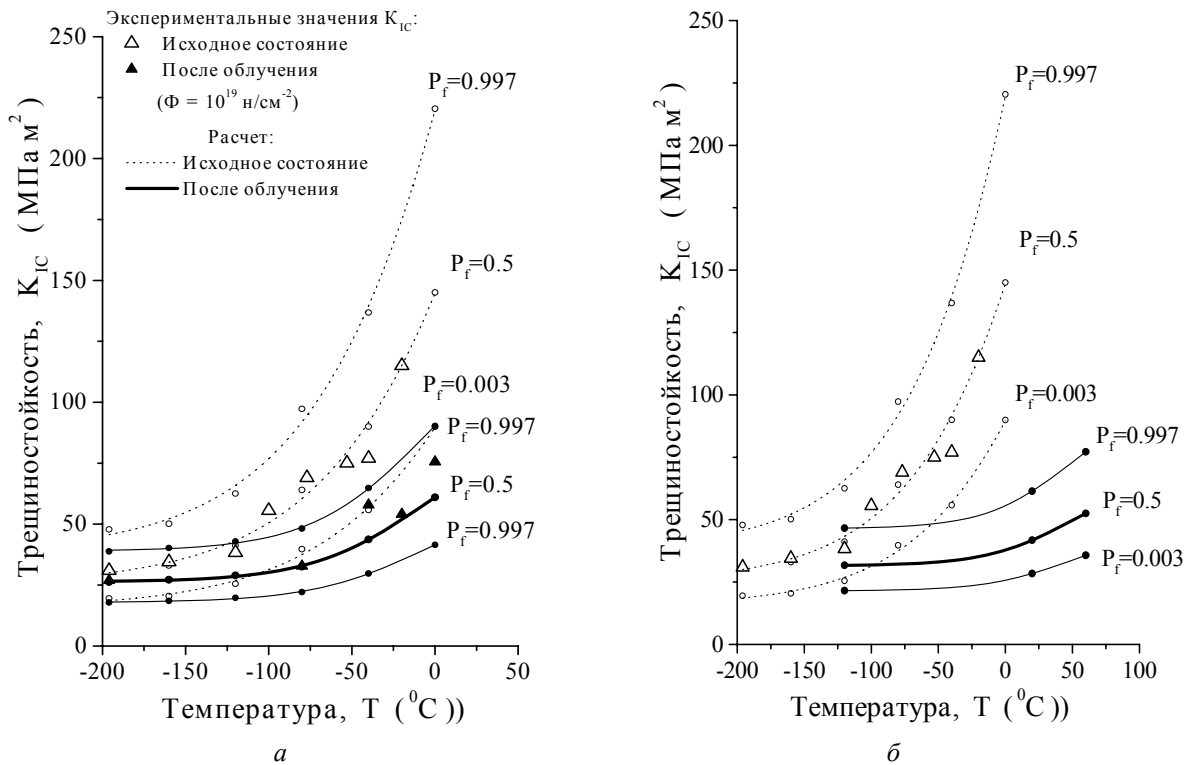


Рис. 3. Температурные зависимости K_{IC} стали 15X2MFA в исходном и облученном состояниях: а – $\Phi=10^{19}$ нейтр./см²; б – $\Phi=9 \cdot 10^{19}$ нейтр./см²

В качестве объекта моделирования использовалась сталь 15Х2МФА. Данные о механических свойствах этой стали в исходном состоянии и после нейтронного облучения ($T_{\text{обл}} \leq 100^{\circ}\text{C}$, $E > 1\text{МэВ}$) взяты из [15]. Алгоритм компьютерного моделирования влияния радиационного облучения на трещиностойкость стали приведен на рис. 4.

Используя экспериментальные данные для трещиностойкости K_{IC} стали в исходном состоянии при температурах -160 , -60 , -20°C и значение хрупкой прочности стали $R_{\text{мс}} = 1500\text{МПа}$ (см. рис. 2), были определены значения констант в зависимостях (4) и (5)¹.

На основе этих данных рассчитаны пределы разброса реакторной стали в исходном состоянии, а также предсказаны температурные зависимости трещиностойкости с наперед заданными значениями вероятности разрушения $P_f = 0,003$; $0,5$; $0,997$ для флюенсов 10^{19} и 9×10^{19} нейтр./см² (см. рис. 3).

ОБСУЖДЕНИЕ

Согласно полученным данным, результаты компьютерного моделирования хорошо согласуются с экспериментальной зависимостью трещиностойкости при флюенсе 10^{19} нейтр./см². При этом предсказывается значительное падение трещиностойкости стали при $\Phi = 9 \times 10^{19}$ нейтр./см², что находится в соответствии с общими закономерностями изменения K_{IC} при флюенсах порядка 10^{20} нейтр./см². В рамках первопринципной версии ЛП падение трещиностойкости стали после нейтронного облучения в общем случае вызвано действием следующих трех основных факторов:

- увеличением уровня растягивающих напряжений, действующих в момент образования зародышевых трещин;
- уменьшением величины порогового напряжения потери устойчивости зародышевых трещин;
- увеличением плотности образующихся зародышевых трещин.

¹ Значения других констант слабо зависят от микроструктуры стали, поэтому были использованы данные для железа.

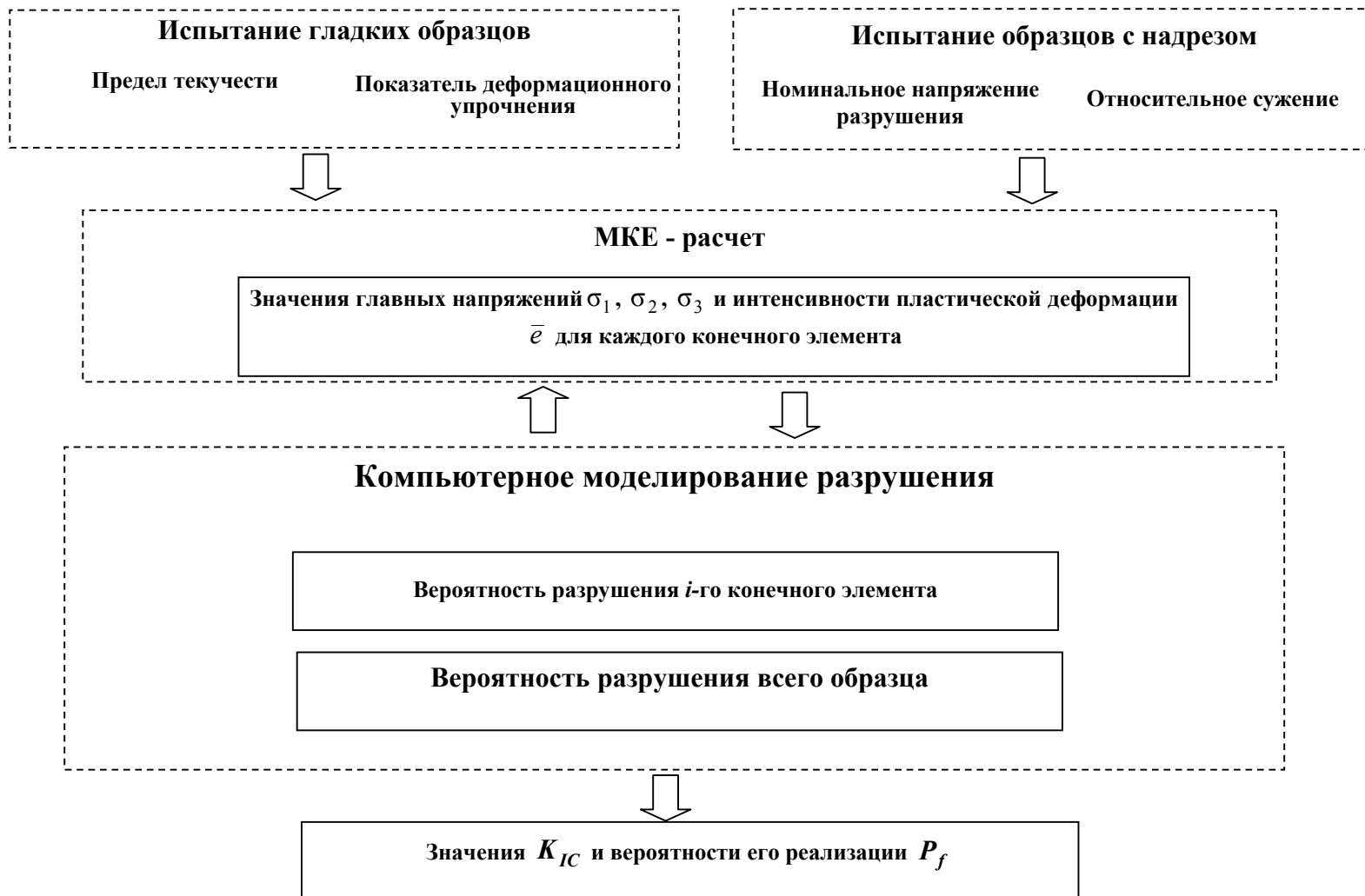


Рис. 4. Алгоритм расчета трещиностойкости облученной стали по результатам испытаний стандартных образцов и образцов с кольцевыми надрезами

Значительное увеличение предела текучести стали после нейтронного облучения является одним из основных факторов, приводящих к росту уровня растягивающих напряжений, действующих в момент образования зародышевых трещин. Это связано с тем, что пластическая деформация является необходимым условием образования зародышевых трещин, поэтому увеличение уровня растягивающих напряжений, при которых возникает зародышевые трещины, приводит к тому, что в окрестности вершины магистральной трещины они теряют устойчивость при меньших значениях приложенного K_I .

Уменьшение порогового напряжения потери устойчивости зародышевых трещин проявляется на макроуровне в уменьшении величины хрупкой прочности стали R_{MC} . Эффект изменения плотности зародышевых трещин может быть зафиксирован при испытании надрезанных образцов. На температурных зависимостях K_{IC} он должен проявляться в уменьшении наклона этой зависимости после нейтронного облучения. Экспериментальные данные и результаты моделирования процесса разрушения показали, что применительно к стали 15X2МФА основной причиной влияния нейтронного облучения на уровень ее трещиностойкости является первый эффект, связанный с увеличением предела текучести рассматриваемой стали. Необходимо отметить, что в данном, частном, случае наблюдается практически параллельный сдвиг температурной зависимости K_{IC} , что позволяет использовать в первом приближении стандартный подход, основанный на концепции "Master Curve" [3]. Однако в отличие от предлагаемой версии ЛП стандартная методика требует дополнительного проведения испытаний образцов-свидетелей с трещинами. В тоже время следует подчеркнуть, что в случае реализации при облучении стали перечисленных выше второго и третьего факторов постулат о параллельном сдвиге кривой " $K_{IC} - T$ " является неправомерным.

ВЫВОДЫ

1. В рамках предложенной версии «Локального подхода» падение трещиностойкости стали после нейтронного облучения можно объяснить действием следующих трех основных факторов:

- увеличением уровня растягивающих напряжений, действующих в момент образования зародышевых трещин;
- уменьшением порогового уровня напряжения потери устойчивости зародышевых трещин;
- увеличением плотности образующихся зародышевых трещин.

2. Эффект увеличения уровня растягивающих напряжений, действующих в момент образования зародышевых трещин, является основной причиной

уменьшения трещиностойкости стали 15X2МФА при флюенсах до 10^{20} нейтр./см².

3. Физический смысл процедуры выбора типа образцов-свидетелей и методики их испытания заключается в том, что для прогнозирования изменения K_{IC} после облучения кроме определения стандартных свойств (предела текучести и показателя деформационного упрочнения) облученной стали необходимо получить информацию об уровне ее хрупкой прочности, а также о чувствительности напряжения хрупкого разрушения к изменению величины локального объема, где инициируется разрушение. В самом общем случае (новые марки сталей, сварные швы, большие флюенсы и т.п.) эта информация может быть получена на основе результатов испытаний облученных цилиндрических образцов с кольцевыми надрезами.

ЛИТЕРАТУРА

1. *ASME Boiler and Pressure Vessel Code. Section IX.* New York, American Society of Mechanical Engineers, 1968.
2. *ASNV 1921-97 Standard test method for determination of reference temperature T_0 .* Annual Book of ASTM Standards. 1998, v. 03.01, p. 1068–1084.
3. Kim Wallin Master curve analysis of the "Euro" fracture toughness dataset // *Engineering Fracture Mechanics.* 2002, v. 69, p. 451–481.
4. F.M. Beremin. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // *Met. Trans.* 1983, v. 14A, p. 2277–2287.
5. Foreword 1998 TWI/HSE Structural Integrity Seminar Micromechanical failure models for fracture predictions // *Engineering Fracture Mechanics.* 2000, v. 67, p. 1–2.
6. С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков. Основы физической теории квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в неоднородных полях, создаваемых концентраторами напряжений // *Металлофизика и новейшие технологии.* 1998, т. 20, №4, с. 46–58.
7. S. Kotrechko. Physical fundamentals of local approach to analysis of cleavage fracture // *Transferability of Fracture Mechanical Characteristics.* Ed.: Ivo Dlouhy, Kluwer Academic Publishers. 2002, p. 135–150.
8. С.А. Котречко. Локальный подход к анализу хрупкого разрушения и его физическая интерпретация // *Проблемы прочности.* 2003, №4, с. 14–31.
9. С.А. Котречко. Статистическая модель хрупкого разрушения поликристаллических металлов // *Металлофизика и новейшие технологии.* 1994, т. 16, №10, с. 37–49.
10. Lin Tsan, A.G. Evance and Ritchie. Statistical analysis of cleavage fracture ahead of sharp cracks and

rounded notched // *Acta metall.* 1986, v. 34, p. 2205–2216.

11. K. Wallin. Irradiation Damage Effects on the Fracture Toughness Transition Curve Shape for Reactor Pressure Vessel Steels // *Int. J. Pres. Ves. & Piping* 1993, v. 55, p. 61–79.

12. B.Z. Margolin, A.G. Gulenco, V.A. Shvetsova. Improved probabilistic model for fracture toughness prediction based for nuclear pressure vessel steels // *Int J Pressure Vessels Piping*. 1998, v. 75, p. 843–855.

13. Ю.Я. Мешков, Г.С. Пахаренко. *Структура металла и хрупкость стальных конструкций*. Киев: «Наукова думка», 1985, 268 с.

14. S. Kotrechko, V. Dnieprenko. () Nucleation of micro-cracks for polycrystalline metal with anisotropy: micro-stress evaluation // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics*. 2003, v. 403, p. 271–277.

15. Ю.Ф. Баландин. *Конструкционные материалы АЭС*. М.: «Энерглатомиздат», 1984, 275 с.

ВИКОРИСТАННЯ «ЛОКАЛЬНОГО ПІДХОДУ ДО РУЙНУВАННЯ» ДЛЯ ПРОГНОЗУВАННЯ ВПЛИВУ РАДІАЦІЙНОГО ОПРОМІНЕННЯ НА ТРИЩИНІЙКІСТЬ РЕАКТОРНИХ СТАЛЕЙ

S.O. Kotrechko, Yu.Ya. Meshkov, V.A. Popovich

Продемонстровано можливість застосування першопринципної версії «Локального підходу до руйнування» (ЛП) для прогнозування падіння тріщиністійкості реакторних сталей після радіаційного опромінення. Показано, що на відміну від загальноприйнятого ЛП, запропонована версія «Локального підходу» дозволяє не тільки отримувати температурну залежність тріщиністійкості опроміненої сталі за результатами випробувань малорозмірних зразків-свідків з надрізами, але й являється зручним інструментом для аналізу фізичних факторів, які зумовлюють ефект зміни K_{IC} в результаті радіаційного окрихчення. Останнє дозволяє виділити три основні фактори, які призводять до падіння K_{IC} після опромінення, а також проаналізувати границі застосування «Master-curve» -підходу

“LOCAL APPROACH TO FRACTURE” APPLICATION TO PREDICT IRRADIATION EFFECT ON FRACTURE TOUGHNESS OF PRESSURE VESSEL STEELS

S.A. Kotrechko, Yu.Ya. Meshkov, V.A. Popovich

Possibility of employment of first-principle «Local Approach to Fracture» to predict decrease in fracture toughness of pressure vessel steels after irradiation is represented in this work. It is shown that unlike conventional version of Local Approach, the offered one enables not only obtaining of temperature dependence of fracture toughness of irradiated steel by the results of testing of small-size surveillance specimens, but it is convenient method to analyse physical nature of change in K_{IC} as a result of irradiation embrittlement. The latter has allowed indication of three main factors giving rise to decrease in K_{IC} after irradiation as well as analysis of limits of validity of «Muster curve»-approach.