

Подход к прогнозированию предельного состояния металла корпуса реактора в рамках концепции механической стабильности

С. А. Котречко¹, Ю. Я. Мешков

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

¹ kotr@imp.kiev.ua

Разработан принципиально новый подход к прогнозированию радиационного ресурса корпуса реактора, особенность которого заключается в том, что предельное значение флюенса нейтронов определяется не по косвенной характеристике (критическому сдвигу температуры разрушения образца Шарпи), а непосредственно по условию инициирования хрупкого разрушения облученной стали в локальной области у вершины трещиноподобного дефекта в стенке корпуса реактора. Предложен критерий инициирования локального разрушения в результате потери стабильности пластического состояния облученного металла в "process zone" в окрестности макротрещины при аварийном нагружении корпуса реактора (термошоке). Возможности нового подхода проиллюстрированы на примере прогнозирования критического флюенса нейтронов для корпуса реактора типа ВВЭР-1000.

Ключевые слова: корпусная сталь, флюенс нейтронов, вязкость разрушения, метод Master curve, хрупкая прочность, механическая стабильность.

Введение. Одной из актуальных задач ядерной энергетики является необходимость переназначения (продления) ресурса большинства действующих ныне энергетических реакторов. Суть этой проблемы заключается в том, что в основу существующей нормативной базы положены теоретические представления и экспериментальные методы определения прочности и пластичности, которые были сформулированы еще в 70–80 гг. прошлого века. В рамках такого подхода в качестве меры хрупкости стали используется критическая температура, определяемая при испытании на ударный изгиб образцов Шарпи как в исходном, так и облученном состоянии [1]. Степень радиационного охрупчивания стали оценивается по величине сдвига критической температуры ΔT_F . При прогнозировании предельного состояния корпуса реактора за основу берут величину критической температуры $T_{к.а}$, при которой существующая или нормативная трещина в стенке корпуса реактора может потерять устойчивость в условиях аварийного нагружения (термошока). Таким образом, по сути, величина ресурса определяется как разница между критической температурой стали в исходном (необлученном) состоянии $T_{к0}$ и значением $T_{к.а}$. В строгой постановке сопоставление этих температур некорректно, поскольку они характеризуют механическое поведение металла при разных скоростях деформации и разном напряженно-деформированном состоянии (НДС) (в первом случае – НДС в вершине надреза в малоразмерном образце Шарпи ($T_{к0}$), во втором – НДС в окрестности полуэллиптической трещины в стенке корпуса реактора ($T_{к.а}$). При инженерных расчетах вызванные этими несоответствиями погрешности компенсируются значительным консерватизмом расчетов. Однако такой подход ограничивает возможности продления ресурса корпусов реактора. В связи с этим уменьшение консерватизма

расчетов является одним из резервов продления ресурса, чего можно достичь путем разработки методик, позволяющих адекватно оценить способность облученной стали сопротивляться хрупкому разрушению при ее нагружении в корпусе реактора.

В настоящее время предпринимаются попытки преодолеть указанные недостатки путем использования методов механики разрушения [2–6], однако это направлено в основном на получение корректных значений вязкости разрушения K_{Jc} при мелкомасштабной текучести по результатам испытаний малоразмерных образцов-свидетелей. Решение этой задачи заключается в разработке методики учета эффекта потери стеснения пластической деформации в вершине трещины в образце-свидетеле и статистического масштабного эффекта, суть которого состоит в увеличении значения K_{Jc} с уменьшением длины фронта трещины. В то же время при прогнозировании радиационного ресурса корпуса реактора температурная зависимость K_{Jc} используется только для уточнения величины T_{k0} [7, 8]. При этом ΔT_F определяется, как и ранее [6], по результатам испытаний на ударный изгиб образцов Шарпи. Таким образом, применение методов механики разрушения реализуется в рамках методологии, согласно которой степень радиационного охрупчивания стали оценивается непрямым методом по величине ΔT_F , а радиационный ресурс – по разнице между значениями $T_{к.а}$ и $T_{к0}$. Более последовательным подходом, на наш взгляд, является прогнозирование предельного состояния корпуса реактора исходя из определения уровня пластичности облученного металла непосредственно в локальной области у вершины трещиноподобного дефекта, где инициируется хрупкое разрушение металла. В этом заключается основная идея новой методологии описания предельного состояния корпуса реактора с трещиной и прогнозирования его радиационного ресурса. Методология основана на локальном подходе к разрушению и разработанных в его рамках представлениях о стабильности пластического состояния металла [9–12].

Цель настоящей работы состоит в изложении основных положений предлагаемой методологии и иллюстрации ее возможностей на примере прогнозирования предельной величины флюенса нейтронов для корпуса реактора ВВЭР-1000.

Теоретические представления. Как известно, в подавляющем большинстве случаев хрупкое разрушение элементов конструкций инициируется в локальных областях металла в окрестности концентраторов напряжений. Следовательно, основная идея локального подхода к разрушению [13–16] состоит в решении двух основных задач: формулировка критерия инициирования хрупкого разрушения металла в локальной области (process zone (PZ)) в вершине концентратора (обычно – макротрещины) и установление связи между локальными и глобальными характеристиками разрушения. Как правило, в качестве глобальной характеристики используют значение вязкости разрушения K_{Ic} (K_{Jc}).

Ранее [15, 16] сформулирован обобщенный стохастический критерий хрупкого разрушения металла в условиях концентрации напряжений. Для инженерных расчетов этот критерий удобно представить как отношение критической величины локального напряжения σ_f , необходимого для иници-

ирования разрушения в PZ, к значению растягивающих напряжений σ_{11} , действующих в этой зоне при заданной величине приложенной нагрузки:

$$P_{ms} = \frac{\sigma_f}{\sigma_{11}}. \quad (1)$$

В силу стохастической природы хрупкого разрушения металла [4, 9] напряжение σ_f является мерой локальной прочности металла в точке, где значение вероятности инициирования разрушения достигает максимальной величины [10, 16], соответственно σ_{11} – уровень локальных растягивающих напряжений, действующих в этой точке. Значение $P_{ms} \leq 1$ отвечает условию инициирования разрушения, $P_{ms} > 1$ – безопасному нагружению корпуса реактора, содержащего трещиноподобный дефект.

Микромеханизм инициирования хрупкого разрушения заключается в том, что при упругом (в среднем) нагружении корпуса реактора у вершины макротрещины возникает область локальной текучести. Как известно, пластическая деформация металла сопровождается образованием зародышевых трещин. Если зародышевые трещины устойчивы ($P_{ms} > 1$), то локальная деформация в вершине трещины не представляет опасности с точки зрения инициирования хрупкого разрушения. В противном случае, когда образующиеся зародышевые трещины теряют устойчивость и начинают катастрофически расти ($P_{ms} \leq 1$), пластическое состояние металла в PZ нестабильное, поскольку появление локальной текучести приводит к инициированию разрушения. Таким образом, параметр P_{ms} служит количественной мерой стабильности пластического состояния и назван “параметром механической стабильности” [9–11].

Как отмечалось выше, одна из основных задач локального подхода к разрушению – установление связи локальных характеристик разрушения с глобальными, которые можно непосредственно измерить в эксперименте. Локальная прочность σ_f является стохастической характеристикой металла, поэтому ее значение зависит не только от микроструктуры металла, но и от количества зародышевых трещин, образующихся в PZ. Поскольку с уменьшением объема PZ значение σ_f увеличивается, его целесообразно выразить через величину хрупкой прочности металла R_{mc} , которая экспериментально определяется как минимальное напряжение разрушения в интервале температур вязкохрупкого перехода при одноосном растяжении стандартного образца объемом $V \approx 1000 \text{ мм}^3$ [10, 15, 16]:

$$\sigma_f = k_v R_{mc}, \quad (2)$$

где k_v – коэффициент, характеризующий локальный масштабный эффект при хрупком разрушении. Его величина зависит от интенсивности образования зародышевых трещин в единице объема, глубины PZ и длины фронта трещины. Закономерности изменения k_v с уменьшением радиуса надреза приведены в работах [17, 18]. В общем случае значение k_v для трещины изменяется в интервале 1,7...1,9.

Величину локальных растягивающих напряжений σ_{11} можно представить следующим образом:

$$\sigma_{11} = j\sigma_{0,2} \left(\frac{e_f}{0,002} \right)^n, \quad (3)$$

где j – величина жесткости напряженного состояния, $j = \sigma_{11}/\sigma_i$; σ_i – интенсивность напряжений [19]; $\sigma_{0,2}$ – предел текучести; e_f – величина локальной деформации в точке, где реализуется σ_f (для стальных образцов с трещиной в интервале температур вязкохрупкого перехода значение $e_f \approx \approx 0,02$).

Подставляя (3) и (2) в (1) с учетом, что $e_f \approx 0,02$, получаем

$$P_{ms} = \frac{K_{ms}}{q_\sigma}, \quad (4)$$

где K_{ms} – коэффициент механической стабильности,

$$K_{ms} = \frac{R_{mc}}{\sigma_{0,2} \cdot 10^n}; \quad (5)$$

q_σ – параметр, характеризующий степень охрупчивания металла в локальной области у вершины трещины (параметр охрупчивающего действия трещины),

$$q_\sigma = \frac{j}{k_v}. \quad (6)$$

Коэффициент K_{ms} характеризует уровень стабильности пластического состояния металла в условиях одноосного растяжения и однозначно определяется его механическими свойствами при одноосном растяжении. Параметр q_σ показывает, во сколько раз величина механической стабильности в вершине макротрещины ниже “исходного уровня при одноосном растяжении”.

Как известно, при мелкомасштабной текучести распределение напряжений и деформаций в окрестности вершины трещины в первом приближении определяется величиной отношения $J_1/\sigma_{0,2}$, где J_1 – значение J -интеграла при нормальных к плоскости трещины смещениях. Это позволяет установить связь локального параметра q_σ с глобальной характеристикой нагружения K_I в рамках изложенной ниже калибровочной процедуры.

Влияние нейтронного облучения на предельное состояние корпуса реактора с трещиноподобными дефектами обусловлено двумя моментами: уменьшение величины локальной прочности σ_f , что, как правило, наблюдается при переходе от транскристаллитного к интеркристаллитному разрушению при радиационно-стимулированном выделении сегрегаций фосфора на границах зерен, и радиационное упрочнение стали. Для сталей и сварных швов реакторов типа ВВЭР-1000, которые имеют низкое содержание фосфора,

основным результатом облучения является радиационное упрочнение. При прогнозировании радиационного упрочнения корпусных реакторных сталей обычно используется степенная зависимость [20–23]

$$\Delta\sigma_{0,2} = B_h(\Phi/10^{22})^m, \quad (7)$$

где Φ – величина флюенса нейтронов в м^{-2} ; B_h и m – коэффициент и показатель радиационного упрочнения соответственно.

С учетом (7) выражение для параметра механической стабильности облученной стали P_{ms}^{ir} можно представить следующим образом:

$$P_{ms}^{ir} = \frac{K_{ms}}{q_\sigma q_{ir}}. \quad (8)$$

Здесь q_{ir} – силовой эквивалент радиационного охрупчивания,

$$q_{ir} = \left[1 + \frac{B_h}{\sigma_{0,2}} \left(\frac{\Phi}{10^{22}} \right)^m \right] \cdot 10^{n^{ir}-n}, \quad (9)$$

где n^{ir} – показатель деформационного упрочнения облученной стали.

Зависимость (8) позволяет прогнозировать достижение предельного состояния корпуса реактора по условию исчерпания стабильности пластического состояния ($P_{ms} = 1$) облученной корпусной стали в PZ в окрестности вершины трещиноподобного дефекта. Согласно (8) и (9) выражение для критической величины флюенса нейтронов Φ_c , определяющего радиационный ресурс реактора, имеет вид¹⁾

$$\Phi_c = \left[\frac{\sigma_{0,2}}{B_h} \left(\frac{K_{ms} \cdot 10^{n-n^{ir}}}{q_\sigma} - 1 \right) \right]^{1/m} \cdot 10^{22}. \quad (10)$$

Методика экспериментального определения K_{ms} и q_σ . Для определения уровня стабильности пластического состояния стали в необлученном состоянии при одноосном растяжении достаточно провести низкотемпературные испытания стандартных цилиндрических образцов (рис. 1). По результатам этих испытаний находятся значения стандартных механических характеристик, таких как условный предел текучести $\sigma_{0,2}$, истинное напряжение разрушения в шейке S_k , показатель деформационного упрочнения n , относительное сужение в шейке ψ , а также уровень хрупкой прочности металла $R_{мс}$. На основании полученных данных рассчитываются значения K_{ms} (5) для всего интервала температур испытания (рис. 2).

¹⁾ В первом приближении разностью между n^{ir} и n можно пренебречь, что упрощает расчеты.

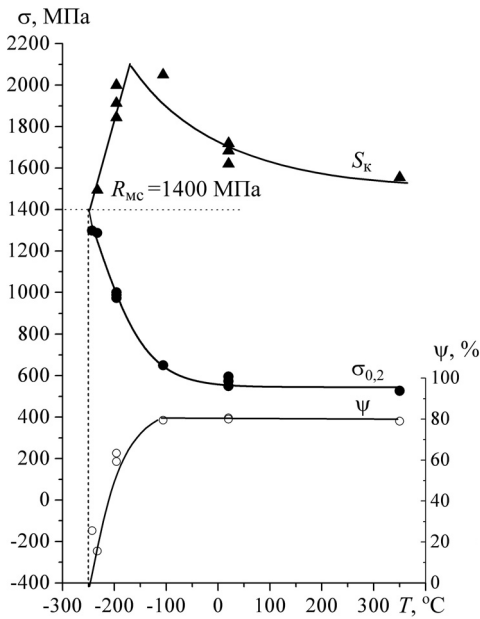


Рис. 1

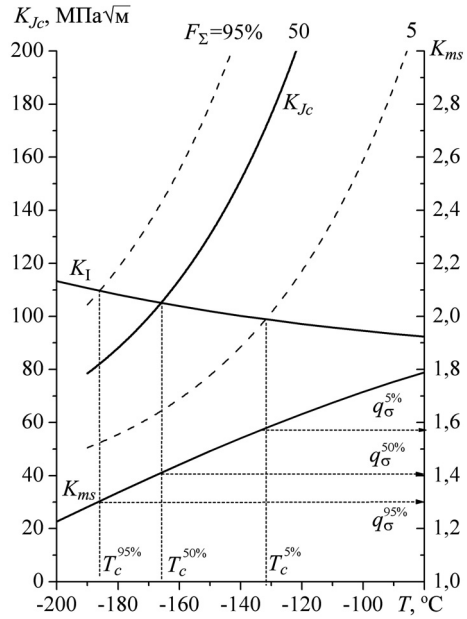


Рис. 2

Рис. 1. Температурная зависимость механических свойств корпусной стали 15X2NMFA-A.
 Рис. 2. Температурные зависимости вязкости разрушения K_{Jc} образца Шарпи с трещиной, величины K_I при $J_1/\sigma_{0,2} = 2\delta_1 = 0,052$ мм и механической стабильности K_{ms} стали 15X2NMFA-A: F_Σ – допуск на вероятность разрушения; T_c – критическая температура разрушения образца с трещиной при заданном уровне нагрузки K_I и вероятности разрушения F_Σ .

Суть методики экспериментального определения параметра q_σ , характеризующего охрупчивающее действие трещины, заключается в том, что при разрушении ($P_{ms} = 1$) данный параметр численно равен значению K_{ms} при определенной температуре T_c , вычисляемой при фиксированном значении $J_1/\sigma_{0,2}$ (рис. 2). Следовательно, T_c находится как точка пересечения температурной зависимости вязкости разрушения K_{Jc} с зависимостью K_I , которая соответствует заданной величине $J_1/\sigma_{0,2}$:

$$K_I = \sqrt{\frac{2\delta_1 E \sigma_{0,2}}{(1 - \nu^2)}}, \quad (11)$$

где E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона; $2\delta_1 = J_1/\sigma_{0,2}$.

Эта процедура позволяет увязать локальную характеристику q_σ с глобальной K_{Jc} . Поскольку, как отмечалось выше, локальная прочность σ_f является стохастической величиной, значение q_σ должно определяться с наперед заданной вероятностью (рис. 2). Еще одна особенность параметра q_σ – его зависимость от объема PZ, а значит, и длины фронта трещины, что в результате дает возможность описать влияние размеров трещиноподобных дефектов на величину критического флюенса нейтронов Φ_c . При проведении соответствующих калибровочных процедур для q_σ целесообразно использовать

метод Master curve (стандарт ASTM E1921), согласно которому температурную зависимость K_{Jc} можно построить по результатам испытаний небольшого количества образцов-свидетелей при одной или нескольких температурах. Кроме того, в рамках этого метода получена зависимость K_{Jc} от длины фронта трещины.

Согласно стандарту ASTM E1921 получим

$$K_{Jc}^{1T} = 30 + 70 \exp[-0,019(T - T_0)], \quad (12)$$

где K_{Jc}^{1T} – значение вязкости разрушения для стандартного 1Т образца при вероятности разрушения $F_{\Sigma} = 0,5$; T_0 – эталонная температура, при которой $K_{Jc}^{1T} = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

Зависимость K_{Jc} от B и вероятности разрушения F_{Σ} может быть описана выражением

$$K_{Jc}(B, F_{\Sigma}) = 20 + (K_{Jc}^{1T} - 20) \left[\frac{B_0 \ln(1 - F_{\Sigma})}{B \ln(0,5)} \right]^{0,25}, \quad (13)$$

где $B_0 = 25,4 \text{ мм}$ – толщина стандартного 1Т-СТ образца.

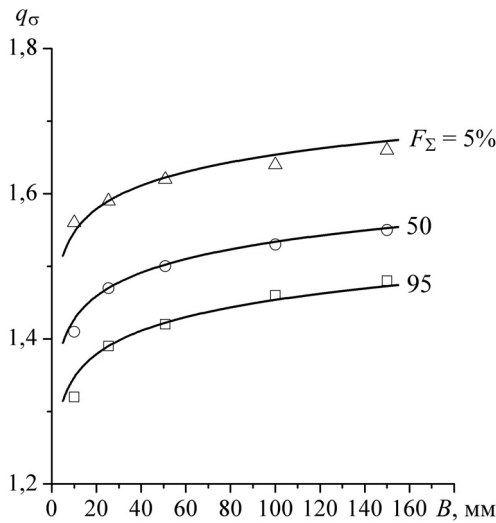


Рис. 3. Влияние длины фронта трещины B на величину параметра охрупчивающего действия трещины q_{σ} с учетом значения вероятности разрушения F_{Σ} . (Сплошные линии – аппроксимационная зависимость (14) при $b = 0,093$.)

Учет выражения (13) в рамках изложенной выше методики (рис. 2) позволяет построить зависимость q_{σ} от длины фронта трещины B (рис. 3). В первом приближении эта зависимость может быть аппроксимирована выражением

$$q_{\sigma}(B, F_{\Sigma}) = q_0(F_{\Sigma}) + b \ln\left(\frac{B}{B_0}\right), \quad (14)$$

где q_0 – значение параметра охрупчивающей силы трещины в стандартном 1Т-СТ образце при заданной вероятности разрушения (обычно $F_\Sigma = 5, 50$ и 95%); b – коэффициент.

Прогнозирование радиационного ресурса. Использование предложенной методики для прогнозирования величины критического флюенса нейтронов Φ_c можно показать на примере корпуса реактора ВВЭР-1000. Механические свойства стали 15Х2НМФА-А и сварного шва приведены в таблице²⁾.

Механические свойства исследуемой стали и сварного шва при $T = 20^\circ\text{C}$

Материал	$R_{\text{мс}}$, МПа	$\sigma_{0,2}$, МПа	$\sigma_{\text{в}}$, МПа	n	ψ , %
Сталь 15Х2НМФА-А	1400	595	687	0,060	80
Сварной шов	1235	510	602	0,067	67

Для построения температурной зависимости условного предела текучести $\sigma_{0,2}$ в широком интервале температур данные механических испытаний аппроксимировали используемой для корпусных сталей зависимостью [24]

$$\sigma_{0,2}(T) = \sigma_{0,2}(20^\circ\text{C}) + C_1 \exp[-C_2(T + 273) + C_3(T + 273) \ln \dot{\epsilon}] - 49,6, \quad (15)$$

где $C_1 = 1033$ МПа; $C_2 = 0,00698 \text{ K}^{-1}$; $C_3 = 0,000415 \text{ K}^{-1}$; $\dot{\epsilon} = 0,0004 \text{ C}^{-1}$; T – температура, $^\circ\text{C}$.

Величину показателя деформационного упрочнения в широком интервале температур определяли по установленной для корпусных сталей эмпирической зависимости

$$n(T) = \frac{a}{[\sigma_{0,2}(T)]^c}, \quad (16)$$

где $a = 3,867$; $c = 0,65$.

Значение $R_{\text{мс}}$ определяли по результатам низкотемпературных испытаний цилиндрических образцов, вырезанных из половинок образцов-свидетелей типа Шарпи в необлученном состоянии. При этом исходили из того, что при транскристаллитном разрушении оно не зависит от величины флюенса нейтронов [25].

Коэффициент радиационного упрочнения B_h находили по данным испытаний на одноосное растяжение облученных образцов с использованием зависимости (7). Для типичных корпусных сталей имеем $m = 0,33 \dots 0,50$ [21–23]. С целью обеспечения консерватизма расчетов использовали максимальное значение 0,50.

Исходя из экспериментальных данных по хрупкой прочности $R_{\text{мс}}$, условному пределу текучести $\sigma_{0,2}$ и показателю деформационного упрочнения n определяли значения коэффициента механической стабильности $K_{\text{мс}}$ для широкого интервала температур, в том числе для температуры термошока

²⁾ Данные стандартных механических испытания образцов-свидетелей получены в ИЯИ НАН Украины Л. И. Чирко и В. Н. Ревка.

$T = 56^\circ\text{C}$. Расчеты проводили для нормативной полуэллиптической трещины³⁾ с отношением полуосей $a/c = 1/3$, глубиной $a = 25$ мм и длиной фронта $B = 150$ мм. При типичных сценариях термошока максимальное значение K_I для такой трещины составляет примерно $80..90 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$. При расчетах принимали $K_I = 95 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ ($J_I/\sigma_{0,2} = 0,052 \text{ мм}$). Для этой нагрузки и указанных размеров трещины значения параметра q_σ при заданных допусках на вероятность реализации 0,05; 0,50; 0,95 соответственно будут $q_\sigma^{0,05} = 1,66$; $q_\sigma^{0,50} = 1,56$; $q_\sigma^{0,95} = 1,49$.

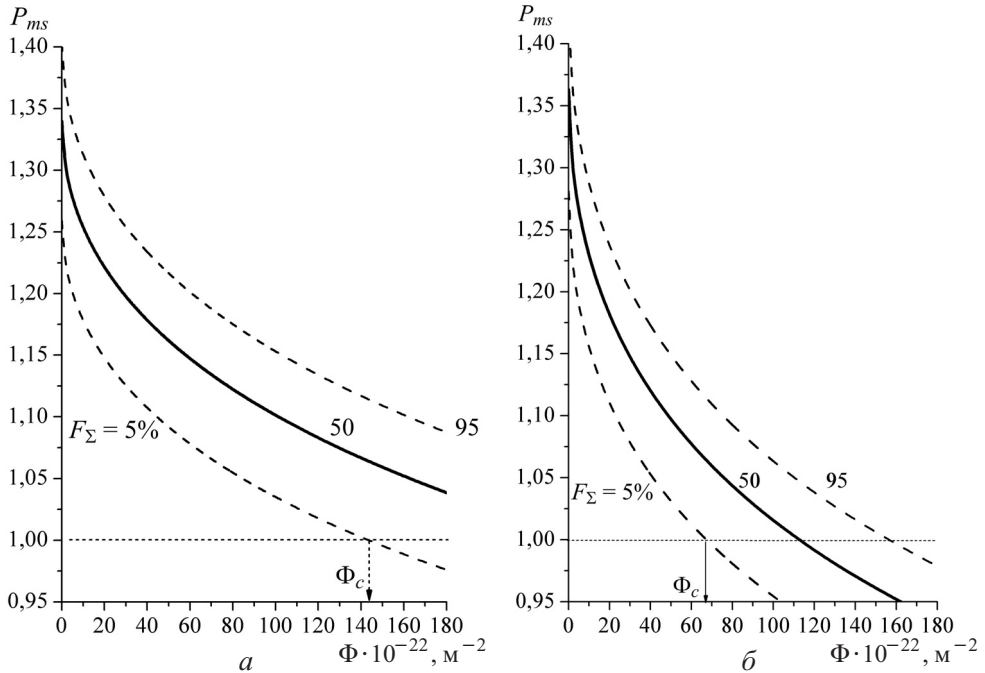


Рис. 4. Зависимости параметра механической стабильности пластического состояния P_{ms} от флюенса Φ нейтронов и вероятности разрушения F_Σ для корпуса реактора с полуэллиптической трещиной ($a/c = 1/3$) глубиной $a = 25$ мм и длиной фронта $B = 150$ мм при температуре термошока 56°C и величине нагрузки $K_I = 94 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ для основного металла (а) и сварного шва (б).

На рис. 4 приведены зависимости параметра механической стабильности P_{ms} корпусной стали 15X2НМФА-А и сварного шва от флюенса нейтронов и F_Σ . В рамках предложенного подхода величину предельно допустимого флюенса нейтронов Φ_c рассчитывали по условию исчерпания стабильности пластического состояния облученного металла $P_{ms} = 1$ в окрестности трещиноподобного дефекта в стенке корпуса реактора. При этом принципиальное отличие предложенной методики от общепринятой заключается в том, что величина ресурса последнего определяется не по косвенной характеристике, каковой является критический сдвиг температуры разрушения ударных образцов Шарпи, а непосредственно по условию инициирования хруп-

³⁾ При расчетах исходили из максимального значения K_I на фронте полуэллиптической трещины.

кого разрушения стенки корпуса реактора. Кроме того, результаты испытания образцов-свидетелей используются для получения информации о свойствах, собственно, металла в исходном и облученном состоянии (R_{mc} , K_{ms} , K_{ms}^{ir}), а также для определения чувствительности металла к наличию макротрещины (q_{σ}). В существующих подходах интегральная характеристика разрушения мелкомасштабных образцов Шарпи (ΔT_F) напрямую переносится на корпус реактора, что не имеет строгого научного обоснования.

Рис. 4 наглядно иллюстрирует существенное влияние на величину Φ_c допуска на вероятность разрушения. Это связано со стохастической природой микромеханизма инициирования хрупкого разрушения в локальной области PZ в окрестности трещиноподобных дефектов. Следовательно, величину ресурса следует рассчитывать с заданной вероятностью разрушения F_{Σ} , которая не должна превышать 0,1...0,5%.

Величина предельно допустимого флюенса нейтронов Φ_c для корпуса реактора определяется степенью охрупчивания металла и размерами трещиноподобного дефекта. При решении рассматриваемой задачи материаловеды обычно акцентируют внимание на первом факторе, а механики – на втором. Согласно предложенной методике оба фактора могут быть учтены на количественном уровне в рамках единого подхода посредством силовых эквивалентов охрупчивания q_{ir} и q_{σ} .

Отметим, что приведенные на рис. 4 зависимости свидетельствуют о принципиальной правомерности данной методики и ее возможностях. При проведении точных расчетов для конкретного корпуса необходимо исходить из результатов испытаний образцов-свидетелей для него.

Выводы

1. Особенность предложенной методики прогнозирования радиационного ресурса корпуса реактора заключается в том, что величина предельного флюенса нейтронов определяется не по косвенной характеристике – критическому сдвигу температуры разрушения ударных образцов Шарпи, а напрямую – по условию инициирования хрупкого разрушения облученной стали непосредственно в локальной области у вершины трещиноподобного дефекта в корпусе реактора.

2. Иницирование хрупкого разрушения корпуса реактора обусловлено потерей стабильности пластического состояния облученной стали в локальной области у вершины макротрещины, определяемой по отношению двух характеристик: коэффициента механической стабильности K_{ms} , описывающего способность стали сопротивляться переходу в хрупкое состояние в условиях одноосного растяжения, и силовых эквивалентов охрупчивания (параметры q_{σ} и q_{ir}), показывающих, во сколько раз уровень механической стабильности уменьшается при переходе от одноосного растяжения к локальному трехосному в вершине макротрещины (параметр q_{σ}), а также вследствие радиационного облучения (параметр q_{ir}). Значения K_{ms} , q_{σ} и q_{ir} определяются по результатам испытаний образцов-свидетелей.

3. Использование безразмерных силовых эквивалентов охрупчивания q_{σ} и q_{ir} позволяет в рамках единого подхода на количественном уровне про-

гнозировать влияние на величину радиационного ресурса как степени радиационного охрупчивания металла, так и размеров трещиноподобных дефектов в стенке корпуса реактора.

Резюме

Розроблено принципово новий підхід до прогнозування граничного стану опроміненого металу в корпусі реактора, особливість якого полягає в тому, що граничне значення флюенсу нейтронів визначається не за опосередкованою характеристикою (критичному зсуву температури руйнування зразка Шарпі), а безпосередньо за умовою ініціювання крихкого руйнування опроміненої сталі в локальній області біля вершини тріщиноподібного дефекту в стінці корпусу реактора. Запропоновано критерій ініціювання локального руйнування в результаті втрати стабільності пластичного стану опроміненого металу в “process zone” в околі макротріщини при аварійному навантаженні корпусу реактора (термошоці). Можливості нового підходу проілюстровано на прикладі прогнозування критичного флюенсу нейтронів для корпусу реактора ВВЕР-1000.

1. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525 с.
2. Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A. Improved probabilistic model for fracture toughness prediction for nuclear pressure vessel steels // Int. J. Press. Vess. Piping. – 1998. – 75, No. 12. – P. 843 – 855.
3. Brumovsky M. Check of Master curve application to embrittled RPVs of WWER type reactors // Ibid. – 2002. – 79. – P. 715 – 721.
4. Server W., Rosinski S., Lott R., et al. Application of Master curve fracture toughness for reactor pressure vessel integrity assessment in the USA // Ibid. – P. 701 – 713.
5. Yang Won-Jon, Lee Bong-Sang, Huh Moo-Young, and Hong Jun-Hwa. Application of the local fracture stress model on the cleavage fracture of the reactor pressure vessel steels in the transition temperature region // J. Nucl. Mater. – 2003. – 317. – P. 234 – 242.
6. МКс КР-2000 (РД ЭО 0350-02). Методика прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения материалов корпусов реакторов типа ВВЭР-440 и ВВЭР-1000. – СПб.; М., 2000. – 67 с.
7. Use of Fracture Toughness Test Data to Establish Reference Temperature for Pressure Retaining Materials, Section XI, Division 1, ASME Boiler and Pressure Vessel Code Case N-629, ASME, New York, 1999. – 200 p.
8. Unified Procedure for Lifetime Evaluation of Components and Piping in WWER NPPs. – VERLIFE, 2008. – 54 p.
9. Kotrechko S. and Mechkov Yu. A new approach to estimate irradiation embrittlement of pressure vessel steels // Int. J. Press. Vess. Piping. – 2008. – 85, No. 5. – P. 336 – 343.

10. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я.* Предельная прочность. Кристаллы, металлы, элементы конструкций. – Киев: Наук. думка, 2008. – 295 с.
11. *Kotrechko S. A. and Meshkov Yu. Ya.* Local approach to fracture based prediction of reactor pressure vessel lifetime // Пробл. прочности. – 2009. – No. 1. – P. 53 – 60.
12. *Неклюдов И. М., Мешков Ю. Я., Меттус Г. С., Полушкин Ю. А.* Использование концепции механической стабильности для оценки радиационного охрупчивания корпусных сталей // Вопр. атом. энергетики и техники. Сер. Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение. – 2007. – № 6. – С. 58 – 64.
13. *Beremin F. M.* A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // Met. Trans. – 1983. – **14A**. – P. 2277 – 2287.
14. *Pineau A.* Development of the local approach to fracture over the past 25 years: theory and applications // Int. J. Fract. – 2006. – **138**. – P. 139 – 166.
15. *Котречко С. А.* Локальный подход к анализу хрупкого разрушения и его физическая интерпретация // Пробл. прочности. – 2003. – № 4. – С. 14 – 31.
16. *Kotrechko S.* Physical fundamentals of local approach to analysis of cleavage fracture // I. Dlouhy (Ed.), Transferability of Fracture Mechanical Characteristic. – NATO Science Series. Series II. – 2002. – **78**. – P. 135 – 150.
17. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я., Никоненко Д. И., Меттус Г. С.* Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 1. Экспериментальные закономерности // Пробл. прочности. – 1997. – № 4. – С. 5 – 16.
18. *Котречко С. А., Мешков Ю. Я.* Механика и физика квазихрупкого разрушения поликристаллических металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщ. 2. Теоретические представления // Там же. – 1999. – № 3. – С. 5 – 16.
19. *Писаренко Г. С., Лебедев А. А.* Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии. – Киев: Наук. думка, 1976. – 415 с.
20. *Byun T. S. and Farrell K.* Plastic instability in polycrystalline metals after low temperature irradiation // Acta Mater. – 2004. – **52**. – P. 1597 – 1608.
21. *Tanguy B., Bouchet C., Bugat S., and Besson J.* Local approach to fracture based prediction of the ΔT_{56J} and $\Delta T_{K_{Ic,100}}$ shifts due to irradiation for an A508 pressure vessel steel // Eng. Fract. Mech. – 2006. – **73**. – P. 191 – 206.
22. *Lucon E., Van Walle E., Scibetta M., et al.* SCK-CEN contribution to the IAEA Round Robin exercise on WWER-440 RPV weld material: irradiation, annealing, and re-embrittlement // Strength Mater. – 2004. – **36**, No. 1. – P. 19 – 32.
23. *Nikolaeva Yu. A., Nikolaev A. V., and Shtrombakh Ya. I.* Radiation embrittlement of low-alloy steels // Int. J. Press. Vess. Piping. – 2002. – **79**. – P. 619 – 636.
24. *Zerilli F. J. and Armstrong R. W.* Dislocation-mechanics-based constitutive relations for material dynamic calculations // J. Appl. Phys. – 1987. – **61**, No. 5. – P. 1816 – 1825.
25. *Горынин И. В.* Радиационная деградация корпусов водяных реакторов. – М.: Энергоиздат, 1981. – 192 с.

Поступила 02. 06. 2009