

Раздел второй

МАТЕРИАЛЫ РЕАКТОРОВ НА ТЕПЛОВЫХ НЕЙТРОНАХ

УДК 669.15-194; 621.039.53; 621.791.053

НОВАЯ ПАРАДИГМА ПРОГНОЗИРОВАНИЯ РАДИАЦИОННОГО РЕСУРСА КОРПУСА РЕАКТОРА

С.А. Котречко¹, Ю.Я. Мешков¹, И.М. Неклюдов², В.Н. Ревка³

¹Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, Киев;

²Национальный научный центр ХФТИ, Харьков, Украина;

³Институт ядерных исследований НАН Украины, Киев, Украина

Получено уравнение предельного состояния стенки корпуса реактора с трещиноподобным дефектом. Изложены теоретические основы и дано экспериментальное обоснование новой парадигмы прогнозирования величины критического флюенса Φ_c . Показано, что величина Φ_c может быть определена не по косвенной характеристике, которой является сдвиг критической температуры разрушения образца-свидетеля, а прямым методом, по условию инициирования хрупкого разрушения облученного металла в локальной области в окрестности вершины трещины в стенке корпуса реактора. Предложена методика определения Φ_c . Возможности этой методики продемонстрированы на примере прогнозирования Φ_c для корпусов реакторов типа ВВЭР-1000.

Обозначения

B_h – коэффициент радиационного упрочнения;
 B_{1T} , B_{PV} – длина фронта трещины в стандартном СТ-1Е образце и нормативной трещины в стенке корпуса реактора (PV- pressure vessel);
 F_{oi} – вероятность потери устойчивости одной зародышевой трещины (ЗТ) в i -й ячейке;
 F_{ni} и F_{Σ} – вероятности разрушения i -й ячейки (локальная вероятность) и всего тела с трещиной (глобальная вероятность) соответственно;
 J_i – J -интеграл;
 j – жесткость напряженного состояния;
 K_{jc} – вязкость разрушения стандартного СТ-1Т образца;
 K_{jc}^{PV} – вязкость разрушения стенки корпуса реактора с нормативной трещиной;
 K_{ms} – коэффициент механической стабильности;
 K_I^{PV} – величина нагрузки для корпуса реактора с нормативной трещиной при критической температуре T_c^{PV} ;
 L – относительная величина нагрузки;
 m – показатель радиационного упрочнения;
 q_{σ} – параметр охрупчивающего действия трещины;
 n – показатель деформационного упрочнения;
 K_{ms} – параметр механической стабильности;
 T_{cl} – критическая температура разрушения стенки корпуса реактора;
 T_s – температура термошока;
 ρ_i – интенсивность генерирования ЗТ в i -м объеме;
 $\sigma_{0,2}^{ir}$ – условный предел текучести корпусного металла в облученном состоянии;

σ_{11i} – величина локальных растягивающих напряжений в i -й ячейке;
 σ_2 и σ_2^{ir} – напряжение течения металла при величине пластической деформации 2% в исходном и облученном состояниях соответственно;
 σ_{2c} – критическое напряжение разрушения для стенки корпуса реактора с нормативной трещиной;
 σ_f – локальное напряжение разрушения;
 $\sigma_{0,2}$ – условный предел текучести металла в необлученном состоянии;
 Φ_c – критическая доза нейтронного облучения стенки корпуса реактора.

ВВЕДЕНИЕ

Одной из актуальных физико-технических проблем настоящего времени является переход от инженерно-эмпирических к физически обоснованным методам прогнозирования хрупкого разрушения элементов конструкций. В прикладном плане необходимость такого перехода обусловлена необходимостью повышения технико-экономических показателей изделий за счет снижения консерватизма расчетов. Особо остро эта проблема стоит для корпусов ядерных реакторов, поскольку, с одной стороны, в этом случае наиболее ярко проявляется эффект охрупчивания металла в процессе эксплуатации, а с другой стороны, продление сроков эксплуатации корпусов реакторов за счет снижения консерватизма расчетов дает существенный экономический эффект. Однако безопасное снижение консерватизма расчетов возможно только путем перехода к использованию адекватных методов прогнозирования уровня хрупкости металла, обусловленного как его структурным, так и напряженно-деформированным состоянием, т.е. методов, которые, с одной стороны,

отражают реальные процессы инициирования хрупкого разрушения в облученном металле с учетом действия трехосного растяжения в локальной области в окрестности трещиноподобных дефектов в стенке корпуса реактора, а с другой стороны, позволяют сформулировать критерий предельного состояния в форме, пригодной для инженерных расчетов.

Идея существующей парадигмы прогнозирования радиационного ресурса корпуса реактора заключается в том, что его величина определяется как дистанция между критической температурой хрупкости T_F и ее предельной величиной T_{ka} . Первая температура T_F определяется по результатам испытаний образцов-свидетелей, вторая T_{ka} рассчитывается как температура, при которой трещина в стенке корпуса реактора теряет равновесие при аварийном расхолаживании реактора. Интенсивность радиационного охрупчивания корпусного металла оценивается по величине сдвига критической температуры ΔT_F облученного образца-свидетеля. Традиционно значения критической температуры хрупкости T_F и величины ее сдвига ΔT_F определяются по результатам динамических испытаний образцов-свидетелей типа Шарпи [1, 2]. К сожалению, такие испытания не отражают реальные условия нагрузки металла в корпусе реактора. Кроме того, они дают слишком консервативные значения радиационного ресурса, т. е. необоснованно занижают срок эксплуатации корпуса. В связи с чем в настоящее время наблюдается тенденция к использованию методики Мастер кривой для прогнозирования сроков эксплуатации корпуса. В рамках этой методики критическая температура хрупкости T_F определяется по результатам испытаний образцов-свидетелей с трещинами в условиях квазистатического нагружения [3-8], однако и в этом случае сдвиг критической температуры ΔT_F определяется по результатам ударных испытаний. Таким образом, применение методов механики разрушения привело только к изменению методики определения критической температуры, однако сама парадигма прогнозирования радиационного ресурса корпуса реактора осталась неизменной. Как и раньше, значения критических температур используются в качестве меры способности металла сопротивляться хрупкому разрушению при его нагружении в корпусе реактора.

В работе [9] показана возможность оценки степени радиационного охрупчивания стали не по косвенной характеристике ΔT_F , а прямым методом, по степени исчерпания пластичности облученного металла в локальной области перед вершиной трещины. В терминах механики разрушения это означает применение локального подхода (ЛП) к разрушению. В работах [10-12] исходя из анализа физической природы инициирования хрупкого разрушения металла в окрестности вершины макротрещины получена количественная характеристика способности металла сопротивляться переходу из пластичного в хрупкое состояние в этих условиях – параметр ме-

ханического состояния P_{ms} . С точки зрения микро-механизма инициирования хрупкого разрушения степень превышения величины P_{ms} над единицей характеризует степень устойчивости зародышевых трещин в области локальной текучести в вершине макротрещины. В макроскопическом плане величина P_{ms} определяет предельно допустимую степень увеличения локального напряжения, приводящего к инициированию хрупкого разрушения. Причиной этого увеличения могут быть различные по физической природе факторы (снижение температуры испытаний, повышение скорости деформации, радиационное упрочнение и т.п.). В целом, принципиальное отличие развитого в работах [9-12] подхода к определению степени охрупчивания металла заключается в отказе от общепринятой парадигмы, основанной на использовании значений критических температур в качестве меры хрупкости металла.

Цель настоящей работы заключается в изложении теоретических основ и экспериментального обоснования возможности прогнозирования предельного состояния корпуса реактора с трещиноподобным дефектом по критерию потери механической стабильности облученного металла в локальной области перед макротрещиной и формулировке на этой основе новой парадигмы прогнозирования критической величины флюенса для корпуса реактора.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ОСНОВЫ

Как известно, в подавляющем большинстве случаев хрупкое разрушение элемента конструкции с трещиной инициируется в локальной области перед трещиной или надрезом. Поэтому наиболее адекватное описание этого процесса возможно в рамках ЛП к разрушению [13-16]. Основное достоинство этого подхода заключается в том, что он позволяет учесть как особенности микромеханизма инициирования разрушения металла, так и эффекты, связанные с действием больших градиентов деформаций и трехосного растяжения в локальной области у вершины трещины [16].

Иницирование хрупкого разрушения в локальной области “process zone” (PZ) перед магистральной трещиной является стохастическим процессом. Он заключается в образовании и потере устойчивости зародышевых трещин (ЗТ) в PZ. Обобщенный статистический критерий инициирования разрушения тела с трещиной имеет вид [15]:

$$F_{ni}(\sigma_{11i}) = 1 - [1 - F_{oi}(\sigma_{11i})]^{n_{V_i}}, \quad (1)$$

$$F_{\Sigma} = 1 - \prod_{i=1}^{i=M} [1 - F_{ni}(\sigma_{11i})], \quad (2)$$

где $F_{oi}(\sigma_{11i})$ – вероятность потери устойчивости одной ЗТ в i -й ячейке¹, при величине действующих в этой ячейке локальных растягивающих напряжений

¹ Метод конечных элементов обычно используется для расчета напряжений и деформаций перед трещиной, поэтому под ячейкой в этом случае в первом приближении в качестве объема ячейки можно использовать объем конечного элемента.

σ_{1i} ; V_i – объем ячейки (представительный объем); ρ_i – интенсивность генерирования ЗТ в единице объема при заданной величине локальной эквивалентной пластической деформации \bar{e}_i i -й ячейки ($\rho_i = (dN_i / d\bar{e}_i)(1/V_i)$), где N_i – общее количество ЗТ, образовавшееся в деформированной на степень \bar{e}_i ячейке); F_{ni} и F_{Σ} – вероятности разрушения i -й ячейки (локальная вероятность) и всего тела с трещиной (глобальная вероятность) соответственно; M – количество ячеек, на которые разбит объем перед трещиной (надрезом).

Решение этой системы уравнений при заданном допуске на величину глобальной вероятности разрушения F_{Σ} позволяет определить значение локального растягивающего напряжения σ_f в точке перед надрезом, где величина вероятности инициирования разрушения принимает максимальное значение F_{ni}^{max} (рис. 1). Это значение достигается при критическом уровне нагрузки K_f на тело с трещиной, при которой разрушение реализуется с заданной величиной глобальной вероятности F_{Σ} .

В общем случае для нахождения предельной нагрузки необходимо решить две задачи: (i) для заданной величины нагрузки K_f получить распределение локальных напряжений и деформаций в окрестности вершины трещины и (ii) определить значения локальной F_{ni} и глобальной F_{Σ} вероятностей инициирования разрушения при этой нагрузке. При решении последней задачи в общепринятых версиях ЛП используется феноменологический подход, в рамках которого вместо зависимости (1) используется распределение Вейбулла, что позволяет получить связь между F_{ni} и σ_{1i} в явном виде [13, 14]. В предложенной в работах [15-18] многоуровневой версии ЛП вероятность разрушения i -й ячейки F_{ni} и интенсивность генерирования ρ_i зародышевых трещин определяются исходя из моделирования микропроцессов их образования и потери устойчивости в поликристаллическом агрегате.

Однако как общепринятые, так и предложенная версии ЛП достаточно сложные для инженерных расчетов. В связи с этим в [9] предложена упрощенная (инженерная) версия ЛП. Особенность этой версии заключается в том, что она, с одной стороны, учитывает особенности микромеханизма инициирования хрупкого разрушения металла в локальной области у вершины макротрещины, а с другой, – позволяет выразить критерий инициирования в глобальных характеристиках, значения которых определяются путем калибровочных процедур. В этой версии ЛП обобщенный стохастический критерий

разрушения (1) и (2) сформулирован в напряжениях, что более удобно для инженерных расчетов:

$$P_{ms} = \frac{\sigma_f}{\sigma_{11}} = 1, \quad (3)$$

где σ_f – наиболее вероятное значение локального напряжения инициирования разрушения (см. рис. 1); σ_{11} – величина локальных растягивающих напряжений, действующих внутри области локальной пластической деформации, в точке, где вероятность инициирования разрушения максимальна.

Этот критерий отличается от аналогичных критериев хрупкого разрушения свойствами локального напряжения инициирования разрушения σ_f . Его значение не является константой материала, поскольку σ_f зависит как от параметров микроструктуры металла, так и от допуска на вероятность инициирования глобального разрушения F_{Σ} . При постоянном значении F_{Σ} на величину σ_f оказывает также влияние объема PZ. В результате чего σ_f зависит от длины фронта трещины и величины нагрузки, которые определяют размеры PZ.

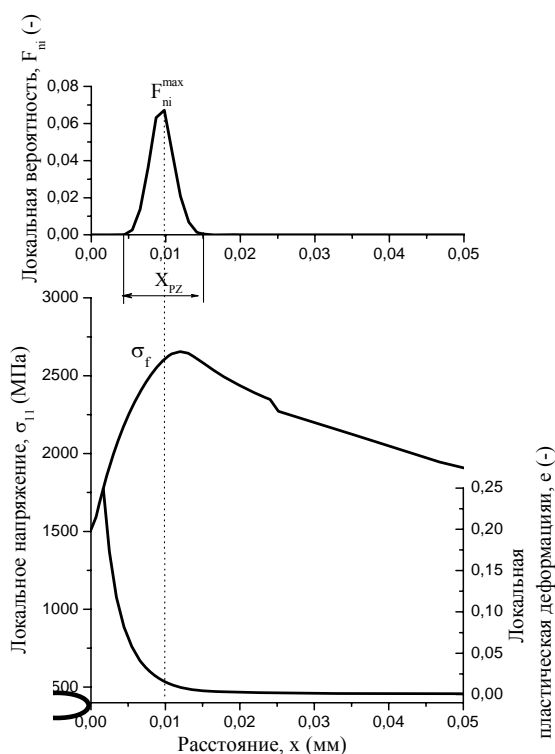


Рис. 1. Распределение локальных растягивающих напряжений σ_{11} , интенсивности локальной пластической деформации e и локальной вероятности F_{ni} инициирования разрушения в вершине трещины в образце-свидетеле типа Шарпи с трещиной при температуре -140°C , значении $K_{Jc} = 30 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ и вероятности глобального разрушения $F_{\Sigma} = 0.63$; X_{PZ} – длина PZ в минимальном сечении образца

Параметр P_{ms} позволяет учесть особенность процесса инициирования хрупкого разрушения металлов.

² Использование значения интенсивности генерирования ЗТ в единице объема вместо накопленной плотности (N_i/V_i) обусловлено тем, что хрупкое разрушение металлов могут инициировать только те ЗТ, которые потеряли устойчивость в момент своего образования [16, 17].

Она заключается в том, что пластическая деформация является необходимым условием разрушения. Только в процессе пластической деформации в металле образуются зародышевые трещины, потеря устойчивости которых приводит к инициированию хрупкого разрушения. Последнее происходит при достижении критического уровня растягивающих напряжений, поэтому в зависимости от условий нагружения локальная пластическая деформация может реализоваться без опасности хрупкого разрушения (стабильное пластическое состояние металла $P_{ms} > 1$) или сопровождаться потерей устойчивости зародышевых трещин в момент их образования (нестабильное пластическое состояние $P_{ms} \leq 1$). Соответственно степень превышения значения P_{ms} над единицей характеризует уровень стабильности пластического состояния металла в PZ при заданных условиях нагружения (величине нагрузке, температуре, дозе облучения и т.п.) [9, 11, 12]. Чем больше степень этого превышения величины P_{ms} над единицей, тем выше уровень стабильности пластического состояния и соответственно больше допустимая величина радиационного упрочнения корпусного металла.

В критерии (3) используются локальные характеристики σ_f и σ_{11} . Переход от этих локальных характеристик к глобальным реализован в работах [9, 11, 12]. В этом случае критерий инициирования разрушения можно представить следующим образом:

$$P_{ms} = \frac{K_{ms}}{q_\sigma} = 1, \quad (4)$$

где K_{ms} – коэффициент стабильности пластического состояния металла при одноосном растяжении (сокращенно – коэффициент механической стабильности):

$$K_{ms} = \frac{R_{MC}}{\sigma_y \cdot (e_c/e_y)^n}, \quad (5)$$

R_{MC} – хрупкая прочность металла, величина которой экспериментально определяется как минимальное значение напряжения хрупкого разрушения в интервале температур вязкохрупкого перехода при одноосном растяжении [9, 19]; σ_y – и n – предел текучести и показатель деформационного упрочнения; e_y – величина пластических деформаций на пределе текучести (для конструкционных сталей $e_y \approx 0,2\%$, а $\sigma_y = \sigma_{0,2}$); e_c – величина пластической деформации в точке наибольшей вероятности инициации хрупкого разрушения, т.е. в точке, где достигается значение σ_f ; q_σ – параметр, характеризующий степень охрупчивания металла в локальной области у вершины трещины (параметр охрупчивающего действия трещины). По определению

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

j – жесткость напряженного состояния перед трещиной в точке, где достигается σ_f :

$$j = \frac{\sqrt{2}\sigma_{11}}{\sqrt{(\sigma_{11} - \sigma_{22})^2 + (\sigma_{22} - \sigma_{33})^2 + (\sigma_{11} - \sigma_{33})^2}}. \quad (7)$$

Коэффициент k_v является мерой «локального» масштабного эффекта. Он характеризует степень превышения величины локального напряжения σ_f над значением хрупкой прочности R_{MC} стандартного образца на растяжение, имеющего объем $V = 1000$ мм:

$$k_v = \frac{\sigma_f}{R_{MC}}. \quad (8)$$

Параметр q_σ показывает, во сколько раз уровень стабильности пластического состояния P_{ms} металла перед трещиной в PZ меньше аналогичного значения при одноосном растяжении K_{ms} .

Как отмечалось в [9], для корпусных реакторных сталей $e_c \approx 0,02^3$. В этом случае

$$K_{ms} = \frac{R_{MC}}{\sigma_{0,2} \cdot 10^n}. \quad (9)$$

Известно, что для качественных реакторных сталей типа 15X2НМФА и А533 в интервале флюенсов до $100 \cdot 10^{22}$ м² доза облучения практически не влияет на уровень хрупкой прочности, т.е. величину R_{MC} . Это означает, что в данном случае основной причиной охрупчивания стали является ее радиационное упрочнение. Согласно (9) уменьшение значения коэффициента механической стабильности K_{ms} в результате нейтронного облучения связано с ростом величины предела текучести облученного металла. Индуцируемое нейтронным облучением увеличение предела текучести обычно описывается степенной зависимостью:

$$\sigma_{0,2}^{ir} = \sigma_{0,2} + B_n \left(\frac{\Phi}{10^{22}} \right)^m, \quad (10)$$

где $\sigma_{0,2}^{ir}$ – предел текучести облученной стали; B_n – коэффициент, а m – показатель радиационного упрочнения. Для корпусных реакторных сталей $m \approx 0,33 \dots 0,51$ [20-22].

Подставляя (5) в (4) с учетом (10) и полагая, что $e_c = 0,02$, а $e_y = 0,002$, получаем критерий разрушения стенки корпуса реактора с трещиноподобным дефектом при заданной величине дозы облучения Φ_c :

$$\frac{R_{MC}}{q_\sigma \left[\sigma_{0,2} + B_n \left(\frac{\Phi_c}{10^{22}} \right)^m \right] \cdot 10^{n(\Phi_c)}} = 1. \quad (11)$$

Зависимость (11) определяет основные факторы, задающие величину радиационного ресурса, однако для инженерных расчетов этот критерий целесообразно упростить, исключив величину R_{MC} . Как было показано в [9, 11], для образца с трещиной значение

³ Необходимо подчеркнуть, что при $n \leq 0,1$ (характерно для типичных конструкционных сталей) погрешность в точности определения e_c незначительно сказывается на величине K_{ms} .

q_σ численно равно величине K_{ms} при критической температуре T_{cl} , когда разрушение происходит при заданной величине нагрузки K_I . Действительно, согласно (4) условие инициирования разрушения имеет вид:

$$K_{ms}(T_{cl}) = q_\sigma. \quad (12)$$

Подставляя (12) в (11) с учетом инвариантности R_{MC} к дозе облучения и зависимости (9), получаем

$$\left[\sigma_{0,2} + B_h \left(\frac{\Phi_c}{10^{22}} \right) \cdot 10^{n(\Phi_c)} \right] = 1, \quad (13)$$

где σ_{2c} – критическое значение напряжения разрушения необлученного образца при 2% локальной пластической деформации и температуре T_{cl} (численно его величина может быть определена как $\sigma_{2c} = \sigma_{0,2}(T_{cl}) \cdot 10^{n(T_{cl})}$).

Физический смысл критического напряжения σ_{2c} заключается в том, что его значение с точностью до параметра j равно величине локального напряжения разрушения σ_f . Действительно, подставляя (8) в (6) с учетом (9) и условия (12), получаем

$$\sigma_{2c} = \frac{\sigma_f}{j}. \quad (14)$$

Необходимо отметить, что знаменатель в зависимости от (13) равен значению σ_2^j при искомой величине флюенса Φ_c . Это позволяет представить критерий (13) в виде

$$\sigma_2^j(\Phi_c) = \sigma_{2c}. \quad (15)$$

Согласно (15) для нахождения критического значения флюенса при заданной нагрузке K_I и температуре (например, температуре термошока T_s) необходимо иметь зависимость σ_2^j от величины дозы облучения (знаменатель в (13)) и знать критический уровень σ_{2c} для корпуса реактора при заданной нагрузке K_I .

Зависимость (13) позволяет в неявном виде получить выражение для величины радиационного ресурса Φ_c :

$$\Phi_c = \left[\frac{\sigma_{2c} \cdot 10^{n(\Phi_c)} - \sigma_2}{B_h \cdot 10^n} \right]^{\frac{1}{m}} \cdot 10^{22}, \quad (16)$$

где σ_2 – напряжение течения необлученной стали при 2% и температуре термошока T_s ($\sigma_2 = \sigma_{0,2}(T_s) \cdot 10^{n(T_s)}$); n – и $n(\Phi_c)$ – значения показателя деформационного упрочнения при температуре термошока T_s в исходном и облученном состояниях соответственно. Величина n зависит от Φ_c , поэтому (16) является нелинейным уравнением относительно Φ_c . Однако явный вид приближенной зависимости для Φ_c можно получить, учитывая эмпирический факт, что значение показателя деформационного упрочнения при температуре термошока T_s для

облученного металла приблизительно равно значению показателя деформационного упрочнения при критической температуре T_{cl} для металла в необлученном состоянии:

$$n(\Phi_c) \approx n(T_{cl}), \quad (17)$$

где $n(T_{cl})$ – показатель деформационного необлученного металла при критической температуре T_{cl} .

Корректность такого приближения следует из наличия связи между величиной n и значением прочности стали [9]. В этом приближении

$$\Phi_c \approx \left[\frac{\sigma_{2c} \cdot 10^{n(T_{cl})} - \sigma_2}{B_h \cdot 10^n} \right]^{\frac{1}{m}} \cdot 10^{22}. \quad (18)$$

Полезность этой зависимости заключается прежде всего в том, что она позволяет в явном виде показать, какие механические характеристики определяют величину радиационного ресурса и в какой степени они влияют на его величину. Согласно (18) кроме склонности корпусного металла к радиационному охрупчиванию (параметры B_h и m) на величину Φ_c существенное влияние оказывает уровень прочности металла в исходном (необлученном) состоянии σ_2 и способность металла сопротивляться инициированию хрупкого разрушения в локальной области у вершины трещины, которая характеризуется значением σ_{2c} . В связи с существующей тенденцией к повышению прочности корпусных сталей необходимо отметить, что увеличение σ_2 не приведет к падению Φ_c только в случае, если это увеличение будет сопровождаться соответствующим ростом значения локальной прочности металла в хрупком состоянии σ_{2c} . Подробное изложение микроструктурных факторов, влияющих на величину σ_{2c} и технологические пути повышения σ_{2c} , изложены в работе [9]. Кроме того, необходимо подчеркнуть, что величина σ_{2c} зависит от длины фронта трещины и уровня нагрузки K_I в процессе термошока.

МЕТОДИКА ПРОГНОЗИРОВАНИЯ КРИТИЧЕСКОГО ЗНАЧЕНИЯ ФЛЮЕНСА Φ_c

Ключевое место в методике определения Φ_c занимает нахождение значения критической прочности σ_{2c} . Идея этой методики продемонстрирована на рис. 2. Она заключается в том, что на основе результатов испытаний образцов-свидетелей типа Шарпи с трещиной с помощью метода Мастер кривой строится температурная кривая K_{Jc} для стандартного 1Г образца с длиной фронта трещины $B_{1T} = 25,4$ мм. Затем рассчитываются значения K_{Jc} для нормативной трещины с длиной фронта $B_{PV} = 150$ мм в стенке корпуса реактора K_{Jc}^{PV} :

$$K_{Jc}^{PV} = 1,096(K_{Jc}^{1T} - K_{min}) \times \left[-\frac{B_{1T}}{B_{PV}} \ln(1 - F_\Sigma) \right]^{1/4}, \quad (19)$$

где F_{Σ} – допуск на вероятность разрушения (при расчетах обычно используется значение $F_{\Sigma} = 0,05$); $K_{min} = 20 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$.

По данным на одноосное растяжение гладких образцов-свидетелей определяются значения $\sigma_{0,2}$ и n и строится температурная зависимость σ_2 . Критическое значение прочности σ_{2c} определяется как значение σ_2 при критической температуре T_{cl} (см. рис. 2). Величина T_{cl} зависит от значения нагрузки K_I , для которой рассчитывается Φ_c , поэтому ее значение находится как точка пересечения температурной зависимости K_{Jc} и зависимости K_I от температуры и нагрузки [9]:

$$K_I = \sqrt{\frac{E\sigma_{0,2}}{1-\nu^2}} bL, \quad (20)$$

где E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона; L – безразмерный параметр нагрузки:

$$L = \frac{1}{M} = \frac{J_I}{b\sigma_{0,2}}. \quad (21)$$

Здесь M – безразмерный параметр в ASTM E 1921; b – длина нетто-сечения; J_I – значение J -интеграла. Абсолютное значение L или $J_I/\sigma_{0,2}$ подбирается таким образом, чтобы при температуре термошока T_s величина K_I находилась в интервале типичных значений $65 \dots 100 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$. Для определения критического значения флюенса Φ_c для температуры термошока T_s строится зависимость σ_2^{ir} от флюенса (рис. 3):

$$\sigma_2^{ir} = \sigma_{0,2} (\Phi)^{10^n}. \quad (22)$$

Зависимость $\sigma_{0,2}$ от Φ рассчитывается по (10). Для построения n можно воспользоваться эмпирической зависимостью, полученной в [11]:

$$n = \frac{\alpha}{\sigma_{0,2}^\beta}, \quad (23)$$

где для корпусных реакторных сталей типа 15X2НМФА и их сварных соединений $\alpha = 3,87$; $\beta = 0,65$.

Согласно (15) величина Φ_c определяется как значение флюенса, при котором σ_2 достигает критического значения σ_{2c} (см. рис. 3).

В заключение описания методики необходимо отметить, что необходимость использования в данном случае метода Мастер кривой обусловлена малым количеством образцов-свидетелей и необходимостью вычисления K_{Jc} для длины фронта трещины $B = 150 \text{ мм}$ исходя из испытаний мелкомасштабных образцов-свидетелей ($B = 10 \text{ мм}$). В целом следует подчеркнуть, что использование метода Мастер кривой для обработки экспериментальных данных, необходимых для калибровочных процедур в ЛП, является перспективным для инженерных приложений. В частности, такие попытки предпринимались в работе [23].

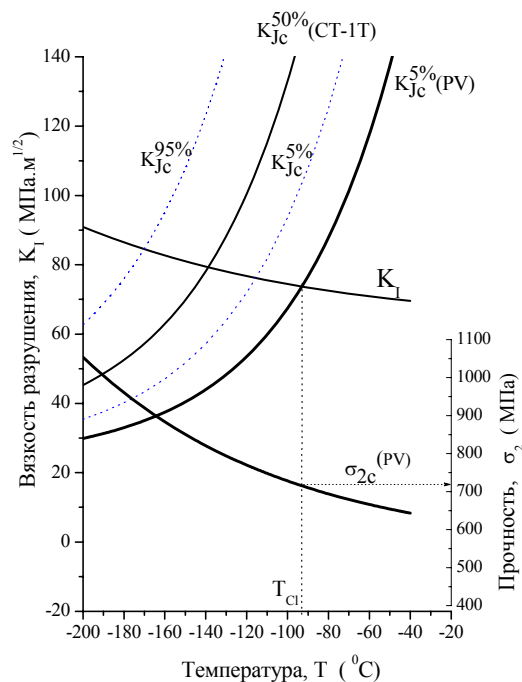


Рис. 2. Температурные зависимости вязкости разрушения K_{Jc} стандартного образца СТ-1Т при допусках на вероятность разрушения 5, 50 и 95%; $K_{Jc}^{5\%} (PV)$ – значение вязкости разрушения для стенки корпуса реактора с нормативной трещиной при вероятности 5%; σ_{2c} – значение критического напряжения для стенки корпуса реактора с трещиной; K_I – величина нагрузки; T_{cl} – критическая температура для корпуса реактора с трещиной. Металл сварного шва СШ1

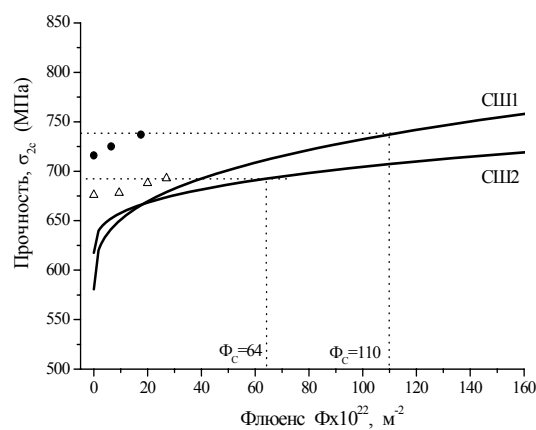


Рис. 3. Зависимость прочности σ_2 металла сварных швов СШ1 и СШ2 от дозы нейтронного облучения при $T_s = +56^\circ \text{C}$; σ_{2c} – значения критического напряжения для металла сварных швов (● – СШ1 и Δ – СШ2) при нормативной трещине, значении $J_I/\sigma_{0,2} = 0,0365 \text{ мм}$ и вероятности разрушения 5%

В качестве объекта исследования использовались образцы-свидетели из корпусной реакторной стали 2Cr-Ni-Mo-V (15X2НМФА), основной металл и металл сварного шва (табл. 1). Образцы подвергались облучению в энергетических реакторах типа ВВЭР-1000. Испытывались два типа образцов: (i) образцы-свидетели типа Шарпи с трещиной и (ii) гладкие

цилиндрические образцы для растяжения. В первом случае по результатам низкотемпературных испытаний на статический трехточечный изгиб строились температурные зависимости K_{Jc}^{1T} по методу Мастер кривой (стандарт ASTM E 1921).

Испытания на одноосное растяжение проводились при двух температурах +20 и +350 °С. Температурные зависимости предела текучести $\sigma_{0,2}$ ме-

талла в исходном состоянии и после облучения аппроксимировались общепринятой зависимостью:

$$\sigma_{0,2} = \sigma_{0,2}^* + C_1 \exp[-C_2(T + 273) + \ln(\dot{\epsilon})] - 49,6, \quad (24)$$

где $\sigma_{0,2}^*$ – величина предела текучести при $T = +20$ °С; $C_1 = 1033$ МПа; $C_2 = 0,00698$ K⁻¹; $C_3 = 0,000415$ K⁻¹; $\dot{\epsilon} = 0,0004$ с⁻¹.

Таблица 1

Химический состав исследованного корпусного металла, вес. %
(Основной металл – сталь 15X2НМФА разных плавок (ОМ) и металл сварного шва (СШ))

Корпусной металл	C	Si	Mn	Cr	Ni	Mo	Cu	S	P	V
ОМ1	0,17	0,23	0,46	2,05	1,26	0,52	0,10	0,012	0,010	0,09
СШ1	0,07	0,37	0,74	1,86	1,67	0,68	0,04	0,008	0,006	-
ОМ2	0,17	0,21	0,44	1,99	1,19	0,56	0,12	0,009	0,010	0,09
СШ2	0,09	0,26	0,93	1,7	1,74	0,56	0,05	0,010	0,007	-
СШ3	0,065	0,26	0,91	1,83	1,82	0,61	0,03	0,009	0,008	0,01
ОМ4	0,15	0,28	0,46	2,04	1,14	0,55	0,05	0,011	0,009	0,10
СШ5	0,06	0,40	0,94	1,70	1,70	0,67	0,04	0,012	0,007	-

Величина показателя деформационного упрочнения n для исследуемого интервала температур определялась по (23). На основе этих данных строились температурные зависимости напряжения σ_2 как в исходном, так и облученном состояниях. Данные по радиационному упрочнению аппроксимировались зависимостью (10) при значении показателя радиационного упрочнения $m = 1/3$. Значения коэффициента радиационного упрочнения B_n приведены в табл. 2. Критическая температура T_{cl} определялась для величины относительной нагрузки $L = 0,00084$ ($M = 1190,5$; $J_I / \sigma_{0,2} = 0,0365$ мм) для корпуса реактора с нормативной трещиной. При этом значении L величина K_I для нормативной трещины глубиной 25,4 мм в стенке корпуса реактора толщиной 200 мм при температуре термошока $T_s = 56$ °С составляет $K_I = 66$ МПа $\sqrt{м}$.⁴

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

На рис. 3 приведены зависимости напряжения текучести σ_2 от величины флюенса для двух сварных швов СШ1 и СШ2 для разных блоков ВВЭР-1000. Здесь же нанесены значения критического напряжения σ_{2c} для этого корпусного металла как в исходном состоянии, так и после разных доз облучения. Интересным есть тот факт, что значение критического напряжения σ_{2c} зависит от величины флюенса Φ . При этом наблюдается тенденция к росту σ_{2c} при увеличении дозы облучения (см. табл. 2). Анализ этого эффекта является предметом отдельной публикации. Необходимо отметить, что значения критического флюенса Φ_c , рассчитанные

по приближенной зависимости (18), хорошо согласуются с численным решением нелинейного уравнения (16). В целом данные в табл. 2 подтверждают тот факт, что радиационный ресурс корпуса реактора ограничен предельно допустимым флюенсом Φ_c для сварных швов.

Необходимо подчеркнуть, что при заданной величине относительной нагрузки $L = J_I / (\sigma_{0,2} b)$ и глубине трещины значение Φ_c зависит также от допуска на вероятность разрушения. Причиной этого является стохастическая природа процесса инициирования хрупкого разрушения в PZ, что обуславливает зависимость локального напряжения разрушения σ_f , а значит, и σ_{2c} от допуска на вероятность разрушения. Как следует из данных в табл. 3, этот эффект необходимо учитывать в инженерных расчетах, поскольку он может приводить к значительному (почти в 2 раза) изменению значения радиационного ресурса.

В рамках предложенного подхода достаточно просто можно учесть влияние на Φ_c нагрузки и параметров трещины. В соответствии с (21) и (20) увеличение глубины трещины (уменьшение b в (21)) или увеличение нагрузки при термошоке приводит к росту K_I , что согласно рис. 2 вызывает увеличение значения T_{cl} и соответственно уменьшение величины допустимой дозы облучения. Так, например, для сварного шва 15X2НМФА (СШ1) увеличение относительной нагрузки с $L = 2,1 \cdot 10^{-4}$ ($J_I / \sigma_{0,2} = 0,0365$ мм, $K_I = 73$ МПа $\sqrt{м}$) до $L = 3,0 \cdot 10^{-4}$ ($J_I / \sigma_{0,2} = 0,052$ мм, $K_I = 87$ МПа $\sqrt{м}$) приводит к уменьшению величины предельно допустимой дозы облучения с $\Phi_{cmin}^{5\%} = 110$ м⁻² до $\Phi_{cmin}^{5\%} = 70$ м⁻².

⁴ При расчетах использовали приближение сквозной трещины, что дает консервативную погрешность.

Таблица 2

Механические свойства корпусного материала и характеристики разрушения стенки корпуса реактора с допуском на вероятность $P_f=5\%$ при $J/\sigma_{02}=0,0365$

Материал	R_{MC} , МПа	$\Phi \times 10^{22}$, м ⁻²	$\sigma_{0,2}$ (+20°), МПа	n (+20)	B_h (+56) _{2,3} , МПа·м ^{2/3}	T_0 , °С	T_{cl} , °С	$\sigma_{0,2}$ (T_{cl}), МПа	n (T_{cl})	σ_{2c} , МПа	K_I^{PV} (T_{cl}) ₂ , МПа·м ^{1/2}	Φ_c^* , м ⁻²	Φ_c^* , м ⁻² по (18)	σ_2 (T_s), МПа	n (T_s)
ОМ1	1400	0,0	595	0,060	24,7	-155	-109	738	0,053	834	80	261	262	669	0,062
		7,1	638	0,058		-134	-87	742	0,052	843	81	303	308	720	0,059
		15,8	664	0,057		-132	-84	758	0,051	857	81	390	394	735	0,058
СШ1	1235	0,0	510	0,067	31,2	-120	-93	714	0,059	716	73	70	69	581	0,068
		6,4	598	0,062		-102	-61	726	0,058	725	75	84	85	640	0,063
		17,5	593	0,060		-92	-50	738	0,059	737	75	110	110	663	0,062
ОМ2	1440	0,0	612	0,059	19,0	-154	-107	750	0,052	848	81	520	499	688	0,060
		12,4	658	0,057		-130	-83	755	0,052	851	81	560	525	735	0,058
		19,0	665	0,056		-109	-60	731	0,053	827	80	352	325	742	0,057
		29,0	673	0,056		-98	-52	730	0,053	824	80	330	312	750	0,057
СШ2	1140	0	545	0,064	17,9	-70	-32	587	0,0613	676	72	24	30	617	0,065
		9,4	582	0,061		-26	+11	589	0,0612	678	72	35	34	657	0,062
		20,0	593	0,061		-24	+13	599	0,0605	688	72	55	54	668	0,062
		27,0	697	0,060		-23	+15	603	0,060	693	73	64	66	674	0,061
СШ3	1219	0,0	483	0,069	41,0	-124	-86	584	0,061	675	72	23	21	557	0,071
		12,0	580	0,619		-48	-9	598	0,060	686	72	30	28	650	0,063
		33,0	630	0,059		-32	+21	628	0,058	721	74	61	56	707	0,060
ОМ4	1160	0,0	543	0,064	27,5	-96	-57	617	0,059	698	73	24	26	614	0,065
		8,9	598	0,060		-73	-32	666	0,058	730	74	64	65	679	0,061
СШ5	1186	0,0	571	0,062	24,0	-97	-56	633	0,058	725	74	33	30	648	0,063
		10,3	617	0,059		-76	-34	654	0,057	745	75	61	64	689	0,060
		26,0	644	0,058		-59	-16	666	0,056	759	76	96	90	722	0,059

*Величины критического флюенса получены для значений σ_{2c} , приведенных в соответствующей строке.

Таблица 3

Механические свойства корпусного материала и характеристики разрушения стенки корпуса реактора с допуском на вероятность $P_f=50\%$ при $J/\sigma_{0.2}=0,0365$

Материал	Флюенс $\Phi \times 10^{22}, \text{M}^{-2}$	$T_{cl}, ^\circ\text{C}$	$\sigma_{0.2} (T_{cl}), \text{МПа}$	$n (T_{cl})$	$\sigma_{2c}, \text{МПа}$	$K_I^{PV} (T_{cl}), \text{МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$	Φ_c^*, M^{-2}	Φ_c^*, M^{-2} по (18)
ОМ1	0,0	-142	816	0,049	914	84	861	862
	7,1	-121	812	0,050	910	84	819	819
	15,8	-118	820	0,049	922	84	946	947
СШ1	0,0	-115	665	0,056	758	76	157	158
	6,4	-95	685	0,055	777	78	219	215
	17,5	-85	693	0,055	783	78	248	267
ОМ2	0,0	-141	830	0,049	929	85	>1000	1794
	12,4	-117	816	0,049	914	85	>1000	1475
	19,0	-94	780	0,051	877	82	890	859
	29,0	-87	776	0,051	873	82	820	804
СШ2	0,0	-67	627	0,059	718	74	154	155
	9,4	-24	614	0,059	704	74	98	99
	20,0	-22	623	0,059	713	73	132	133
	27,0	-20	630	0,059	721	74	170	169
СШ3	0,0	-119	646	0,057	739	75	62	58
	12,0	-45	626	0,059	718	74	57	53
	33,0	-27	662	0,057	753	76	76	72
ОМ4	0,0	-91	652	0,057	746	75	93	96
	8,9	-67	709	0,056	769	76	154	156
СШ5	0,0	-91	682	0,056	776	76	144	133
	10,3	-69	693	0,055	787	78	184	171
	26,0	-52	699	0,055	794	78	215	196

Длина фронта трещины в силу локального масштабного эффекта оказывает влияние на σ_{2c} . Для количественного учета этого эффекта необходимо построить по (19) температурную зависимость K_{jc} для заданной величины B и определить значение σ_{2c} для этого значения B (см. рис. 2). На рис. 4 приведена зависимость $\Phi_c^{5\%}$ от длины фронта трещины при фиксированном значении $J_I/\sigma_{0.2}=0,0365$ мм.

Таким образом, из анализа условий инициирования хрупкости разрушения корпусного металла непосредственно в локальной области в окрестности вершины трещиноподобного дефекта в корпусе реактора следует, что величина радиационного ресурса Φ_c корпуса определяется условием достижения прочностью металла σ_2 своего предельного уровня σ_{2c} . Используя эти две характеристики и параметры

радиационного упрочнения металла, представляется возможным в рамках единого подхода описать влияние на величину радиационного ресурса Φ_c трех основных факторов, таких как механические свойства корпусного металла, уровень нагружения и размеры трещиноподобного дефекта в стенке корпуса.

В заключение необходимо отметить, что приведенные в данной работе расчеты демонстрируют лишь идею предложенной парадигмы прогнозирования критической величины флюенса и ее потенциальные возможности. Проведение расчетов на ее основе для конкретных энергоблоков требует как получения достаточного объема экспериментальных данных на образцах-свидетелях для конкретного блока, так и решения частных методических вопросов по обработке результатов испытаний образцов-свидетелей.

Относительная глубина трещины в стенке корпуса, a/S

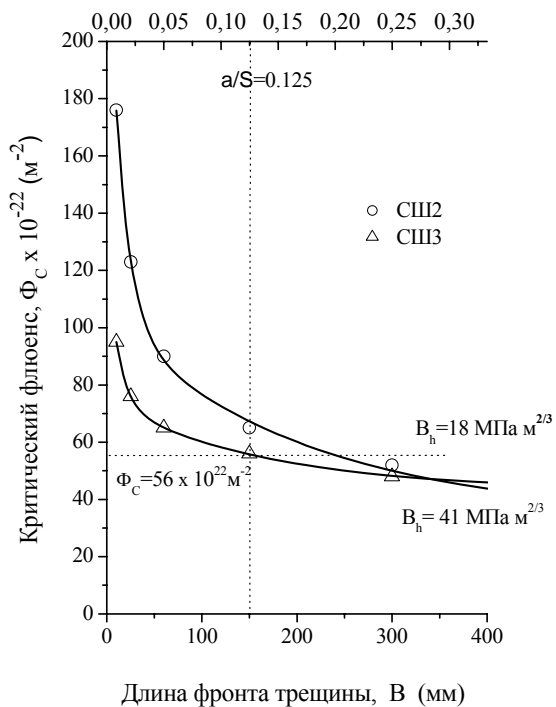


Рис. 4. Зависимость величины критического флюенса Φ_c от относительной глубины a/S ($S=200$ мм – толщина стенки корпуса) и длины фронта трещины B

ВЫВОДЫ

1. Величина радиационного ресурса корпуса реактора может быть определена не по косвенной характеристике, которой является сдвиг критической температуры разрушения образца-свидетеля, а прямым методом по условию инициирования хрупкого разрушения облученного металла в локальной области перед трещиной в стенке корпуса реактора.

2. В рамках предложенной методологии определение значения предельно допустимого флюенса для корпуса реактора осуществляется путем сопоставления величины напряжения течения при 2% деформации σ_2 облученного металла с его критическим уровнем σ_{2c} , при достижении которого происходит инициирование хрупкого разрушения металла в локальной области перед трещиной в стенке корпуса.

3. Зависимость величины предельного флюенса от длины фронта трещины и уровня нагрузки на корпус реактора при термошоке определяется влиянием этих факторов на величину критического напряжения σ_{2c} .

Работа выполнена при финансовой поддержке «Державна цільова програма фундаментальних і прикладних досліджень з проблем використання ядерних матеріалів та ядерних і радіаційних технологій у сфері розвитку галузей економіки», проект № К-3-8.

ЛИТЕРАТУРА

1. ПНАЭ Г-7-002-86. *Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок*. М.: «Энергоатомиздат», 1989, 525 с.
2. Regulatory Guide 1.99, Revision 2. Radiation Embrittlement of Reactor Vessel Materials. U.S. Nuclear Regulatory Commission, 1988.
3. Unified Procedure for Lifetime Evaluation of Components and Piping in WWER NPPs “VERLIFE”. 2008, p. 54.
4. American society of mechanical engineers, 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.
5. B.Z. Margolin, A.G. Gulenko, V.A. Shvetsova. Improved probabilistic model for fracture toughness prediction for nuclear pressure vessel steels // *Int. J. Pres. Ves. Pip.* 1998, v. 75, N 12, p. 843–855.
6. M. Brumovsky. Check of Master Curve application to embrittled RPVs of WWER type reactors // *Int. J. Pres. Ves. Pip.* 2002, v. 79, p. 715–721.
7. W. Servera, S. Rosinskib, R. Lottc, Ch. Kimc, D. Weakland. Application of Master Curve fracture toughness for reactor pressure vessel integrity assessment in the USA // *Int. J. Pres. Ves. Pip.* 2002, v. 79, p. 701–713.
8. Won-Jon Yang, Bong-Sang Lee, Moo-Young Huh, Jun-Hwa Hong. Application of the local fracture stress model on the cleavage fracture of the reactor pressure vessel steels in the transition temperature region // *Journal of Nuclear Materials*. 2003, N 317, p. 234–242.
9. S. Kotrechko, Yu. Mechkov. A new approach to estimate irradiation embrittlement of pressure vessel steels // *Int. J. Pres. Ves. Pip.* 2008, v. 85, N 5, p. 336–343.
10. И.М. Неклюдов, С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков, Г.С. Меттус, Ю.А. Полушкин. Использование концепции механической стабильности для оценки радиационного охрупчивания корпусных сталей // *Вопросы атомной науки и техники. Серия «Физика радиационных повреждений и радиационное материаловедение»*. 2007, №6, с. 58–64.
11. С. Котречко, Ю.Я. Мешков. *Предельная прочность: Кристаллы, металлы, конструкции*. Киев: «Наукова думка», 2008, с.295.
12. S. Kotrechko, Yu. Meshkov. Conception of Mechanical Stability of Structural Steels // *Strength of Materials*. 2009, N 2, p. 55–78.
13. F.M. Beremin. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // *Metall Trans. A 14*. 1983, p. 2277–2287.
14. A. Pineau. Development of the local approach to fracture over the past 25 years: theory and applications // *International Journal of Fracture*. 2006, v. 138, p. 139–166.

15. S. Kotrechko. Physical Fundamentals of Local Approach to Analysis of Cleavage Fracture // *Transferability of Fracture Mechanical Characteristic. I. Dlouhy (ed), NATO Science Series. Series II.* 2002, v. 78, p. 135–150.
16. S. Kotrechko and Yu. Meshkov. Physical fundamentals of a local approach to analysis of brittle fracture of metals and alloys // *Mat. Science.* 2001, v. 37, N 4, p. 583-597.
17. S. Kotrechko. Ab-initio local approach and its use both to examine nature and to predict the irradiation effect on fracture toughness of pressure vessel steel // *Pressure Vessels and Piping: Codes, Standards, Design and Analysis. Eds: Baldev Raj, B.K. Choudhary and K. Velusamy.* Copyright 2009, Narosa Publishing House, New Delhi, India, 467-477 p.
18. S. Kotrechko, B. Strnadel, I. Dlouhy. Fracture toughness of cast ferritic steel applying local approach // *Theoretical and Applied Fracture Mechanics.* 2007, v. 47, p. 171–181.
19. Ю.Я. Мешков, Г.А. Пахаренко. *Структура мартенита и хрупкость стальных изделий.* Киев: «Наукова думка», 1985, 268 с.
20. B. Tanguy, C. Bouchet, S. Bugat, J. Besson. Local approach to fracture based prediction of the ΔT_{56J} and $\Delta DT_{KIc;100}$ shifts due to irradiation for an A508 pressure vessel steel // *Eng. Fract. Mech.* 2006, v. 73, p. 191–206.
21. E. Lucon, E. Walle, M. Scibetta, R. Chaouadi, and M. Wéber. SCK-CEN contribution to the IAEA-round robin exercise on WWER-440 RPV weld material: irradiation, annealing, and re-embrittlement // *Strength of Materials.* 2004, v. 36, p. 19-32.
22. Yu.A. Nikolaeva, A.V. Nikolaev, Ya.I. Shtrombakh. Radiation embrittlement of low-alloy steels // *Int. J. Pres. Ves. Pip.* 2002, v. 79, p. 619–636.
23. P. Jason, Robert H. Petti, Jr. Dodds. Calibration of the Weibull stress scale parameter σ_u , using the Master Curve Engineering // *Fracture Mechanics.* 2005, v. 72, p. 91–120.

Статья поступила в редакцию 05.04.2011 г.

НОВА ПАРАДИГМА ПРОГНОЗУВАННЯ РАДІАЦІЙНОГО РЕСУРСУ КОРПУСУ РЕАКТОРА

С.О. Котречко, Ю.Я. Мешков, І.М. Неклюдов, В.Н. Ревка

Викладено нову парадигму прогнозування ресурсу корпусу реактора. Отримано рівняння граничного стану стінки корпусу реактора з тріщиноподібним дефектом. Показано, що величина критичного флюенсу Φ_c може бути визначена не за непрямою характеристикою, якою є зсув критичної температури руйнування зразка-свідка, а прямим методом, за умовою ініціювання крихкого руйнування опроміненого металу в околі тріщини в стінці корпусу реактора. Розроблено методику визначення Φ_c . Можливості цієї методики продемонстровано на прикладі прогнозування Φ_c для корпусів реакторів типу ВВЕР-1000.

NEW PARADIGM FOR PREDICTION OF RADIATION LIFE-TIME OF REACTOR PRESSURE VESSEL

S.A. Kotrechko, Yu.Ya. Meshkov, I.M. Neklyudov, V.N. Revka

New paradigm for prediction of radiation life-time of reactor pressure vessel is presented. Equation for limiting state of reactor pressure vessel wall with crack-like defect is obtained. It is exhibited that the value of critical fluence Φ_c may be determined not by shift of critical temperature of fracture of surveillance specimen, which is indirect characteristic, but by direct method, namely, by the condition of initiation of brittle fracture of irradiated metal ahead of a crack in RPV wall. Within the framework of engineering version of LA to fracture the technique for Φ_c ascertainment is developed. Prediction of Φ_c for WWER pressure vessels demonstrates potentialities of this technique.