

РАЗДЕЛ ВТОРОЙ

МАТЕРИАЛЫ РЕАКТОРОВ НА ТЕПЛОВЫХ НЕЙТРОНАХ

УДК 621.039.5

ИСПОЛЬЗОВАНИЕ КОНЦЕПЦИИ МЕХАНИЧЕСКОЙ СТАБИЛЬНОСТИ ДЛЯ ОЦЕНКИ РАДИАЦИОННОГО ОХРУПЧИВАНИЯ КОРПУСНЫХ СТАЛЕЙ

*И.М. Неклюдов, С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков, Г.С. Меттус, Ю.А. Полушкин
Национальный научный центр «Харьковский физико-технический институт»
г. Харьков;*

*Институт металлофизики им. Г.В. Курдюмова НАН Украины, г. Киев, Украина;
E-mail: kotr@imp.kiev.ua; тел. 424-13-52*

Основываясь на разработанной ранее концепции механической стабильности металлов и сплавов сформулирован новый подход к оценке радиационного охрупчивания корпусной стали. Показано, что критическое значение флюенса может быть определено не по предельному сдвигу критической температуры по Шарпи или референсной температуры по методу Мастер кривой, а по условию потери стабильности пластического состояния стали. На примере корпусной стали 15X2НМФА и ее сварного соединения продемонстрирована применимость предложенного подхода для оценки предельной величины флюенса. В рамках предложенного подхода проанализированы источники погрешностей метода Мастер кривой.

В настоящее время в качестве меры радиационного охрупчивания корпусной стали используется величина смещения критической температуры хрупкости. Ее значение определяется по результатам испытаний на ударную вязкость образцов-свидетелей типа Шарпи или испытаний образцов Шарпи с трещиной на вязкость разрушения. В то же время экспериментально установлено, что значения смещения критической температуры, определенные этими двумя методами, могут существенно отличаться [1]. Переход на использование методики Мастер кривой не решает проблемы. Это обусловлено двумя основными причинами. Первая из них заключается в исходном постулате этой методики, согласно которому падение трещиностойкости облученной стали можно описать посредством параллельного сдвига температурной кривой вязкости разрушения. На сегодняшний день не ясно, насколько этот постулат выполняется при больших флюенсах, а также в никельсодержащих сталях и их сварных соединениях при критических концентрациях Си и Р. Вторая причина связана с неэквивалентностью условий нагружения, при которых определяется реперная температура T_0 , и предельная критическая температура T_{13} . На сегодняшний день эти методологические недостатки существующих подходов компенсируются значительным консерватизмом расчетов, однако продление ресурса корпуса реактора невозможно без обоснованного снижения консерватизма расчетов путем использования характеристик и методик, позволяющих адекватно оценить способность облу-

ченной стали сопротивляться хрупкому разрушению.

В работах [2, 3] сформулирован общий подход к оценке способности металла оказывать сопротивление хрупкому разрушению. В соответствии с этим подходом «пластичность» и «хрупкость» не являются внутренними характеристиками металла, а определяются его механическим состоянием. Было показано, что переход металла из вязкого состояния в пластичное контролируется уровнем стабильности в ансамбле зародышевых трещин (ЗТ), определяемым отношением величины растягивающих напряжений, при котором ЗТ теряют устойчивость к уровню напряжений, при котором они образуются. Такой подход позволяет с единых позиций описать охрупчивание металла в условиях действия низких температур, динамического нагружения, концентрации напряжений, радиационного облучения.

Цель настоящей работы заключается в том, чтобы показать применимость представлений о механической стабильности пластического состояния металла для определения степени радиационного охрупчивания корпусных сталей и прогнозирования предельного значения флюенса.

ТЕОРЕТИЧЕСКИЕ ПРЕДСТАВЛЕНИЯ

Согласно современным представлениям хрупкое разрушение металлов и сплавов инициируется зародышевыми трещинами (ЗТ). Эти дефекты играют такую же фундаментальную роль в процессе хрупкого разрушения тел, как дислокации в процессе пласти-

ческой деформации. В работах [2-4] показано, что исходя из анализа свойств и поведения ЗТ представляется возможным описать влияние микроструктуры металла и условий нагружения на закономерности его разрушения, а также предложить новую версию локального подхода к хрупкому разрушению. Основываясь на анализе закономерностей образования и потери устойчивости ЗТ, в работах [2, 3] было показано, что механическое состояние металла определяется тем, насколько в момент образования зародышевые трещины далеки от потери устойчивости. При этом в качестве количественной меры устойчивости зародышевых трещин на микроуровне было предложено использовать соотношение:

$$P_s = \frac{\xi_c}{\xi_{11}^{in}}, \quad (1)$$

где ξ_c – критическая величина напряжения потери устойчивости зародышевой трещины; ξ_{11}^{in} – уровень растягивающих микронапряжений, действующих в кристаллической решетке в момент образования ЗТ. При $P_s \leq 1$ зародышевые трещины становятся неустойчивыми уже в момент своего образования. Это означает, что появление областей локальной текучести в окрестности концентраторов напряжений или начало общей текучести гладких образцов будет вызывать разрушение металла. На макроуровне такое механическое состояние металла будет восприниматься как нестабильное (хрупкое). Если зародышевые трещины устойчивы $P_s > 1$, то на макроуровне это будет проявляться в возможности пластической деформации металла без опасности внезапного хрупкого разрушения. В этом случае механическое состояние следует рассматривать как стабильное (пластичное). При этом, чем больше абсолютное значение параметра P_s , тем выше уровень стабильности металла и тем меньше опасность перехода в хрупкое (нестабильное) состояние.

Выражение (1) определяет степень стабильности одной зародышевой трещины. Хрупкое разрушение металла связано с потерей устойчивости не менее одной ЗТ из ансамбля таких трещин, возникающих в металле в процессе его пластической деформации. В этой связи механическое состояние металла на макроуровне может быть описано следующим образом [3]:

$$P_{ns} = \frac{\sigma_f}{\sigma_{11}^{in}} \quad (2)$$

где σ_f – величина макроскопического напряжения хрупкого разрушения металла, т.е. величина макронапряжения, при котором не менее чем одна ЗТ теряет устойчивость; σ_{11}^{in} – уровень растягивающих микронапряжений, действующих в металле при образовании ЗТ при заданной величине пластической деформации.

В этой зависимости P_{ns} имеет смысл параметра, характеризующего стабильность пластического состояния металла, поскольку степень превышения его величины над единицей показывает удаленность

от точки перехода в хрупкое состояние. В общем случае выражение для локального напряжения σ_f инициирования хрупкого разрушения перед надрезом или острой макротрещиной имеет вид:

$$\sigma_F = k_v k_e R_{MC}, \quad (3)$$

где R_{MC} – минимальное напряжение разрушения стандартного цилиндрического образца при одноосном растяжении в интервале температур вязко-хрупкого перехода. Согласно [5, 6] это напряжение является мерой «хрупкой прочности» металла; k_f – коэффициент, показывающий во сколько раз величина локального напряжения σ_f инициирования хрупкого разрушения в окрестности надреза или макротрещины превышает уровень хрупкой прочности металла R_{MC} ; k_e – характеризует влияние пластической деформации на уровень хрупкой прочности металла [6, 7].

В общем случае выражение для величины локального растягивающего макроскопического напряжения σ_{11}^{in} в (2), при котором образуются ЗТ, может быть представлено следующим образом:

$$\sigma_{11}^{in} = j \cdot \sigma_T \cdot \left(\frac{e}{e_T}\right)^n, \quad (4)$$

где j – коэффициент перенапряжения, связанный с многоосностью напряженного состояния ($j = \sigma_1 / \sigma_i$); σ_1 – максимальное главное напряжение; σ_i – интенсивность напряжений [8]; e – интенсивность пластической деформации [8] («эквивалентная деформация»); n – показатель деформационного упрочнения по Холломону ($\sigma_e = \sigma_T (e/e_T)^n$); σ_T – величина предела текучести в условиях одноосного растяжения; e_T – пластическая деформация на пределе текучести (для конструкционных сталей обычно $e_T = 0.2\%$, соответственно $\sigma_T = \sigma_{0.2}$).

Подставляя (3) и (4) в (2), получим:

$$P_{ms} = \frac{K_{ms}}{q_\sigma q_e}, \quad (5)$$

где K_{ms} – «коэффициент механической стабильности», который определяет уровень механической стабильности пластического состояния металла при одноосном квазистатическом растяжении и однозначно задается механическими свойствами металла R_{MC} , σ_T и n :

$$K_{ms} = \frac{R_{MC}}{\sigma_T (e_c/e_T)^n}. \quad (6)$$

Параметры q_σ и q_e представляют собой силовые эквиваленты охрупчивающего действия, обусловленного трехосным растяжением и локализацией процесса инициирования разрушения в РЗ (параметр q_σ) и локализацией пластической деформации

в вершине магистральной трещины (параметр q_e). Соответственно

$$q_\sigma = \frac{J}{k_v}; \quad (7)$$

$$q_e = \frac{1}{k_e} \left(\frac{e}{e_T} \right)^n. \quad (8)$$

В рамках предложенной системы представлений охрупчивающее действие нейтронного облучения обусловлено двумя основными эффектами:

1) увеличением уровня растягивающих напряжений, действующих в момент образования ЗТ;

2) изменением интенсивности генерирования ЗТ в процессе пластической деформации.

Как отмечалось выше, пластическая деформация является необходимым условием образования ЗТ, поэтому уровень растягивающих напряжений σ_{11}^{ir} , действующих в момент образования ЗТ, задается величиной напряжения течения стали. В связи с этим радиационное упрочнение стали должно повышать σ_{11}^{ir} , уменьшая тем самым стабильность ЗТ. На языке предложенных макрохарактеристик этот эффект может быть описан посредством изменения величины коэффициента механической стабильности K_{ms} .

Исходя из известной зависимости между приращением предела текучести $\Delta\sigma_T$ реакторной стали и значением флюенса Φ , с учетом (6) можно получить выражение, связывающее величину коэффициента механической стабильности стали K_{ms} в исходном состоянии и после облучения K_{ms}^{ir} :

$$K_{ms}^{ir} = \frac{K_{ms}}{1 + \frac{B\Phi^{1/3}}{\sigma_T}}, \quad (9)$$

где, как отмечалось выше, σ_T – предел текучести стали в необлученном состоянии при заданной температуре испытаний; B – коэффициент, характеризующий интенсивность радиационного упрочнения стали.

Изменение интенсивности генерирования ЗТ должно приводить к изменению величины коэффициента k_T , характеризующего масштабный эффект при локализации разрушения в “process zone” (PZ), и согласно (7), влияющего на охрупчивающее действие трещины (параметр q_σ). Теоретически этот эффект может наблюдаться при больших флюенсах и при наличии критических концентраций примесей Си и Р в никельсодержащих сталях и их сварных соединениях. В рассматриваемой работе в первом приближении этот эффект не учитывается.

Зависимость (5) с учетом (9) позволяет определить уровень механической стабильности облученной корпусной стали, содержащей трещину:

$$P_{ms}^{ir} = \frac{K_{ms}}{E_m q_{ir}}, \quad (10)$$

где E_m – суммарное охрупчивающее действие трещины в необлученном металле:

$$E_m = q_\sigma q_e, \quad (11)$$

q_{ir} – силовой эквивалент охрупчивающего действия нейтронного облучения:

$$q_{ir} = 1 + \frac{B}{\sigma_T} \Phi^{1/3}. \quad (12)$$

Анализируя факторы, определяющие величину параметра E_m охрупчивающего действия трещины, необходимо отметить, что на E_m значительное влияние оказывает величина локальной пластической деформации в вершине трещины. Это связано как с деформационным упрочнением в локальной области у вершины трещины (параметр q_e), так и с зависимостью величины масштабного эффекта в PZ от степени локальной деформации (коэффициент k_v в выражении (7)). Для инженерных расчетов величину локальной пластической деформации целесообразно выразить через макроскопические характеристики. Для этого можно воспользоваться известной зависимостью между размером области локальной текучести в нетто сечении образца с трещиной δ и значением J -интеграла. При этом целесообразно ввести безразмерный параметр L , который равен отношению протяженности области локальной пластической деформации δ в минимальном сечении образца с трещиной, к ширине этого сечения b . Такое определение параметра L позволяет выразить его величину через параметр M , используемый в нелинейной механике:

$$L = \frac{1}{M} = \frac{\delta_{nl}}{b} = \frac{K_I^2}{E(1-\nu^2)b\sigma_T} = \frac{J}{b\sigma_T}, \quad (13)$$

где K_I – коэффициент интенсивности напряжений; E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона.

Необходимо отметить, что параметр L может выступать в качестве меры макропластической деформации образца или элемента конструкции с трещиной. Анализ показывает, что при решении прикладных задач целесообразно ориентироваться на два предельных значения этого параметра: $L_{max} = 33.0 \cdot 10^{-3}$ ($M = 30$) и $L_{min} = 1.3 \cdot 10^{-3}$ ($M = 770$). Согласно стандарту AMST E1921 первое значение соответствует максимально допустимому размеру области пластической деформации, при которой еще возможно использование K_{JC} . Значение $L_{min} = 1.3 \cdot 10^{-3}$ соответствует хрупкому разрушению в условиях, когда выполняются требования линейной механики (при $L_{min} = 1.3 \cdot 10^{-3}$ разрушение стандартного 1Т образца с трещиной происходит при предельно малой глубине области локальной текучести в нетто сечении, $\delta_{nl} \approx 0,03$ мм, что соизмеримо со средним размером зерна в стали ($d \approx 0.010...0.015$ мм)).

РЕЗУЛЬТАТЫ И ОБСУЖДЕНИЕ

Идея методики экспериментального определения охрупчивающего действия трещины E_{II} в необлученной стали продемонстрирована на рис. 1. Она заключается в нахождении критической температуры T_c , при которой разрушение образца с трещиной реализуется при заданном уровне нагружения L . Этой температуре соответствует точка пересечения температурных зависимостей вязкости разрушения K_{JC} необлученной стали и коэффициента интенсивности напряжений K_I при заданной величине L :

$$K_I = \sqrt{E(1-\nu^2)} b \sigma_{0,2} L. \quad (14)$$

Согласно (10) разрушению образца с трещиной соответствует условие $P_{II} = 1$. Это означает, что величина параметра охрупчивающего действия трещины E_{II} в необлученной стали ($q_{ir} = 1$) при T_c численно равна значению коэффициента механической стабильности стали при этой температуре $K_{ms}(T_c)$. Это позволяет определять величину параметра E_{II} на основе данных по температурной зависимости K_{ms} и величине критической температуры T_c для заданного значения L .

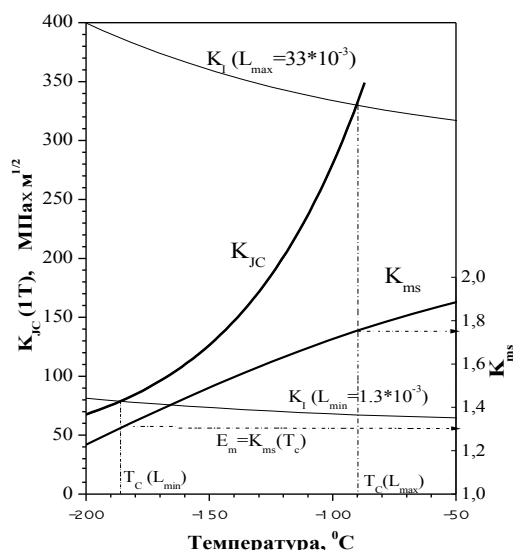


Рис. 1. Температурные зависимости вязкости разрушения K_{JC} , механической стабильности K_{ms} , а также пороговых уровней коэффициента интенсивности напряжений K_I при значениях параметра пластичности образца с трещиной $L = 1,3 \times 10^{-3}$ и $L = 33 \times 10^{-3}$. Корпусная сталь 15X2NMФА

Знание величины E_{II} , с учетом зависимости (12) для q_{ir} , позволяет оценить уровень механической стабильности P_{II}^{ir} облученного образца или элемента конструкции с трещиной с учетом величины флюенса и температуры. В соответствии с (6) для определения значения коэффициента механической стабильности K_{ms} и по-

строения ее температурной зависимости по результатам механических испытаний определялись значения условного предела текучести стали $\sigma_{0,2}$, величины показателя деформационного упрочнения n , а также уровня хрупкой прочности стали R_{MC} . Значение R_{MC} определялось как минимальное значение напряжения хрупкого разрушения в интервале температур вязкохрупкого перехода [5]. Механические испытания проводили на образцах из корпусной стали 15X2NMФА, вырезанных из половинок образцов-свидетелей типа Шарпи в необлученном состоянии¹. Для исследованной корпусной стали значение хрупкой прочности составляло $R_{MC} = 1400$ МПа. При определении значений коэффициента механической стабильности облученной стали K_{ms}^{ir} исходили из предположения о не влиянии нейтронного облучения на уровень R_{MC} , что следует из данных экспериментальных исследований, приведенных в [11].

На рис. 2 приведена экспериментальная температурная зависимость коэффициента механической стабильности K_{ms} корпусной стали в исходном состоянии и рассчитанные по (9) зависимости для K_{ms} при двух дозах облучения $\Phi = 40 \times 10^{22}$ и $\Phi = 100 \times 10^{22}$ нейтр./м². Здесь же нанесены пороговые уровни K_{ms} , при которых трещина длиной $a = 25,4$ мм в стандартном 1Т образце теряет устойчивость при двух значениях относительной нагрузки $L = 33 \cdot 10^{-3}$ и $L = 1,3 \cdot 10^{-3}$. Точки пересечения температурных зависимостей K_{ms} с этими пороговыми уровнями определяют величину критических температур разрушения образца с трещиной.

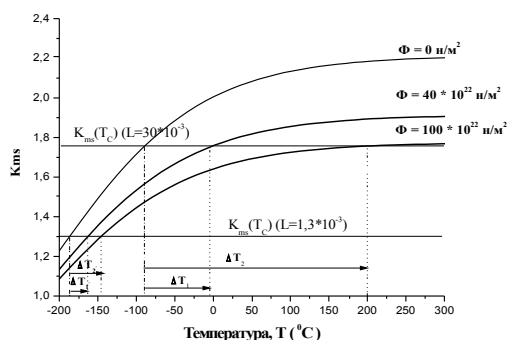


Рис. 2. Влияние температуры T и флюенса Φ на величину коэффициента механической стабильности корпусной стали 15X2NMФА: горизонтальные линии – пороговые уровни коэффициента механической стабильности, соответствующие разрушению образца с трещиной при двух уровнях его пластичности $L = 1,3 \times 10^{-3}$ и $L = 33 \times 10^{-3}$; ΔT_1 и ΔT_2 – смещения критической температуры после нейтронного облучения корпусной стали

¹ Половинки образцов-свидетелей были любезно предоставлены Институтом ядерных исследований.

Согласно зависимостям на рис. 2 определяющее влияние на величину вызванного облучением сдвига ΔT критической температуры оказывают требования по уровню пластичности L , с которой должен разрушаться образец с трещиной. В силу нелинейного характера температурной зависимости K_{ms} , чувствительность ΔT к уровню L резко возрастает с ростом флюенса и уровня E_m . Это означает, что сопоставление значений сдвига температуры ΔT , определенных по испытаниям на ударный изгиб образцов Шарпи и статических испытаний образцов с трещинами, строго говоря, не корректно в силу того, что в этих образцах реализуется разный уровень охрупчивания металла E_m .

Кроме того, даже в пределах одного метода испытаний, например при использовании методики Мастер кривой, условие постоянства остаточной деформации L не выполняется. Это связано с тем, что при постоянном значении $K_{JC} = 100 \text{ МПа} \sqrt{\text{м}}$, при котором определяется референсная температура T_0 , не гарантируется равенства областей локальной пластической деформации в окрестности вершины трещины в момент ее старта в облученном и необлученном металлах. Согласно (13) в этом случае условие постоянства L будет выполняться только при равенстве значений предела текучести $\sigma_{0.2}$ при T_0 в исходном и облученном состояниях ($\sigma_{0.2}(T_0^{ir}) = \sigma_{0.2}(T_0)$).

Данные экспериментальных исследований, полученные на стали 15X2НМФА, а также анализ приведенных в работе [1] литературных данных для широкого круга корпусных сталей показывают, что при использовании метода Мастер кривой значения предела текучести при референсной температуре в облученном состоянии $\sigma_{0.2}(T_0^{ir})$ систематически превышают соответствующие значения предела текучести в необлученном состоянии $\sigma_{0.2}(T_0)$. Согласно (13) это означает, что относительная нагрузка L^{ir} , при которой разрушаются облученные образцы, всегда ниже соответствующего значения L в исходном состоянии.

Из рис. 2 следует, что это должно приводить к систематическому занижению расчетного сдвига реперной температуры, при этом величина этой *неконсервативной* погрешности должна возрастать с ростом дозы облучения. Это делает проблематичным использование Мастер кривой в окрестности ресурсных значений флюенсов.

В явном виде зависимость параметра механической стабильности P_{ms} образца с трещиной от величины флюенса приведена на рис. 3. С помощью этой зависимости представляется возможным напрямую определить предельное значение флюенса Φ_c , не прибегая к «посреднику», в роли которого в существующих подходах выступает сдвиг критической температуры ΔT . В рамках предложенного

подхода предельная доза облучения Φ_c определяется как значение флюенса, при котором уровень стабильности пластического состояния металла P_{ms} в образце, или элементе конструкции с трещиной уменьшается до единицы.

Рис. 3 наглядно показывает существенное влияние на величину предельного флюенса требований по уровню пластичности образца с трещиной. Для использованной стали увеличение L от $1.3 \cdot 10^{-3}$ до $33.0 \cdot 10^{-3}$ приводит к падению предельного значения Φ_c с 657×10^{22} до 60×10^{22} нейтр./м². В этой связи формулировка требований к величине пластичности образца с трещиной приобретает первостепенное значение.

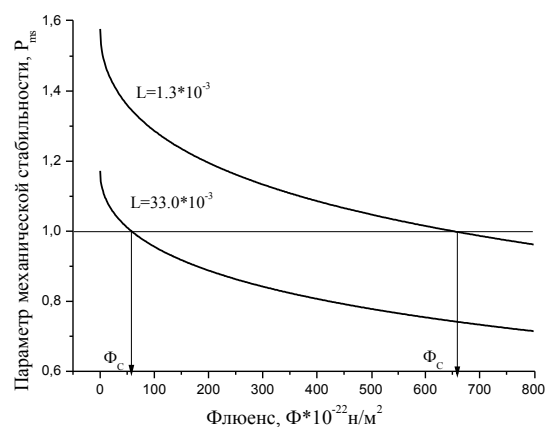


Рис. 3. Влияние флюенса на величину параметра механической стабильности P_{ms} стали 15X2НМФА в окрестности вершины трещины в стандартном 1T образце при двух уровнях пластичности образца с трещиной $L = 1,3 \times 10^{-3}$ и $L = 33,0 \times 10^{-3}$; Φ_c – предельные значения флюенса

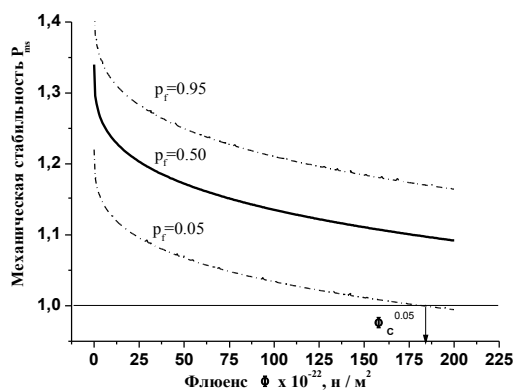
С точки зрения безопасности эксплуатации корпуса реактора целесообразно обеспечить максимально возможную величину пластической деформации, предшествующей началу катастрофического роста трещины. Однако при этом значительно уменьшается величина допускаемой дозы облучения.

С другой стороны, величина пластичности L ограничена сверху требованием обеспечения условия мелкомасштабной текучести при испытании образцов-свидетелей, поскольку только в этом случае гарантируется корректность переноса результатов испытаний образцов-свидетелей на корпус реактора.

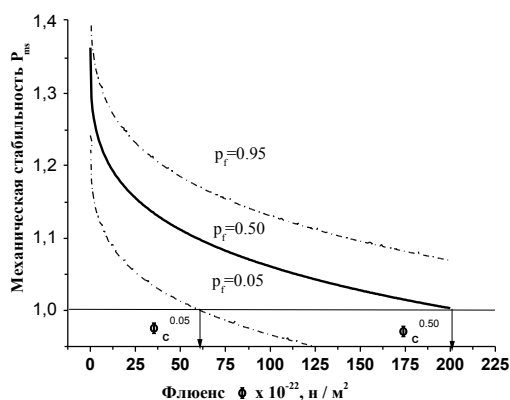
Из стандарта ASTM E 1921 следует, что такое максимальное значение равно $L_{max} = 33.0 \times 10^{-3}$ ($M_{min} = 30$). Однако результаты последних исследований показывают, что в действительности мелкомасштабная текучесть ограничена намного меньшими

значениями $L_{\max} \leq 1 \times 10^{-3} \dots 5 \times 10^{-3}$ ($M_{\min} = 100 \dots 200$ [9, 10]). В этой связи в качестве расчетного (характеристического) значения целесообразно выбрать величину $L^* = 5 \times 10^{-3}$.

Зависимость параметра механической стабильности стандартного образца 1Т из реакторной стали 15Х2НМФА и ее сварного соединения от величины флюенса при $L^* = 5 \times 10^{-3}$ приведена на рис. 4. Здесь же нанесены значения вероятностей, с которыми реализуются приведенные значения P_{ms}^2 .



а



б

Рис. 4. Влияние величины флюенса на величину P_{ms} для 1Т образца из корпусной стали 15Х2НМФА (а) и ее сварного соединения (б):

$\phi_c^{0.05}$ и $\phi_c^{0.50}$ – критические значения флюенса при вероятности P_f , равной 0,05 и 0,50 соответственно

ВЫВОДЫ

1. Предложен новый подход к оценке радиационного охрупчивания корпусных реакторных сталей, согласно которому степень радиационного охрупчивания определяется не по сдвигу крити-

² Значения P_{ms} для вероятностей 0,05 и 0,95 определяли по той же методике, что и для 0,5 (см. рис. 1). При этом использовались значения K_{1C} , рассчитанные для вероятностей 0,05 и 0,95 по стандарту AMST E 1921.

ческой температуры ΔT_K по Шарпи или ΔT_0 по методике Мастер кривой, а по условию потери стабильности пластического состояния корпусной стали.

2. Согласно предложенному подходу стабильность пластического состояния стали на микроуровне контролируется динамической стабильностью в ансамбле зародышевых трещин, а на макроуровне в условиях одноосного растяжения может быть описана коэффициентом механической стабильности K_{ms} , равным отношению величины хрупкой прочности стали R_{ms} к уровню растягивающих напряжений σ_{11} , действующих при достижении 2% пластической деформации облученной стали ($\sigma_{11} = \sigma_{0.2} \cdot 10^2$).
3. Охрупчивающее действие таких разных по физической природе факторов, как нейтронное облучение, динамическое нагружение, концентрация напряжений, низкие температуры может быть описано в единой шкале по уровню создаваемых этими факторами растягивающих напряжений, действующих в металле в процессе генерирования зародышевых трещин, т.е. при его пластической деформации.
4. Для адекватной оценки степени радиационного охрупчивания по величине сдвига критической температуры ΔT_0 по методике Мастер кривой необходимо, чтобы значения $\sigma_{0.2}$ при референсной температуре T_0 в исходной и облученной стали были равны. В большинстве случаев значение $\sigma_{0.2}$ при референсной температуре T_0 в облученной стали выше, что приводит к недооценке степени радиационного охрупчивания корпусной стали по методу Мастер кривой.

Работа выполнена при финансовой поддержке «Державної програми фундаментальних і прикладних досліджень з проблем використання ядерних матеріалів та ядерних і радіаційних технологій у сфері розвитку галузей економіки» та програми «Ресурс».

ЛИТЕРАТУРА

1. Э.У. Гриник, В.Н. Ревка, Л.И. Чирко. Оценка радиационного сдвига кривой вязкости разрушения корпусных материалов с использованием различных подходов // *Ядерная и радиационная безопасность*. 2004, т. 27, в. 3, с. 63–67.
2. С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков, Г.С. Меттус. К вопросу о вязком и хрупком состояниях поликристаллических металлов // *Металлофизика*. 1990, т. 12, № 6, с. 3–13.
3. С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков, Г.С. Меттус, Д.И. Никоненко. Механика и физика квазихрупкого разрушения металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщение 3. Вязкость металлов и сплавов // *Проблемы прочности*. 2000, №1, с. 72–92.

4. С.А. Котречко. Локальный подход к анализу хрупкого разрушения и его физическая интерпретация // *Проблемы прочности*. 2003, №4, с. 14–31.
5. Ю.Я. Мешков, Г.А. Пахаренко. *Структура металла и хрупкость стальных изделий*. Киев: «Наук. думка», 1985, 268 с.
6. С.А. Котречко. Критическое напряжение скола и «хрупкая» прочность поликристаллических металлов // *Металлофизика*. 1992, т. 14, № 5, с. 37–41.
7. С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков. Механика и физика квазихрупкого разрушения металлов в условиях концентрации напряжений. Сообщение 2. Теоретические представления // *Проблемы прочности*. 1999, №3, с. 5–16.
8. Г.С. Писаренко, А.А. Лебедев. *Деформирование и прочность материалов при сложном напряженном состоянии*. Киев: «Наук. думка», 1976, 415 с.
9. H.J. Rathbun, G.R. Oddete, T. Yamamoto, G.E. Lucas Influence of statistical and constrain loss size effects on cleavage fracture toughness in the transition – A single variable experiment and database // *Engineering fracture mechanics*. 2006, №3, p. 134–158.
10. J.P. Petti, R.H. Dodds Coupling of the Weibull stress model and macroscale models to predict cleavage fracture // *Engineering fracture mechanics*. 2004, №71, p. 2079–2103.
11. Ю.Ф. Баландин. *Конструкционные материалы АЭС*. М.: «Энергоатомиздат», 1984. 275 с.

ВИКОРИСТАННЯ КОНЦЕПЦІЇ МЕХАНІЧНОЇ СТАБІЛЬНОСТІ З МЕТОЮ ОЦІНКИ РАДІАЦІЙНОГО ОКРИХЧЕННЯ КОРПУСНИХ СТАЛЕЙ

І.М. Неклюдов, С.А. Котречко, Ю.Я. Мешков, Г.С. Меттус, Ю.А. Полушкін

На основі розробленої раніше концепції механічної стабільності металів та сплавів сформульований новий підхід до оцінки радіаційного окрихчення корпусної сталі. Встановлено, що критичне значення флюенса може бути визначене не по граничному зсуву критичної температури Шарпі або референтної температури по методу Майстер кривої, а по умові втрати стабільності пластичного стану сталі. На прикладі корпусної сталі 15X2НМФА та її зварного з'єднання продемонстрована придатність запропонованого підходу для оцінки граничної величини флюенса. В рамках запропонованого підходу проаналізовані причини похибок методу Майстер кривої.

USE OF THE CONCEPT OF MECHANICAL STABILITY TO ESTIMATE IRRADIATION EMBRITTLEMENT OF PRESSURE VESSEL STEELS

I.M. Neklyudov, S.A. Kotrechko, Yu.Ya. Mechkov, G.S. Mettus, Yu.A. Poluchkin

Based on the concept of mechanical stability of metals and alloys developed earlier, new approach to estimation of irradiation embrittlement of pressure vessel steel is formulated. It is shown that the critical value of fluence may be determined not by ultimate shift of Charpy critical temperature or by Master-curve reference temperature, but by the condition of plastic state instability of steel. Applicability of the proposed approach to estimation of limiting value of fluence is demonstrated by the example of pressure vessel steel 15X2НМФА and its weld. The origin of errors in Master-curve approach is analyzed within the bounds of approach offered.