

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.4

Прогнозирование трещиностойкости при хрупком разрушении корпусных реакторных сталей, подвергнутых нейтронному облучению. Сообщение 2

Б. З. Марголин, В. А. Швецова, А. Г. Гуленко

ЦНИИКМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

С помощью предложенной модели исследовано влияние облучения на температурные зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении стали 15Х2МФА. Проанализировано влияние облучения и содержания примесей фосфора и меди на трещиностойкость при хрупком разрушении. Показано, что вероятностная модель, основанная на новой формулировке критерия хрупкого разрушения, позволяет адекватно прогнозировать влияние облучения на трещиностойкость корпусных реакторных сталей. Обсуждено применение альтернативных моделей прогнозирования трещиностойкости.

Ключевые слова: нейтронное облучение, трещиностойкость, хрупкое разрушение.

Введение. Ранее [1] рассмотрены основные положения вероятностной модели хрупкого разрушения для прогнозирования трещиностойкости $K_{Ic}(T)$, а также дана физическая интерпретация влияния облучения на механизмы, контролирующие это разрушение. В настоящем сообщении представлена модель для прогнозирования трещиностойкости $K_{Ic}(T)$ корпусных сталей при различной степени их охрупчивания под влиянием нейтронного облучения. Расчеты проведены применительно к стали 15Х2МФА. Моделирование облученного состояния выполнено с учетом анализа, проведенного в разделе 3 сообщения 1 [1]. При этом полагали, что два параметра (σ_Y и $\tilde{\sigma}_d$) изменяются, а остальные (S_c , m_T , A_0 , n и η) приняты такие же, как и для необлученной стали. Температурно-зависимый параметр ($\sigma_Y(T) - \sigma_{YG}$) вычисляли по уравнению (8) из работы [1]. Параметры A_0 и n в уравнении (6) [1] считали независимыми от температуры T в диапазоне 40...350°C. Численные значения параметров даны в разделе 2.5 работы [1]. Размер элементарной ячейки ρ_{uc} полагали равным 0,05 мм [2].

1. Моделирование влияния величины флюенса на трещиностойкость при хрупком разрушении. На рис. 1 представлены расчетные температурные зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении стали при различном нейтронном флюенсе. Увеличение нейтронного флюенса моделировалось посредством снижения параметра $\tilde{\sigma}_d$. Значение предела текучести для стали, облученной различными дозами, вычислялось по уравнению

$$\sigma_Y^{irr}(T) = \sigma_Y^{unirr}(T) + 200 \text{ МПа},$$

где σ_Y^{unirr} – предел текучести для необлученной стали. Как отмечалось ранее [1], приращение предела текучести, равное 200 МПа, является типичным для реакторных корпусных сталей. Кривая 1 отвечает кривой $K_{Ic}(T)$ для необлученной стали ($\tilde{\sigma}_d = 9700$ МПа) при температурах хрупкого разрушения. Расчетная кривая $K_{Ic}(T)$ для необлученной стали также построена при температурах вязкого разрушения, т.е. кривая $K_{Ic}(T)$ включает верхний шельф. В работе [3] показано, что для облученной стали критическая деформация ε_f вязкого разрушения и уровень верхнего шельфа, как правило, снижаются. Здесь с целью упрощения иллюстрации представлен верхний шельф для необлученной стали. На рис. 1 расчетные кривые $K_{Ic}(T)$ построены для пяти значений параметра $\tilde{\sigma}_d$, т.е. для пяти уровней облучения.

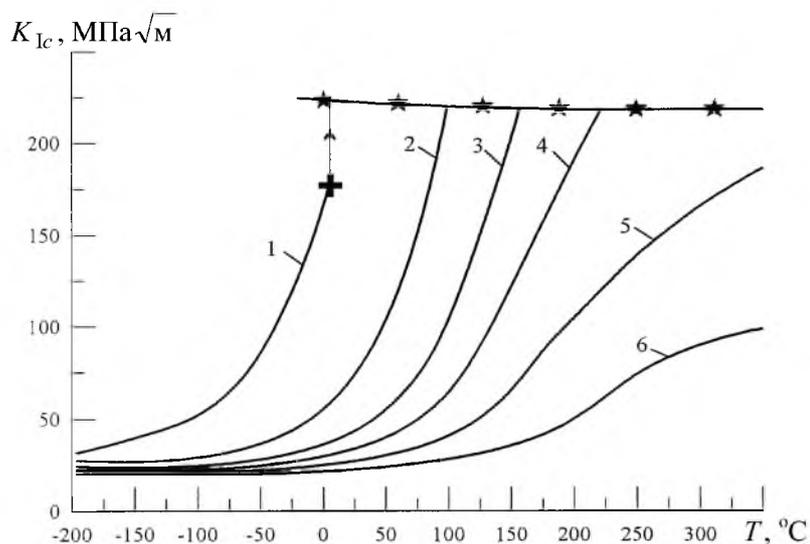


Рис. 1. Зависимости $K_{Ic}(T)$, рассчитанные для стали 15X2MФА в необлученном (1) и облученном (2–6) состоянии при различных значениях $\tilde{\sigma}_d$ и σ_Y , а также вероятности хрупкого разрушения $P_f = 0,5$ и толщине образца $B = 50$ мм: 1 – $\tilde{\sigma}_d = 9700$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{unirr}$; 2 – $\tilde{\sigma}_d = 7000$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{irr}$; 3 – $\tilde{\sigma}_d = 6000$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{irr}$; 4 – $\tilde{\sigma}_d = 5500$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{irr}$; 5 – $\tilde{\sigma}_d = 5000$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{irr}$; 6 – $\tilde{\sigma}_d = 4500$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{irr}$. (Здесь и на рис. 2–4: + – хрупковязкий переход; –★– – детерминистическая кривая при вязком разрушении.)

На основании полученных результатов можно сделать некоторые выводы. Как видно из рис. 1, при небольших дозах облучения характер кривых 2 и 3 подобен кривой 1. При увеличении флюенса, т.е. при снижении параметра $\tilde{\sigma}_d$, характер кривой $K_{Ic}(T)$ изменяется. С увеличением дозы облучения скорость роста значений трещиностойкости с повышением температуры снижается.

В настоящее время при построении кривых $K_{Ic}(T)$ для облученных сталей принят метод, основанный на концепции горизонтального сдвига [4].

Из наших расчетов следует, что концепция горизонтального сдвига может быть использована с некоторыми ограничениями. Во-первых, она может быть применима, если сдвиг температуры хрупковязкого перехода $\Delta T(T)$ не превышает приблизительно 130°C . Если же $\Delta T(T) > 130^\circ\text{C}$, то при прогнозировании кривой $K_{Ic}(T)$ для облученной стали можно использовать концепцию горизонтального сдвига при $K_{Ic} \geq (80..100) \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$. Аналогичная оценка дана в [4].

Интересно отметить, что для необлученной стали условие хрупковязкого перехода выполняется при значении K_I , меньшем $K_{Ic}^{ductile}$, и имеет место некоторый скачок значений K_{Ic} . В то время как для облученной стали хрупковязкий переход наступает при $K_I = K_{Ic}^{ductile}$, и скачок значений K_{Ic} не наблюдается. Подробно условие хрупковязкого перехода рассмотрено в [5].

Заметим, что полученные закономерности изменения характера кривой $K_{Ic}(T)$ при различных дозах облучения стали аналогичны закономерностям, экспериментально установленным для температурных зависимостей ударной вязкости [6–8] и трещиностойкости [9] облученных сталей.

2. Моделирование влияния примесей Р и Си на трещиностойкость при хрупком разрушении. Как показано во многих работах [7, 8, 10, 11], радиационное охрупчивание корпусных сталей существенно зависит от содержания примесей Р и Си.

В соответствии с анализом, выполненным в разделе 3.2 сообщения 1 [1], влияние фосфора на радиационное охрупчивание можно смоделировать снижением параметра $\tilde{\sigma}_d$, что вызвано образованием сегрегаций Р на поверхностях раздела соединений карбид–матрица вследствие облучения. В [7, 8, 10] установлено, что увеличение предела текучести для облученной стали пропорционально содержанию меди. Поэтому смоделировать влияние Си можно, увеличивая предел текучести σ_Y . На рис. 2 представлены расчетные кривые $K_{Ic}(T)$, полученные при различных значениях $\tilde{\sigma}_d$ и σ_Y . Кривая 1 соответствует кривой $K_{Ic}(T)$ для необлученной стали. Кривая 2, рассчитанная при $\tilde{\sigma}_d = 9700 \text{ МПа}$ и $\sigma_Y^{irr}(T) = \sigma_Y^{unirr}(T) + 200 \text{ МПа}$, может быть интерпретирована как кривая для облученной стали с некоторым содержанием меди и без фосфора либо с таким содержанием Р, которое не влияет на $\tilde{\sigma}_d$. Кривая 3, построенная при $\tilde{\sigma}_d = 6000 \text{ МПа}$ и $\sigma_Y^{unirr}(T)$, рассматривается как кривая для облученной стали с небольшим содержанием только фосфора. Кривая 4, рассчитанная при $\tilde{\sigma}_d = 6000 \text{ МПа}$ и $\sigma_Y^{irr}(T)$, может быть отнесена к облученной стали, содержащей некоторое количество Р и Си. Видно, что для рассматриваемых кривых наблюдается различный сдвиг температуры хрупковязкого перехода $\Delta T(T)$ относительно кривой 1: для кривой 2 – $\Delta T(T) \cong 15^\circ\text{C}$; для кривой 3 – $\Delta T(T) \cong 90^\circ\text{C}$; для кривой 4 – $\Delta T(T) \cong 130^\circ\text{C}$.

На основании данных, представленных на рис. 2, можно сделать следующие выводы. Во-первых, сдвиг температуры, прогнозируемый для облученных сталей, очень мал, если принимать во внимание только рост σ_Y . Как известно, сдвиг температуры, наблюдаемый экспериментально, больше. Поэтому объяснить радиационное охрупчивание только вследствие роста пре-

дела текучести, по-видимому, весьма затруднительно. Во-вторых, индивидуальные вклады примесей меди (кривая 2) и фосфора (кривая 3) дают меньший сдвиг, чем совместный вклад этих элементов (кривая 4). Другими словами, сравнение кривых 2, 3 и 4 показывает, что вклад примесей указанных элементов в радиационное охрупчивание не аддитивен. Эти наблюдения известны и подтверждены в [11]. Так, неаддитивность вкладов Р и Си в радиационное охрупчивание отражена в регрессионных зависимостях, которые связывают коэффициент радиационного охрупчивания A_F с содержанием Р и Си. Здесь A_F – коэффициент, используемый в уравнении $\Delta T(T) = A_F F^m$, где F – нейтронный флюенс; константа $m \cong 1/3$. В ранних работах коэффициент A_F рассчитывался по уравнению

$$A_F = k_0 + k_1(\%P) + k_2(\%Cu),$$

где %Р и %Cu – процент содержания Р и Си; k_0 , k_1 и k_2 – константы. Это уравнение описывает аддитивный вклад Р и Си. В настоящее время зависимость A_F (Cu, P) принимается в виде

$$A_F = k_0 + k_1(\%P) + k_2(\%Cu) + k_3(\%P \cdot \%Cu),$$

что отражает неаддитивность вкладов Р и Си.

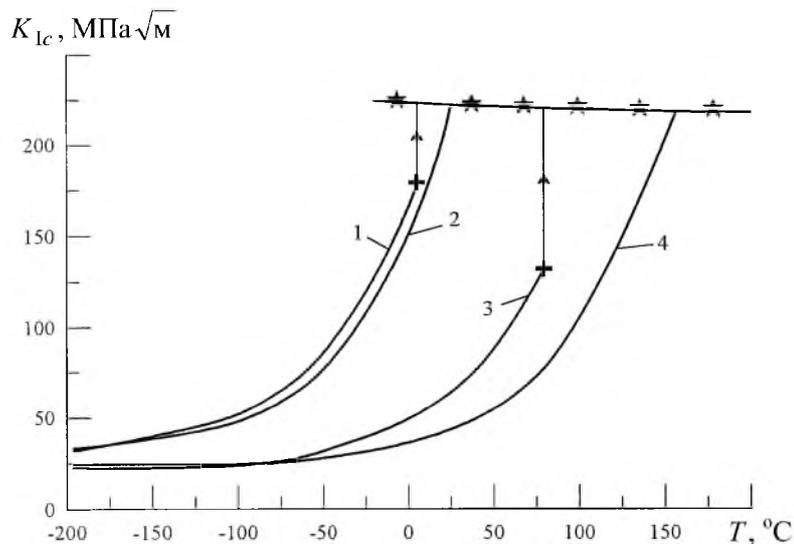


Рис. 2. Зависимости $K_{Ic}(T)$, рассчитанные для стали 15X2MFA при различных значениях σ_Y , $\tilde{\sigma}_d$, $P_f = 0,5$ и $B = 50$ мм: 1 – $\tilde{\sigma}_d = 9700$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{unirr}$; 2 – $\tilde{\sigma}_d = 9700$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{irr}$; 3 – $\tilde{\sigma}_d = 6000$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{unirr}$; 4 – $\tilde{\sigma}_d = 6000$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{irr}$.

Важно также подчеркнуть, что, как видно из кривых, представленных на рис. 1 и 2, увеличение содержания фосфора влечет за собой рост сдвига температуры хрупковязкого перехода. Таким образом, предложенная модель позволяет описать влияние содержания фосфора на трещиностойкость.

3. Анализ влияния облучения на полосу разброса значений трещиностойкости. Ключевым вопросом для практического использования является определение полосы разброса значений трещиностойкости. С целью исследования влияния облучения на разброс значений K_{Ic} были рассчитаны зависимости $K_{Ic}(T)$ при вероятности хрупкого разрушения $P_f = 0,1$ и $0,9$ для необлученной ($\tilde{\sigma}_d = 9700$ МПа) и облученной ($\tilde{\sigma}_d = 6000$ МПа) стали (рис. 3). Из рис. 3 следует, что разброс значений K_{Ic} для облученной стали больше, чем для необлученной.

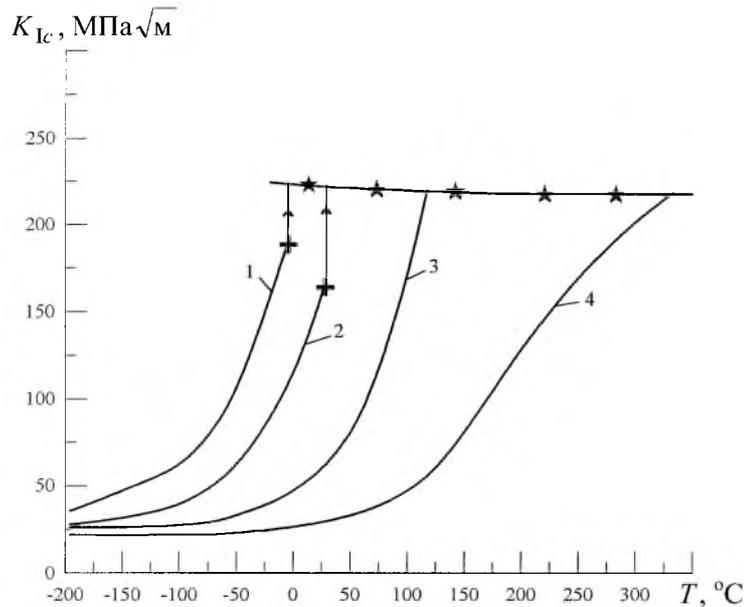


Рис. 3. Зависимости $K_{Ic}(T)$, рассчитанные для стали 15X2MФА в необлученном (1 и 2) и облученном (3 и 4) состоянии при толщине образца $B = 50$ мм: 1 – $\tilde{\sigma}_d = 9700$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{mir}$, $P_f = 0,9$; 2 – $\tilde{\sigma}_d = 9700$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{mir}$, $P_f = 0,1$; 3 – $\tilde{\sigma}_d = 6000$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{irr}$, $P_f = 0,9$; 4 – $\tilde{\sigma}_d = 6000$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{irr}$, $P_f = 0,1$.

Как известно, с увеличением разброса какого-либо параметра повышается влияние масштабного фактора на этот параметр. Применительно к разбросу значений трещиностойкости, как это видно из рис. 3, влияние толщины образца на трещиностойкость должно усилиться для облученной стали. Действительно, как следует из представленных расчетных кривых $K_{Ic}(T)$ для двух толщин $B = 50$ и 150 мм, влияние толщины на трещиностойкость для облученной стали больше, чем для необлученной (рис. 4).

4. Обсуждение результатов. В настоящее время большинство моделей для прогнозирования трещиностойкости основано на общепринятой формулировке критерия хрупкого разрушения в виде $\sigma_1 = S_c$. В наиболее известных моделях [12, 13] температурная зависимость трещиностойкости $K_{Ic}(T)$ описывается как

$$K_{Ic}(T) = f(S_c, \sigma_Y(T), \text{деформационное упрочнение}). \quad (1)$$

Соотношение (1) позволяет ответить на вопрос, могут ли такие модели использоваться для прогнозирования трещиностойкости облученных корпусных сталей. Установлено, что критическое напряжение хрупкого разрушения S_c не зависит от температуры [12, 14], и параметры деформационного упрочнения для корпусных сталей слабочувствительны к температуре в области $T \leq 300^\circ\text{C}$. Следовательно, согласно уравнению (1) зависимость $K_{Ic}(T)$ определяется величиной $\sigma_Y(T)$. Как известно, скорость изменения σ_Y с повышением температуры уменьшается. Например, из уравнения (8), приведенного в сообщении [13] для корпусных сталей, получим следующие соотношения:

$$\sigma_Y(-200^\circ\text{C}) / \sigma_Y(0^\circ\text{C}) \cong 2$$

и

$$\sigma_Y(0^\circ\text{C}) / \sigma_Y(200^\circ\text{C}) \cong 1,2.$$

Тогда из уравнения (1) следует, что для стали с большим значением температуры вязкохрупкого перехода рост зависимости K_{Ic} с температурой незначителен. Изменение K_{Ic} с температурой может быть оценено на основе уравнения [15]

$$K_{Ic} = c \frac{S_c^3}{\sigma_Y^2}, \quad (2)$$

где c – константа материала. С учетом приведенных выше соотношений для предела текучести из уравнения (2) получим

$$K_{Ic}(0^\circ\text{C}) / K_{Ic}(-200^\circ\text{C}) \approx 4; \quad (3)$$

$$K_{Ic}(200^\circ\text{C}) / K_{Ic}(0^\circ\text{C}) \approx 1,4. \quad (4)$$

Отношение значений K_{Ic} , которое дает уравнение (3), достаточно хорошо соответствует экспериментальным данным для необлученных корпусных сталей [2, 9]. Оценка по уравнению (4) противоречит экспериментальным данным для облученных корпусных сталей. Действительно, для этих сталей кривая $K_{Ic}(T)$, полученная экспериментально [15], смещается в область повышенных температур. Например, для облученной А533 стали значение K_{Ic} изменяется от 45 до 200 МПа $\sqrt{\text{м}}$ при повышении температуры от 0°C до 120°C [16]. Если принять $K_{Ic} = 45 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ при $T = 0^\circ\text{C}$, то согласно уравнению (4) получим $K_{Ic} = 63 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ при $T = 200^\circ\text{C}$. Эти простые оценки показывают, что модели, базирующиеся на уравнениях типа (1), не могут использоваться для прогнозирования трещиностойкости облученных корпусных сталей. Результаты расчетов, представленные на рис. 1, 2 и 4, свидетельствуют, что рассмотренная ранее [1] модель, основанная на новой формулировке критерия хрупкого разрушения, позволяет адекватно прогнозировать K_{Ic} для облученной корпусной стали.

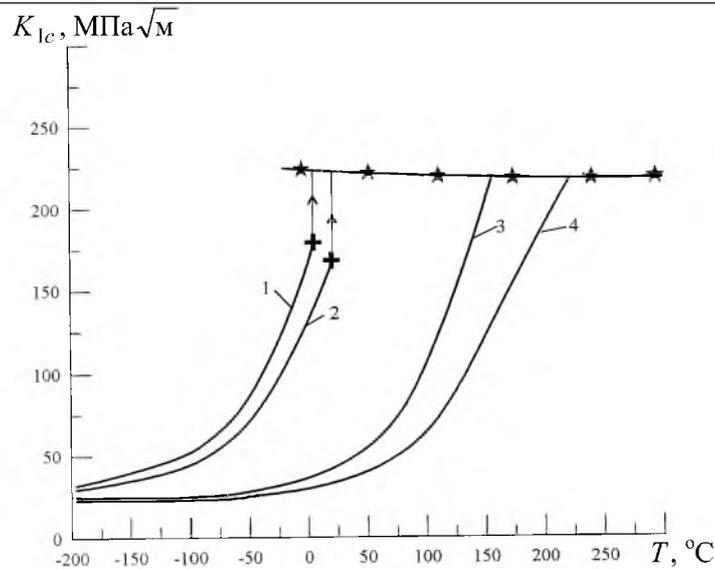


Рис. 4. Зависимости $K_{Ic}(T)$, рассчитанные для стали 15X2MФА в необлученном (1 и 2) и облученном (3 и 4) состоянии при вероятности хрупкого разрушения $P_f = 0,5$ и толщине образца $B = 50$ и 150 мм: 1 – $\tilde{\sigma}_d = 9700$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{unirr}$, $B = 50$ мм; 2 – $\tilde{\sigma}_d = 9700$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{unirr}$, $B = 150$ мм; 3 – $\tilde{\sigma}_d = 6000$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{irr}$, $B = 50$ мм; 4 – $\tilde{\sigma}_d = 6000$ МПа, $\sigma_Y = \sigma_Y^{irr}$, $B = 150$ мм.

Следует также отметить, что при использовании моделей, базирующихся на универсально принятой формулировке критерия хрупкого разрушения в виде $\sigma_1 = S_c$, трудно описать влияние фосфора на трещиностойкость. Действительно, в разделе 3.2 сообщения [1] показано, что критическое напряжение хрупкого разрушения S_c и деформационное упрочнение не изменяются при облучении и увеличение содержания фосфора не влияет на предел текучести σ_Y . Следовательно, согласно моделям [12, 13], трещиностойкость не изменяется с увеличением содержания фосфора, что противоречит экспериментальным данным.

Выводы

1. Применительно к облученной корпусной стали 15X2MФА на основе вероятностной модели [1] выполнено прогнозирование температурной зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении. Смоделировано влияние облучения и содержания примесей P и Si на трещиностойкость при хрупком разрушении. Выполненные расчеты показали, что концепция горизонтального сдвига имеет силу, если сдвиг температуры хрупковязкого перехода $\Delta T(T) \leq 130^\circ\text{C}$. Если же $\Delta T(T) > 130^\circ\text{C}$, то характер кривой $K_{Ic}(T)$ для облученной стали отличается от такового для необлученной стали, и поэтому концепция горизонтального сдвига не может использоваться.

2. Вклад меди и фосфора в радиационное охрупчивание не аддитивен. Полоса разброса значений трещиностойкости при хрупком разрушении для облученной стали может быть более широкой, чем для необлученной.

Резюме

За допомогою запропонованої моделі досліджено вплив опромінення на температурні залежності тріщиностійкості при крихкому руйнуванні сталі 15Х2МФА. Проаналізовано вплив опромінення і вмісту домішок фосфору та міді на тріщиностійкість при крихкому руйнуванні. Показано, що імовірнісна модель, котра базується на новому формулюванні критерію крихкого руйнування, дозволяє адекватно прогнозувати вплив опромінення на тріщиностійкість корпусних реакторних сталей. Обговорено використання альтернативних моделей прогнозування тріщиностійкості.

1. *Марголин Б. З., Швецова В. А., Гуленко А. Г.* Прогнозирование трещиностойкости при хрупком разрушении корпусных реакторных сталей, подвергнутых нейтронному облучению. Сообщ. 1 // Пробл. прочности. – 2001. – № 2. – С. 5 – 19.
2. *Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A.* Improved probabilistic model for fracture toughness prediction based for nuclear pressure vessel steels // J. Pres. Ves. & Piping. – 1998. – 75. – P. 843 – 855.
3. *ASME Boiler and Pressure Vessel Code. Section IX.* – New York: ASME, 1968.
4. *Bush S. H.* Structural materials for nuclear power plants // J. Test. Eval. – 1974. – 2. – P. 435 – 462.
5. *Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Gulenko A. G.* Radiation embrittlement modelling for reactor pressure vessel steels: I. Brittle fracture toughness prediction // J. Pres. Ves. & Piping. – 1999. – 76. – P. 715 – 729.
6. *Iskander S. K., Sokolov M. A., and Nanstad R. K.* Effects of annealing time on the recovery of Charpy V. Notch properties of irradiated high-copper weld metal // Effect of radiation on materials: 17th Int. Symp. ASTM STP 1270. – ASTM, 1996. – P. 277 – 293.
7. *Hawthorne J. R.* Radiation Embrittlement of Engineering Alloys. – New York: Academic Press, 1983.
8. *Gurovich B. A., Kuleshova E. A., Nikolaev Yu. A., and Shtrombach Ya. I.* Assessment of relative contributions from different mechanisms in radiation embrittlement of reactor pressure vessel steels // J. Nucl. Mater. – 1997. – 246. – P. 91 – 120.
9. *Карзов Г. П., Тимофеев Б. Т., Леонов В. П.* Сварные сосуды давления: прочность и долговечность. – Л.: Машиностроение, 1982.
10. *Алексеенко Н. Н., Амаев А. Д., Горынин И. В., Николаев В. А.* Радиационное повреждение стали корпусов водо-водяных реакторов. – М.: Энергоатомиздат, 1981.
11. *Amaev A. D., Kryukov A. M., Levit V. I., and Sokolov M. A.* Radiation stability of WWER-440 vessel materials // Radiation embrittlement of nuclear reactor pressure vessel steels: an international review (4th volume), ASTM STP 1170. – ASTM, 1993. – P. 9 – 29.

12. *Ritchie R. O., Knott J. F., and Rice J. R.* On the relation between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel // *J. Mech. Phys. Solids.* – 1973. – **21**. – P. 395 – 410.
13. *Beremin F. M.* A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // *Met. Trans.* – 1983. – **14A**. – P. 2277 – 2287.
14. *Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Karzov G. P.* Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. Pt. I. Local criterion for cleavage fracture // *J. Pres. Ves. & Piping.* – 1997. – **72**. – P. 73 – 87.
15. *Hahn G. T., Houland R. G., and Rosenfield A. R.* The variation of K_{Ic} with temperature and loading rate // *Met. Trans.* – 1971. – **2**. – P. 537 – 541.

Поступила 12. 10 2000