

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.4

Прогнозирование трещиностойкости корпусной реакторной стали на основе концепции “Master curve” и вероятностной модели

Б. З. Марголин, В. А. Швецова, А. Г. Гуленко, А. В. Ильин, В. А. Николаев, В. И. Смирнов

ЦНИИ КМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

На основе вероятностной модели и “Master curve”-подхода выполнено прогнозирование температурной зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении корпусной реакторной стали 15Х2НМФА в исходном и сильно охрупченном состоянии по результатам испытаний образцов типа Шарпи с трещиной на трещиностойкость при некоторой одной температуре. Сопоставление кривых $K_{Ic}(T)$ для стали в исходном состоянии, рассчитанных на основе вероятностной модели и “Master curve”-подхода, показало их хорошее соответствие. При испытании компактных образцов 2Т-СТ из стали в охрупченном состоянии в широком диапазоне температур получены экспериментальные значения трещиностойкости, которые сопоставляли с расчетными кривыми $K_{Ic}(T)$. Показано, что для охрупченной стали кривая $K_{Ic}(T)$, рассчитанная согласно “Master curve”-подходу, не описывает экспериментальные результаты адекватно, в то время как соответствие между экспериментальными данными по трещиностойкости и кривыми $K_{Ic}(T)$, рассчитанными по вероятностной модели, хорошее.

Ключевые слова: вероятностная модель, “Master curve”-подход, трещиностойкость, хрупкое разрушение, охрупченное состояние.

Введение. Температурная зависимость трещиностойкости $K_{Ic}(T)$ при хрупком разрушении корпусных реакторных сталей в исходном состоянии может прогнозироваться, по крайней мере, двумя способами: на основе концепции “Master curve” [1–4] и с помощью моделей, базирующихся на локальных критериях хрупкого разрушения [5–10]. Кроме того, трещиностойкость стали в исходном состоянии может быть определена экспериментально в широком диапазоне температур при испытании полномасштабных образцов.

Для облученных реакторных сталей наблюдается иная картина: могут быть испытаны только малоразмерные образцы, причем испытания на трещиностойкость возможны в ограниченном диапазоне температур, при которых уровень трещиностойкости невелик.

В настоящее время для прогнозирования кривых $K_{Ic}(T)$ по данным испытаний малоразмерных образцов широко используется концепция “Master curve”. Применимость этой концепции для корпусных сталей в различных

состояниях подтверждена экспериментально в [4]. Концепция “Master curve” основывается на условии горизонтального сдвига кривых $K_{Ic}(T)$, поэтому при анализе ее применимости для сильно охрупченных сталей возникает вопрос, является ли форма кривой $K_{Ic}(T)$ для охрупченной стали такой же, как для стали в исходном состоянии.

Имеется не так много данных по трещиностойкости облученных сталей со значительным охрупчиванием, которые позволили бы ответить на этот вопрос однозначно. В [11–13] было показано, что наклон кривых $K_{Ic}(T)$ для корпусных реакторных сталей в облученном состоянии уменьшается по сравнению с наклоном для сталей в исходном состоянии. На возможное изменение формы кривых $K_{Ic}(T)$ для охрупченных сталей указывают также некоторые косвенные факты, например изменение формы температурных кривых ударной вязкости для облученных сталей по сравнению с таковой для необлученных [12, 13]. Моделирование радиационного охрупчивания корпусных реакторных сталей [14] показало, что для сталей в сильно охрупченном состоянии изменяется форма кривых $K_{Ic}(T)$.

Прогнозирование трещиностойкости на основе локальных критериев разрушения может быть выполнено при использовании моделей [5–10]. Наиболее известными являются RKR-модель [6, 7] и модель Беремина [8]. Вместе с тем в работах [4, 14] было показано, что прогнозирование трещиностойкости для облученных корпусных реакторных сталей на основе моделей [6–8] является некорректным. Согласно этим моделям [6–8], зависимость $K_{Ic}(T)$ определяется температурной зависимостью предела текучести $\sigma_Y(T)$. Для корпусных сталей в температурном диапазоне $20 \leq T \leq 300^\circ\text{C}$ предел текучести изменяется очень слабо. Поэтому для стали с высоким значением переходной температуры, например для облученной стали, увеличение K_{Ic} с температурой будет очень небольшим, что противоречит экспериментальным данным [4, 13].

Разработана также модель прогнозирования трещиностойкости, основанная на новом локальном критерии хрупкого разрушения [9, 15] в детерминистической [9, 16] и вероятностной постановках [10]. Вероятностная модель верифицирована применительно к корпусным сталям в исходном состоянии [10, 14]. Эта модель, не содержащая каких-либо предположений относительно формы кривой $K_{Ic}(T)$ и не использующая условие горизонтального сдвига этих кривых, обеспечивает их прогнозирование при сдвиге и изменении формы.

Основные задачи настоящего исследования – сравнение кривых $K_{Ic}(T)$, рассчитанных по вероятностной модели [10] и “Master curve”-подходу, для стали 15X2НМФА в исходном состоянии и верификация указанных подходов для этой стали в сильно охрупченном состоянии. Расчет кривых $K_{Ic}(T)$ по обоим подходам был выполнен на основе результатов испытаний на трещиностойкость при одной температуре образцов типа Шарпи с трещиной. Верификация подходов проведена путем сопоставления расчетных кривых $K_{Ic}(T)$ с экспериментальными значениями трещиностойкости для компактных образцов 2Т-СТ в широком диапазоне температур.

1. Прогнозирование кривой $K_{Ic}(T)$ на основе вероятностной модели.

1.1. *Локальный критерий хрупкого разрушения.* Формулировка локального критерия хрупкого разрушения в вероятностной постановке включает такие положения.

1). Поликристаллический материал представляется как совокупность элементарных ячеек со следующими свойствами. Механические свойства ячейки принимаются идентичными осредненным механическим свойствам материала, полученным на стандартных образцах. Размер элементарной ячейки ρ_{uc} равен среднему размеру зерна поликристаллического материала. Напряженно-деформированное состояние (НДС) в элементарной ячейке считается однородным.

2). Для ячейки принят локальный критерий хрупкого разрушения в виде [9, 15]

$$\sigma_1 + m_{T\varepsilon} \sigma_{eff} \geq \sigma_d; \quad (1a)$$

$$\sigma_1 \geq S_c(\kappa). \quad (16)$$

Здесь $S_c(\kappa)$ – критическое напряжение хрупкого разрушения,

$$S_c(\kappa) = [C_1^* + C_2^* \exp(-A_d \kappa)]^{-1/2}, \quad (2)$$

где σ_1 – максимальное главное напряжение; эффективное напряжение $\sigma_{eff} = \sigma_{eq} - \sigma_Y$; σ_{eq} – интенсивность напряжений; $\kappa = \int d\varepsilon_{eq}^p$ – параметр Одквиста; $d\varepsilon_{eq}^p$ – приращение эквивалентной пластической деформации; C_1^* , C_2^* , A_d – константы материала; σ_d – эффективная прочность карбидов или границ соединений карбид–матрица либо других частиц, на которых зарождаются микротрещины скола; $m_{T\varepsilon}$ – параметр, который зависит от температуры T и пластической деформации и может быть записан как [10, 15]

$$m_{T\varepsilon} = m_T(T) m_\varepsilon(\kappa); \quad (3)$$

$$m_\varepsilon(\kappa) = S_0 / S_c(\kappa); \quad (4)$$

$$m_T(T) = m_0 \sigma_{Ys}(T) \quad (5)$$

($S_0 \equiv S_c(\kappa = 0)$; m_0 – константа, определяемая экспериментально; σ_{Ys} – температурно-зависимая компонента предела текучести).

3). Для формулировки критерия (1) в вероятностной постановке принимается, что параметр σ_d является стохастическим, остальные параметры – детерминистическими.

4). Для описания функции распределения карбидов по прочности, т.е. функции распределения параметра σ_d , используется распределение Вейбулла [17]:

$$p(\sigma_d) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_d - \sigma_{d0}}{\tilde{\sigma}_d} \right)^\eta \right], \quad (6)$$

где $p(\sigma_d)$ – вероятность того, что минимальная прочность карбида в элементарной ячейке меньше, чем σ_d ; $\tilde{\sigma}_d$, σ_{d0} и η – параметры Вейбулла.

5). Для описания хрупкого разрушения поликристаллического материала используется модель наислабейшего звена.

6). Принимается, что хрупкое разрушение может происходить только в тех ячейках, для которых выполняется условие $\sigma_{eq} \geq \sigma_Y$.

7). Вероятность неразрушения элементарной ячейки равна единице, если для нее выполняется условие $\sigma_1 < S_c(\kappa)$.

1.2. *Вероятностная модель прогнозирования кривой $K_{Ic}(T)$* . Вероятностная модель прогнозирования трещиностойкости основана на следующих положениях.

1). Используется локальный критерий хрупкого разрушения в вероятностной постановке, рассмотренный выше.

2). Принимается, что хрупкое разрушение образца контролируется ячейками, расположенными в зоне у вершины трещины (рис. 1). Эта зона представляет собой полукруг с радиусом, равным $r_p + \delta/2$, где r_p – минимальный размер пластической зоны; δ – раскрытие вершины трещины. Условие $\sigma_{eq} \geq \sigma_Y$ выполняется автоматически для такой зоны.

3). Принимается, что все ячейки, расположенные в одном и том же полукольце, имеют одинаковую вероятность хрупкого разрушения.

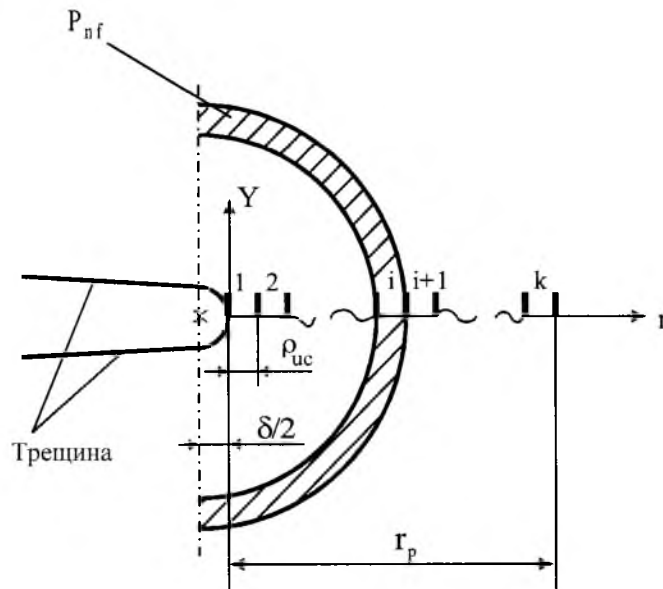


Рис. 1. Зона у вершины трещины, выбранная для расчета вероятности хрупкого разрушения

образца с трещиной:
$$P_{nf} = \exp \left[- \omega \pi \left(\frac{\delta}{2\rho_{uc}} + i - \frac{1}{2} \right) \left(\frac{\sigma_{mic}^i - \sigma_{d0}}{\tilde{\sigma}_d} \right)^\eta \right].$$

4). Напряженно-деформированное состояние у вершины трещины на линии продолжения трещины рассчитывается согласно приближенному аналитическому решению [10].

На основе этих положений вероятность хрупкого разрушения образца с трещиной вычисляется как

$$P_f(K_I)|_T = 1 - \exp \left[- \frac{\omega}{(\bar{\sigma}_d)^\eta} \pi \sum_{i=1}^k \left(\frac{\delta}{2\rho_{uc}} + i - \frac{1}{2} \right) (\sigma_{nuc}^i - \sigma_{d0})^\eta \right], \quad (7)$$

где $P_f(K_I)|_T$ – вероятность хрупкого разрушения как функция коэффициента интенсивности напряжений K_I при данной температуре; k – число элементарных ячеек на линии продолжения трещины в зоне, показанной на рис. 1, $k = r_p / \rho_{uc}$; ω – число элементарных ячеек, расположенных вдоль фронта трещины, $\omega = B / \rho_{uc}$; B – толщина образца; $\sigma_{nuc}^i \equiv \sigma_1^i + m_T m_\varepsilon(\kappa_i) \sigma_{eff}^i$; i – номер ячейки на линии продолжения трещины. В уравнении (7) элементарные ячейки, для которых выполняется условие $\sigma_1^i < S_c(\kappa_i)$ или $\sigma_{nuc}^i < \sigma_{d0}$, исключаются из анализа, и в (7) для них принимается $\sigma_{nuc}^i - \sigma_{d0} = 0$.

1.3. Методы экспериментального определения параметров, необходимых для прогнозирования трещиностойкости. Для аналитического описания кривой $K_{Ic}(T)$ в диапазоне температур хрупкого разрушения на основе предложенной модели следует знать параметры, входящие в локальный критерий хрупкого разрушения ($S_c(\kappa)$, $m_T(T)$, $\bar{\sigma}_d$, σ_{d0} и η), а также кривую деформирования материала, которая необходима для расчета НДС. Эта кривая аппроксимируется уравнением

$$\sigma_{eq} = \sigma_Y + A_0(\kappa)^n, \quad (8)$$

где A_0 и n – константы материала. Температурная зависимость предела текучести $\sigma_Y(T)$ задается уравнением

$$\sigma_Y(T) = a - cT + b \exp(-hT), \quad (9)$$

где a , b , c , h – константы материала, не зависящие от температуры; T – температура в градусах Кельвина.

Для корпусных реакторных сталей аппроксимация зависимости $\sigma_Y(T)$ уравнением (9) при $c = 0$ описывает экспериментальные данные достаточно хорошо в области низких и умеренных (до 50°C) температур [10, 14], при $c \neq 0$ – в диапазоне как низких, так и повышенных (до 450°C).

Зависимость $S_c(\kappa)$ и коэффициенты в (8) и (9) определяются на основе результатов испытаний стандартных образцов на одноосное растяжение при различных температурах [15].

Параметр $m_T(T)$ рассчитывается по корреляционной зависимости (5). Процедура определения параметра m_0 рассмотрена в [10]. Температурно-зависимая компонента предела текучести $\sigma_{Ys}(T)$ задается как

$$\sigma_{Ys}(T) = \sigma_Y(T) - \sigma_{YG}, \quad (10)$$

где σ_{YG} – температурно-независимая компонента предела текучести. С достаточной степенью точности в качестве величины σ_{YG} может быть принято значение $\sigma_Y(T)$ при некоторой температуре T_{YG} , когда $\sigma_{Ys}(T_{YG}) < 0,01\sigma_Y(T_{YG})$. Тогда температурно-зависимая компонента предела текучести вычисляется как $\sigma_{Ys}(T) = \sigma_Y(T) - \sigma_Y(T_{YG})$. Для корпусных реакторных сталей температура T_{YG} может быть взята как $T_{YG} = 350^\circ\text{C}$ [10, 14].

Параметры $\tilde{\sigma}_d$ и η определяются по результатам испытаний на трещиностойкость малоразмерных образцов с трещиной при некоторой одной температуре.

Уравнение (7) удобно представить в виде [8]

$$P_f = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_w}{\tilde{\sigma}_d}\right)^\eta\right], \quad (11)$$

где σ_w – напряжение Вейбулла,

$$\sigma_w = \left[\omega\pi \sum_{i=1}^k \left(\frac{\delta}{2\rho_{uc}} + i - \frac{1}{2} \right) (\sigma_{mic}^i - \sigma_{d0})^\eta \right]^{1/\eta}. \quad (12)$$

В уравнении (12), так же как в (7), ячейки, для которых выполняется условие $\sigma_1^i < S_c(\kappa_i)$ или $\sigma_{mic}^i < \sigma_{d0}$, исключаются из анализа, и в (12) для них принимается $\sigma_{mic}^i - \sigma_{d0} = 0$.

Рассмотрим процедуру определения параметров $\tilde{\sigma}_d$ и η в предположении, что параметр m_0 известен. Если необходимо определить параметр m_0 , образцы испытываются при двух различных температурах и используется итерационный процесс [10].

1. Испытываются малоразмерные образцы, например образцы Шарпи с трещиной, на трещиностойкость при температуре T и определяются значения K_{Jc} .

2. Рассчитываются поля напряжений и деформаций для каждого малоразмерного образца с трещиной в соответствии с аналитическим решением [10].

3. Задается некоторое начальное значение параметра $\eta = \eta_0$.

4. Значения параметра σ_w рассчитываются для каждого испытанного образца с трещиной с использованием деформаций и напряжений, полученных согласно п. 2.

5. Параметры $\tilde{\sigma}_d$ и η в (12) определяются с помощью метода наибольшего правдоподобия [18].

6. Сравниваются значения η и η_0 :

если $\eta \cong \eta_0$, то итерационный процесс прерывается;

если $\eta \neq \eta_0$, то значение параметра η_0 корректируется, и процесс повторяется в соответствии с пп. 4–6.

Зависимость $P_f(\sigma_w)$, заданная уравнением (11) с полученными значениями параметров $\tilde{\sigma}_d$ и η , может быть сопоставлена с эмпирической зависимостью $P_f(\sigma_w)$, которая получена следующим образом: вероятность хрупкого разрушения P_{ff} для соответствующего значения σ_{wj} вычисляется как $P_{ff} = (j - 0,5)/N$, где j есть ранг испытаний, т.е. $j = 1$ для наименьшего и $j = N$ для наибольшего значений σ_{wj} ; N – количество испытанных образцов. Тогда для сравнения эмпирической и рассчитанной функций $P_f(\sigma_w)$ последние обычно представляют в координатах $\ln \ln(1 - P_f)^{-1}$ vs $\ln \sigma_w$.

Параметр σ_{d0} может быть оценен следующим образом. По физическому смыслу его можно интерпретировать как минимально возможное значение прочности карбидов. Это значение можно определить из условия зарождения микротрещин (1), если учесть, что микротрещины могут зарождаться при $\sigma_{eq} = \sigma_Y$ при температуре, близкой к абсолютному нулю. Тогда, учитывая, что в этом случае $\sigma_{eff} = 0$ и $\sigma_1 \approx \sigma_Y$, из (1) имеем $\sigma_{d0} \approx \sigma_Y$ и из (9) – $\sigma_Y \approx a + b$, так что $\sigma_{d0} \approx a + b$.

Таким образом, для определения всех параметров вероятностной модели необходимо испытать стандартные гладкие цилиндрические образцы и малоразмерные образцы на трещиностойкость при какой-то одной температуре.

2. Прогнозирование трещиностойкости на основе концепции “Master curve”. Концепция “Master curve” базируется на следующих положениях [1–3].

1. Вероятность хрупкого разрушения P_f образца (выбранного произвольно из партии образцов) описывается трехпараметрическим уравнением Вейбулла [1]:

$$P_f = 1 - \exp \left[- \left(\frac{K_{Ic} - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}} \right)^4 \right], \quad (13)$$

где P_f – вероятность разрушения при $K_I \leq K_{Ic}$; K_0 – параметр масштаба, зависящий от температуры испытаний и толщины образца; K_{\min} – минимально возможная трещиностойкость. По данным [1–3], $K_{\min} = 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

2. Влияние толщины образца на трещиностойкость описывается уравнением [2]

$$\frac{K_{Ic}^X - K_{\min}}{K_{Ic}^Y - K_{\min}} = \left(\frac{B_Y}{B_X} \right)^{1/4}, \quad (14)$$

где K_{Ic}^X, K_{Ic}^Y – трещиностойкость образцов толщиной B_X и B_Y при одинаковой вероятности хрупкого разрушения P_f .

3. Медианное значение трещиностойкости (при $P_f = 0,5$) как функция температуры для образцов 1Т-СТ ($B = 25$ мм) задается уравнением [3]

$$K_{Ic(med)}^0(T) = 30 + 70 \exp[0,019(T - T_0)], \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}, \quad (15)$$

где T_0 – температура, при которой $K_{Ic(med)}^0 = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

Под величиной K_{Ic} в (13)–(15) следует понимать значение трещиностойкости, определенное как методами линейной (K_{Ic}), так и нелинейной (K_{Jc}) механики разрушения.

4. Принимается, что для охрупченных материалов, в частности для облученных, в уравнении (15) изменяется только один параметр – T_0 , остальные численные параметры не изменяются.

Последнее положение есть, по сути, концепция горизонтального сдвига.

Температурные зависимости трещиностойкости для образцов любой толщины при любой вероятности хрупкого разрушения могут быть рассчитаны с помощью уравнений (13)–(15).

3. Методы и результаты испытаний.

3.1. *Материал и образцы.* Объектом исследования служила корпусная реакторная сталь 15Х2НМФА для ВВЭР-1000 из обечайки толщиной 200 мм. Экспериментально исследовали сталь в исходном состоянии и охрупченном. Последнее было получено специальной термообработкой, имитирующей радиационное охрупчивание стали.

Степень охрупчивания оценивали по сдвигу критической температуры хрупкого разрушения, в качестве которой принимали температуру, соответствующую значению ударной вязкости 41 Дж (Дж). Для стали в исходном состоянии величина T_{41J} , определенная по температурным кривым ударной вязкости, составляла -64°C , для стали в охрупченном состоянии $T_{41J} = 116^\circ\text{C}$, так что $\Delta T_{41J} = 180^\circ\text{C}$.

Микроструктуру стали 15Х2НМФА в исходном и охрупченном состоянии изучали на оптическом микроскопе. Установлено, что микроструктура стали в обоих состояниях может быть охарактеризована как отпущенная бейнитно-мартенситная структура.

Стандартные компактные образцы толщиной $B = 50$ мм и шириной $W = 100$ мм (образцы 2Т-СТ) изготавливали с ориентацией L-S (это обозначение использовано согласно [19]). На образцах наносили боковые канавки глубиной 5 мм, т.е. их исходную толщину уменьшали на 20%.

На образцах Шарпи с трещиной толщиной 10 мм, которые также имели ориентацию L-S, наносили боковые канавки глубиной 1 мм.

Гладкие цилиндрические образцы диаметром 5 мм и с длиной рабочей части 25 мм были ориентированы так, что их поперечное сечение было параллельно поверхности разрушения компактных образцов.

3.2. *Испытания на растяжение гладких цилиндрических образцов и определение параметров $\sigma_Y(T)$, $S_c(\kappa)$, $A_0(T)$ и $n(T)$.* Гладкие цилиндрические образцы из стали в исходном состоянии испытывали в интервале температур $-196 \dots 350^\circ\text{C}$, из охрупченной стали – от -196 до 450°C при скорости деформирования около $5 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$.

По результатам испытаний определяли коэффициенты в (2), (8) и (9).

При построении зависимости критического напряжения хрупкого разрушения S_c от пластической деформации (уравнение (2)) было получено:

для стали в исходном состоянии – $C_1^* = 2,01 \cdot 10^{-7}$ МПа $^{-2}$, $C_2^* = 3,90 \cdot 10^{-7}$ МПа $^{-2}$, $A_d = 1,71$;

в охрупченном состоянии – $C_1^* = 1,92 \cdot 10^{-7}$ МПа $^{-2}$, $C_2^* = 3,04 \cdot 10^{-7}$ МПа $^{-2}$, $A_d = 2,92$.

Константы A_0 и n (8) для кривой деформирования представлены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

Параметры кривых деформирования для стали 15Х2НМФА в исходном (над чертой) и охрупченном (под чертой) состоянии при аппроксимации $\sigma_{eq} = \sigma_Y + A_0(\kappa)^n$

| Параметр | $T, ^\circ\text{C}$ | | | | | | | | |
|------------------|---------------------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|-------|
| | -196 | -100 | -60 | -20 | 20 | 100 | 200 | 350 | 450 |
| σ_Y , МПа | 1039 | 731 | 650 | 612 | 580 | 552 | — | 510 | — |
| | 1302 | 1020 | 966 | 938 | 900 | 898 | 865 | 889 | 846 |
| A_0 , МПа | 679 | 685 | 622 | 629 | 590 | 557 | — | 537 | — |
| | 765 | 752 | 718 | 727 | 700 | 740 | 764 | 742 | 586 |
| n | 0,499 | 0,470 | 0,460 | 0,490 | 0,490 | 0,490 | — | 0,500 | — |
| | 0,410 | 0,360 | 0,360 | 0,390 | 0,430 | 0,440 | 0,470 | 0,490 | 0,450 |

При построении зависимости $\sigma_Y(T)$ (9) константы материала составляют:

для стали в исходном состоянии – $a = 510$ МПа, $c = 0$, $b = 1083$ МПа, $h = 9,309 \cdot 10^{-3}$ К $^{-1}$;

в охрупченном состоянии – $a = 867$ МПа, $c = 0,0305$ МПа \cdot К $^{-1}$, $b = 975$ МПа, $h = 1,04 \cdot 10^{-2}$ К $^{-1}$.

Учитывая, что согласно разделу 1.3 $\sigma_{d0} \approx a + b$, для стали в исходном состоянии получаем $\sigma_{d0} = 1593$ МПа, в охрупченном – $\sigma_{d0} = 1842$ МПа.

Фрактографические исследования поверхностей разрушения цилиндрических образцов, испытанных на растяжение при $T = -196^\circ\text{C}$, показали, что хрупкое разрушение охрупченной стали происходило в основном по механизму внутризеренного скола и микроскола, так же как и хрупкое разрушение стали в исходном состоянии.

3.3. *Испытания на трещиностойкость.* Предварительное циклическое нагружение и испытание на трещиностойкость образцов Шарпи с трещиной и образцов 2Т-СТ проводили в соответствии с требованиями ASTM E 1921 [3].

Образцы Шарпи с трещиной испытывали на трещиностойкость на испытательной машине УМЭ-100 кН, оборудованной термокриокамерой: для стали в исходном состоянии при $T = -110^\circ\text{C}$, для охрупченной стали – при $T = -196^\circ\text{C}$ и 30°C . Полученные значения трещиностойкости даны в табл. 2 и 3. При $T = -196^\circ\text{C}$ было испытано три образца, для которых получены следующие значения K_{Ic} : 20,4; 21,7 и 22,4 МПа $\sqrt{\text{м}}$.

Т а б л и ц а 2

Результаты испытаний на трещиностойкость при $T = -110^\circ\text{C}$ образцов Шарпи с трещиной из стали 15Х2НМФА в исходном состоянии

| № образца | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 |
|----------------------------------|----|----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|-----|
| K_{Ic} , МПа $\sqrt{\text{м}}$ | 69 | 79 | 105 | 112 | 115 | 117 | 123 | 128 | 147 | 173 |

Т а б л и ц а 3

Результаты испытаний на трещиностойкость при $T = 30^\circ\text{C}$ образцов Шарпи с трещиной из стали 15Х2НМФА в охрупченном состоянии

| № образца | 1 | 2 | 3 | 4 | 5 | 6 | 7 | 8 | 9 | 10 | 11 | 12 | 13 | 14 |
|----------------------------------|----|----|----|----|----|----|----|----|----|-----|-----|-----|-----|-----|
| K_{Ic} , МПа $\sqrt{\text{м}}$ | 59 | 64 | 73 | 74 | 76 | 77 | 88 | 88 | 89 | 105 | 115 | 126 | 148 | 180 |

Испытания на трещиностойкость образцов 2Т-СТ проводили в температурном диапазоне $-50...150^\circ\text{C}$ на испытательной машине «Schenk-1000 kN». Полученные значения трещиностойкости для этих образцов приведены ниже.

Фрактографические исследования поверхностей разрушения образцов Шарпи с трещиной показали, что хрупкое разрушение охрупченной стали происходило в основном по механизму внутризеренного скола и микроскола.

4. Прогнозирование трещиностойкости исследуемой стали в исходном состоянии. В настоящем разделе представлены результаты прогнозирования кривых $K_{Ic}(T)$ для стали в исходном состоянии, полученные на основе концепции “Master curve” и вероятностной модели, и сопоставление этих кривых друг с другом. Параметр T_0 в “Master curve” и параметры $\tilde{\sigma}_d$ и η в вероятностной модели определяли по результатам испытаний образцов Шарпи с трещиной при $T = -110^\circ\text{C}$ (табл. 2).

4.1. *Прогнозирование трещиностойкости на основе концепции “Master curve”.* Параметр T_0 определяли однотемпературным методом [3] по данным табл. 2, при этом было получено $T_0 = -109,1^\circ\text{C}$.

Кривые $K_{Ic}(T)$, рассчитанные при $T_0 = -109,1^\circ\text{C}$ по уравнениям (13) и (15) для образца с трещиной толщиной $B = 25$ мм при $P_f = 0,05; 0,5$ и $0,95$, иллюстрирует рис. 2.

4.2. *Прогнозирование трещиностойкости на основе вероятностной модели.* Параметры для расчета кривых $K_{Ic}(T)$ на основе вероятностной модели определяли по результатам испытаний гладких цилиндрических образцов и образцов Шарпи с трещиной. Размер элементарной ячейки ρ_{uc} полагали равным $0,05$ мм [10]. Согласно [10], принимали $m_0 = 0,1$ МПа $^{-1}$ и согласно разделу 3.2 – $\sigma_{d0} = 1593$ МПа. Зависимость $m_T(T)$ вычисляли по уравнению $m_T(T) = m_0[\sigma_Y(T) - \sigma_Y(T = 350^\circ\text{C})]$.

Параметры $\tilde{\sigma}_d$ и η определяли в соответствии с процедурой, представленной в разделе 1.3, по данным табл. 2, при этом было получено $\tilde{\sigma}_d = 23243$ МПа, $\eta = 5,8$. Функция $P_f(\sigma_w)$, задаваемая уравнением (11), и эмпирическая функция приведены на рис. 3.

Зависимости $K_{Ic}(T)$, рассчитанные по вероятностной модели при $P_f = 0,05; 0,5$ и $0,95$, представлены на рис. 2 для образцов с трещиной толщиной $B = 25$ мм. Видно, что кривые $K_{Ic}(T)$, рассчитанные на основе вероятностной модели и концепции “Master curve”, весьма близки.

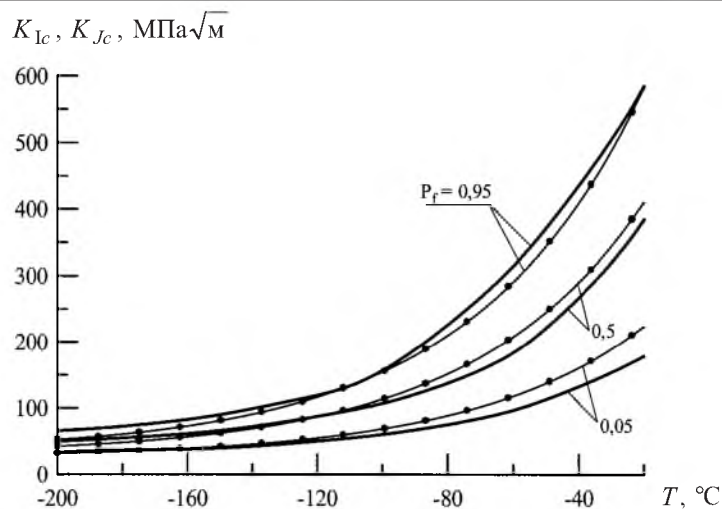


Рис. 2. Кривые $K_{Ic}(T)$, рассчитанные согласно концепции “Master curve” (кривые с точками) и вероятностной модели (сплошные линии) для образцов с трещиной толщиной $B = 25$ мм из стали 15X2НМФА в исходном состоянии при разной вероятности хрупкого разрушения.

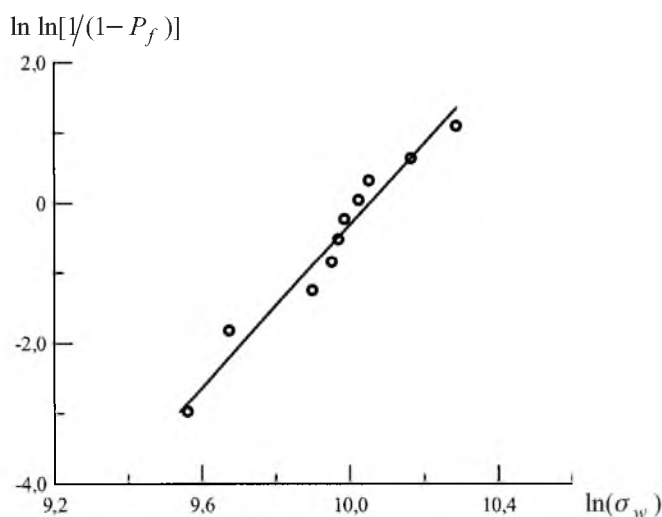


Рис. 3. Сопоставление расчетной (прямая) и эмпирической (точки) функций $P_f(\sigma_w)$ для образцов Шарпи с трещиной из стали 15X2НМФА в исходном состоянии.

5. Прогнозирование трещиностойкости исследуемой стали в охрупченном состоянии и сравнение с результатами экспериментов. В настоящем разделе представлены результаты прогнозирования кривых $K_{Ic}(T)$ для стали в охрупченном состоянии, полученные на основе концепции “Master curve” и вероятностной модели. Параметр T_0 в “Master curve” и параметры $\tilde{\sigma}_d$ и η в вероятностной модели определяли по данным испытаний образцов Шарпи с трещиной при $T = 30^{\circ}\text{C}$ (табл. 3). Расчетные кривые сопоставляли с экспериментальными значениями K_{Ic} , полученными при испытании образцов 2Т-СТ. Выполнена также аппроксимация экспериментальных значений экспоненциальным уравнением.

5.1. Прогнозирование трещиностойкости на основе концепции “Master curve”. Параметр T_0 определяли однотемпературным методом [3] по данным табл. 3, при этом получено $T_0 = 36,8^\circ\text{C}$.

С использованием полученного значения T_0 зависимости $K_{Ic}(T)$ рассчитывали согласно уравнениям (13)–(15) для образцов толщиной $B = 50$ мм при разной вероятности. Эти кривые представлены на рис. 4. Там же приведены результаты испытаний образцов 2Т-СТ в диапазоне температур $-50...150^\circ\text{C}$. Видно, что экспериментальные значения K_{Ic} при $T > 100^\circ\text{C}$ расположены значительно ниже расчетной кривой $K_{Ic}(T)$ при $P_f = 0,05$.

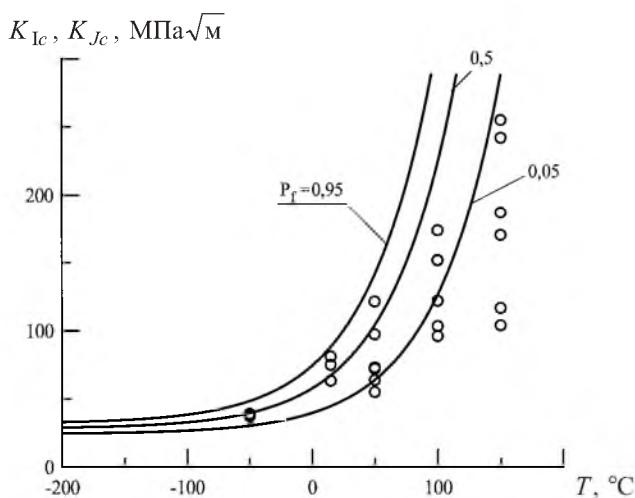


Рис. 4. Кривые $K_{Ic}(T)$, рассчитанные согласно концепции “Master curve” для образцов с трещиной толщиной $B = 50$ мм из стали 15Х2НМФА в охрупченном состоянии при разной вероятности хрупкого разрушения: точки – экспериментальные значения трещиностойкости для образцов 2Т-СТ с 20%-ными боковыми надрезами.

Расхождение экспериментальных значений трещиностойкости и расчетных кривых, полученных на основе концепции “Master curve”, по-видимому, связано с нарушением используемого в ней условия горизонтального сдвига, т.е. с изменением формы кривой $K_{Ic}(T)$ для охрупченной стали. В этой связи интересно определить реальную форму кривой $K_{Ic}(T)$ для исследуемой стали путем прямой аппроксимации экспериментальных значений K_{Ic} для образцов 2Т-СТ. Процедура такой обработки и полученные результаты представлены ниже.

5.2. Прямая аппроксимация экспериментальных значений K_{Ic} для образцов 2Т-СТ. Экспериментальные значения K_{Ic} для образцов 2Т-СТ были аппроксимированы экспоненциальным уравнением по следующей процедуре.

1. Используя значения K_{Ic} при $T = 50, 100$ и 150°C , с помощью однотемпературного метода вычислялись медианные значения трещиностойкости $K_{Ic(med)}$ при этих температурах.

2. Температурная зависимость медианных значений трещиностойкости $K_{Ic(med)}(T)$ для образцов толщиной $B = 50$ мм аппроксимировалась уравнением

$$K_{Ic(med)} = \alpha + \beta \exp(\gamma T), \quad (16)$$

где α принималось как среднее значение K_{Ic} при $T = -196^\circ\text{C}$; β и γ вычислялись методом наименьших квадратов с использованием значения $K_{Ic(med)}$ при $T = 50, 100$ и 150°C .

3. Температурная зависимость трещиностойкости для вероятности хрупкого разрушения $P_f = 0,05$ и $0,95$ рассчитывалась по уравнениям (13) и (16).

В этой процедуре использовалось первое положение концепции “Master curve” и предполагалось, что форма кривой $K_{Ic}(T)$ может отличаться от принятой для “Master curve”. Форма “Master curve”, как известно, задается параметром γ , который принимался равным $0,019$ независимо от состояния материала (см. уравнение (15)).

Получены следующие результаты обработки экспериментальных значений трещиностойкости для образцов 2Т-СТ по рассмотренной процедуре: при $T = 50^\circ\text{C}$ – $K_{Ic(med)} = 86,7$ МПа $\sqrt{\text{м}}$, при $T = 100^\circ\text{C}$ – $K_{Ic(med)} = 133,4$ МПа $\sqrt{\text{м}}$, при $T = 150^\circ\text{C}$ – $K_{Ic(med)} = 190,3$ МПа $\sqrt{\text{м}}$, $\alpha = 21,5$ МПа $\sqrt{\text{м}}$, $\beta = 43,4$ МПа $\sqrt{\text{м}}$ и $\gamma = 0,0091$ $1/^\circ\text{C}$.

Кривая $K_{Ic(med)}(T)$ и кривые $K_{Ic}(T)$ при $P_f = 0,05$ и $0,95$, рассчитанные согласно п. 3, представлены на рис. 5. Там же приведены экспериментальные значения K_{Ic} для образцов 2Т-СТ. Видно, что расчетные кривые $K_{Ic}(T)$ весьма хорошо соответствуют экспериментальным точкам.

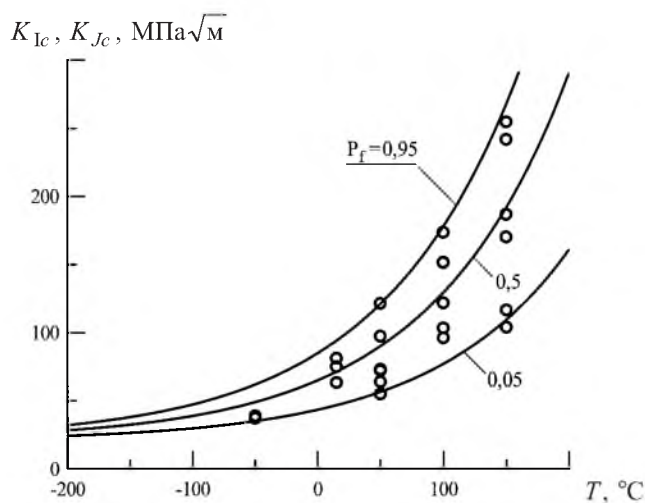


Рис. 5. Кривые $K_{Ic}(T)$, рассчитанные согласно уравнениям (13) и (16) при $\alpha = 21,5$ МПа $\sqrt{\text{м}}$, $\beta = 43,4$ МПа $\sqrt{\text{м}}$ и $\gamma = 0,0091$ $1/^\circ\text{C}$ для образцов с трещиной толщиной $B = 50$ мм из стали 15X2НМФА в охрупченном состоянии при разной вероятности хрупкого разрушения: точки – экспериментальные значения трещиностойкости для образцов 2Т-СТ с 20%-ными боковыми надрезами.

Таким образом, для реальной кривой $K_{Ic}(T)$ имеем $\gamma = 0,0091$ вместо значения $\gamma = 0,019$, принятого для “Master curve”. Параметр γ , как известно, характеризует наклон кривой $K_{Ic}(T)$, поэтому полученный результат ясно

показывает, что наклон кривой $K_{Jc}(T)$ для охрупченной стали меньше, чем принятый для “Master curve”. Именно это обстоятельство приводит к существенному расхождению экспериментальных результатов и кривых $K_{Ic}(T)$, рассчитанных согласно концепции “Master curve”, для охрупченной стали (рис. 4). В то же время следует отметить, что разброс экспериментальных значений трещиностойкости для охрупченной стали может быть достаточно хорошо описан с помощью первого положения концепции “Master curve”, если медианная кривая $K_{Ic(med)}(T)$ принимается зависящей от степени охрупчивания материала, т.е. параметр γ принят как функция степени охрупчивания материала.

5.3. *Прогнозирование трещиностойкости на основе вероятностной модели.* Параметры, необходимые для расчета кривых $K_{Ic}(T)$, определяли по результатам испытаний гладких цилиндрических образцов и образцов Шарпи с трещиной. Размер элементарной ячейки ρ_{uc} полагали равным 0,05 мм, как ранее для исходного состояния стали. Согласно [10], принимали $m_0 = 0,1 \text{ МПа}^{-1}$ и согласно разделу 3.2 – $\sigma_{d0} = 1842 \text{ МПа}$. Зависимость $m_T(T)$ вычисляли по уравнению $m_T(T) = m_0[\sigma_Y(T) - \sigma_Y(T = 450^\circ\text{C})]$. Здесь в качестве температуры T_{YG} (см. раздел 1.3) принимали $T = 450^\circ\text{C}$ с тем, чтобы исключить увеличение предела текучести, которое наблюдалось в диапазоне температур 100...350°C, за счет деформационного старения охрупченной стали.

Параметры $\tilde{\sigma}_d$ и η определяли согласно процедуре, представленной в разделе 1.3, по данным табл. 3. Было получено $\tilde{\sigma}_d = 4103 \text{ МПа}$ и $\eta = 12$. Функция $P_f(\sigma_w)$, рассчитанная по уравнению (11), и эмпирическая функция показаны на рис. 6.

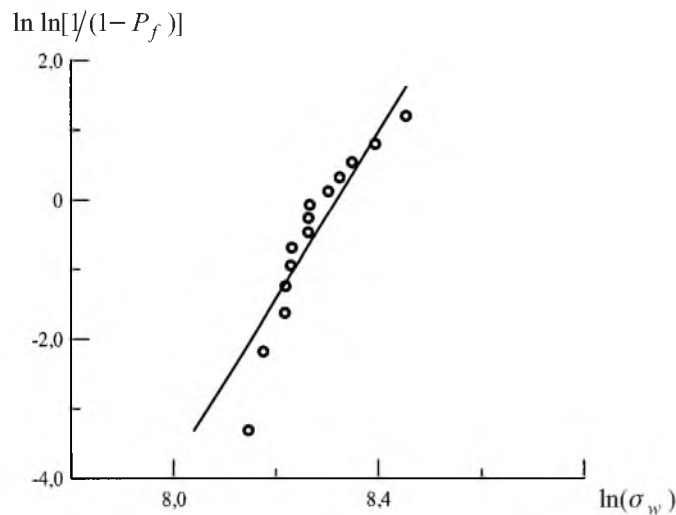


Рис. 6. Сопоставление расчетной (прямая) и эмпирической (точки) функций $P_f(\sigma_w)$ для образцов Шарпи с трещиной из стали 15X2НМФА в охрупченном состоянии.

Зависимости $K_{Ic}(T)$, рассчитанные по вероятностной модели при $P_f = 0,05; 0,5$ и $0,95$, иллюстрирует рис. 7 для образцов с трещиной толщиной $B = 50 \text{ мм}$. Там же приведены экспериментальные значения трещино-

стойкости для образцов 2Т-СТ. Соответствие экспериментальных и расчетных результатов весьма хорошее.

Полученные результаты показывают, что вероятностная модель позволяет описать как сдвиг, так и изменение формы кривых $K_{Ic}(T)$ для охрупченной стали.

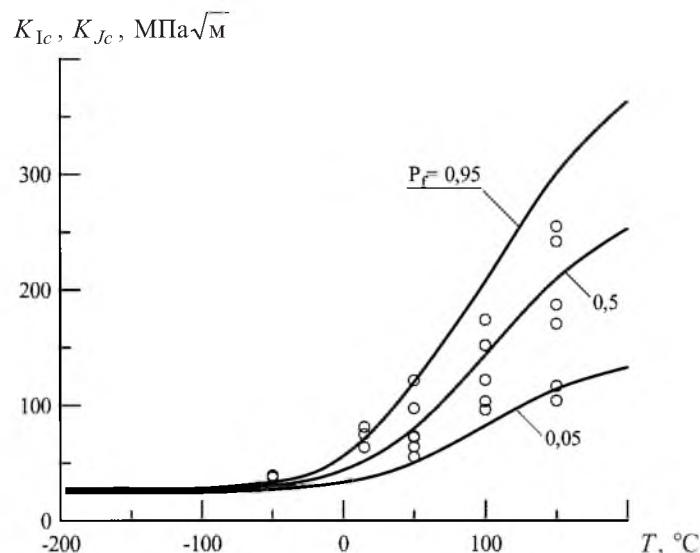


Рис. 7. Кривые $K_{Ic}(T)$, рассчитанные согласно вероятностной модели для образцов с трещиной толщиной $B = 50$ мм из стали 15X2НМФА в охрупченном состоянии при разной вероятности хрупкого разрушения: точки – экспериментальные значения трещиностойкости для образцов 2Т-СТ с 20%-ными боковыми надрезами.

Заключение. Кривые $K_{Ic}(T)$ для стали 15X2НМФА в исходном состоянии, рассчитанные на основе “Master curve”-подхода и вероятностной модели, хорошо согласуются друг с другом. Для калибровки параметров “Master curve” и вероятностной модели использованы одни и те же результаты испытаний на трещиностойкость малоразмерных образцов.

Для стали 15X2НМФА с высокой степенью охрупчивания расчет на основе “Master curve”-подхода дает неадекватные и неконсервативные прогнозы температурной зависимости трещиностойкости: экспериментальные точки лежат значительно ниже кривой $K_{Ic}(T)$, соответствующей вероятности хрупкого разрушения $P_f = 0,05$.

Экспоненциальная аппроксимация экспериментальных значений K_{Ic} для образцов 2Т-СТ из стали в охрупченном состоянии показала, что наклон кривой $K_{Ic}(T)$ для этой стали значительно меньше принятого для “Master curve”. Причина неадекватного описания температурной зависимости трещиностойкости для охрупченной стали на основе “Master curve”-подхода состоит в том, что он не учитывает уменьшение наклона кривой $K_{Ic}(T)$.

Кривые $K_{Ic}(T)$ для стали 15X2НМФА в охрупченном состоянии, рассчитанные согласно вероятностной модели по результатам испытаний гладких цилиндрических образцов и образцов Шарпи с трещиной при $T = 30^\circ\text{C}$, хорошо согласуются с результатами испытаний образцов 2Т-СТ.

Резюме

На основі імовірнісної моделі і “Master curve”-підходу виконано прогнозування температурної залежності тріщиностійкості при крихкому руйнуванні корпусної реакторної сталі 15Х2НМФА в початковому і сильно окрихчуваному стані за результатами випробувань зразків типу Шарпі з тріщиною на тріщиностійкість за деякої однієї температури. Зіставлення кривих $K_{Ic}(T)$, отриманих за цими підходами, показало їхню хорошу відповідність. При випробуванні компактних зразків 2Т-СТ зі сталі в окрихчуваному стані отримано експериментальні значення тріщиностійкості в широкому діапазоні температур, які зіставляли з розрахунковими кривими $K_{Ic}(T)$. Показано, що для окрихчуваної сталі крива $K_{Ic}(T)$, розрахована на основі “Master curve”-підходу, не описує експериментальні результати адекватно, в той час як відповідність експериментальних даних по тріщиностійкості і кривих $K_{Ic}(T)$, розрахованих за імовірнісною моделлю, добра.

1. Wallin K. The scatter in K_{Ic} results // Eng. Fract. Mech. – 1984. – **19**. – P. 1085 – 1093.
2. Wallin K. The size effect in K_{Ic} results // Ibid. – 1985. – **22**. – P. 149 – 163.
3. ASTM E 1921-97. Standard Test Method for Determination of Reference Temperature, T_0 , for Ferritic Steels in the Transition Range // Annual Book of ASTM Standards. – 1998. – Vol. 03.01. – P. 1068 – 1084.
4. Merkle J. G., Wallin K., and McCabe D. E. Technical basis for an ASTM standard on determining the reference temperature, T_0 , for ferritic steels in the transition range. – NUREG/CR-5504, ORNL/TM-13631, 1999.
5. Wilshaw T. R., Rau C. A., and Tetelman A. S. A general model to predict the elastic distribution and fracture strength of notched bars in plane strain bending // Eng. Fract. Mech. – 1968. – **1**. – P. 191 – 211.
6. Knott J. F. Fundamentals of Fracture Mechanics. – London: Butterworths, 1973.
7. 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.
8. Beremin F. M. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // Met. Trans. – 1983. – **14A**. – P. 2277 – 2287.
9. Марголин Б. З., Швецова В. А. Критерий хрупкого разрушения: структурно-механический подход // Пробл. прочности. – 1992. – № 2. – С. 3 – 16.
10. Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A. Improved probabilistic model for fracture toughness prediction based for nuclear pressure vessel steels // Int. J. Pres. Ves. Piping. – 1998. – **75**. – P. 843 – 855.
11. Карзов Г. П., Тимофеев Б. Т., Леонов В. П. Сварные сосуды давления: прочность и долговечность. – Л.: Машиностроение, 1982.

12. *Alekseenko N. N., Amaev A. D., Gorynin I. V., and Nikolaev V. A.* Radiation Damage of Nuclear Power Plant Pressure Vessel Steels. – Grange Park: American Nuclear Society, 1987.
13. *Bush S. H.* Structural materials for nuclear power plants // *J. Test. Eval.* – 1974. – 2. – P. 435 – 462.
14. *Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Gulenko A. G.* Radiation embrittlement modeling for reactor pressure vessel steels: I. Brittle fracture toughness prediction // *Int. J. Pres. Ves. Piping.* – 1999. – 76. – P. 715 – 729.
15. *Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Karzov G. P.* Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. Pt. I. Local criterion for cleavage fracture // *Ibid.* – 1997. – 72. – P. 73 – 87.
16. *Margolin B. Z., Karzov G. P., and Shvetsova V. A.* Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. Pt. II. Prediction of fracture toughness // *Ibid.* – P. 89 – 96.
17. *Weibull W. A.* A statistical theory of the strength of materials // *Roy Swed Inst. Eng. Res.* – 1939. – 151. – P. 5 – 45.
18. *Корн Г., Корн Т.* Справочник по математике для научных работников и инженеров. – М.: Наука, 1978.
19. *ASTM E 399-74.* Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness of Metallic Materials // *Annual Book of ASTM Standards.* – 1974. – Vol. 03.01. – P. 509 – 539.

Поступила 08. 06. 2001