

Новый инженерный метод прогнозирования температурной зависимости трещиностойкости сталей для сосудов давления

Б. З. Марголин, А. Г. Гуленко, В. А. Николаев, Л. Н. Рядков

ЦНИИКМ «Прометей», Россия

Для прогнозирования температурной зависимости статической трещиностойкости сталей с различной степенью охрупчивания (вплоть до очень высокой) предложен инженерный метод, названный методом Unified Curve, который подобен методу Master Curve. Выполнена обширная верификация метода Unified Curve и проведено сравнение этих методов. Показано, что метод Master Curve является частным случаем метода Unified Curve.

Ключевые слова: трещиностойкость, охрупчивание, метод Master Curve, метод Unified Curve.

Введение. В настоящее время наиболее распространенным методом прогнозирования температурной зависимости трещиностойкости $K_{Jc}(T)$ реакторных сталей, используемых для сосудов давления (СД), является метод Master Curve [1–5]. Этот метод позволяет прогнозировать зависимость $K_{Jc}(T)$ для любой заданной вероятности разрушения и толщины образца только по данным испытаний малогабаритных образцов. Анализ применимости метода к сталям, которые находятся в различном состоянии (исходное, облучение, термически охрупченное), показал, что для материала в исходном состоянии и при невысокой степени охрупчивания получены весьма адекватные прогнозы, в то время как при высокой степени охрупчивания прогнозы – неадекватные и неконсервативные [6, 7]. Данное обстоятельство обусловлено тем, что в методе Master Curve используется гипотеза горизонтального сдвига, т.е. принимается, что форма кривой $K_{Jc}(T)$ не изменяется с увеличением степени охрупчивания материала.

Отмеченных выше недостатков метода Master Curve лишена так называемая вероятностная модель Prometeу, основные положения которой изложены ранее [6–9]. Эта модель базируется на локальном подходе и новой формулировке критерия хрупкого разрушения [10, 11]. Она позволяет достаточно адекватно прогнозировать температурную зависимость трещиностойкости как для материалов в исходном состоянии, так и с различной степенью охрупчивания (вплоть до очень высокой) [6, 7]. С помощью как метода Master Curve, так и модели Prometeу можно прогнозировать $K_{Jc}(T)$ для любой вероятности разрушения и толщины образца по результатам испытаний малогабаритных образцов. Основное неудобство при использовании модели Prometeу состоит в том, что для получения прогнозируемой зависимости $K_{Jc}(T)$ необходимо проведение весьма интенсивных численных расчетов и получение дополнительной экспериментальной информации по деформационным кривым, а также по другим механическим характеристикам. Иными словами, эта модель, в отличие от метода Master Curve, не является инженерным инструментом для прогнозирования $K_{Jc}(T)$.

Цель настоящей работы – разработка инженерного метода, базирующегося на обобщенных результатах, полученных на основе модели Prometeu, и позволяющего прогнозировать температурную зависимость трещиностойкости сталей с различной степенью охрупчивания, в том числе и очень высокой.

1. **Моделирование охрупчивания материала с позиций метода Master Curve.** Как известно, основные положения Master Curve могут быть представлены в следующем виде [1–5]:

1) вероятность хрупкого разрушения P_f произвольно выбранного образца при $K_I \leq K_{Jc}$ описывается трехпараметрической моделью Вейбулла в виде

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

где K_0 – масштабный параметр, зависящий от температуры испытаний и толщины образца; K_{\min} – минимально возможная трещиностойкость. В соответствии с [1] $K_{\min} = 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$;

2) влияние толщины образца на трещиностойкость описывается уравнением [2]

$$\frac{K_{Jc}^X - K_{\min}}{K_{Jc}^Y - K_{\min}} = \left(\frac{B_Y}{B_X} \right)^{1/4}, \quad (2)$$

где K_{Jc}^X , K_{Jc}^Y – значения трещиностойкости образцов толщиной B_X и B_Y , соответствующие одной и той же вероятности разрушения P_f ;

3) медианное значение трещиностойкости ($P_f = 0,5$) как функция температуры для образца толщиной $B = 25 \text{ мм}$ может быть представлено в виде [3]

$$K_{Jc(\text{med})} = K_{Jc}^{\text{shelf}} + \beta \exp(\gamma(T - T_0)), \quad (3)$$

где $K_{Jc}^{\text{shelf}} = 30 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; $\beta = 70 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; $\gamma = 0,019$; T – температура в °С; T_0 – температура, при которой $K_{Jc(\text{med})}^0 = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$;

4) предполагается, что охрупчивание материала приводит к изменению только одного параметра T_0 в (3), в то время как остальные параметры не изменяются. Такое допущение обычно называют концепцией горизонтального сдвига. Согласно этой концепции, увеличение степени охрупчивания металла связано с горизонтальным сдвигом зависимости $K_{Jc}(T)$ в область повышенных температур.

Допущение 4) может интерпретироваться и в другом виде. Представим зависимость (3) так:

$$K_{Jc(\text{med})} - K_{Jc}^{\text{shelf}} = \omega \psi(T), \quad (4)$$

где $\omega = \exp(-\gamma T_0)$; $\psi(T) = \beta \exp(\gamma T)$.

Как видно из формулы (4), охрупченное состояние металла может быть представлено как уменьшение трещиностойкости (точнее, разности $K_{Jc(med)} - K_{Jc}^{shelf}$) при каждой температуре в ω_{in}/ω_{em} раз, где ω_{in} соответствует исходному состоянию при $T_0 = T_0^{in}$, ω_{em} – охрупченному состоянию, для которого $T_0 = T_0^{em}$.

Таким образом, температурная зависимость трещиностойкости материала в любом состоянии может быть записана в виде произведения некоторого коэффициента ω , зависящего от состояния материала, на некоторую функцию $\psi(T)$, не зависящую от него.

Представление трансформации зависимости $K_{Jc}(T)$ от степени охрупчивания материала в виде (4) может быть очень полезным, когда зависимость $\psi(T)$ не описывается экспоненциальной функцией.

Заметим, что в общем случае вид функции $\psi(T)$ может быть не экспоненциальным, а каким-то другим. Единственное ограничение, накладываемое на указанную зависимость, следует из ее физического смысла: $\psi(T)$ – это функция, описывающая $K_{Jc}(T)$ при хрупком разрушении материала без учета вязкого роста трещины, т.е. она не учитывает, что $K_{Jc}(T)$ изменяет свой характер, если K_{Jc} превышает уровень верхнего шельфа $K_{Jc}(T)$.

В следующем разделе с помощью вероятностной модели Prometey покажем, что представление зависимости $K_{Jc}(T)$ в виде (4) является достаточно универсальным, и определим вид зависимости $\psi(T)$.

2. Моделирование температурной зависимости $K_{Jc}(T)$ с помощью вероятностной модели Prometey.

2.1. Основные положения вероятностной модели Prometey.

2.1.1. *Локальный критерий хрупкого разрушения.* Формулировка локального критерия хрупкого разрушения в вероятностной постановке включает следующие положения [6–9].

1. Поликристаллический материал представляется как совокупность элементарных ячеек с такими свойствами: механические свойства ячейки принимаются такими же, как осредненные механические свойства материала, полученные при испытании стандартных образцов; размер элементарной ячейки ρ_{uc} не меньше, чем средний размер зерна поликристаллического материала; напряженно-деформированное состояние (НДС) в элементарной ячейке принимается однородным.

2. Для ячейки принимается локальный критерий хрупкого разрушения в виде

$$\sigma_1 + m_{T\epsilon} \sigma_{eff} \geq \sigma_d; \quad (5a)$$

$$\sigma_1 \geq S_c(\kappa). \quad (5б)$$

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

$$S_c(\kappa) = [C_1^* + C_2^* \exp(-A_d \kappa)]^{-1/2}; \quad (6)$$

σ_1 – максимальное главное напряжение; σ_{eff} – эффективное напряжение, принимаемое в виде $\sigma_{eff} = \sigma_{eq} - \sigma_Y$; σ_{eq} – интенсивность напряжений; σ_Y – предел текучести; $\kappa = \int d\varepsilon_{eq}^p$ – параметр Одквиста; $d\varepsilon_{eq}^p$ – приращение интенсивности пластической деформации; C_1^* , C_2^* , A_d – константы материала; σ_d – эффективная прочность частиц (как правило, карбидов или границ соединений карбид–матрица), на которых зарождаются микротрещины скола; $m_{T\varepsilon}$ – параметр, который зависит от температуры T и пластической деформации и может быть записан как

$$m_{T\varepsilon} = m_T(T)m_\varepsilon(\kappa); \quad (7)$$

$$m_\varepsilon(\kappa) = S_0/S_c(\kappa); \quad (8)$$

$$m_T(T) = m_0\sigma_{Ys}(T), \quad (9)$$

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

Условие (5а) в локальном критерии хрупкого разрушения представляет собой условие зарождения микротрещин скола, (5б) – условие их распространения.

3. Для формулировки критерия (5) в вероятностной постановке полагаем, что параметр σ_d является стохастическим, остальные параметры – детерминистические. Такое предположение базируется на анализе стохастической природы различных критических параметров, контролирующих хрупкое разрушение корпусных реакторных сталей [12].

4. Для описания функции распределения карбидов по прочности, т.е. функции распределения параметра σ_d , используется функция Вейбулла, которая описывает распределение минимальных значений прочности карбида в элементарной ячейке, где происходит зарождение микротрещины скола

$$p(\sigma_d) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_d - \sigma_{d0}}{\tilde{\sigma}_d} \right)^\eta \right], \quad (10)$$

где $p(\sigma_d)$ – вероятность нахождения в каждой элементарной ячейке карбида с минимальной прочностью, которая меньше σ_d ; $\tilde{\sigma}_d$, σ_{d0} и η – параметры Вейбулла.

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

6. Хрупкое разрушение может происходить только в тех элементарных ячейках, для которых выполняются условия: $\sigma_{eq} \geq \sigma_Y$ и $\sigma_1 \geq S_c(\kappa)$.

2.1.2. *Вероятностная модель прогнозирования зависимости $K_{Jc}(T)$.* Вероятностная модель хрупкого разрушения основана на локальном критерии хрупкого разрушения, рассмотренном выше. НДС около вершины трещины рассчитывается либо методом конечных элементов (МКЭ), либо в соответствии с аналитическим решением, которое представлено ранее [8, 9].

Вероятность хрупкого разрушения образца с трещиной может быть представлена в виде [13]

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

Здесь σ_W – так называемое напряжение Вейбулла, для модели Prometeu оно может быть записано следующим образом:

$$\sigma_W = \left[\sum_{i=1}^k (\max(S_{nuc}^i) - \sigma_{d0})^\eta \right]^{1/\eta}; \quad (12)$$

$$S_{nuc}^i \equiv \begin{cases} \sigma_{nuc}^i, & \text{если } \sigma_1^i \geq S_c(\kappa_i) \text{ и } \sigma_{nuc}^i > \sigma_{d0}; \\ \sigma_{d0}, & \text{если } \sigma_1^i < S_c(\kappa_i) \text{ или } \sigma_{nuc}^i \leq \sigma_{d0}, \end{cases}$$

где $\sigma_{nuc} \equiv \sigma_1 + m_{T\varepsilon} \sigma_{eff}$; k – число элементарных ячеек в пластической зоне; i – номер элементарной ячейки. Для каждой ячейки параметр $\max(S_{nuc}^i)$ имеет наибольшее значение S_{nuc}^i за период от начала деформирования ячейки до текущего момента ее деформирования.

По уравнению (11) можно вычислить вероятность хрупкого разрушения в зависимости от коэффициента интенсивности напряжения, так как параметр σ_W является функцией K_I .

Для прогнозирования зависимости $K_{Jc}(T)$ в диапазоне температур хрупкого разрушения в соответствии с представленной моделью необходимо знать параметры $S_c(\kappa)$, $m_T(T)$, $\tilde{\sigma}_d$, σ_{d0} и η , а также параметры, описывающие пластическое деформирование материала.

2.2. Моделирование $K_{Jc}(T)$ для материала с различной степенью охрупчивания.

2.2.1. Анализ основных параметров, контролирующих $K_{Jc}(T)$. Как следует из п. 2.1, для моделирования зависимости $K_{Jc}(T)$ необходимо располагать следующими характеристиками материала:

- параметрами, описывающими диаграмму деформирования материала;
- параметрами, входящими в локальный критерий хрупкого разрушения.

Согласно полученным ранее данными [7], диаграмма деформирования может быть описана зависимостью

$$\sigma_{eq} = \sigma_Y(T) + A_0 \kappa^n. \quad (13)$$

Здесь A_0 , n – константы материала; $\sigma_Y(T)$ – температурная зависимость предела текучести

$$\sigma_Y(T) = \sigma_{Yc} + \sigma_{Ys}(T) = a + b \exp(-hT_a), \quad (14)$$

где σ_{Y_S} и σ_{Y_G} – температурно-зависимая и температурно-независимая компоненты предела текучести соответственно; a , b , h – константы материала; T_a – абсолютная температура в К.

Как показано в [4, 14–16], при охрупчивании материала (например, вследствие радиационного облучения) увеличивается его предел текучести, и это происходит практически только за счет повышения σ_{Y_G} , т.е. величины параметра a ; термоактивированная часть предела текучести σ_{Y_S} практически не изменяется. Следует отметить, что термоактивированная часть σ_Y для различных сталей описывается одной и той же зависимостью. Деформационное упрочнение материала в исходном состоянии практически не отличается от такового облученного материала, т.е. параметры A_0 и n слабо зависят от степени охрупчивания материала.

Теперь рассмотрим параметры, входящие в локальный критерий разрушения (5). Как показано в работе [16], зависимость $S_c(\kappa)$ практически не изменяется при различной степени охрупчивания материала, по крайней мере для случаев, когда доминантным механизмом разрушения является скол или микроскол.

Параметр m_T рассчитывается по формуле (9), где $m_0 = 0,1$ [7–9]. Следовательно, зависимость $m_T(T)$ практически инвариантна к степени охрупчивания материала.

Величина σ_{d0} рассчитывается по формуле $\sigma_{d0} = a + b$, где a и b берутся из формулы (14) [6, 7]. Ясно, что если при охрупчивании материала предел текучести σ_Y увеличивается, то будет увеличиваться и σ_{d0} .

Основными параметрами, определяющими зависимость $K_{Jc}(T)$ для материала с различной степенью охрупчивания [16], являются $\tilde{\sigma}_d$ и η . Повышение степени охрупчивания материала может быть смоделировано уменьшением параметра $\tilde{\sigma}_d$ [6, 16]. Для стали 15X2НМФА в исходном состоянии имеем $\eta = 6$ ($\sigma_Y|_{T=20^\circ\text{C}} = 580$ МПа), для радиационно-облученного металла шва этой же стали – $\eta = 8$ ($\sigma_Y|_{T=20^\circ\text{C}} = 640$ МПа), для этой же стали в термически охрупченном состоянии – $\eta = 12$ ($\sigma_Y|_{T=20^\circ\text{C}} = 900$ МПа) [6, 7]. На основании полученных данных можно заключить, что при повышении степени охрупчивания материала, которое сопровождается ростом предела текучести, увеличивается параметр η ; для исследуемых материалов минимальная величина $\eta = 6$, максимальная – $\eta = 12$.

2.2.2. *Выбор параметров модели для расчета $K_{Jc}(T)$.* Исходя из проведенного анализа параметров модели могут быть приняты следующие их численные значения:

Первый вариант: (1-й набор данных) $a = 510$ МПа; $b = 1083$ МПа; $h = 9,31 \cdot 10^{-3} \text{ K}^{-1}$; $C_1^* = 2,01 \cdot 10^{-7} \text{ МПа}^{-2}$; $C_2^* = 3,90 \cdot 10^{-7} \text{ МПа}^{-2}$; $A_d = 1,71$; $\eta = 6$; параметр $\tilde{\sigma}_d$ варьируется. Значения параметров A_0 и n для различных температур представлены в табл. 1. Такая совокупность данных отвечает стали 15X2НМФА в исходном состоянии. Варьирование $\tilde{\sigma}_d$ при неизменных остальных параметрах позволяет описать трансформацию $K_{Jc}(T)$ в зависимости от степени охрупчивания материала, если оно не сопровождается значительным изменением предела текучести.

Т а б л и ц а 1

Параметры диаграммы деформирования материала для стали 2Cr–Ni–Mo–V в исходном состоянии, $\sigma_{eq} = \sigma_Y(T) + A_0 \kappa^n$

Параметр	T, °C						
	–196	–100	–60	–20	20	100	350
A_0 , МПа	679	685	622	629	590	557	537
n	0,50	0,47	0,46	0,49	0,49	0,49	0,50

Второй вариант: (2-й набор данных) отличается от первого варианта двумя параметрами – $a = 710$ МПа и $\eta = 12$; параметр $\tilde{\sigma}_d$, как и в первом варианте, варьируется. Вариант наиболее типичен для радиационно-охрупченного материала, когда при охрупчивании происходит увеличение σ_Y . Обычно повышение предела текучести составляет ~ 200 МПа, поэтому здесь по сравнению с первым вариантом параметр a увеличен на 200 МПа. Размер элементарной ячейки составляет 0,05 мм [6–9].

Ранее [6, 7] было показано, что описание разброса данных по трещиностойкости K_{Jc} и влияние толщины образца (длины фронта трещины) на K_{Jc} на основе метода Master Curve и модели Prometey практически совпадают. Следовательно, в рамках настоящей работы нет необходимости исследовать разброс данных по K_{Jc} и масштабный эффект с помощью модели Prometey. Для описания этих закономерностей вполне можно использовать уравнения (1) и (2).

Для обеспечения сопоставимости с методом Master Curve определим $K_{Jc}(T)$ при $B = 25$ мм и $P_f = 0,5$.

2.2.3. *Результаты расчета.* На рис. 1 представлена зависимость K_{Jc} от температуры T для наборов данных, отвечающих первому и второму вариантам. Расчеты проводились для условия плоской деформации в предположении, что вязкий подрост трещины отсутствует при любом сколь угодно высоком уровне K_{Jc} . В действительности, вязкий подрост трещины начинается по достижении K_I уровня верхнего шельфа $K_{Jc}^{ductile}$. Для реакторных сталей величина $K_{Jc}^{ductile}$ приблизительно равна $200 \dots 250$ МПа $\sqrt{м}$. Из рис. 1 видно, что кривые $K_{Jc}(T)$, построенные при различных значениях $\tilde{\sigma}_d$, подобны между собой. В то же время, если рассматривать части кривых, которые лежат ниже верхнего шельфа, можно отметить закономерность трансформации $K_{Jc}(T)$ [16, 17]. При небольшой степени охрупчивания сталей трансформация $K_{Jc}(T)$ описывается концепцией горизонтального сдвига; при более высоких степенях охрупчивания форма кривых $K_{Jc}(T)$ изменяется, если рассматривать кривые, ограниченные уровнем верхнего шельфа.

Проанализируем, можно ли представить полученные результаты в виде формулы (4). Для этого каждую кривую $K_{Jc(med)}(T)$ запишем в координатах

$$\frac{K_{Jc(med)}(T) - K_{Jc}^{shelf}}{K_{Jc(med)}^{100} - K_{Jc}^{shelf}} \text{ versus } T, \quad (15)$$

где в качестве K_{Jc}^{shelf} принимается значение $K_{Jc(med)}$ при $T = -200^\circ\text{C}$;
 $K_{Jc(med)}^{100} = K_{Jc(med)}|_{T=100^\circ\text{C}}$.

В (15) температура $T = 100^\circ\text{C}$ взята произвольно и не влияет на верификацию вышеприведенных кривых.

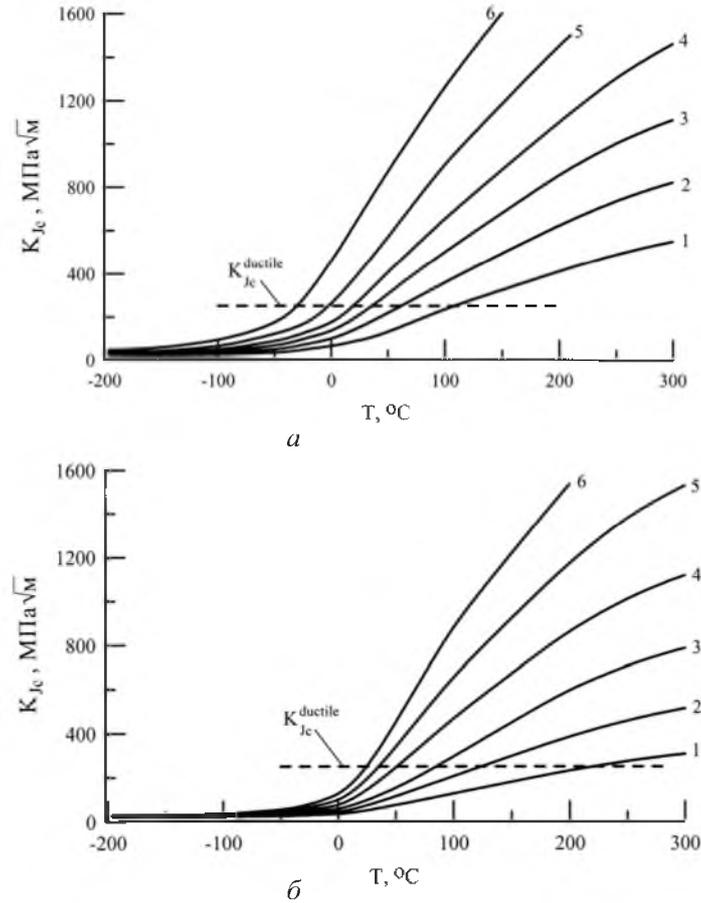


Рис. 1. Зависимость K_{Jc} от температуры при различных значениях $\tilde{\sigma}_d$: a – расчет по первому варианту набора данных (1, 2, 3, 4, 5, 6 – $\tilde{\sigma}_d = 6000, 8000, 10000, 12000, 15000$ и 20000 МПа соответственно), b – расчет по второму варианту набора данных (1, 2, 3, 4, 5, 6 – $\tilde{\sigma}_d = 2500, 3000, 3500, 4000, 4500$ и 5000 МПа соответственно). Штриховыми линиями обозначен уровень верхнего шельфа.

На рис. 2 представлена зависимость $K_{Jc(med)}(T)$ при различных $\tilde{\sigma}_d$ в координатах (15) для первого и второго вариантов. Видно, что в каждом из рассмотренных вариантов зависимости отличаются между собой незначительно. Кроме того, зависимости, рассчитанные по первому варианту (рис. 2, a), близки зависимостям, рассчитанным по второму варианту (рис. 2, b). Это означает, что при любой степени охрупчивания материала зависимость $K_{Jc(med)}(T)$ может быть аппроксимирована в виде (4), где $\omega = K_{Jc(med)}^{100} - K_{Jc}^{shelf}$.

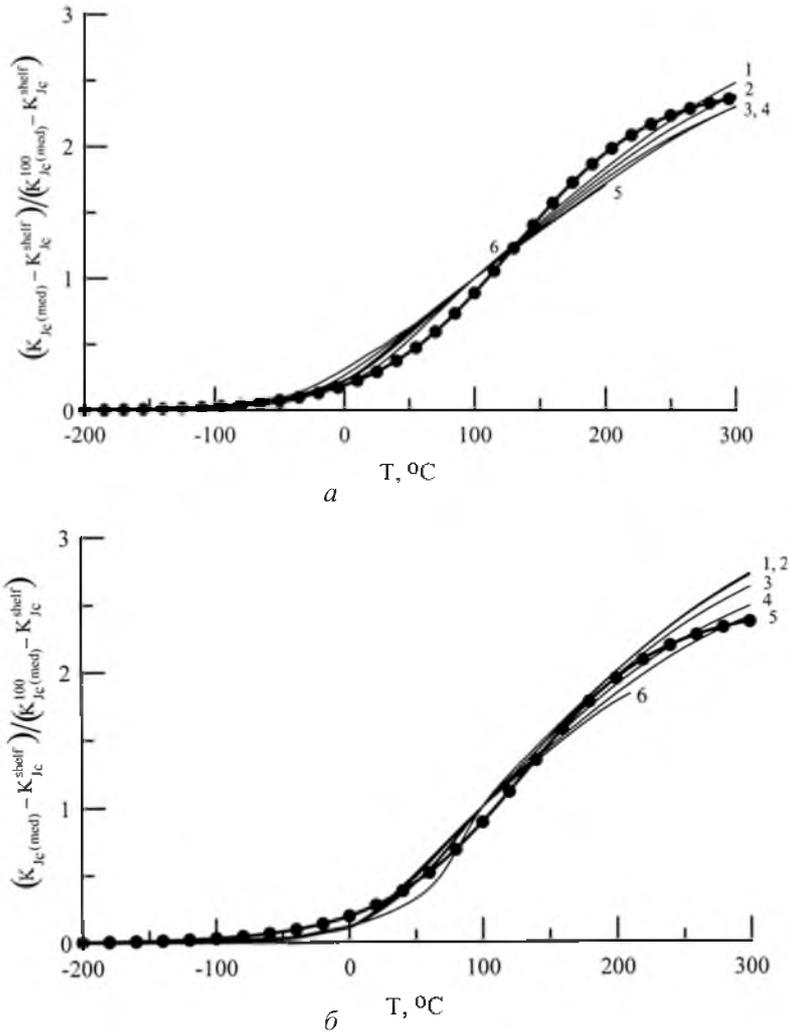


Рис. 2. Зависимость отношения $(K_{Jc}^{shelf} - K_{Jc}^{shelf}) / (K_{Jc}^{100} - K_{Jc}^{shelf})$ от температуры для первого (а) и второго (б) вариантов набора данных: сплошные линии – расчет при различных значениях $\tilde{\sigma}_d$; сплошные линии с точками – аппроксимационные кривые, рассчитанные по формуле (16). (Остальные обозначения те же, что и на рис. 1.)

Для инженерных оценок наборы зависимостей, рассчитанных по первому и второму вариантам, могут быть представлены единой зависимостью $\psi(T)$:

$$\psi(T) = M \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T - T_M}{Z} \right) \right), \quad (16)$$

где th – обозначение функции гиперболического тангенса.

В результате обработки расчетных данных методом наименьших квадратов получено: $M = 1,23$, $T_M = 130^\circ\text{C}$, $Z = 105^\circ\text{C}$.

Как видно из рис. 1, в качестве нижнего шельфа $K_{Jc}^{(med)}$ при $T = -200^\circ\text{C}$ может использоваться величина, полученная для второго варианта

набора данных, так как для первого варианта зависимости $K_{Jc(med)}(T)$ достигают нижнего шельфа при температурах, значительно меньших -200°C .

Следует отметить, что для второго варианта во всех случаях величина K_{Jc}^{shelf} варьировалась в весьма узком диапазоне: от 24 до 28 МПа $\sqrt{\text{м}}$. Поэтому с достаточно хорошим приближением можно принять, что она не зависит от степени охрупчивания металла и равна 26 МПа $\sqrt{\text{м}}$.

3. Метод Unified Curve.

3.1. **Основные положения метода.** Полученные в предыдущем разделе результаты дают основание предложить следующий метод, названный Unified Curve.

1. Температурная зависимость трещиностойкости сталей, используемых для СД, при любой степени охрупчивания может быть описана следующей зависимостью для $B = 25$ мм и $P_f = 0,5$:

$$K_{Jc(med)} = K_{Jc}^{shelf} + \Omega \left(1 + \text{th} \left(\frac{T - 130}{105} \right) \right), \quad \text{МПа}\sqrt{\text{м}}, \quad (17)$$

где $K_{Jc}^{shelf} = 26$ МПа $\sqrt{\text{м}}$; $\Omega = \omega M$; T – температура, измеряемая в $^\circ\text{C}$.

Как видно из уравнения (17), параметр Ω равен $K_{Jc(med)}|_{T=130^\circ\text{C}} - K_{Jc}^{shelf}$. С увеличением степени охрупчивания материала он уменьшается.

2. Для описания зависимости $K_{Jc}(T)$ при $P_f \neq 0,5$ используется уравнение (1).

3. Для описания зависимости $K_{Jc}(T)$ при $B \neq 25$ мм используется зависимость (2).

3.2. **Определение параметров Unified Curve.** Как следует из п. 3.1, для прогнозирования $K_{Jc}(T)$ при любой заданной толщине образца и вероятности разрушения необходимо располагать только одним параметром Ω .

Параметр Ω , как и параметр T_0 в Master Curve, может быть определен на основании результатов испытаний образцов при одной температуре (одно-температурный метод) или при нескольких температурах (много-температурный метод).

Однотемпературный метод. Этот метод аналогичен методу, предложенному в стандарте ASTM E 1921-02, и состоит из следующих этапов.

1. Определение $K_{Jc(med)}$ по стандарту ASTM E 1921-02 (на основании метода наибольшего правдоподобия) для образцов толщиной $B = B_{test}$, испытанных при $T = T_{test}$.

2. Расчет $K_{Jc(med)}$ для $B = 25$ мм и $T = T_{test}$.

3. Определение параметра Ω из уравнения (17) по известным значениям $K_{Jc(med)}$ и $T = T_{test}$.

Многотемпературный метод. Данный метод также аналогичен методу, предложенному в указанном стандарте, и его использование включает следующие этапы.

1. Пересчет по формуле (2) результатов испытаний образцов толщиной B на толщину $B = 25$ мм.

2. Определение параметра Ω на основании решения нелинейного уравнения

$$\sum_{i=1}^N \left[\frac{(K_{Jc(i)} - K_{\min})^4 \ln(2)}{\left(\Omega \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T_i - 130}{105} \right) \right) - K_{\min} + K_{Jc}^{shelf} \right)^5} - \frac{1}{\Omega \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T_i - 130}{105} \right) \right) - K_{\min} + K_{Jc}^{shelf}} \right] \left[1 + \operatorname{th} \left(\frac{T_i - 130}{105} \right) \right] = 0, \quad (18)$$

где $K_{Jc(i)}$ – значение K_{Jc} , полученное из эксперимента при $T_{test} = T_i$. (Вывод этого уравнения представлен в Приложении.)

4. **Сопоставление экспериментальных и расчетных данных, полученных по методам Master Curve и Unified Curve.** Ниже представлены обработанные по методам Master Curve и Unified Curve оригинальные [6, 18–24] и известные из литературных источников [25–27] экспериментальные данные по трещиностойкости сталей с различной степенью охрупчивания для СД. Использовались также неопубликованные данные, полученные в ЦНИИКМ «Прометей». Рассматривались зарубежные и российские стали и их сварные швы в различных состояниях: исходном, термически охрупченном и после нейтронного облучения. Кроме того, исследовались другие ферритно-перлитные конструкционные стали. Хрупкое разрушение материалов происходило как по механизму скола и микроскола, так и по смешанному механизму, включающему участки скола и участки межзеренного разрушения. Во всех случаях параметры T_0 и Ω определялись с помощью многотемпературного метода. Для вычисления T_0 использовалась расчетная методика [4, 5].

Для объективного сравнения методов Master Curve и Unified Curve необходимо ввести некоторую количественную меру. Ясно, что основное отличие методов состоит в описании медианного значения K_{Jc} . При этом разброс данных по K_{Jc} описывается одной и той же зависимостью (1). Поэтому следует ввести меру, связанную с медианными значениями K_{Jc} . В данном случае наиболее подходящая мера погрешности описания медианных значений K_{Jc} может быть представлена формулой

$$\delta = \sqrt{\frac{1}{L} \sum_{j=1}^L (K_{Jc(med) j}^{pr} - K_{Jc(med) j}^{exp})^2}, \quad (19)$$

где δ – среднеквадратическое отклонение; L – количество температур, при которых были проведены испытания; $K_{Jc(med) j}^{pr}$ – прогнозируемое медианное

значение K_{Jc} , рассчитанное по уравнению Master Curve или Unified Curve при температуре испытаний T_j ; $K_{Jc(med)j}^{exp}$ – медианное значение K_{Jc} , определенное в результате обработки экспериментальных данных при $T = T_j$ с помощью метода наибольшего правдоподобия.

Согласно стандарту ASTM E 1921-02 [5],

$$K_{Jc(med)j}^{exp} = [\ln(2)]^{1/4} \left[\sum_{i=1}^l \frac{(K_{Jc(i)} - K_{\min})^4}{l} \right]^{1/4} + K_{\min}, \quad (20)$$

где $K_{Jc(i)}$ – экспериментальное значение трещиностойкости при $T = T_j$, пересчитанное на толщину $B = 25$ мм; l – количество испытаний при $T = T_j$.

Как следует из формулы (19), чем меньше величина δ , тем более адекватно оба метода описывают экспериментальные данные. В идеальном случае, когда при каждой температуре имеем достаточно представительные выборки и прогнозная кривая (3) или (17) абсолютно адекватно описывает экспериментальные данные, то $\delta \rightarrow 0$. В табл. 2 приведены параметры δ , полученные при обработке данных по методам Master Curve (δ_{mc}) и Unified Curve (δ_{uc}) для различных материалов.

Т а б л и ц а 2

Значения δ_{mc} и δ_{uc} , полученные при обработке данных по трещиностойкости с помощью методов Master Curve и Unified Curve для различных материалов

№ набора данных	Материал	σ_Y (МПа) при $T = 20^\circ\text{C}$	$T_0, ^\circ\text{C}$	Литературный источник	δ_{mc}	δ_{uc}	δ_{mc}/δ_{uc}
1	2	3	4	5	6	7	8
1	Сталь A533B (исх)	567	-148,0	[25]	17,4	19,2	0,91
2	Сталь A508 (исх)	650	-140,0	[25]	26,8	29,4	0,91
3	НУ130L (исх)	955	-131,0	[25]	16,9	18,4	0,92
4	ABS DS (исх)	270	-91,3	[25]	192,0	188,0	1,02
5	Сталь A470 (исх)	–	-86,5	[27]	27,1	28,5	0,95
6	Сталь 15X2НМФА (исх)	565	-82,5	[6]	207,0	178,0	1,16
7	NVA (исх)	218	-72,1	[25]	43,4	41,5	1,05
8	Сталь 15X3НМФА (исх)	550	-67,4	[19]	54,7	56,6	0,97
9	Шов WF-70 (исх)	740	-63,5	[24]	77,9	77,0	1,01
10	Шов HSST (73W) (исх)	513	-61,3	[18]	11,3	11,9	0,95
11	Шов HSST (72W) (исх)	496	-60,4	[18]	31,1	32,0	0,97
12	Сталь A533 (JRQ) (исх)	480	-59,7	[4]	61,9	58,3	1,06
13	Шов WF-70 (исх)	790	-55,8	[24]	25,6	26,6	0,96
14	Сталь A508 (TSE-5&6)	605	-52,2	[26]	115,3	96,7	1,19
15	KWO RPV	–	-49,2	[22]	29,6	31,9	0,93
16	Сталь A508	–	-48,0	[27]	15,0	15,9	0,94
17	Сталь A508 (TSE-7)	450	-32,7	[26]	66,0	54,2	1,22
18	Сталь A533	–	-28,5	[27]	25,3	22,8	1,11

продолжение табл. 2

1	2	3	4	5	6	7	8
19	Сталь А508 (ТSE-5&6)	710	-20,1	[26]	112,0	79,9	1,40
20	Сталь NiCrMoV	925	-11,3	[25]	387,0	185,0	2,09
21	E36	303	21,2	[25]	51,2	42,1	1,22
22	Шов WF-70 (обл)	930	24,9	[24]	110,0	99,1	1,11
23	Шов HSST (72W) (обл)	620	29,3	[18]	39,0	17,5	2,23
24	Шов HSST (73W) (обл)	648	37,2	[18]	15,5	15,9	0,97
25	Сталь А533В	-	39,9	[23]	80,5	58,6	1,38
26	Сталь 15X2МФА (охр)	730	45,6	(см. рис. 3)	32,5	25,4	1,28
27	Шов WF-70 (обл)	860	49,0	[24]	14,6	11,4	1,28
28	Сталь 15X2НМФА (охр)	900	57,1	[7]	99,5	21,1	4,72
29	NP2	676	69,0	[25]	83,7	36,2	2,31
30	Сталь А533 JRQ (обл)	630	86,9	[4]	32,0	23,8	1,34
31	Шов KS01 (обл)	820	137,0	[20]	62,6	12,4	5,05
32	Сталь 15X2МФА PTS-1 (охр)	1037	164,0	[21]	168,0	11,3	14,87
33	Шов KS01 (обл)	950	251,0	[26]	26,2	8,0	3,28

Примечание. исх – исходное состояние, охр – термически охрупченное состояние, обл – после облучения.

На рис. 3 для некоторых наборов данных представлено сравнение экспериментальных данных и расчетных кривых $K_{Jc}(T)$, рассчитанных с помощью методов Master Curve и Unified Curve.

Как видно из данных табл. 2 и рис. 3, при низких значениях T_0 по методам Master Curve и Unified Curve получены весьма близкие прогнозы $K_{Jc}(T)$, причем прогнозируемые кривые $K_{Jc}(T)$ достаточно адекватно описывают экспериментальные данные. С увеличением степени охрупчивания материала (T_0 повышается) описание $K_{Jc}(T)$ с помощью метода Unified Curve становится более адекватным, чем методу Master Curve. Это хорошо видно из рис. 4, где представлена зависимость δ_{mc}/δ_{uc} от параметра T_0 . Понятно, что если отношение δ_{mc}/δ_{uc} близко к единице, то прогнозирование $K_{Jc}(T)$ как по методу Master Curve, так и по методу Unified Curve дает близкие результаты. Чем больше отношение δ_{mc}/δ_{uc} , тем менее адекватно прогнозирование $K_{Jc}(T)$ с помощью Master Curve.

5. Обсуждение результатов. В п. 4 было показано, что предложенный в настоящей работе метод позволяет адекватно описывать $K_{Jc}(T)$ для ферритно-перлитных сталей, свойства которых очень различаются: предел текучести σ_Y изменяется от ~ 300 до 1000 МПа, T_0 – от ~ -100 до $\sim 250^\circ\text{C}$. Поэтому полагаем, что название метода Unified Curve, по-видимому, оправдано, и он может быть применен как к сталям, предназначенным для изготовления СД, так и к другим ферритно-перлитным конструкционным сталям.

Из рис. 3 и данных табл. 2 следует, что кривые, прогнозируемые по методам Master Curve и Unified Curve, очень близки для материалов с высокой трещиностойкостью, т.е. для материалов с низким значением T_0 .

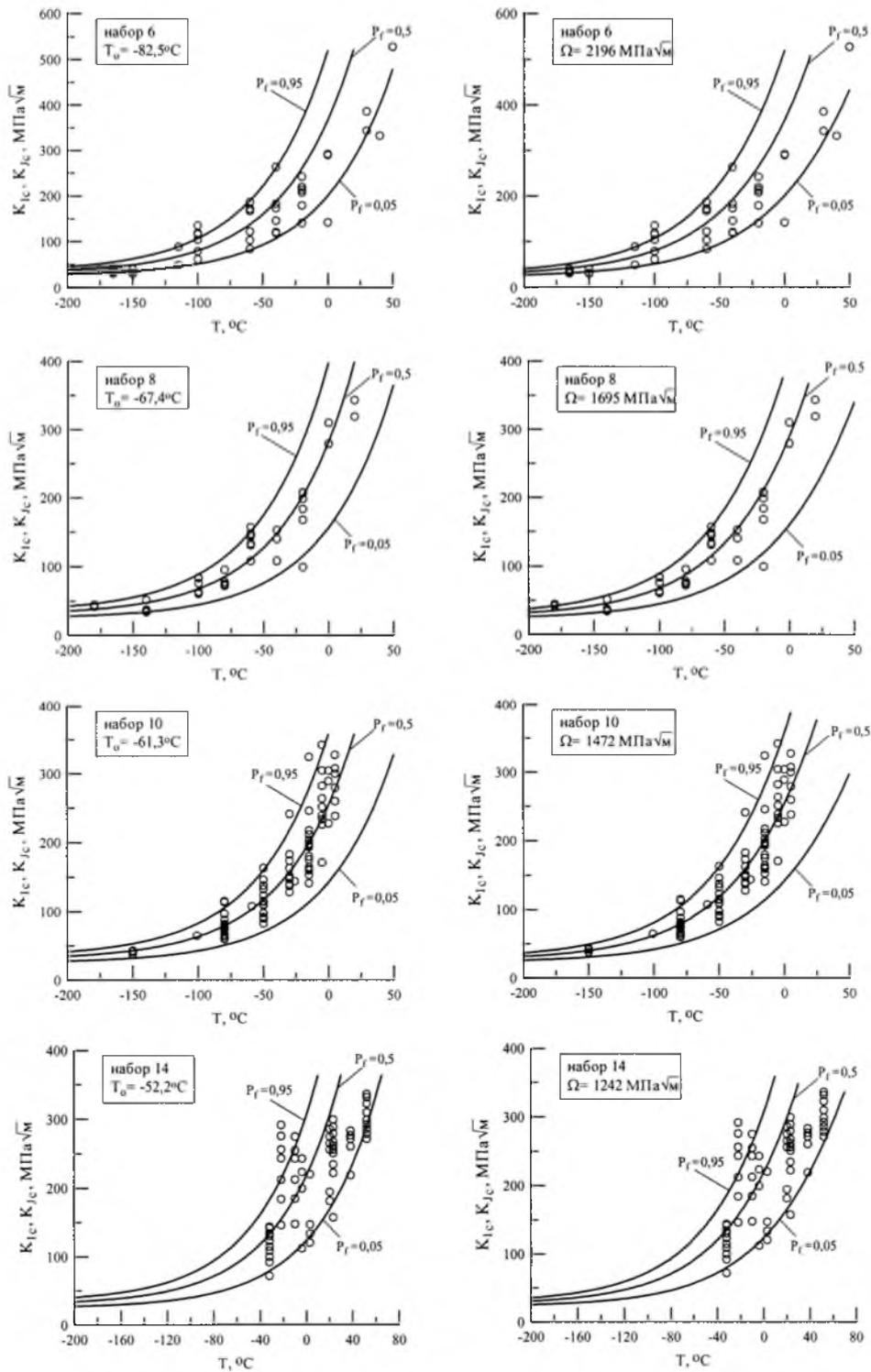
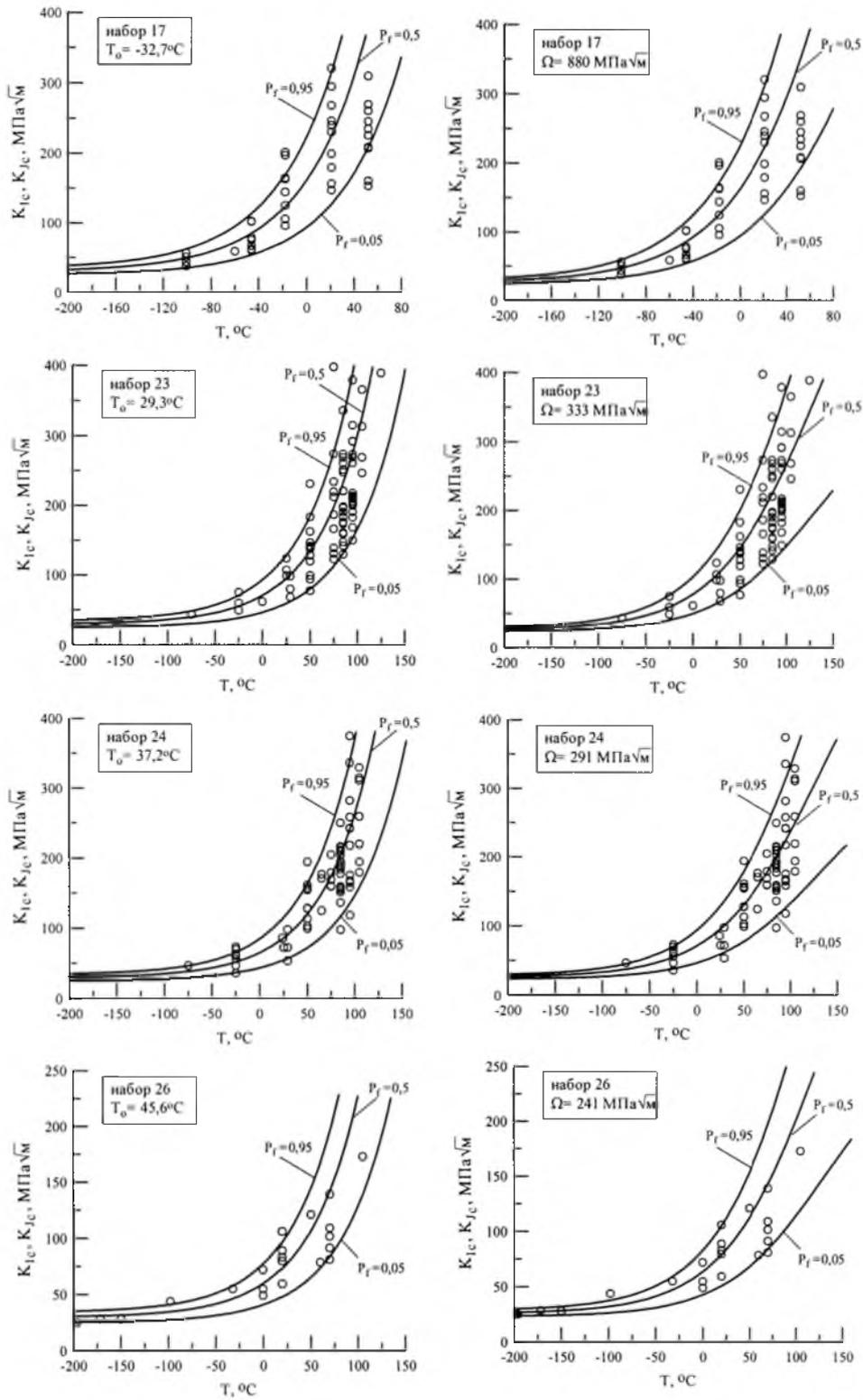
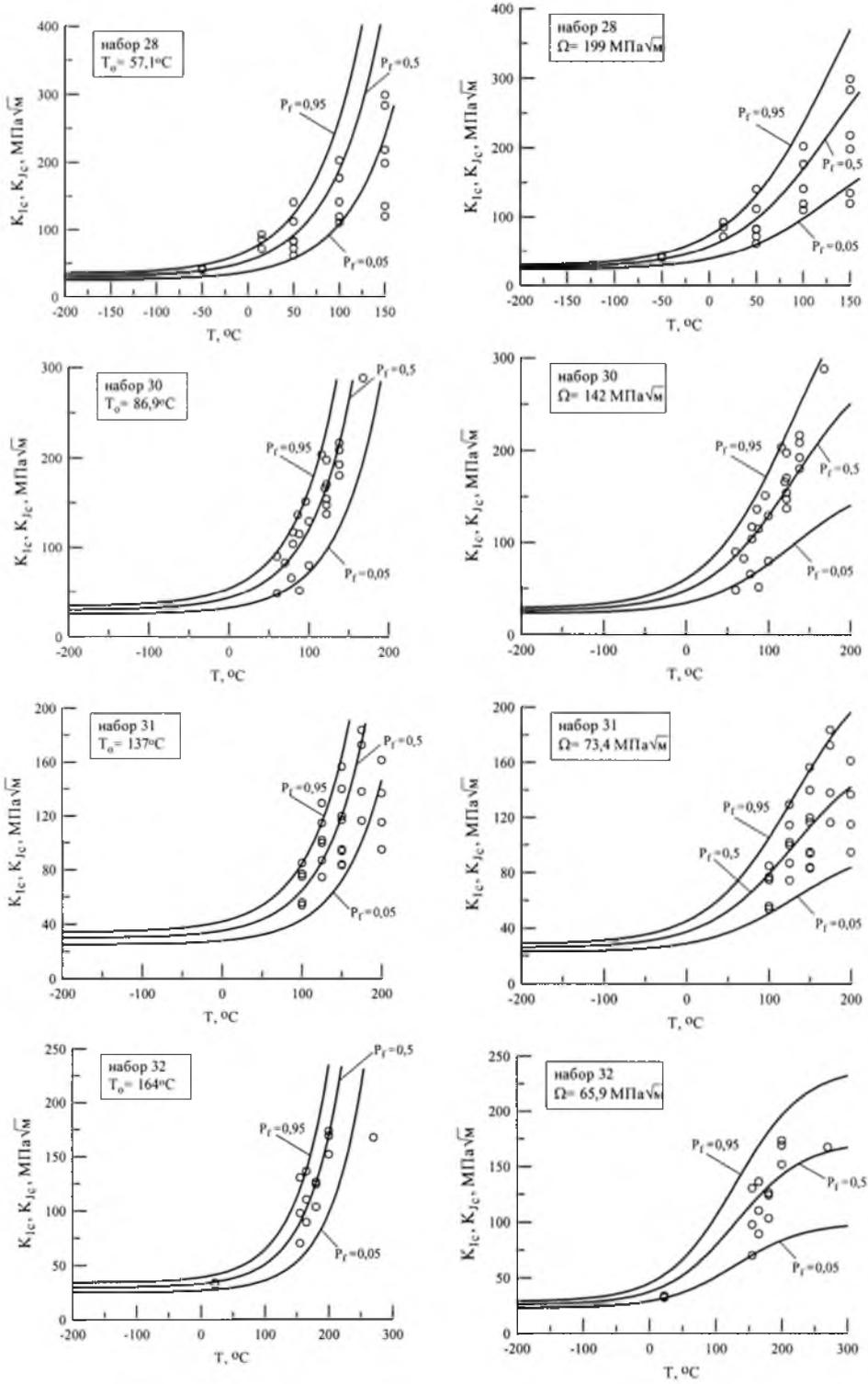


Рис. 3. Сравнение экспериментальных данных (точки) и кривых $K_{Jc}(T)$ (линии) при толщине образцов $B = 25$ мм, рассчитанных по методам Master Curve (слева) и Unified Curve (справа), для сталей с различной степенью охрупчивания (все данные испытаний пересчитаны на толщину $B = 25$ мм).

продолжение рис. 3





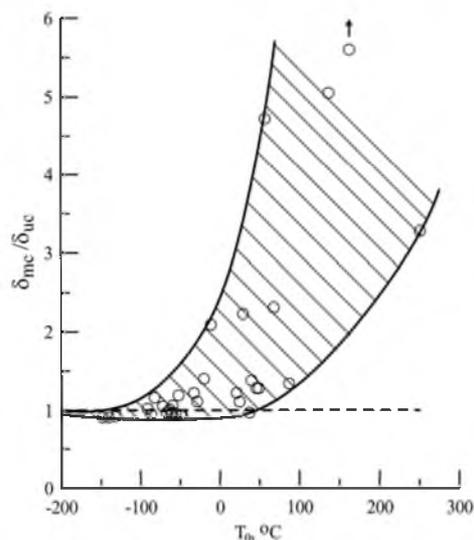


Рис. 4. Зависимость отношения δ_{mc}/δ_{uc} от параметра T_0 : точки – величины δ_{mc}/δ_{uc} , представленные в табл. 2; заштрихованный участок – полоса разброса.

Это обусловлено изменением K_{Jc} от нижнего шельфа до верхнего, происходящим в области температур меньших, чем температура T_M (см. уравнение (17)). В случае, когда температура достижения верхнего шельфа не превышает 20...50°C, зависимость (17) может быть аппроксимирована экспоненциальной зависимостью с параметром $\gamma = 0,0186$, т.е. в этом случае метод Unified Curve практически идентичен методу Master Curve.

С ростом степени охрупчивания материала температурный диапазон изменения K_{Jc} от нижнего шельфа до верхнего сдвигается в область повышенных температур. Когда температура достижения верхнего шельфа будет приближаться к значению T_M , форма кривой $K_{Jc}(T)$, рассчитанной по методу Unified Curve, начнет отличаться от таковой кривой, рассчитанной по методу Master Curve. В этом случае концепция горизонтального сдвига не соблюдается. При дальнейшем повышении степени охрупчивания материала расхождение между результатами, получаемыми по указанным методам, увеличивается. Наибольшее расхождение будет достигнуто в случае, если развитие кривых $K_{Jc}(T)$, рассчитанных по обоим методам, будет принципиально различаться. Например, если зависимость $\frac{dK_{Jc}(T)}{dT}$, рассчитанная по методу Unified Curve, – падающая, то эта же зависимость, рассчитанная по методу Master Curve, будет всегда возрастающей.

Таким образом, можно заключить, что метод Master Curve является частным случаем метода Unified Curve и может быть применен для материалов в исходном состоянии и с невысокой степенью охрупчивания.

В последнее время с целью расширения области использования метода Master Curve как для материалов с низкой, так и с высокой степенью охрупчивания предлагается ввести дополнительное условие [5]. В соответствии с этим условием зависимость $K_{Jc}(T)$, рассчитанная по данному методу, справедлива только в области температур

$$|T - T_0| < 50^\circ\text{C}. \quad (21)$$

С нашей точки зрения, введение условия (21) резко ограничивает применение метода Master Curve для оценки прочности корпусов реакторов. Рассмотрим это утверждение подробнее. Полагаем, что для анализа прочности корпуса реактора используется сильно охрупченная реакторная сталь. При этом рассматривается расчетный трещиноподобный дефект с длиной фронта трещины $B_{flaw} \gg 25$ мм. Зависимость $K_{Jc}(T)$ для $B = 25$ мм и $B = B_{flaw}$ схематично показана на рис. 5.

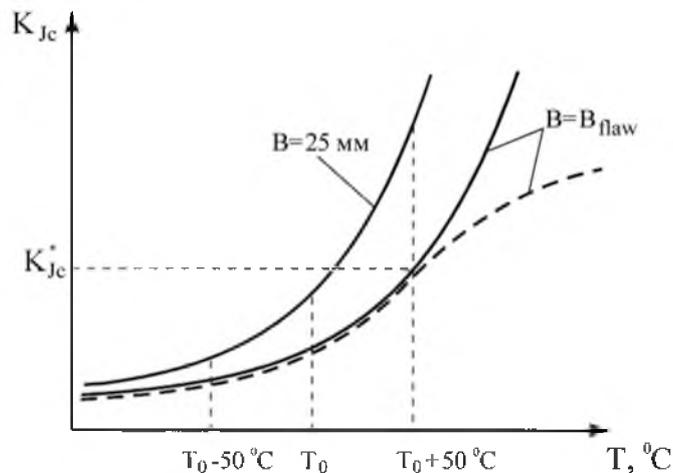


Рис. 5. Зависимость K_{Jc} от температуры T при длине фронта трещины $B = 25$ мм (толщина образца 25 мм) и изменяющейся длине фронта трещины $B = B_{flaw}$. (Сплошные линии – прогнозирование по методу Master Curve; штриховая линия – реальная, т.е. построена на основе обработки экспериментальных данных, зависимость трещиностойкости.)

Видно, что если для рассматриваемого режима нагружения $K_I > K_{Jc}^*$, то использование метода Master Curve для оценки прочности корпуса реактора некорректно и неконсервативно.

Таким образом, анализ показал, что, с одной стороны, условие (21) позволяет расширить применимость метода Master Curve при описании зависимости $K_{Jc}(T)$ для материалов с высокой степенью охрупчивания, с другой – температурный диапазон корректного описания данной зависимости (условие (21)) может быть недостаточным для анализа прочности корпусов реакторов. Метод Unified Curve дает адекватные прогнозы для любой степени охрупчивания материала и поэтому может использоваться при анализе прочности корпусов реакторов без каких-либо ограничений.

Последний вопрос, который хотелось бы обсудить, можно сформулировать следующим образом. Можно ли описать изменение формы кривой $K_{Jc}(T)$ с помощью уравнения (3), если принять, что параметр γ уменьшается по мере смещения кривой $K_{Jc}(T)$ в область повышенных температур? Покажем, что ответ на этот вопрос – отрицательный.

Согласно методу Master Curve, сдвиг кривой $K_{Jc}(T)$ будет происходить либо при повышении T_0 , либо при увеличении толщины образца B . Следовательно, при заданном значении T_0 с увеличением B параметр γ должен уменьшаться (с ростом B температура, соответствующая, например, $K_{Jc} = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, повышается). Однако в соответствии с уравнением (2) параметр γ не изменяется с увеличением B .

Таким образом, можно заключить, что либо формула (2) некорректна, либо трансформацию формы кривой невозможно описать выражением (3) с изменяющимся параметром γ . Поскольку формула (2) выведена теоретически и обоснована экспериментально, можно утверждать, что справедливо второе утверждение.

Итак, представленные рассуждения еще раз показывают, что метод Unified Curve является одним из корректных способов описания трансформации $K_{Jc}(T)$ от степени охрупчивания материала.

Заключение. На основании выполненных расчетов по модели Prometey показано, что температурная зависимость трещиностойкости ферритно-перлитных конструкционных сталей с различной степенью охрупчивания может быть описана при вероятности $P_f = 0,5$ и толщине образца $B = 25 \text{ мм}$ единой зависимостью, которая получила название Unified Curve:

$$K_{Jc} = K_{Jc}^{shelf} + \Omega \left(1 + \text{th} \left(\frac{T - 130}{105} \right) \right), \quad \text{МПа}\sqrt{\text{м}},$$

где $K_{Jc}^{shelf} = 26 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; Ω – параметр, зависящий только от степени охрупчивания материала; T – температура в $^{\circ}\text{C}$.

Параметр Ω может быть определен по результатам испытаний на трещиностойкость при одной или нескольких температурах. Требования к количеству и размерам образцов идентичны требованиям при определении T_0 . Для оценки Ω по данным испытаний при нескольких температурах предложено уравнение (18).

Для найденного параметра Ω может быть построена зависимость $K_{Jc}(T)$ при любой заданной вероятности разрушения и толщине образца с помощью уравнений (1) и (2), т.е. зависимостей, используемых в методе Master Curve.

Проведено сопоставление прогнозных зависимостей $K_{Jc}(T)$, полученных по методам Master Curve и Unified Curve, и экспериментальных данных, рассмотрено более 30 наборов экспериментальных данных для материалов с различной степенью охрупчивания. Показано, что для материалов в исходном состоянии и с небольшой степенью охрупчивания прогнозные кривые, построенные по обоим методам, практически совпадают. С повышением степени охрупчивания материала (с ростом температуры T_0) описание $K_{Jc}(T)$ с помощью метода Unified Curve будет более адекватным, чем прогнозы по методу Master Curve. Таким образом, метод Master Curve является частным случаем метода Unified Curve.

Приложение

Определение параметра Ω в методе Unified Curve по экспериментальным данным трещиностойкости, полученным при нескольких температурах испытаний.

Для определения параметра Ω в методе Unified Curve используется метод наибольшего правдоподобия [4]. Уравнение для определения Ω аналогично уравнению для определения T_0 по многотемпературному методу [3, 4]. Согласно методу наибольшего правдоподобия, параметр Ω можно найти из уравнения

$$\frac{\partial \ln L}{\partial \Omega} = 0. \quad (\text{A.1})$$

Здесь

$$L = \prod_{i=1}^N f(x_i, \Omega), \quad (\text{A.2})$$

где $f(x_i)$ – плотность вероятности при $x = x_i$; x – случайная величина; x_i – экспериментальное значение; N – количество экспериментальных точек.

Плотность вероятности $f(x_i)$ может быть найдена из уравнения (1), приведенного в настоящей работе:

$$f(x_i) = \frac{dP_f}{dx} = \frac{\beta x_i^{z-1}}{\alpha^z} e^{-(x_i/\alpha)^z}, \quad (\text{A.3})$$

где

$$z = 4; \quad (\text{A.4})$$

$$x_i = K_{Jc(i)} - K_{\min}; \quad (\text{A.5})$$

$$\alpha = K_0 - K_{\min}; \quad (\text{A.6})$$

$K_{Jc(i)}$ – значение K_{Jc} , полученное из эксперимента при $T_{test} = T_i$; K_0 – параметр масштаба, который может быть вычислен по (1) при $P_f = 0,5$,

$$K_0 = \frac{K_{Jc(\text{med})} - K_{\min}}{(\ln(2))^{1/4}} + K_{\min}; \quad (\text{A.7})$$

$K_{Jc(\text{med})}$ – трещиностойкость при $P_f = 0,5$.

В соответствии с (A.2) и (A.3), функция правдоподобия L имеет вид

$$L = \prod_{i=1}^N (zx_i^{z-1}) \alpha^{-z} e^{-(x_i/\alpha)^z}. \quad (\text{A.8})$$

Уравнение (А.1) может быть представлено следующим образом:

$$\frac{\partial \ln L}{\partial \Omega} = \frac{\partial \ln L}{\partial \alpha} \frac{\partial \alpha}{\partial \Omega} = 0, \quad (\text{A.9})$$

где

$$\frac{\partial \ln L}{\partial \alpha} = \sum_{i=1}^N \left(-\frac{z}{\alpha} + z x_i^z \alpha^{-(z+1)} \right). \quad (\text{A.10})$$

Для вычисления параметра α воспользуемся уравнениями (А.6), (А.7) и (17):

$$\alpha = \frac{\Omega \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T - T_M}{Z} \right) \right) + K_{Jc}^{shelf} - K_{\min}}{(\ln(2))^{1/4}}. \quad (\text{A.11})$$

Продифференцируем α по параметру Ω :

$$\frac{\partial \alpha}{\partial \Omega} = \frac{\left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T - T_M}{Z} \right) \right)}{(\ln(2))^{1/4}}. \quad (\text{A.12})$$

Подставляя в уравнение (А.9) значения производных (А.10) и (А.12) и учитывая (А.4), (А.5) и (А.11), получаем нелинейное уравнение для определения параметра Ω :

$$\sum_{i=1}^N \left[\frac{(K_{Jc(i)} - K_{\min})^4 \ln(2)}{\left(\Omega \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T_i - 130}{105} \right) \right) - K_{\min} + K_{Jc}^{shelf} \right)^5} - \frac{1}{\Omega \left(1 + \operatorname{th} \left(\frac{T_i - 130}{105} \right) \right) - K_{\min} + K_{Jc}^{shelf}} \left[1 + \operatorname{th} \left(\frac{T_i - 130}{105} \right) \right] \right] = 0. \quad (\text{A.13})$$

Резюме

Для прогнозирования температурной зависимости статической трещиностойкости сталей, що мають різний ступінь окрихчення (до дуже високого), запропо-

новано інженерний метод, названий методом Unified Curve. Цей метод подібний до методу Master Curve. Виконано детальну верифікацію методу Unified Curve і проведено порівняння обох методів. Показано, що метод Master Curve є окремим випадком методу Unified Curve.

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. Wallin K. Fracture toughness transition curve shape for ferritic structural steels // Fracture of Engineering Materials & Structures / Eds. S. Teoh and K. Lee, Elsevier Applied Science, Philadelphia, 1991. – P. 83 – 88.
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, 1998, p. 5.1 – 5.13.
5. ASTM E 1921-02. Standard test method for determination of reference temperature, T_0 , for ferritic steels in the transition range // Annual Book of ASTM Standards, 2002. – Vol. 03.01. – P. 1 – 19.
6. Margolin B. Z., Karzov G. P., Shvetsova V. A., et al. Application of local approach concept of cleavage fracture to VVER materials // Service Experience and Failure Assessment Applications: The 2002 ASME Pressure Vessels and Piping Conference (Vancouver, August 2002). – 2002. – 437. – P. 113 – 120.
7. Margolin B. Z., Shvetsova V. A., Gulenko A. G., et al. Fracture toughness predictions for a reactor pressure vessel steel in the initial and highly embrittled states with the Master Curve approach and a probabilistic model // Int. J. Pres. Ves. & Piping. – 2002. – **79**. – P. 219 – 231.
8. Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A. Improved probabilistic model for fracture toughness prediction based for nuclear pressure vessel steels // Ibid. – 1998. – **75**. – P. 843 – 855.
9. Margolin B. Z., Kostylev V. I., and Minkin A. I. The effect of ductile crack growth on the temperature dependence of cleavage fracture toughness for a RPV steel with various degrees of embrittlement // Ibid. – 2003 (in press).
10. Марголин Б. З., Швецова В. А. Критерий хрупкого разрушения: структурно-механический подход // Пробл. прочности. – 1992. – № 2. – С. 3 – 16.
11. Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Karzov G. P. Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. Part I. Local criterion for cleavage fracture // Int. J. Pres. Ves. & Piping. – 1997. – **72**. – P. 73 – 87.
12. Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A. Probabilistic model for fracture toughness prediction based on the new local fracture criteria // Ibid. – 1998. – **75**. – P. 307 – 320.
13. Beremin F. M. A local criterion for cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steel // Met. Trans. – 1983. – **14A**. – P. 2277 – 2287.

14. Неклюдов И. М. Радиационное упрочнение металлов и сплавов // Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов. – СПб: Политехника, 1997. – С. 173 – 220.
15. Alekseenko N. N., Amaev A. D., Gorynin I. V., and Nikolaev V. A. Radiation Damage of Nuclear Power Plant Pressure Vessel Steels. – La Grange Park, Illinois, USA: American Nuclear Society, 1997. – 282 p.
16. Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Gulenko A. G. Radiation embrittlement modelling for reactor pressure vessel steels: I. Brittle fracture toughness prediction // Int. J. Pres. Ves. & Piping. – 1999. – 76. – P. 715 – 729.
17. Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Gulenko A. G. Comparison of the Master Curve and Russian Approaches as applied to WWER RPV steels // Use and Applications of the Master Curve for Determining Fracture Toughness (Workshop MASC 2002), Helsinki–Stockholm, 2002, p. 12.1 – 12.22.
18. Nanstad R. K., McCabe D. E., Menke B. H., et al. Effects of radiation on K_{Ic} curves for high-copper welds // Effects of Radiation on Materials. – 14th Int. Symp., ASTM STP 1046, 1990. – P. 214 – 233.
19. Margolin B. Z., Shvetsova V. A., Gulenko A. G., and Ilyin A. V. Cleavage fracture toughness for 3Cr–Ni–Mo–V reactor pressure vessel steel. Theoretical prediction and experimental investigation // Int. J. Pres. Ves. & Piping. – 2001. – 78. – P. 715 – 729.
20. Sokolov M. A., Nanstad R. K., and Miller M. K. Fracture toughness characterization of a highly embrittled RPV weld // Effects of Radiation on Materials. – ASTM STP 1447, 2003 (in print).
21. Planman T., Keinanen H., Wallin K., and Rintamaa R. Master Curve analysis of highly embrittled pressure vessel steel // Irradiation Embrittlement and Mitigation. – Proc. of the IAEA Specialists Meeting in Gloucester, UK, 2001. – P. 521 – 535.
22. Keim E., Bartsch R., and Nagel G. Application in licensing West European reactor // Use and Applications of the Master Curve for Determining Fracture Toughness (Workshop MASC 2002), Helsinki–Stockholm, 2002. – P. 10.1 – 10.30.
23. Ortner S. R. Outstanding issues in Master Curve applications // Use and Applications of the Master Curve for Determining Fracture Toughness (Workshop MASC 2002), Helsinki–Stockholm, 2002. – P. 19.1 – 19.14.
24. McCabe D. E. Irradiation Effect on Engineering Materials // Heavy-Section Steel Irradiation Program (Progress report for April 1997 – March 1998), NUREG/CR-5591, US. Nuclear Reg. Com., Washington, 2000. – 8, No. 2. – P. 2.1 – 2.7.
25. Wallin K. Introduction to the Master Curve approach and ASTM E 1921 // Use and Applications of the Master Curve for Determining Fracture Toughness (Workshop MASC 2002), Helsinki–Stockholm, 2002. – P. 4.1 – 4.17.

26. *Wallin K.* Master Curve approach and SI assessment // Use and Applications of the Master Curve for Determining Fracture Toughness (Workshop MASC 2002), Helsinki–Stockholm, 2002. – P. 8.1 – 8.19.
27. *Wallin K.* Recommendations for the application of fracture toughness data for structural integrity assessments // NUREG/CR-0131, ORNL/TM-12413, 1993. – P. 465 – 494.

Поступила 26. 05. 2003