

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.3

Анализ применимости малоразмерных образцов для прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения

В. А. Николаев, Б. З. Марголин, Л. Н. Рядков, В. Н. Фоменко

ЦНИИ КМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

Анализируется применение различных малоразмерных образцов, включая образцы с глубокими (50%) боковыми канавками, для прогнозирования вязкости разрушения. Данные многочисленных экспериментальных исследований малоразмерных образцов (более 500) из материалов с различной степенью охрупчивания сопоставляются с результатами испытаний полноразмерных образцов $S(T)$. Для обработки экспериментальных данных используются концепции “Master Curve” и “Unified Curve”. Для обработки результатов испытаний малоразмерных образцов с глубокими канавками разработана процедура, корректирующая метод расчета, изложенный в стандарте ASTM E 1921. Даны рекомендации по использованию образцов Шарпи с трещиной с глубокими (50%) канавками для прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения.

Ключевые слова: малоразмерные образцы, вязкость разрушения, охрупчивание, образцы Шарпи, образцы-свидетели, коэффициент интенсивности напряжений.

Введение. Достоверное знание температурной зависимости вязкости разрушения конструкционной стали является первичной информацией, необходимой для расчетной оценки целостности корпусов реакторов в процессе эксплуатации АЭС. Регламентирующие эту процедуру нормативные подходы [1, 2] так или иначе предусматривают систематический контроль фактических свойств материала в рамках проведения обязательных программ образцов-свидетелей для корпусов реакторов. В большинстве случаев в качестве образцов-свидетелей для определения сопротивления хрупкому разрушению используются образцы Шарпи с V-образным надрезом, испытываемые на ударный изгиб. При определении вязкости разрушения в основном применяются образцы Шарпи с трещиной.

В настоящее время известно несколько методов прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения корпусных реакторных сталей, среди которых следует отметить метод “Master Curve” (MC) [3, 4] и предложенный на основе вероятностной модели прогнозирования вязкости разрушения [5, 6] метод “Unified Curve” (UC) [7, 8]. С помощью последнего можно учитывать изменение формы кривой $K_{Jc}(T)$ с увеличением степени охрупчивания материала. Оба метода позволяют прогнозировать зависимость $K_{Jc}(T)$ для любой

заданной вероятности разрушения и толщины образца на основе данных испытаний стандартных образцов. Требования к этим испытаниям, равно как и процедура пересчета на заданную вероятность разрушения $P_f = 0,5$ и базисную (эталонную) толщину образца $B = 25$ мм, в случае использования данных, полученных на образцах произвольной толщины, принимаются согласно стандарту ASTM E 1921-02 [3]. Стандарт допускает применение образцов с боковыми канавками глубиной до 25% брутто-толщины образца (рекомендуются канавки глубиной 20%). На практике испытаниям подвергаются как образцы с боковыми канавками глубиной 20%, так и образцы без канавок.

Стандартная процедура обработки экспериментальных данных базируется на статистической теории слабого звена Вейбулла, т.е. принимается, что масштабный эффект может быть описан на основе теории слабого звена. В случае испытания на трехточечный изгиб образцов Шарпи с трещиной (тип SE(B)-10 размером $10 \times 10 \times 55$ мм), применяемых в программах образцов-свидетелей, кроме статистического фактора определенную роль может играть фактор понижения жесткости напряженного состояния вблизи боковых поверхностей образца. В этих образцах величина краевого эффекта может быть сопоставима с длиной фронта трещины. Многочисленные экспериментальные данные [9] показывают, что при испытании образцов SE(B)-10 получены завышенные медианные значения K_{Jc} ($K_{Jc(med)}$) по сравнению с таковыми при испытании полномасштабных образцов. Как следствие, это приводит к неконсервативным значениям базисной (эталонной) температуры T_0 при использовании метода MC или параметра Ω – при UC. Согласно [9] различие между значениями T_0 , полученными на стандартных образцах для внецентренного растяжения C(T) и образцах SE(B)-10, может достигать 25°C [9].

Следует отметить, что здесь и далее, кроме оговоренных случаев, при сопоставлении результатов испытаний образцов с различной длиной фронта трещины значение K_{Jc} пересчитывается по формулам стандарта [3] на эталонную длину фронта трещины $B = 25$ мм.

Влияние боковых канавок стандартной глубины на вязкость разрушения материалов изучалось экспериментально. Сталь класса A533B-1 (JRQ) в рамках международной программы подвергалась испытаниям на вязкость разрушения на образцах SE(B)-10 без канавок и с боковыми канавками глубиной 20% [10]. В результате наиболее корректно поставленных опытов [11] установлено, что наличие подобных канавок не влияет на величину T_0 (различие между T_0 составляет не более $0,6^\circ\text{C}$). Анализ совокупного массива данных, полученных на указанном материале разными исследователями, приводит к аналогичному выводу: различие между значениями T_0 , определенными на образцах с канавками глубиной 20% и без канавок, не превышает $1,2^\circ\text{C}$ [10]. Следует отметить, что в стандарте [3] при пересчете на базисную толщину 25 мм наличие боковых канавок на испытываемых образцах не учитывается. Между тем учет изменения фактической протяженности фронта трещины с 10 до 8 мм для образцов SE(B)-10 приводит к увеличению значения T_0 на $\sim 4,5^\circ\text{C}$ в случае наличия боковых канавок глубиной 20%. Такого повышения T_0 явно недостаточно, чтобы компенсировать разницу ($\sim 25^\circ\text{C}$) между результатами испытаний образцов SE(B)-10 и полномасштабных образцов.

В то же время в работе [12] показано, что увеличение глубины боковых канавок с 20 до 50% приводит к заметному уменьшению вязкости разрушения, измеряемой на компактных образцах С(Т)-1Т и С(Т)-2Т. Можно предположить, что при испытании малоразмерных образцов увеличение глубины канавок, например, до 50% окажет аналогичный эффект на определяемую величину K_{Jc} . Использование такого типа образцов вместо применяемых образцов-свидетелей может открыть определенную перспективу получения более адекватных данных по вязкости разрушения материалов корпусов реакторов. Однако провести корректную обработку результатов испытаний образцов с глубокими канавками не представляется возможным, так как в стандарте [3] не представлена процедура обработки результатов при глубине канавок, превышающей 25%.

С учетом изложенного цель работы заключается в анализе применимости малоразмерных образцов, включая образцы с различной глубиной боковых канавок, для прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения методами МС или УС и выборе оптимальной геометрии образца. Для этого необходимо разработать процедуру обработки результатов испытаний образцов с глубокими боковыми канавками.

1. Концепции методов “Master curve” и “Unified Curve”. Концепция метода “Master curve” базируется на следующих положениях [3, 4]:

1) вероятность хрупкого разрушения P_f образца, выбранного произвольно из партии образцов, описывается трехпараметрическим уравнением Вейбулла:

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

где P_f – вероятность разрушения при $K_I \leq K_{Jc}$ образца, выбранного произвольно из партии образцов; K_0 – параметр масштаба, зависящий от температуры испытаний и толщины образца; K_{\min} – минимально возможная трещиностойкость. Согласно [3], $K_{\min} = 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$;

2) влияние толщины образца на трещиностойкость описывается уравнением

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

где K_{Jc}^X , K_{Jc}^Y – вязкость разрушения образца соответственно толщиной B_X и B_Y при одинаковой вероятности хрупкого разрушения P_f ;

3) температурная зависимость вязкости разрушения $K_{Jc}(T)$ при $P_f = 0,5$ и $B = 25 \text{ мм}$ задается уравнением

$$K_{Jc(\text{med})}(T) = 30 + 70 \exp(0,019(T - T_0)), \quad \text{МПа}\sqrt{\text{м}}, \quad (3)$$

где T_0 – температура испытания, °С, при которой $K_{Jc(\text{med})} = 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$;

4) принимается, что с увеличением охрупчивания материала в уравнении (3) изменяется (увеличивается) только один параметр – T_0 , остальные численные параметры не изменяются, т.е. принимается, что форма кривой $K_{Jc}(T)$ не изменяется. Последнее положение обычно называют концепцией горизонтального сдвига.

Температурные зависимости трещиностойкости для образцов любой толщины при любой вероятности хрупкого разрушения могут быть рассчитаны с помощью уравнений (1)–(3).

Концепция “Unified Curve” базируется на таких положениях [7, 8]:

1) вероятность хрупкого разрушения P_f образца и влияние толщины последнего на трещиностойкость описываются соответственно уравнениями (1) и (2);

2) температурная зависимость вязкости разрушения $K_{Jc}(T)$ при $P_f = 0,5$ и $B = 25$ мм задается уравнением

$$K_{Jc(med)} = K_{Jc}^{shelf} + \Omega \left(1 + \operatorname{th} \frac{T - 130}{105} \right), \quad \text{МПа}\sqrt{\text{м}}, \quad (4)$$

где $K_{Jc}^{shelf} = 26 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$; T – температура испытания, °С; Ω – единственный параметр, зависящий от степени охрупчивания материала. При увеличении степени охрупчивания параметр Ω уменьшается.

2. Процедура обработки результатов испытаний. Как отмечалось выше, обработка результатов испытаний образцов с боковыми канавками может быть выполнена согласно стандарту [3], если глубина канавок не превышает 25%. Ниже представлена разработанная авторами процедура обработки результатов испытаний образцов SE(B)-10 с различной глубиной боковых канавок.

При этом руководствовались следующими принципами:

во-первых, процедура должна базироваться на методике расчета K_{Jc} и J_e , предложенной в стандарте [3];

во-вторых, при отсутствии канавок результаты, полученные по предложенной процедуре и методике [3], должны совпадать.

Далее образцы Шарпи с трещиной и боковыми канавками глубиной 20% будем обозначать SE(B)-10/SG20, образцы с боковыми канавками глубиной 50% – SE(B)-10/SG50.

2.1. *Разработка процедуры расчета коэффициента интенсивности напряжений (КИН) для образцов с глубокими канавками.* Согласно [13], КИН для образцов с канавками, нагружаемых по схеме трехточечного изгиба при $0,75 \leq B_N / B \leq 1$, рассчитывается по следующей формуле:

$$K_e = \frac{PS}{(BB_N)^{1/2} W^{3/2}} f(a/W), \quad (5)$$

где P – нагрузка; S – расстояние между опорами; B – номинальная толщина образца; B_N – толщина образца в нетто-сечении; W – высота образца; a – длина трещины;

$$f(a/W) = \frac{3(a/W)^{1/2}}{2[1 + 2(a/W)]} \frac{1,99 - (a/W)(1 - a/W)[2,15 - 3,93(a/W) + 2,7(a/W)^2]}{(1 - a/W)^{3/2}}$$

С целью определения величины КИН для образцов с глубокими канавками проводился расчет методом конечных элементов (МКЭ) напряженно-деформированного состояния в трехмерной постановке с использованием программного комплекса ANSYS 10. Деформирование материала принималось линейно-упругим. Минимальный размер конечных элементов у вершины трещины в направлении ее развития не превышал 0,003 мм. Нагружение образца осуществлялось заданием перемещений по линии N (рис. 1).

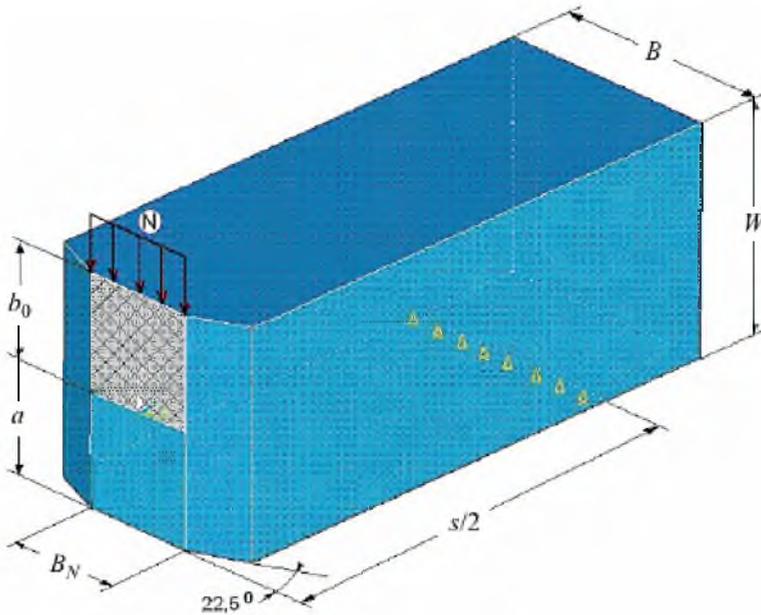


Рис. 1. Геометрия образца для испытаний на трехточечный изгиб (приведена 1/2 образца): a – длина трещины; s – расстояние между опорами; светлой штриховкой обозначено нетто-сечение.

Параметр K_e определялся по методу податливости [13, 14], суть которого заключается в следующем:

1) при двух длинах трещины a_1 и a_2 ($a_1 < a_2$), отличающихся небольшой величиной $\Delta a = a_1 - a_2 \ll a_1$, при заданном перемещении (или силе) определяется сила реакции в точке задания перемещений (или перемещения в точке приложения силы);

2) рассчитывается интенсивность высвобождения упругой энергии по формуле

$$G = \frac{1}{2} \frac{(P_1 - P_2)}{\Delta F} u \quad (6a)$$

или

$$G = \frac{1}{2} \frac{(u_2 - u_1)}{\Delta F} P, \quad (6b)$$

где P_1, u_1 – сила и перемещение при длине трещины a_1 ; P_2, u_2 – сила и перемещение при длине трещины a_2 ; ΔF – приращение площади трещины;

3) принимая связь между K_e и упругой частью J -интеграла J_e в соответствии с [3], K_e при упругом деформировании образца может быть рассчитан по формуле

$$K_e = \sqrt{\frac{GE}{1-\nu^2}}, \quad (7)$$

где E – модуль Юнга; ν – коэффициент Пуассона; $G = J_e$.

Расчет K_e по описанному выше методу для образцов с канавками глубиной 20 и 50% проводился с варьируемой длиной трещины a от 4,5 до 5,5 мм ($a/W = 0,45 \dots 0,55$), при этом величина Δa принималась равной 0,1 мм, $E = 2 \cdot 10^5$ МПа.

Отношение значений K_e , рассчитанных МКЭ $K_e^{МКЭ}$, к значениям K_e , рассчитанным по формуле (5) K_e^{ASTM} , было аппроксимировано полиномом второй степени в зависимости от параметра B_N/B . При $B_N/B = 1$ значение поправки принимается равным единице, так как для этого случая расчет K_e по стандарту [3] можно принять точным. В результате выполненной аппроксимации получено, что K_e для образцов с канавками различной глубины может быть рассчитан по следующей формуле:

$$K_e = K_e^{ASTM} \left(0,53 \left(\frac{B_N}{B} \right)^2 - 1,39 \frac{B_N}{B} + 1,86 \right). \quad (8)$$

Для сопоставления оценок K_e , полученных по различным процедурам, использовался безразмерный параметр $\frac{K_e}{\sigma \sqrt{a}}$, где σ – максимальные изгибающие напряжения в сечении приложения нагрузки, рассчитываемые по

формуле $\sigma = \frac{6M}{B_N W^2}$; $M = \frac{PS}{4}$. На рис. 2 представлены значения параметра

$\frac{K_e}{\sigma \sqrt{a}}$ для диапазона $0,5 \leq B_N/B \leq 1$ при $a/W = 0,5$ для значений K_e , полученных МКЭ, по стандарту [3] и по формуле (8). Видно весьма существенное расхождение между результатами, полученными МКЭ и по стандарту [3]. Такой же вывод можно сделать из рис. 3, где приведены результаты расчета при $B_N/B = 0,5$ для диапазона длин трещин $0,45 \leq a/W \leq 0,55$. В то же время из рис. 2 и 3 следует, что результаты расчета МКЭ практически полностью совпадают с расчетами по формуле (8).

2.2. *Верификация процедуры расчета J-интеграла.* Основные положения предлагаемой процедуры расчета J -интеграла для образцов с глубокими канавками, деформируемых в упругопластической области, совпадают с таковой, описанной в [3], за исключением того, что параметр K_e рассчитывается по формуле (8).

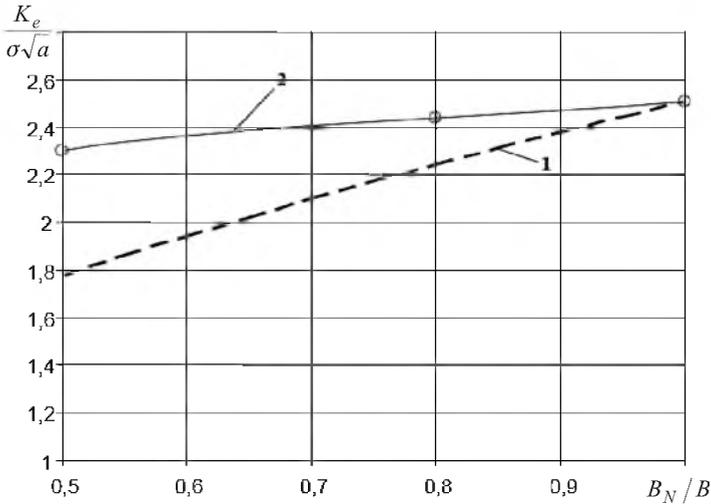


Рис. 2. Сопоставление результатов расчета по МКЭ (1), по стандартной процедуре ASTM E 1921 (2) и по формуле (8) (точки) при $a/W = 0,5$.

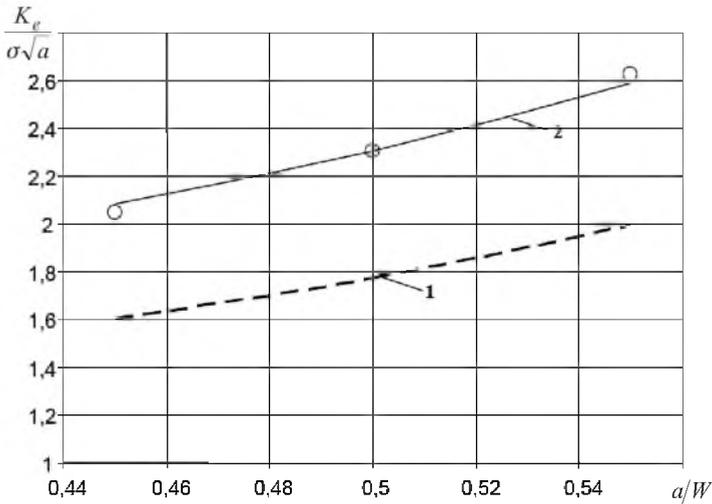


Рис. 3. Сопоставление результатов расчета по МКЭ (1), по стандартной процедуре ASTM E 1921 (2) и по формуле (8) (точки) при $B_N / B = 0,5$.

Верификация данной процедуры проведена путем сопоставления результатов расчетов по процедуре [3] с численными расчетами J -интеграла МКЭ в трехмерной постановке. Расчет J -интеграла МКЭ основывался на методе, подобном методу податливости. По сути, на методе, следующем из определения понятия J -интеграла как изменения энергии деформирования в нелинейно-упругом теле при изменении площади трещины на величину ΔF (при заданном перемещении U). Тогда согласно [15], J -интеграл можно рассчитать по уравнению

$$J = \frac{\Delta \Pi}{\Delta F} = \frac{\int_0^U P_1 du - \int_0^U P_2 du}{(a_2 - a_1) B_N}, \quad (9)$$

где Π – энергия деформирования образца; P_1 и P_2 – нагрузки, действующие на образец при длине трещины a_1 и a_2 соответственно; ΔF – приращение площади трещины, $\Delta F = (a_2 - a_1)B_N$; u – перемещения по линии действия силы для соответствующего значения J -интеграла.

Расчет $P_1(u)$ и $P_2(u)$ проводился независимо, т.е. решались две отдельные задачи о нагружении образца с трещиной длиной a_1 и a_2 . Принималось, что деформирование среды в упругопластической области описывается кинематическим упрочнением (линейным упрочнением) с модулем деформационного упрочнения $E_u = 0,01E$. Сеточная аппроксимация образцов, схема нагружения, а также модуль Юнга принимались такими, как и при расчете K_e . В отличие от расчетов, представленных в п. 2.1, величина Δa принималась равной 0,2 мм.

Расчетные диаграммы нагружения, полученные при упругопластическом деформировании образцов с боковыми канавками глубиной 50% и трещинами длиной $a_1 = 4,5$ мм и $a_2 = 4,7$ мм, приведены на рис. 4.

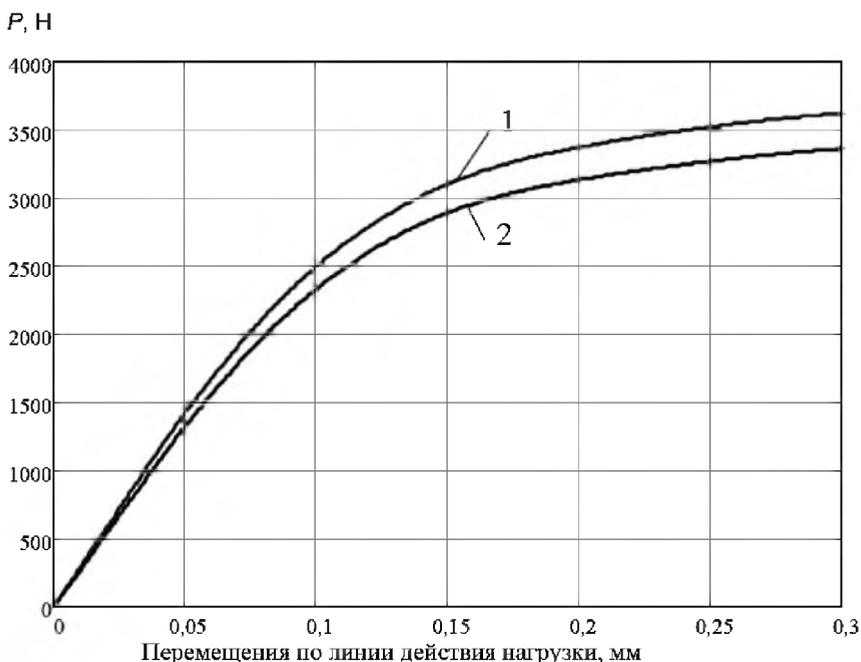


Рис. 4. Диаграммы нагружения образцов с боковыми канавками глубиной 50% и длинами трещин $a_1 = 4,5$ мм (1) и $a_2 = 4,7$ мм (2).

Результаты расчета J -интеграла по различным процедурам для $a/W = 0,45$ представлены на рис. 5. Разница в значениях J -интеграла, рассчитанных с помощью МКЭ в диапазоне значений $0,45 \leq a/W \leq 0,55$ и по предлагаемой процедуре, не превышает 4%.

Приведенные результаты показывают, что предложенная инженерная процедура расчета позволяет с требуемой точностью рассчитывать параметры вязкости разрушения J_c и K_{Jc} для образцов с боковыми канавками глубиной до 50% толщины образца.

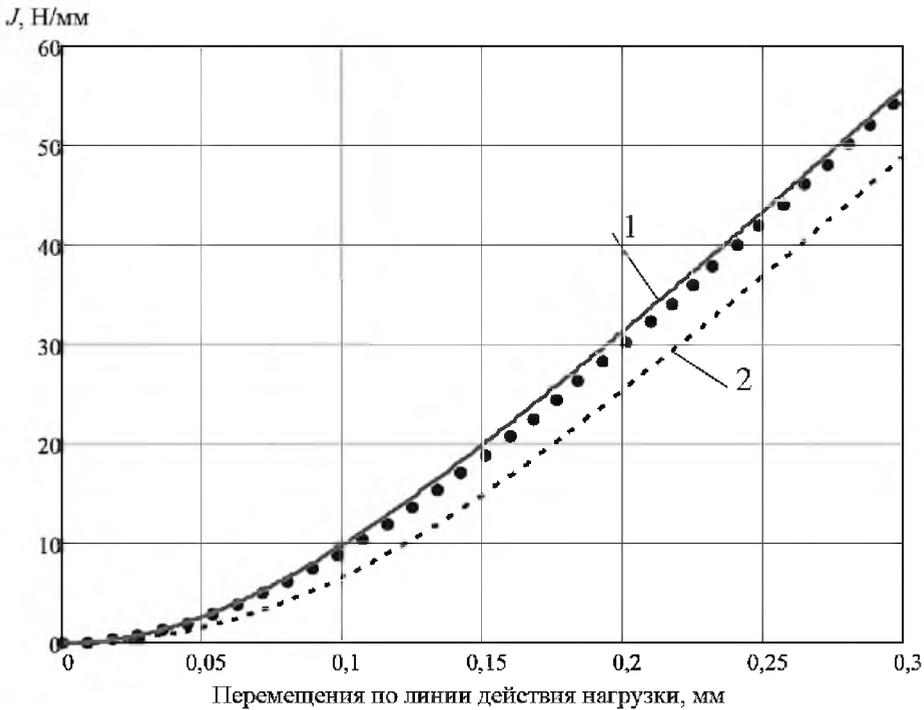


Рис. 5. Сопоставление результатов упругопластического расчета J -интеграла по МКЭ (1), по стандартной процедуре ASTM E 1921 (2) и по процедуре ASTM E 1921 с учетом формулы (8) (точки) при $B/B_N = 0,5$, $a/W = 0,45$.

3. Типы образцов и исследуемые материалы. Для экспериментального определения вязкости разрушения при трехточечном изгибе использовались образцы размерами $5 \times 10 \times 55$ (в двух случаях $4 \times 10 \times 55$ мм) и $10 \times 10 \times 55$ мм, т.е. при изменяющемся отношении W/B от 1 до 2,5 и при постоянном расстоянии между опорами, $s = 40$ мм. Образцы толщиной 4 и 5 мм не имели боковых канавок. Большинство образцов толщиной 10 мм также были без боковых канавок, но некоторые партии имели рекомендуемые стандартом [3] канавки глубиной 20%. Еще у одной партии образцов с брутто-сечением 10×10 мм были канавки глубиной 50%. Номинальный нетто-размер рабочего сечения (5×5 мм) образцов последней партии совпадал с таковым гладких образцов SE(B)-5.

Усталостные трещины глубиной $a = (0,45 - 0,55)W$ выращивались от механического надреза глубиной 3,2 мм на вибраторе при симметричном нагружении с частотой 30 Гц. На конечном участке протяженностью 0,5–0,6 мм число циклов нагружения составляло не менее 10^5 . Если судить по типичной для корпусных материалов зависимости скорости роста усталостной трещины da/dN от размаха КИН ΔK , максимальная величина ΔK_{\max} за цикл не превышала $13 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ [16]. Боковые канавки наносились на образец после выращивания трещин.

Представлялось полезным оценить влияние глубоких канавок на малоразмерных образцах при испытании на трещиностойкость материалов с разной

Исследованные материалы

Тип материала (условное обозначение)	Содержание элементов, мас. %								σ_Y , МПа	T_{41J} , °C	T_{0^*} , °C	Ω , МПа $\sqrt{м}$
	Mn	Cr	Ni	Mo	V	P	S	Cu				
Сталь 15X2МФА-А (Плавка 109534)	0,48	2,85	0,18	0,67	0,28	0,010	0,012	0,10	535	-52	-109	3598
Сталь 15X2МФА (Плавка 130229)	0,50	2,28	0,23	0,71	0,27	0,020	0,014	0,19	730**	81	39	254
Сталь 15X2НМФА-А (Плавка 107454)	0,50	1,93	1,28	0,52	0,08	0,009	0,012	0,05	565	-64	-87	2401
									900**	113	54	197
Шов стали 15X2МФА (W501)	1,15	1,40	0,12	0,53	0,19	0,038	0,013	0,17	470	2	-21	704
Шов стали А533В-1 (73W)	1,56	0,25	0,60	0,58	0,003	0,005	0,005	0,31	500	-7	-61*	1458
Сталь А533В-1 (JRO)	1,34	0,11	0,70	0,49	-	0,020	0,002	0,15	480	-40	-56	1332

Примечание. Одной звездочкой обозначены данные испытания ORNL [18], двумя звездочками – данные для стали в охрупченном специальной термообработкой состоянии.

степенью охрупчивания. Для исследования использовались в первую очередь материалы, применявшиеся при изготовлении корпусов российских и зарубежных реакторов. Среди них отметим основной металл сталей 15X2МФА-А и 15X2НМФА-А промышленного производства, а также металл сварного шва, типичного для корпусов ВВЭР-440/230. Кроме того, изучалась произведенная японской корпорацией Кавасаки сталь марки А533В-1 (JRQ), которая является объектом исследования в рамках международной программы МАГАТЕ [17]. В ограниченном объеме испытывался также металл сварного шва 73W с повышенным содержанием меди (0,31%). Этот материал был изготовлен в США в рамках исследовательской программы HSST, предусматривавшей облучение и испытание образцов крупномасштабных полуфабрикатов корпусной стали [18]. После типовой для указанных сталей и сварных швов термической обработки их физико-механические свойства были такими же, как и корпусных материалов в исходном состоянии. Поэтому было признано целесообразным дополнительно исследовать две марки стали (15X2МФА и 15X2НМФА-А) с высокой степенью охрупчивания, достигнутой применением режимов специальной термической обработки [19]. Принималось, что это состояние в определенной мере имитирует состояние облученного материала.

В табл. 1 представлены химический состав исследованных материалов, их пределы текучести при комнатной температуре и значения температур вязко-хрупкого перехода T_{41J} , полученные на ударных образцах Шарпи по критерию работы разрушения $E_a = 41$ Дж при аппроксимации зависимости $E_a(T)$ функцией гиперболического тангенса. Там же приведены данные базисной температуры T_0 и калибровочного параметра Ω , определенные в результате испытаний на вязкость разрушения компактных образцов С(Т) толщиной 16–50 мм в настоящей работе либо ранее [18, 19].

В целом можно заключить, что исследованию подвергались материалы с варьируемым в широких пределах комплексом механических свойств: предел текучести при 20°C изменялся от 470 до 900 МПа; температура вязко-хрупкого перехода T_{41J} – от –65 до 115°C; базисная температура T_0 – от –115 до 57°C; параметр Ω – от 4000 до ~ 200 МПа $\sqrt{м}$.

4. Результаты экспериментов и их обсуждение.

4.1. *Условия испытаний.* Эксперименты по измерению вязкости разрушения на малоразмерных образцах проводились (по возможности) в максимально широком интервале температур с целью использования многотемпературных методов определения T_0 и Ω .

Максимальная температура испытаний ограничивалась условием достижения величиной K_{Jc} предельно допустимого значения $K_{Jc(lim)}$ по условию корректности испытаний. Это значение согласно [3] определяется в зависимости от величины предела текучести материала σ_Y , размера рабочего сечения b_0 (расстояние от вершины трещины до противоположной грани образца, рис. 1), модуля упругости E , коэффициента Пуассона ν и безразмерного параметра M :

$$K_{Jc(lim)} = \sqrt{\frac{E\sigma_Y b_0}{(1-\nu^2)M}}. \quad (10)$$

Матрица испытаний

Тип образца		Условное обозначение материала							Образцы, шт.
		Плавка 109534 (исходное состояние)	Плавка 130229 (охрупченное состояние)	Плавка 107454 (исходное состояние)	Плавка 107454 (охрупченное состояние)	Шов W501	Шов 73W	Сталь JRQ	
SE(B)-4	N , шт.	15	–	–	–	–	–	12	27
	$T_{\text{исп}}$, °C	–140...–130						–110...–95	
SE(B)-5	N , шт.	15	45	–	42	38	30		170
	$T_{\text{исп}}$, °C	–196...–160	–196...20		–196...30	–196...–30	–196...–80		
SE(B)-10	N , шт.	–	–	–	–	39	–	33	72
	$T_{\text{исп}}$, °C					–196...–30		–196...–70	
SE(B)-10/ SG20	N , шт.	–	–	24	29	–	–	–	53
	$T_{\text{исп}}$, °C			–130...–100	–196...30				
SE(B)-10/ SG50	N , шт.	12	31	11	34	39	32	15	174
	$T_{\text{исп}}$, °C	–130...–120	–196...50	–100	–50...50	–196...–20	–196...–50	–80...–60	
Всего									496

Параметр M характеризует стесненность деформирования материала в образце того или иного типа и поэтому зависит от последнего. Данная величина выбирается таким образом, чтобы при $K_{Jc} < K_{Jc(lim)}$ напряженно-деформированное состояние (НДС) у вершины трещины однозначно контролировалось J -интегралом как для маломасштабной, так и для общей текучести образца. В соответствии со стандартом [3] константа M принимается равной 30. При числе монотемпературных испытаний N ограничение значений K_{Jc} уровнем $K_{Jc(lim)}$ по соотношению (10) задает требование к числу корректных ($r \geq 6$) и некорректных ($N - r \leq 3$) результатов. Одновременно, согласно стандарту [3], по соображениям неприемлемой погрешности в определении T_0 ограничивается минимально допустимое значение $K_{Jc(med)} \geq 58 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ (при $B = 25 \text{ мм}$). Тем самым предопределяется интервал температуры испытаний, в пределах которого возможно определение T_0 и Ω .

В наших опытах корректный температурный интервал для образцов толщиной $B = 5 \text{ мм}$ был достаточно узким (от 10 до 20°C), в одном случае (для шва 73W) он оказался еще более узким. Поэтому для получения более полного представления о форме кривой $K_{Jc}(T)$ признано целесообразным не ограничивать нижний предел температур испытаний величиной $K_{Jc(med)} = 58 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

Для сохранения единства методического подхода к пересчету данных по K_{Jc} на толщину $B = 25 \text{ мм}$ в формуле (2) в качестве истинной толщины образца во всех случаях принималась длина фронта трещины, т.е. размер B_N .

Матрица выполненных испытаний, включающая общие сведения о температуре испытания $T_{исп}$ и количестве испытанных образцов N каждого типа, приведена в табл. 2. Отметим, что всего было испытано около 500 малоразмерных образцов.

4.2. *Влияние размера образцов и боковых канавок на параметры T_0 и Ω .* Полученная информация о количестве испытанных образцов, значениях базисной температуры T_0 и параметра Ω , определенных, как правило, путем многотемпературных испытаний, содержится в табл. 3. Анализ данных показывает, что с позиций уровня T_0 все типы использованных образцов в целом качественно правильно характеризуют различия по склонности исследованных материалов к хрупкому разрушению. Что касается количественной стороны, можно констатировать тенденцию некоторого повышения значений T_0 с увеличением толщины образцов без боковых канавок от 4 до 10 мм. При этом определяемые значения базисной температуры на этих образцах в большинстве случаев на 15...25°C ниже, чем полученные на полномасштабных компактных образцах, т.е. неконсервативные. Значения T_0 , полученные на образцах с канавками глубиной 20%, как и на образцах без канавок, занижены по сравнению с результатами испытаний полноразмерных образцов.

Получаемые значения параметра Ω также оказываются неконсервативными при испытании малоразмерных образцов без боковых канавок или со стандартными боковыми канавками.

Нанесение боковых канавок глубиной 50% при сохранении габаритов образца SE(B)-10 позволяет устранить недостаток, обусловленный его малым размером, и гарантирует получение умеренно консервативных данных: зна-

Результаты испытаний на вязкость разрушения образцов разного типа

Материал	Тип образца	$T_{исп}, ^\circ C$	N/r	$T_0, ^\circ C$	Ω
Плавка 109534 (исходное состояние)	SE(B)-4	-140...-130	15/12	-136,7	5987
	SE(B)-5	-160	6/6	-127,7	5272
	SE(B)-10/SG50	-130	6/6	-110,2	3722
	C(T)-1T	-110	7/7	-109,5	3598
Плавка 130229 (охрупченное состояние)	SE(B)-5	-25...20	25/23	19,4	342
	SE(B)-10/SG50	0...50	22/21	42,7	229
	C(T)-1T	0...70	18/18	39,0	254
Плавка 107454 (исходное состояние)	SE(B)-10/SG20	-130...-100	24/22	-107,2	3451
	SE(B)-10/SG50	-100	11/11	-85,1	2305
	C(T)-2T	-100...-20	24/24	-87,6	2401
Плавка 107454 (охрупченное состояние)	SE(B)-5	0...30	22/20	20,2	338
	SE(B)-10/SG20	30	11/11	48,0	206
	SE(B)-10/SG50	20...50	25/25	52,2	196
	C(T)-2T	15...100	15/15	54,6	197
Шов W501	SE(B)-5	-50...-40	15/13	-26,9	780
	SE(B)-10	-50...-30	26/25	-18,3	670
	SE(B)-10/SG50	-50...-20	20/19	-9,7	582
	C(T)-1T	-20...0	12/12	-21,4	704
Шов 73W	SE(B)-5	-100	9/9	-70,8	1797
	SE(B)-10/SG50	-80...-60	19/17	-49,9	1198
	C(T)-1T	-80...-15	23/23	-61,1	1458
Сталь JRQ	SE(B)-4	-110	9/9	-92,6	2665
	SE(B)-5*	-100	6/6	-97,5	2860
	SE(B)-10**	-110...-60	136/122	-64,0	1564
	SE(B)-10/SG20**	-100...-60	163/150	-66,9	1649
	SE(B)-10/SG50**	-80...-60	15/14	-59,4	1433
	C(T)-1T	-90...-20	46/46	-56,2	1332

Примечание. Одной звездочкой обозначены данные, полученные по [20], двумя – по [21]; r – количество корректных образцов.

чения T_0 , определенные на образцах SE(B)-10/SG50, превышают таковые, полученные на полноразмерных образцах, не более чем на 12°С.

Отмеченные закономерности подтверждает корреляционное соотношение для совокупности данных, полученных для разных материалов (рис. 6). Это соотношение связывает значения базисной температуры, полученные на полномасштабных компактных образцах $T_0(C(T))$, с таковыми, измеренными на малоразмерных образцах с глубокими канавками $T_0(SG50)$:

$$T_0(\text{SG50}) = T_0(\text{C(T)}) + 3, \text{ } ^\circ\text{C}. \quad (11)$$

Итак, T_0 образцов с канавками глубиной 50% в среднем на 3°C выше, чем образцов C(T) толщиной 25 мм и более. Поэтому представляется естественной корреляция (рис. 6, б), связывающая значения параметра Ω , измеряемые на полноразмерных образцах C(T) и на образцах SE(B)-10/SG50 :

$$\Omega(\text{SG50}) = 0,99\Omega(\text{C(T)}). \quad (12)$$

Таким образом, применение боковых канавок глубиной 50% при сохранении габаритных размеров образца SE(B)-10 гарантирует получение умеренно консервативных данных.

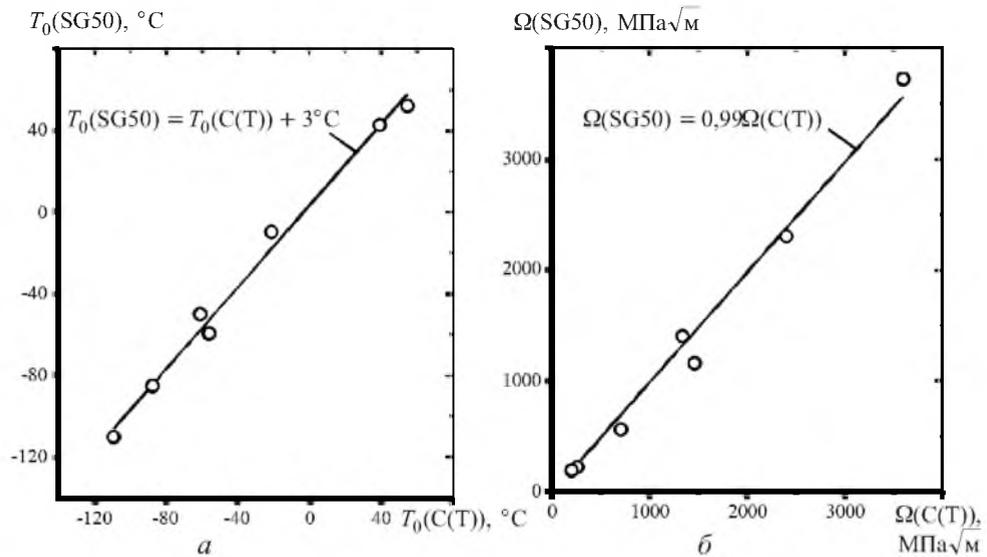


Рис. 6. Корреляция между значениями T_0 (а) и Ω (б), определенными на полномасштабных C(T) и маломасштабных SE(B)-10/SG50 образцах.

4.3. *Прогнозирование зависимости $K_{Jc}(T)$* . Описание зависимости $K_{Jc}(T)$ с помощью метода МС базируется на принципе горизонтального сдвига, т.е. принимается, что с увеличением степени охрупчивания материала кривая $K_{Jc}(T)$ смещается вдоль оси абсцисс без изменения формы. При значительной степени охрупчивания материала метод МС может давать неадекватные и неконсервативные прогнозы, поскольку кроме температурного сдвига происходит изменение формы кривой $K_{Jc}(T)$, не учитываемое в этой концепции.

В качестве примера можно сослаться на опубликованные в работе [22] данные по вязкости разрушения облученного сварного шва KS01 ($\sigma_Y = 820$ МПа). Результаты, обработанные по методам МС и УС для этого материала, представлены на рис. 7 [7]. Для характеристики качества прогнозирования по МС и УС воспользуемся величиной среднеквадратичного отклонения δ экспериментального значения $K_{Jc(\text{med})}^{\text{exp}}$ от прогнозного $K_{Jc(\text{med})}^{\text{pr}}$, соответствующего той или иной аналитической зависимости $K_{Jc}(T)$.

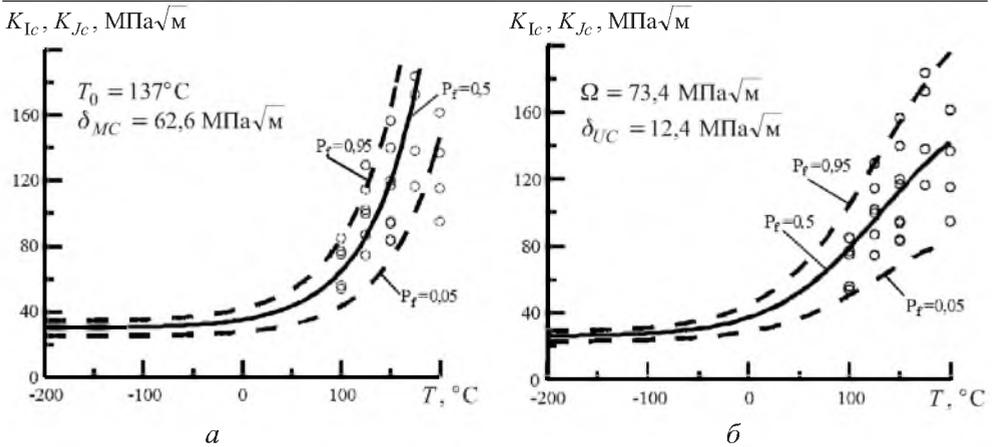


Рис. 7. Экспериментальные данные (точки), полученные на образцах С(Т) в состоянии после облучения, и кривые $K_{Jc}(T)$, рассчитанные МС (а) и УС (б): материал – облученный шов KS01.

Величина δ рассчитывается по формуле [7]

$$\delta = \sqrt{\frac{1}{L} \sum_{j=1}^L (K_{Jc}^{pr} - K_{Jc}^{exp})^2}, \quad (13)$$

где L – число температурных режимов, при которых были проведены испытания; K_{Jc}^{pr} – прогнозируемое медианное значение K_{Jc} , рассчитанное по методам МС или УС при температуре испытаний T_j ; K_{Jc}^{exp} – медианное значение K_{Jc} , определенное на основании обработки экспериментальных данных при $T = T_j$ с помощью метода наибольшего правдоподобия.

Из формулы (13) следует, что чем меньше величина δ , тем более адекватно описываются экспериментальные данные методами МС или УС. В идеальном случае, когда при каждой температуре имеем достаточно представительные выборки и прогнозная кривая абсолютно адекватно описывает экспериментальные данные, $\delta \rightarrow 0$.

На практике δ отличается от нуля, но в данном случае важно не это. С точки зрения выявления предпочтительности прогнозов зависимости $K_{Jc}(T)$ методами МС или УС целесообразно воспользоваться величиной отношения δ_{MC}/δ_{UC} , где δ_{MC} и δ_{UC} – среднеквадратичные отклонения, полученные при обработке данных соответственно методами МС и УС.

Например, для облученного шва KS01 получены значения $\delta_{MC} = 62,6$, $\delta_{UC} = 12,4$ и соответственно $\delta_{MC}/\delta_{UC} = 5,05$ [7]. Последняя величина является веским объективным доказательством того, что метод УС значительно лучше описывает экспериментальные данные, а поскольку он по сравнению с методом МС учитывает изменение формы кривой $K_{Jc}(T)$, то ясно, что для рассмотренного материала ее форма отличается от таковой материала в исходном состоянии.

Возникает вопрос, в какой мере может быть воспроизведена форма кривой $K_{Jc}(T)$ по результатам испытания малоразмерных образцов, в частности образцов с глубокими канавками. Для ответа на этот вопрос можно использовать следующую процедуру. Необходимо рассмотреть данные испытаний малоразмерных образцов применительно к материалу в охрупченном состоянии, для которого параметр $(\delta_{MC}/\delta_{UC})_{C(T)}$, определенный на полноразмерных образцах, больше единицы. На базе результатов испытаний малоразмерных образцов определяется параметр $(\delta_{MC}/\delta_{UC})_{SE(B)}$. Полученные значения параметра $(\delta_{MC}/\delta_{UC})_{C(T)}$ для полномасштабных образцов следует сравнить с идентичным параметром $(\delta_{MC}/\delta_{UC})_{SE(B)}$ для малоразмерных образцов. Если $(\delta_{MC}/\delta_{UC})_{C(T)} \approx (\delta_{MC}/\delta_{UC})_{SE(B)}$, то с помощью данных испытаний малоразмерных образцов можно воспроизвести форму кривой $K_{Jc}(T)$. Если же $(\delta_{MC}/\delta_{UC})_{SE(B)} \approx 1$, то это означает, что результаты испытаний малоразмерных образцов SE(B) не позволяют выявить характерную для данного материала форму кривой $K_{Jc}(T)$.

Рассмотрим охрупченную посредством специальной термообработки сталь 15X2НМФА-А, для которой по результатам испытания образцов С(Т)-2Т показана явная предпочтительность использования метода UC: $\delta_{MC}/\delta_{UC} = 4,72$ [7]. На рис. 8 для этого материала представлены экспериментальные данные K_{Jc} , полученные на образцах SE(B)-10/SG50, и кривые $K_{Jc}(T)$, рассчитанные по MC и UC, для значений T_0 и Ω , определенных многотемпературным методом на базе результатов испытаний образцов указанного типа. Там же показаны кривые температурной зависимости $K_{Jc(lim)}$. Обработка результатов испытаний малоразмерных образцов свидетельствует, что для стали 15X2НМФА-А имеем $(\delta_{MC}/\delta_{UC})_{SE(B)} = 0,95$. Следовательно, с помощью этих данных нельзя обнаружить изменение формы кривой $K_{Jc(med)}(T)$ для материала с различной степенью охрупчивания. Объясним данное заключение. Из рис. 8 видно, что кривые $K_{Jc(med)}(T)$, рассчитанные по методам MC и UC, практически совпадают вплоть до $K_{Jc(med)} \approx 100 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, т.е. до температуры $T \approx T_0$. Заметное расхождение наблюдается только при температуре $T_{исп} \geq T_0 + 15...20^\circ$. В то же время экспериментальные исследования показывают, что при этой температуре доля некорректных, согласно стандарту [3], испытаний образцов увеличивается и может превысить допустимое число $N - r = 3$. В этом случае определение $K_{Jc(med)}$ становится некорректным.

Таким образом, при $T_{исп}$, когда можно было бы зафиксировать изменение формы кривой $K_{Jc}(T)$ по отношению к форме кривой для материала в исходном состоянии (описываемой MC), определяемые на малоразмерных образцах значения $K_{Jc(med)}$ становятся некорректными, при $T_{исп}$, где значения $K_{Jc(med)}$ корректны, уровень K_{Jc} недостаточен для надежного описания реальной формы кривой.

Несмотря на то что на основании результатов испытаний малоразмерных образцов невозможно правильно описать форму зависимости $K_{Jc}(T)$, такие образцы с глубокими канавками позволяют получать адекватные прогнозы относительно этой зависимости. Данный вывод следует из табл. 3 и рис. 6, где показано, что значения T_0 или Ω , определенные на полноразмерных образцах, очень близки к полученным на образцах SE(B)-10/SG50. Это озна-

чает, что если форма кривой $K_{Jc}(T)$ задана априори, как в концепции МС, или известен закон изменения ее формы, как в концепции УС, то для прогноза $K_{Jc}(T)$ вполне подходят образцы SE(B)-10/SG50 (табл. 3). Результаты их испытаний следует использовать только для определения T_0 или Ω , иными словами, для калибровки МС или УС. В этом случае адекватность прогноза $K_{Jc}(T)$ будет определяться правильностью выбора концепции МС или УС. Если рассматривается материал в исходном состоянии или относительно слабо охрупченный, то выбор концепции МС или УС непринципиален – в любом случае прогноз адекватен. Если материал достаточно сильно охрупчен, то адекватный прогноз возможен лишь при использовании УС. Проиллюстрируем эти рассуждения на примерах.

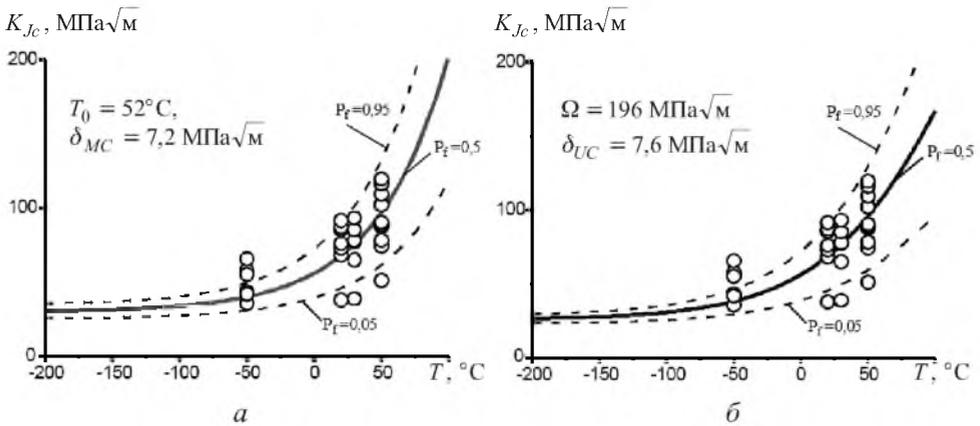


Рис. 8. Экспериментальные данные (точки), полученные на образцах SE(B)-10/SG50, и кривые $K_{Jc}(T)$, рассчитанные МС (а) и УС (б). (Сталь 15Х2НМФА-А, охрупченное состояние.)

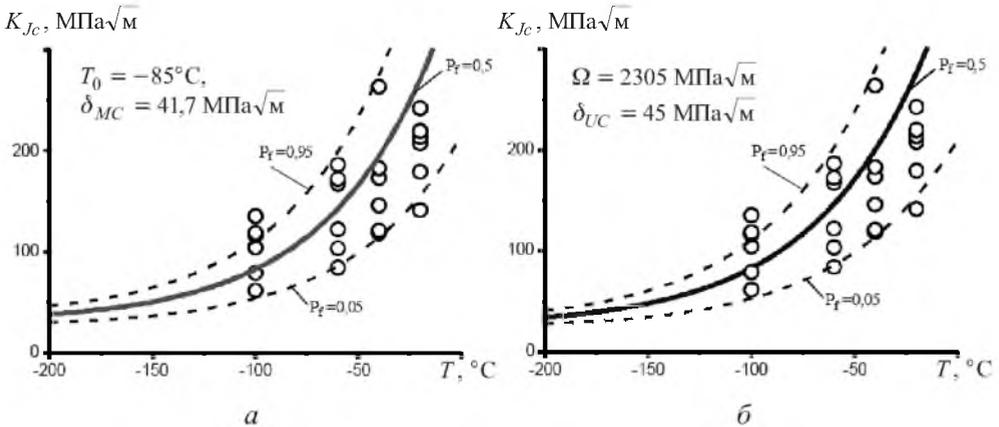


Рис. 9. Экспериментальные данные (точки), полученные на образцах C(T)-2Т, и кривые $K_{Jc}(T)$, рассчитанные МС (а) и УС (б) по результатам испытания образцов SE(B)-10/SG50.

На рис. 9 и 10 показаны прогнозные кривые $K_{Jc}(T)$, полученные по методам МС и УС на базе испытаний малоразмерных образцов SE(B)-10/SG50 из стали 15Х2НМФА-А в разном структурном состоянии. Эти кривые сопоставлены с экспериментальными данными, полученными на полномасштабных образцах C(T)-2Т. Из рис. 9 видно, что для стали 15Х2НМФА-А в

исходном состоянии имеет место хорошее совпадение экспериментальных данных с прогнозными кривыми, полученными как по методу МС, так и по УС. В то же время для этой стали в охрупченном состоянии (рис. 10) хороший прогноз дает только УС; прогноз по МС неадекватен и неконсервативен.

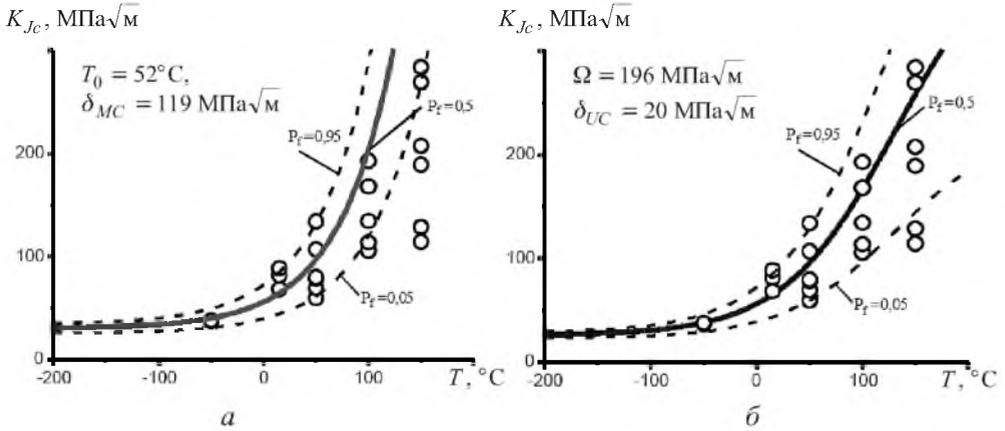


Рис. 10. Экспериментальные данные (точки), полученные на образцах С(Т)-2Т, и кривые $K_{Jc}(T)$, рассчитанные МС (а) и УС (б) по результатам испытания образцов SE(B)-10/SG50, $\delta_{MC}/\delta_{UC} = 5,95$.

Следует отметить, что использование для калибровки малоразмерных образцов без боковых канавок или с канавками стандартной глубины (20%) может быть весьма неадекватным и неконсервативным. Пример такого прогноза представлен на рис. 11 для стали 15Х2НМФА в исходном состоянии.

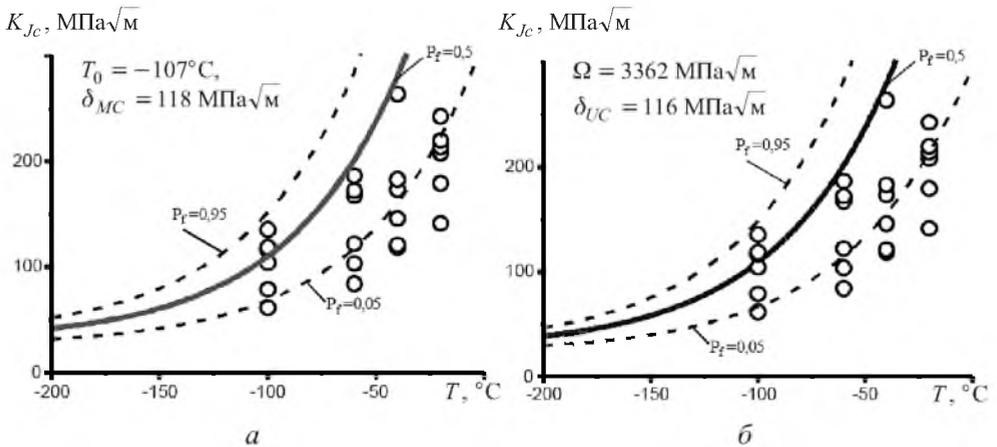


Рис. 11. Экспериментальные данные (точки), полученные на образцах С(Т)-2Т, и кривые $K_{Jc}(T)$, рассчитанные МС (а) и УС (б) по результатам испытания образцов SE(B)-10/SG20.

Одним из важных экспериментальных результатов работы является то, что значения $K_{Jc(med)}$, получаемые при одинаковом рабочем сечении на малоразмерных образцах без боковых канавок (или со стандартными боковыми канавками) и с глубокими канавками, разные. Это традиционно трактуется как различие в стесненности деформирования и соответственно в

жесткости напряженного состояния образцов с разной глубиной канавок, включая их отсутствие. Расчет МКЭ напряженно-деформированного состояния малоразмерных образцов показывает, что экспериментальные результаты, полученные на разных типах образцов, нельзя объяснить лишь различием в жесткости напряженного состояния. Необходимо рассматривать также различие в распределении пластической деформации вдоль фронта трещины. Влияние пластической деформации на сопротивление хрупкому разрушению вполне согласуется с данными, полученными, например, в работе [16]. Анализ реальной ситуации требует проведения детальных расчетов НДС, что выходит за рамки настоящей статьи. Этому исследованию будет посвящена отдельная публикация.

Выводы

1. Определение характеристик вязкости разрушения низколегированных сталей на базе результатов испытаний на трехточечный изгиб малоразмерных образцов SE(B) без боковых канавок и с канавками стандартной глубины ($B = 4-10$ мм, $W/B = 1-2,5$) приводит к завышенным значениям K_{Jc} по сравнению с величинами, полученными при внецентренном растяжении полномасштабных компактных образцов. Для образцов SE(B)-10 такое завышение вязкости разрушения приводит к занижению базисной температуры T_0 , достигающему $15...25^\circ\text{C}$.

2. Использование малоразмерных образцов SE(B) с $B = 10$ мм при наличии глубоких (50%) боковых канавок позволяет избежать неконсервативных результатов определения вязкости разрушения. Для определения последней по результатам испытания этих образцов предложена процедура расчета коэффициента интенсивности напряжений и J -интеграла, учитывающая глубину боковых канавок, превышающую ограничение допускаемую стандартом.

3. Данные по вязкости разрушения, полученные на малоразмерных образцах даже при наличии глубоких (50%) канавок, не позволяют непосредственно из эксперимента определять форму кривой $K_{Jc}(T)$. Это обусловлено узкими диапазонами температур испытания и значений K_{Jc} , для которых соблюдаются условия корректности испытаний малоразмерных образцов.

В то же время результаты испытаний малоразмерных образцов SE(B) с глубокими (50%) канавками могут успешно использоваться для калибровки параметров T_0 и (или) Ω . Полученные при этом прогнозные кривые $K_{Jc}(T)$ достаточно адекватно описывают данные по вязкости разрушения полномасштабных образцов: для материалов в исходном состоянии или с малой степенью охрупчивания адекватные прогнозы $K_{Jc}(T)$ могут быть получены с помощью методов MC и UC, в то время как для материалов со значительной степенью охрупчивания – только при использовании UC.

Резюме

Аналізується використання різних малорозмірних зразків, у тому числі з глибокими (50%) боковими канавками, для прогнозування в'язкості руйну-

вання. Результати багатьох експериментальних досліджень малорозмірних зразків (більш ніж 500) із матеріалів із різним ступенем окрихчення порівнюються з результатами дослідження повнорозмірних зразків C(T). Для обробки експериментальних даних застосовуються концепції “Master Curve” і “Unified Curve”. Для обробки результатів дослідження малорозмірних зразків із глибокими канавками розроблено процедуру, яка коригує метод розрахунку, описаний в стандарті ASTM E 1921. Викладено рекомендації щодо використання зразків Шарпі з тріщиною з глибокими (50%) канавками для прогнозування температурної залежності в’язкості руйнування.

1. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1989. – 525 с.
2. ПНАЭ Г-7-008-89. Правила устройства и безопасной эксплуатации оборудования атомных энергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1990. – 168 с.
3. 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. – Philadelphia, 1999. – Vol. 03.01. – P. 1068 – 1084.
4. Wallin K. Master Curve method: a new concept for brittle fracture // Int. J. Mater. Product. Technol. – 1999. – 14. – P. 342 – 354.
5. Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A. Improved probabilistic model for fracture toughness prediction for nuclear pressure vessel steels // Int. J. Press. Vess. Piping. – 1998. – 75. – P. 843 – 855.
6. Margolin B. Z., Shvetsova V. A., Gulenko A. G., and Kostylev V. I. Application of a new cleavage fracture criterion for fracture toughness prediction for RPV steels // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 2006. – 29. – P. 697 – 713.
7. Margolin B. Z., Gulenko A. G., Nikolaev V. A., and Ryadkov L. N. A new engineering method for prediction of the fracture toughness temperature dependence for RPV steels // Int. J. Press. Vess. Piping. – 2003. – 80. – P. 817 – 829.
8. Margolin B. Z., Gulenko A. G., Nikolaev V. A., and Ryadkov L. N. Prediction of the dependence $K_{Jc}(T)$ on neutron fluence for RPV steels on the basis of the Unified Curve concept // Ibid. – 2005. – 82. – P. 679 – 689.
9. Lidbary D. Transferability of fracture toughness data for integrity assessment of ferritic steel components // Proc. of Int. Seminar, R&D on Constraint Based Fracture Mechanics: the Vocalist and NESC-IV Projects (17–18 Nov., 2004, Petten, Netherlands). – European Commission, JRC, 2004. – P. 38 – 58.
10. Lee B. S. and Hong J. H. Master Curve characterization of fracture toughness using small PCVN specimens for JRQ steel // The Korea Atomic Energy Research Institute (KAERI) contribution to 2nd IAEA Meeting on Project Application to the RPV Integrity Assessment (12–14 Sept., Rez, Czech Rep., 2001).

11. Lee B. S., Kim T. S., Hong J. H., and Lee B. W. Determination of the fracture toughness transition temperature, T_0 , of the IAEA and Korean reference materials, JRQ, JFL, KEY% // RCM of the IAEA CRP Surveillance programs Result Application to Reactor Pressure Vessel Integrity Assessment (12–14 Sept., Rez, Czech Rep., 2001).
12. Morland E. Fracture Toughness in the Transition Regime for A533B-1 steel // The Effect of Specimen Sidegrooving in Fracture Mechanics. – ASTM STP 1074. – Philadelphia, 1990. – P. 215 – 237.
13. Anderson G. P., Ruggles V. L., and Stibor G. S. Use of finite element computer program in fracture mechanics // Int. J. Fract. Mech. – 1971. – 7, No. 1. – P. 63 – 76.
14. Морозов Е. М., Никушиков Г. П. Метод конечных элементов в механике разрушения. – М.: Наука, 1980. – 254 с.
15. Нотт Дж. Основы механики разрушения. – М.: Металлургия, 1978. – 256 с.
16. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.
17. Preference Manual on the IAEA JRQ Correlation Monitor Steels for Irradiation Damage Studies. – IAEA-TECDOC-1930. – July. – 2001.
18. Nanstad R. K., Haggag F. M., and Iskander S. K. Radiation-induced temperature shift of the ASME K_{Ic} curve // Trans. of the 10th Int. Conf. on Structure Mechanics in Reactor Tehnologies (SMIRT). – Vol. 5. – Anaheim, California, August, 1989.
19. 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. Press.Vess. Piping. – 2002. – 79. – P. 219 – 231.
20. Nanstad R. K. and Sokolov M. A. Multitemperature Master Curve evaluation using precracked charpy specimens and application to integrity assessment of RPVs // 2nd IAEA Meeting on Project Surveillance Programmes Results Application to the RPV Integrity Assessment (Sept., 2001, Rez, Crech Rep.), ORNL (USA), 2001. – P. 12 – 14.
21. Application of Surveillance Programmes Results to Reactor Pressure Vessel Integrity Effacement. – IAEA-TECDOC, 2005. – P. 13 – 35.
22. Sokolov M. A., Nanstad R. K., and Miller M. K. Fracture toughness characterization of a highly embrittled RPV weld // M. Grossbeck (Ed.), Effects of Radiation on Materials. – ASTM STP 1447. – 2003.

Поступила 12. 09. 2007