

Температурная зависимость трещиностойкости при хрупком разрушении корпусных реакторных сталей после вязкого подраста трещины

Б. З. Марголин, В. И. Костылев, А. И. Минкин

ЦНИИ КМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

На основе предложенных авторами ранее вероятностной модели хрупкого разрушения и детерминистической модели вязкого разрушения изучены главные закономерности хрупкого разрушения после вязкого роста трещины. Исследования проведены применительно к корпусной реакторной стали 15Х2НМФАА в исходном и охрупченном состоянии. Для различных температур рассчитаны зависимости вероятности хрупкого разрушения от коэффициента интенсивности напряжений и величины вязкого подраста трещины. Прогнозирование температурной зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении материала в исходном и охрупченном состоянии выполнено как без учета, так и с учетом вязкого роста трещины. Проанализированы основные факторы, контролирующие указанные зависимости. Полученные расчетные результаты сопоставлены с данными испытаний компактных образцов типа СТ.

Ключевые слова: трещиностойкость при хрупком и вязком разрушении, вязкий рост трещины, J_R -кривая, вероятность разрушения.

Обозначения

K_I	– коэффициент интенсивности напряжений
$K_{Jc}^{cl}, K_{Jc}^{cl}(T)$	– трещиностойкость при хрупком разрушении и температурная зависимость трещиностойкости при хрупком разрушении
SZW	– ширина зоны вытяжки
Δa	– вязкий подрост трещины (без учета ширины зоны вытяжки)
$K_{Jc}^{duct}, K_{Jc}^{duct}(T)$	– трещиностойкость при вязком разрушении и $\Delta a = 0$ и температурная зависимость трещиностойкости при вязком разрушении
$[K_{Jc}^{cl}(T)]^0, [K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$	– прогнозируемая температурная зависимость трещиностойкости при хрупком разрушении без учета ($\Delta a = 0$) и с учетом ($\Delta a > 0$) вязкого роста трещины
σ_1	– максимальное главное напряжение
σ_{eq}	– интенсивность напряжений
σ_Y	– предел текучести
σ_u	– предел прочности
$\kappa = \int d\varepsilon_{eq}^p$	– параметр Одквиста
$d\varepsilon_{eq}^p$	– приращение эквивалентной пластической деформации
ε_f	– критическая деформация при вязком разрушении

P_f – вероятность хрупкого разрушения
 A_0, n – константы материала, описывающие деформационное упрочнение
 материала: $\sigma_{eq} = \sigma_Y + A_0 \kappa^n$.

Введение. В настоящее время для расчета конструкционной прочности корпусов реакторов широко используется температурная зависимость трещиностойкости в области хрупкого $K_{Jc}^{cl}(T)$ и вязкого $K_{Jc}^{duct}(T)$ разрушения. Расчет должен, с одной стороны, обеспечить достаточную безопасность корпусов реакторов, а с другой – снизить консерватизм при оценке критических состояний, что может быть достигнуто при учете особенностей старта и распространения трещины при хрупком и вязком разрушении.

Эти особенности могут быть кратко сформулированы следующим образом. Хрупкое разрушение материала имеет статистическую природу, контролируется локальными свойствами материала и может быть описано с помощью теории наислабейшего звена. В этом случае наблюдается большой разброс значений трещиностойкости K_{Jc}^{cl} , и для описания зависимости $K_{Jc}^{cl}(T)$ должен быть использован вероятностный подход. В то же время параметр K_{Jc}^{duct} характеризуется значительно меньшим разбросом значений, поскольку определяется стартом вязкой трещины по механизму зарождения, роста и объединения пор. Поэтому зависимость $K_{Jc}^{duct}(T)$ может быть описана в детерминистической постановке.

Испытания на трещиностойкость образцов с трещиной показали следующее [1–4]. При $K_I < K_{Jc}^{duct}$ хрупкое разрушение происходит без вязкого роста трещины, при $K_I = K_{Jc}^{duct}$ происходит старт трещины по механизму вязкого разрушения. При дальнейшем нагружении ($K_I > K_{Jc}^{duct}$) при некоторой вязкости подраста трещины Δa может произойти смена механизма разрушения от вязкого к хрупкому.

В соответствии с указанными особенностями хрупкого и вязкого разрушения зависимость трещиностойкости от температуры может быть схематично представлена в виде, показанном на рис. 1.

При оценке прочности корпусов реакторов обычно проводится консервативный расчет, т.е. используется кривая abc (рис. 1): участок ab описывает доверительную кривую температурной зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении, а именно: зависимость $K_{Jc}^{cl}(T)$ при вероятности хрупкого разрушения $P_f \rightarrow 0$, участок bc – верхний шельф, т.е. зависимость $K_{Jc}^{duct}(T)$ при $\Delta a = 0$. Консерватизм расчетов можно снизить, если допустить возможность некоторого вязкого подраста трещины ($\Delta a > 0$) и соответственно увеличения значений трещиностойкости на верхнем шельфе. Однако при этом возникает вопрос о прогнозировании температурной зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении после вязкого роста трещины $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$, т.е. когда $K_{Jc}^{cl} > K_{Jc}^{duct}$.

В общем случае возможны три варианта температурной зависимости трещиностойкости $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ (рис. 1).



Рис. 1. Температурная зависимость $K_{Jc}(T)$ (схема): 1 – $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG} \approx [K_{Jc}^{cl}(T)]^0$; 2 – $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG} > [K_{Jc}^{cl}(T)]^0$; 3 – $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG} < [K_{Jc}^{cl}(T)]^0$.

Первый вариант: $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG} \approx [K_{Jc}^{cl}(T)]^0$, где $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$ – температурная зависимость трещиностойкости при хрупком разрушении, рассчитанная в предположении, что вязкий рост трещины отсутствует ($\Delta a = 0$), т.е. характер зависимости $K_{Jc}^{cl}(T)$ не изменяется при $K_{Jc}^{cl} > K_{Jc}^{duct}$.

Второй вариант: $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG} > [K_{Jc}^{cl}(T)]^0$.

Третий вариант: $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG} < [K_{Jc}^{cl}(T)]^0$.

Для того чтобы гарантировать консервативность оценки трещиностойкости при $K_{Jc}^{cl} > K_{Jc}^{duct}$, необходимо знать, какой из этих вариантов соответствует реальной зависимости $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$. Если реальная кривая соответствует первому или второму варианту, то в качестве консервативной кривой $K_{Jc}^{cl}(T)$ как при $K_{Jc}^{cl} \leq K_{Jc}^{duct}$, так и при $K_{Jc}^{cl} > K_{Jc}^{duct}$ можно использовать единую зависимость, полученную без учета вязкого роста трещины, например кривую, полученную на основе концепции “Master curve”. В случае если в качестве консервативной кривой используется третий вариант, то для построения кривой $K_{Jc}^{cl}(T)$ необходимо провести дополнительные исследования.

В настоящей работе путем численного моделирования хрупкого разрушения образцов с трещиной, происходящего после некоторого вязкого роста последней, выполнено прогнозирование температурной зависимости трещиностойкости $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ корпусных реакторных сталей с различной степенью охрупчивания. Моделирование проведено на основании подхода, включающего разработанную ранее вероятностную модель хрупкого [5, 6] и детерминистическую модель вязкого [7, 8] разрушения материала.

1. Вероятностная модель хрупкого разрушения. Используется модель хрупкого разрушения, базирующаяся на локальном критерии хрупкого разрушения в вероятностной постановке [5, 6]. Согласно этой модели, вероятность хрупкого разрушения образца представляется в виде [9]

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

где σ_W – напряжение Вейбулла; $\tilde{\sigma}_d$ и η – параметры распределения Вейбулла, не зависящие от температуры. В соответствии с работами [5, 6], напряжение Вейбулла может быть рассчитано по следующему выражению:

$$\sigma_W = \left[\sum_{i=1}^k (\max(S_{nuc}^i) - \sigma_{d0})^\eta \right]^{1/\eta}. \quad (2)$$

Здесь

$$S_{nuc}^i = \begin{cases} \sigma_{nuc} & \text{при } \sigma_1 \geq S_c(\kappa) \text{ и } \sigma_{nuc} > \sigma_{d0}; \\ \sigma_{d0} & \text{при } \sigma_1 < S_c(\kappa) \text{ или } \sigma_{nuc} \leq \sigma_{d0}. \end{cases}$$

где $\max(S_{nuc}^i)$ – наибольшее значение S_{nuc}^i за период от начала деформирования ячейки вплоть до текущего момента ее деформирования; i – номер ячейки; k – количество ячеек в пластической зоне материала; $\sigma_{nuc} \equiv \sigma_1 + m_T m_\varepsilon(\kappa_i) \sigma_{eff}$; σ_1 – максимальное главное напряжение; $m_T(T) = m_0 \sigma_{Ys}(T)$; $m_\varepsilon(\kappa) = S_0 / S_c(\kappa)$; $S_0 \equiv S_c(\kappa = 0)$; $S_c(\kappa)$ – критическое напряжение хрупкого разрушения; m_0 – константа материала; σ_{Ys} – температурно-зависимая компонента предела текучести; $\sigma_{eff} = \sigma_{eq} - \sigma_Y$ – эффективное напряжение; σ_{eq} – интенсивность напряжений; σ_Y – предел текучести; $\kappa = \int d\varepsilon_{eq}^p$ – параметр Одквиста; $d\varepsilon_{eq}^p$ – приращение эквивалентной пластической деформации; σ_{d0} – параметр распределения Вейбулла. Температурно-независимые параметры $\tilde{\sigma}_d$ и η в уравнении (1) определяются по результатам испытаний надрезанных образцов или образцов с трещиной при некоторой одной температуре [5, 6].

В общем случае для образцов с трещиной параметр σ_W зависит от коэффициента интенсивности напряжений K_I или от J -интеграла. Поэтому использование выражений (1) и (2) позволяет построить зависимость $P_f(K_I)$ или $P_f(J)$.

Расчет напряженно-деформированного состояния (НДС) образца с трещиной осуществляется с помощью МКЭ. Размер конечных элементов непосредственно у вершины трещины принимается равным $0,1\rho_{uc}^{cl}$, где ρ_{uc}^{cl} – размер элементарной ячейки.

Для рассчитанного НДС с помощью выражений (1) и (2) вычисляется вероятность хрупкого разрушения. При этом рассматриваемый образец представляется как совокупность элементарных ячеек, в каждой из которых НДС осредняется по ее объему.

2. Модель вязкого разрушения. Используется описанная ранее модель вязкого разрушения [7, 8]. В качестве критерия вязкого разрушения принимается критерий пластического коллапса элементарной ячейки размером ρ_{uc}^{duct} :

$$\frac{dF_{eq}}{dk} = 0, \quad (3)$$

где $F_{eq} = \sigma_{eq}(1 - S_{\Sigma})$; S_{Σ} – относительная площадь пор, т.е. площадь пор на единицу площади поперечного сечения элементарной ячейки. Другими словами, F_{eq} есть напряжение в конгломерате матрицы материала и пор, а величина σ_{eq} – напряжение в матрице материала. Величина относительной площади пор S_{Σ} вычисляется по уравнениям зарождения и роста пор в соответствии с процедурой, представленной в [7, 8].

3. Моделирование хрупкого разрушения после вязкого роста трещины. Для моделирования используется подход, объединяющий вероятностную модель хрупкого разрушения [5, 6] и детерминистическую модель вязкого разрушения [7, 8]. Практическая реализация этого подхода заключается в двухэтапной процедуре расчета.

На первом этапе с помощью МКЭ моделируется рост трещины по вязкому механизму. При этом рассчитываются НДС образца с вязкорастущей трещиной, подрост трещины Δa и значение J -интеграла. На втором этапе определяется вероятность хрупкого разрушения образца.

4. Результаты исследования.

4.1. *Прогнозирование J_R -кривых и сравнение с полученными экспериментальными данными.* В настоящем разделе представлено прогнозирование J_R -кривых для 2Т-СТ образцов из стали 15Х2НМФАА в исходном и охрупченном состоянии, выполненное на основе модели вязкого разрушения, и проведено сравнение результатов прогнозирования с данными эксперимента по определению J_R -кривых. Охрупченное состояние материала получено специальной термической обработкой, имитирующей радиационное охрупчивание стали. Степень охрупчивания стали оценивалась по величине сдвига критической температуры хрупкого разрушения ΔT_{41J} , соответствующей уровню энергии разрушения образца Шарпи 41 Дж. Согласно [6], для исходного состояния материала $T_{41J} = -64^{\circ}\text{C}$, для охрупченного состояния материала $T_{41J} = 116^{\circ}\text{C}$ и, следовательно, $\Delta T_{41J} = 180^{\circ}\text{C}$.

На рис. 2 представлены расчетные J_R -кривые, т.е. зависимости $J(\Delta a + SZW)$ для стали в исходном и охрупченном состоянии. Там же приведены результаты испытаний по определению трещиностойкости на образцах 2Т-СТ, полученные в работе [8]. Видно, что температура незначительно влияет на J_R -кривые, и их расчетные зависимости достаточно адекватно описывают имеющиеся экспериментальные данные.

4.2. *Прогнозирование температурной зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении без вязкого роста трещины.* На основе вероятностной модели [5, 6] выполнено прогнозирование температурной зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$. При проведении расчетов предполагалось, что вязкий подрост трещины отсутствует при любой нагрузке, т.е. принималось $\Delta a = 0$ при $K_I > K_{Jc}^{duct}$. Расчеты осуществлялись применительно к компактным образцам типа 2Т-СТ. Размер элементарной ячейки $\rho_{ис}^{cl}$ в соответствии с [5, 6] полагали равным 0,05 мм.

Параметры Вейбулла σ_{d0} , $\tilde{\sigma}_d$ и η , входящие в уравнения (1) и (2), определялись по данным испытаний 2Т-СТ образцов. Для стали в исходном состоянии: $\sigma_{d0} = 1593$ МПа, $\tilde{\sigma}_d = 17235$ МПа, $\eta = 5,96$; для стали в охрупченном состоянии: $\sigma_{d0} = 1842$ МПа, $\tilde{\sigma}_d = 3600$ МПа, $\eta = 12$.

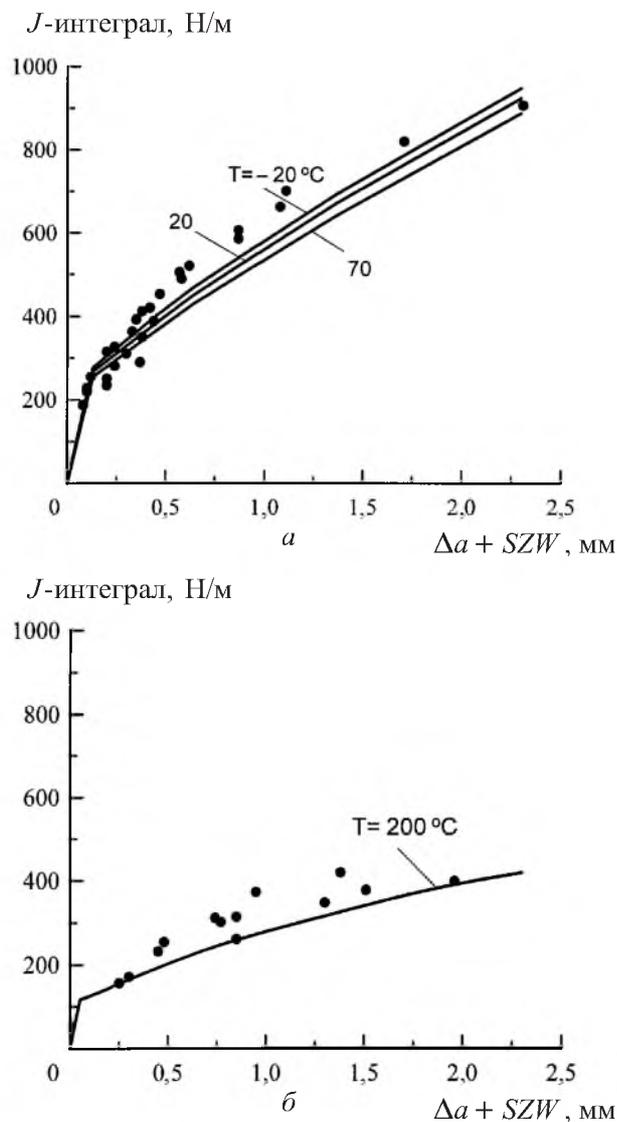


Рис. 2. Сопоставление прогнозируемых (кривые) и экспериментальных (точки) [8] зависимостей J_R -кривых для стали 15X2NMFAA в исходном (а) и охрупченном (б) состоянии (а – данные испытаний образцов 2Т-СТ при $T = 30\dots 50^\circ\text{C}$; б – то же при $T = 50\dots 200^\circ\text{C}$).

Результаты расчета зависимостей $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$ и $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ для материала в исходном и охрупченном состоянии представлены на рис. 3 при вероятности хрупкого разрушения $P_f = 0,05, 0,50$ и $0,95$. Там же приведены экспериментальные результаты, полученные на образцах 2Т-СТ. Видно, что расчетные данные достаточно хорошо согласуются с экспериментальными.

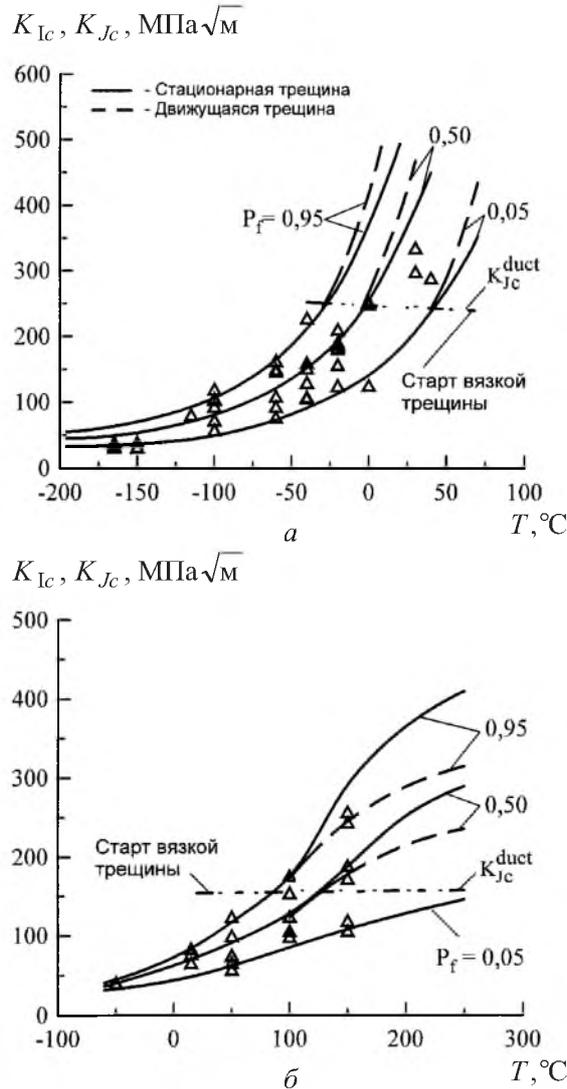


Рис. 3. Температурные зависимости $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$ (сплошные линии) и $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ (штриховые линии) для стали 15X2NMFAA в исходном (а) и охрупченном (б) состоянии, спрогнозированные на основе вероятностной модели. (Точки – экспериментальные данные, полученные на образцах типа 2Т-СТ.)

4.3. *Прогнозирование температурной зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении после вязкого роста трещины.* На первом этапе с помощью МКЭ осуществляется моделирование вязкого роста трещины. При этом определяются НДС образца с вязкорастущей трещиной, подрост трещины Δa и значение J -интеграла. На втором этапе рассчитывается вероятность хрупкого разрушения образца с трещиной как функция величины вязкого подраста трещины Δa .

На рис. 4 представлены рассчитанные при различных температурах зависимости $P_f(\Delta a)$ для стали в исходном и охрупченном состоянии. Как видно, с повышением температуры вероятность хрупкого разрушения снижается, что вполне соответствует физике процесса.

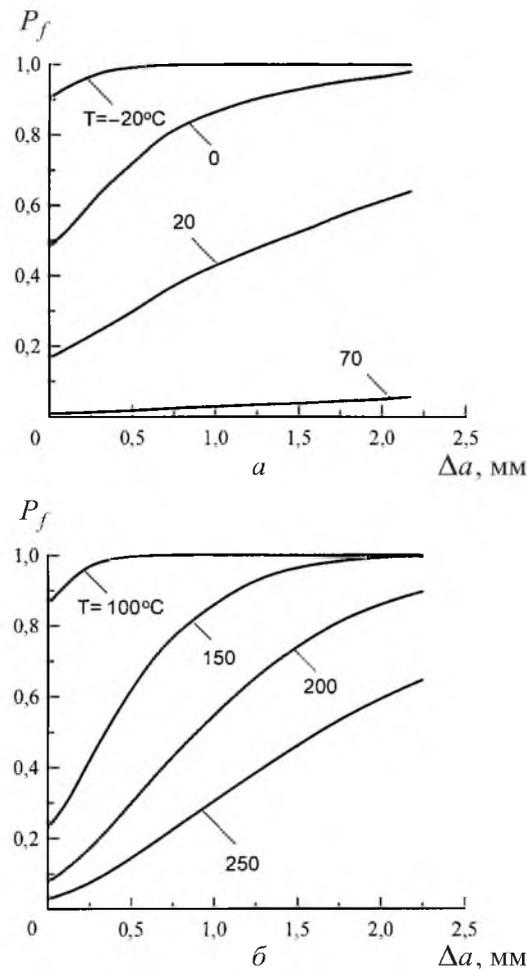


Рис. 4. Зависимости $P_f(\Delta a)$, рассчитанные для стали 15X2HMFAA в исходном (а) и охрупченном (б) состоянии при различных температурах.

На основе известной зависимости $J(\Delta a + SZW)$ – рис. 2 может быть построена зависимость $J(\Delta a)$, а с учетом $P_f(\Delta a)$ – рис. 4 и $J(\Delta a)$ можно получить зависимость $P_f(K_J)$. Расчет последней проводился также при прогнозировании зависимости $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$ (рис. 3). На рис. 5 представлены расчетные зависимости $P_f(K_J)$ для двух случаев: моделирование хрупкого разрушения без учета и с учетом вязкого роста трещины. Видно, что вероятность хрупкого разрушения материала в исходном состоянии для стационарной трещины выше, чем для движущейся. Следовательно, при фиксированной вероятности хрупкого разрушения величина K_{Jc}^{cl} , рассчитанная с учетом вязкого подраста трещины, выше таковой, рассчитанной в предположении, что вязкий рост трещины отсутствует. Для охрупченного материала наблюдается противоположная картина.

Рассчитанные для разных температур зависимости $P_f(K_J)$ позволяют прогнозировать температурную зависимость трещиностойкости при хрупком разрушении после вязкого роста трещины $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$. Эта зависи-

мость, полученная для заданной вероятности хрупкого разрушения $P_f = 0,05, 0,50$ и $0,95$, показана на рис. 3 штриховыми линиями. Из этого рисунка следует, что при $K_{Jc}^{cl} > K_{Jc}^{duct}$ характер температурной зависимости трещиностойкости изменяется. Сопоставление зависимости $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ для материала в исходном (рис. 3,а) и охрупченном (рис. 3,б) состоянии показывает, что в первом случае она подобна кривой 2 на рис. 1, во втором – кривой 3. Эта особенность будет подробно рассмотрена в следующем разделе.

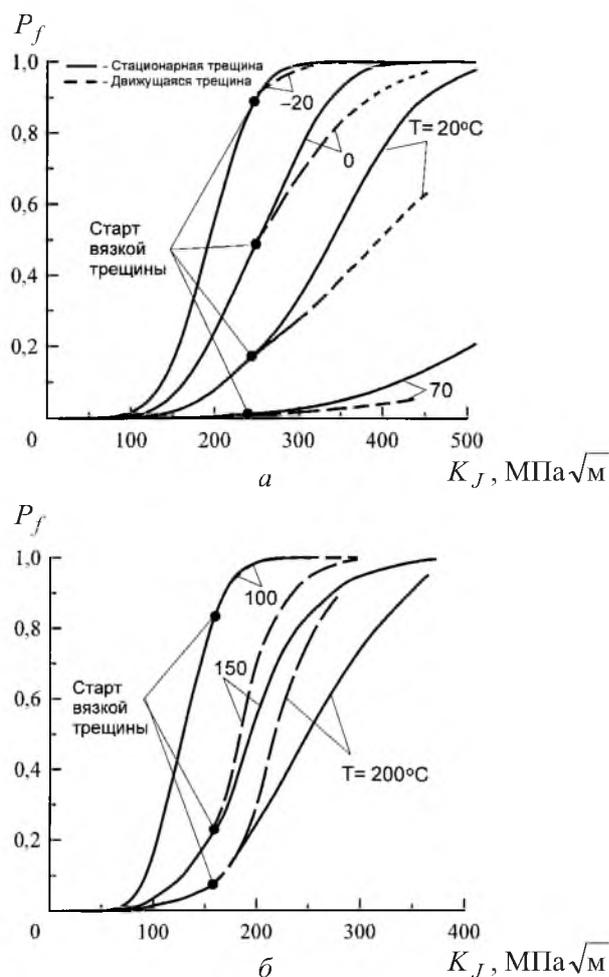


Рис. 5. Зависимости вероятности хрупкого разрушения P_f от величины K_J для материала в исходном (а) и охрупченном (б) состоянии, полученные путем моделирования хрупкого разрушения с учетом ($\Delta a > 0$) – штриховые линии и без учета ($\Delta a = 0$) вязкого роста трещины – сплошные линии.

5. Обсуждение результатов. Представленные на рис. 3 данные очень важны для инженерного применения. Действительно, они показывают, что при $K_{Jc}^{cl} > K_{Jc}^{duct}$, во-первых, изменяется характер температурной зависимости трещиностойкости (ср. $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$ и $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$) и, во-вторых, для

материала в исходном состоянии зависимость $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$, построенная при допущении $\Delta a = 0$, консервативна по сравнению с зависимостью $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$. Для охрупченного материала $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$ не является консервативной по отношению к $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$.

Для материала в исходном состоянии описанная закономерность достаточно хорошо подтверждается имеющимися экспериментальными данными. На рис. 6 приведены экспериментальные данные по трещиностойкости при хрупком разрушении более чем 750 образцов типа СТ толщиной $B = 12,5 \dots 100$ мм из стали 22NiMoCr37 [10]. Там же показаны кривые $K_{Jc}^{cl}(T)$, построенные на основе концепции “Master curve” [11] для вероятности хрупкого разрушения $P_f = 0,01$ и $0,99$. Кривые на рис. 6 соответствуют пересчитанной толщине 25 мм. Видно, что в области, соответствующей $K_{Jc}^{cl} > K_{Jc}^{duct}$, значительная часть экспериментальных данных лежит выше кривой “Master curve”, отвечающей вероятности хрупкого разрушения $P_f = 0,99$. Это говорит о том, что кривые $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ идут более круто, чем кривые $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$, полученные в предположении об отсутствии вязкого роста трещины.

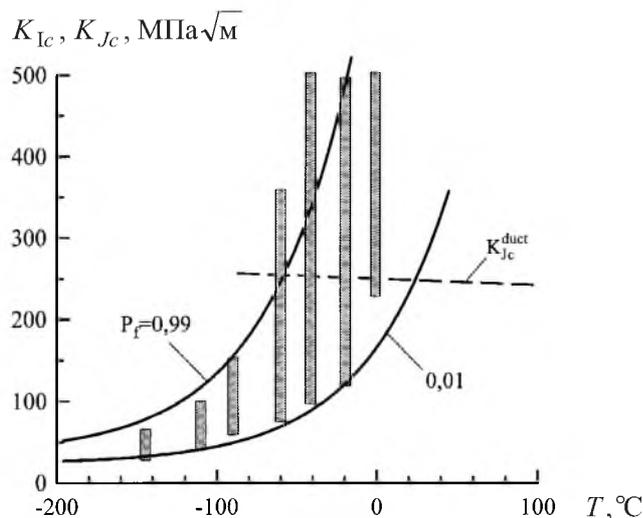


Рис. 6. Сопоставление полос разброса экспериментальных значений трещиностойкости при хрупком разрушении образцов типа СТ из стали 22NiMoCr37 (затемненные участки) [10] и зависимостей $K_{Jc}^{cl}(T)$, рассчитанных на основании подхода “Master curve” (сплошные линии).

Влияние вязкого роста трещины на трещиностойкость при хрупком разрушении изучалось во многих работах, в частности в [12–14]. В [13] зависимость $K_{Jc}^{cl}(T)$ определялась с помощью численных расчетов МКЭ при использовании модели вязкого разрушения Россилье [15] и модели хрупкого разрушения Беремина [9]. Установлено, что трещиностойкость материала, рассчитанная с учетом вязкого роста трещины, выше таковой, рассчитанной без учета вязкого роста трещины.

Однако из работ [12, 14] следует противоположный вывод. Согласно этим работам, вероятность хрупкого разрушения материала с любой степенью охрупчивания при наличии вязкого подроста трещины Δa может быть рассчитана по формуле

$$\left(\ln \frac{1}{1-P_f}\right)^{1/4} = \left(\frac{K_I - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}}\right) \left(\frac{B}{B_0}\right)^{1/4} \left(1 + \frac{2\Delta a \sigma_{flow}^2}{K_I^2 \beta}\right)^{1/4}, \quad (4)$$

где K_0 – масштабный параметр; K_{\min} – минимально возможная трещиностойкость; B_0 – нормирующая толщина образца; $\sigma_{flow} = 0,5(\sigma_Y + \sigma_u)$; σ_u – предел прочности; β – безразмерный коэффициент.

Из формулы (4) видно, что при фиксированной вероятности хрупкого разрушения будем иметь $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG} < [K_{Jc}^{cl}(T)]^0$, т.е. кривая $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ будет подобна кривой 3 на рис. 1 как для материала в исходном состоянии, так и в охрупченном.

Отмеченные выше противоречия требуют более глубокого анализа используемых при выводе уравнения (4) допущений.

При выводе уравнения (4) принималось, что вероятность хрупкого разрушения контролируется только величиной объема пластической зоны V_p и не зависит от особенностей распределения полей напряжений и деформаций в этой зоне. Для стационарной трещины объем пластической зоны $V_p^{st} \sim K_I^4$, для движущейся – $V_p^{gr} \sim K_I^4 + f(\Delta a, K_I)$, где $f(\Delta a, K_I)$ – объем пластической зоны позади вершины трещины. Тогда при одном и том же значении коэффициента интенсивности напряжений K_I вероятность хрупкого разрушения для движущейся трещины будет выше, чем для стационарной, и, следовательно, $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG} < [K_{Jc}^{cl}(T)]^0$.

Таким образом, расчеты по формуле (4) согласуются с расчетами для материала в охрупченном состоянии (рис. 3,б) и противоречат расчетам для материала в исходном состоянии (рис. 3,а).

С нашей точки зрения, формула (4) не является универсальной для прогнозирования зависимости $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$, так как при ее выводе не учитывались особенности распределения полей напряжений и деформаций у вершины стационарной и движущейся трещины. Кроме того, не учитывался различный вклад напряжений и деформаций в вероятность хрупкого разрушения.

Как видно из уравнений (1) и (2), вероятность хрупкого разрушения контролируется параметром $\sigma_{nuc} \equiv \sigma_1 + m_T m_\epsilon \cdot A_0 \kappa^n$. Различие между $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ и $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$ для материала в исходном и охрупченном состоянии определяется разным вкладом первой (σ_1) и второй ($m_T m_\epsilon A_0 \kappa^n$) составляющих величины σ_{nuc} в вероятность хрупкого разрушения. Для материала в исходном состоянии вязкий рост трещины происходит при более низкой температуре, чем для материала в охрупченном состоянии.

Поскольку параметр m_T увеличивается с понижением температуры, то для материала в исходном состоянии преобладающее влияние на вероятность хрупкого разрушения оказывает вторая составляющая σ_{nuc} , зависящая от пластической деформации. С повышением степени охрупчивания материала вязкий рост трещины происходит при более высокой температуре, и, следовательно, вклад в вероятность хрупкого разрушения второй составляющей σ_{nuc} уменьшается, а вклад первой возрастает.

Кроме того, согласно [8] величина пластической деформации у вершины трещины различна для стационарной и вязкорастущей трещины. С увеличением K_I при $K_I > K_{Jc}^{duct}$ пластическая деформация у вершины вязкорастущей трещины ограничена уровнем критического значения пластической деформации, в то время как у вершины стационарной трещины она неограниченно повышается. В результате при одних и тех же значениях $K_I > K_{Jc}^{duct}$ пластическая деформация у вершины вязкорастущей трещины меньше, чем у вершины стационарной трещины. В то же время максимальное главное напряжение σ_1 у вершины вязкорастущей трещины незначительно выше, чем у вершины стационарной трещины [8].

Согласно формулам (1) и (2), рабочий объем, контролирующий вероятность хрупкого разрушения у растущей трещины, включает как пластическую зону впереди вершины трещины, так и зону позади ее вершины. Ясно, что при одинаковом значении K_I рабочий объем для стационарной трещины, равный пластической зоне впереди ее вершины, меньше, чем для растущей трещины.

Таким образом, при одинаковом значении K_I различия между стационарной и движущейся трещинами сводятся к следующему: у стационарной трещины рабочий объем меньше, чем у растущей, уровень деформаций выше и уровень напряжений σ_1 практически равен уровню напряжений у растущей трещины.

Из этого следует, что если преобладающий вклад в вероятность хрупкого разрушения оказывает деформация, возможна ситуация, когда для стационарной трещины P_f будет выше, чем для растущей, и, следовательно, $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0 < [K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$. Такой случай характерен для материала в исходном состоянии и, по-видимому, для слабо охрупченного материала. При этом, чем выше сопротивление хрупкому разрушению материала и, значит, чем ниже температура начала вязкого роста трещины и выше величина m_T , тем больше разница между $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$ и $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$.

Итак, для исходного и слабо охрупченного материала оценка трещиностойкости будет консервативной во всем температурном диапазоне, если использовать зависимость, построенную на основе экспериментальных результатов по определению трещиностойкости в области $K_{Jc}^{cl} \leq K_{Jc}^{duct}$, и экстраполировать ее в область $K_{Jc}^{cl} > K_{Jc}^{duct}$.

Если же преобладающий вклад в вероятность хрупкого разрушения вносит напряжение σ_1 , то вероятность хрупкого разрушения для стационарной трещины будет ниже, чем для растущей, и, следовательно,

$[K_{Jc}^{cl}(T)]^0 > [K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$. Этот случай характерен для высокохрупченного материала. При этом с повышением степени охрупчивания материала различие между $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ и $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$ будет увеличиваться.

Выводы

1. На основе вероятностной модели хрупкого разрушения и детерминистической модели вязкого разрушения выполнено прогнозирование температурной зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении $K_{Jc}^{cl}(T)$ применительно к корпусной реакторной стали 15X2НМФАА в исходном и охрупченном состоянии. Прогнозирование проведено для случаев, когда величина K_{Jc}^{cl} не превышает уровень верхнего шельфа K_{Jc}^{duct} и $K_{Jc}^{cl} > K_{Jc}^{duct}$. Показано, что характер зависимости $K_{Jc}^{cl}(T)$ изменяется при $K_{Jc}^{cl} > K_{Jc}^{duct}$, т.е. при вязком подроде трещины ($\Delta a > 0$).

2. Рассчитанная с учетом вязкого роста трещины трещиностойкость материала в исходном состоянии при хрупком разрушении $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ превышает трещиностойкость при хрупком разрушении, рассчитанную без учета вязкого роста трещины, $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$. Поэтому зависимость $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$ может быть использована в качестве консервативной оценки кривой $K_{Jc}^{cl}(T)$ в области значений $K_{Jc}^{cl} \geq K_{Jc}^{duct}$. В частности, зависимость, полученная на основе экспериментальных данных о трещиностойкости в области значений $K_{Jc}^{cl} < K_{Jc}^{duct}$, может быть экстраполирована в область значений $K_{Jc}^{cl} \geq K_{Jc}^{duct}$.

3. Для материала в сильно охрупченном состоянии трещиностойкость $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ ниже, чем трещиностойкость $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$.

4. Различие между зависимостями $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ и $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$ зависит от степени охрупчивания материала. Влияние степени охрупчивания материала на трещиностойкость при хрупком разрушении после вязкого роста трещины объясняется разным вкладом в вероятность хрупкого разрушения пластической деформации и максимального главного напряжения. Чем более значителен вклад пластической деформации, тем более вероятно, что $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG}$ будет превышать $[K_{Jc}^{cl}(T)]^0$. Для материала в исходном состоянии вклад пластической деформации в вероятность хрупкого разрушения преобладает над вкладом максимального главного напряжения σ_1 , и $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG} > [K_{Jc}^{cl}(T)]^0$. С увеличением степени охрупчивания материала вклад пластической деформации уменьшается, и для материала с высокой степенью охрупчивания $[K_{Jc}^{cl}(T)]^{DCG} < [K_{Jc}^{cl}(T)]^0$.

Резюме

На основі запропонованих авторами раніше імовірнісної моделі крихкого руйнування і детерміністичної моделі в'язкого руйнування вивчено головні

закономірності крихкого руйнування після в'язкого росту тріщини. Дослідження проведено на корпусній реакторній сталі 15Х2НМФАА у початковому і окрихченому стані. Для різних температур розраховано залежності імовірності крихкого руйнування від коефіцієнта інтенсивності напружень та величини в'язкого підросту тріщини. Прогнозування температурної залежності тріщиностійкості при крихкому руйнуванні матеріалу у початковому і окрихченому стані виконано як без урахування, так із урахуванням в'язкого росту тріщини. Проаналізовано основні фактори, що контролюють ці залежності. Отримані розрахункові результати зіставляються з даними випробувань компактних зразків типу СТ.

1. *Hancock J. W. and Cowling M. J.* Role of state of stress in crack-tip failure process // *Metal. Sci.* – 1980. – **14**. – P. 293 – 304.
2. *Bruckner A. and Munz D.* Scatter of fracture toughness in brittle-ductile transition region of a ferritic steel // *Advances in Probabilistic Fracture Mechanics.* – PVP, Vol. 92. ASME, 1984. – P. 105 – 111.
3. *Wallin K.* The effect of ligament size on cleavage fracture toughness // *Eng. Fract. Mech.* – 1989. – **32**, No. 3. – P. 449 – 457.
4. *Moskovic R., Leigh B. D., and Priest R. H.* Effect of strain ageing on the fracture toughness and tensile properties of Si-killed C-Mn steels // Ed. J. Petit, *Proc. ECF-11: Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure*, EMAS, Warley, 1996. – P. 785 – 790.
5. *Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A.* Improved probabilistic model for fracture toughness prediction based for nuclear pressure vessel steels // *Int. J. Pres. Ves. Piping.* – 1998. – **75**. – P. 843 – 855.
6. *Марголин Б. З., Швецова В. А., Гуленко А. Г. и др.* Прогнозирование трещиностойкости корпусной реакторной стали на основе концепции “Master curve” и вероятностной модели // *Пробл. прочности.* – 2002. – № 1. – С. 5 – 21.
7. *Margolin B. Z., Karzov G. P., Shvetsova V. A., and Kostylev V. I.* Modeling for transcrystalline and intercrystalline fracture by void nucleation and growth // *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* – 1998. – **2**, No. 2. – P. 123 – 139.
8. *Марголин Б. З., Костылев В. И., Минкин А. И., Ильин А. В.* Моделирование вязкого роста трещин в корпусных реакторных сталях и построение J_R -кривых // *Пробл. прочности.* – 2002. – № 2. – С. 20 – 34.
9. *Beremin F. M.* A local criterion of cleavage fracture of a nuclear pressure vessel steels // *Met. Trans.* – 1983. – **14A**. – P. 2277 – 2287.
10. *Scibetta M.* Contribution to the evaluation of the circumferentially-cracked round bar for fracture toughness determination of reactor pressure. – Dissertation, RMR, SCK-CEN, Belgium, 1999.
11. *ASTM E 1921-97.* Standard test method for determination of reference temperature, T_0 , for ferritic steels in the transition range // *Annual Book of ASTM Standards.* – 1998. – vol. 03.01 – P. 1068 – 1084.

12. *Wallin K.* The effect of ductile tearing on cleavage fracture probability in fracture toughness testing // *Eng. Fract. Mech.* – 1989. – **32**, No. 4. – P. 523 – 531.
13. *Eripret C., Libdury D. P. G., Sherry A., and Howard I.* Prediction of fracture in the transition regime: application to an A533B pressure vessel steel // *J. de Physique IV.* – 1996. – **6**. – P. 315 – 323.
14. *Planman T., Keinanen K., Wallin K., and Rintamaa R.* Master curve analysis of highly embrittled pressure vessel steel // *IAEA Specialists Meeting on Irradiation Embrittlement and Mitigation (14–17 May, 2001)*, Gloucester, UK, 2001.
15. *Roesselier G.* A methodology for ductile fracture analysis based on damage mechanics: an illustration of local approach to fracture // *ASTM STP 995.* – 1989. – P. 332 – 354.

Поступила 18. 04. 2002