

Охрупчивание и трещиностойкость высокооблученных аустенитных сталей для элементов ВКУ ВВЭР. Сообщение 3. Анализ условий развития трещин

Б. З. Марголин, В. Н. Фоменко, А. А. Сорокин

ФГУП ЦНИИ КМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

Проанализированы условия стабильного и нестабильного развития трещины по механизму вязкого разрушения при квазистатическом нагружении. Проведено численное моделирование развития трещины методом конечных элементов с использованием деформационного критерия разрушения. Исследовано влияние отношения размера элементарного продвижения трещины к размеру пластической зоны на характер J_R -кривых. Исходя из этих исследований определены условия, при которых возможно нестабильное развитие трещины на фоне маломасштабной и общей текучести. Сформулирован критерий отсутствия нестабильного развития трещины в элементах внутрикорпусных устройств, изготовленных из аустенитных сталей и подверженных интенсивному нейтронному облучению.

Ключевые слова: условия стабильного и нестабильного развития трещины, вязкое разрушение, деформационный критерий разрушения, аустенитные стали.

Обозначения

- K_I – коэффициент интенсивности напряжений
- K_{Ic} – критический коэффициент интенсивности напряжений
- D – повреждающая доза нейтронного облучения
- J – контурный интеграл Черепанова–Райса
- J_c – критическое значение J -интеграла по критерию старта трещины
- κ – параметр Одквиста (длина пути деформирования)
- $\rho_{ис}$ – размер единичного продвижения трещины
- ε_f^{cr} – критическая деформация, соответствующая продвижению трещины на величину $\rho_{ис}$
- r_p – расстояние от вершины трещины до границы пластической зоны на линии продолжения трещины

Введение. Одним из наиболее значимых эксплуатационных факторов, воздействующих на материал элементов внутрикорпусных устройств (ВКУ) реакторов на быстрых нейтронах (БН) или водо-водяных реакторов (ВВЭР), является интенсивное нейтронное облучение. Так, для реакторов типа БН интенсивность повреждающей дозы нейтронного облучения (dD/dt) для некоторых элементов, например для внутрикорпусных устройств, достигает 1 сна/год, для водо-водяных реакторов типа ВВЭР-440 – 1 сна/год и типа ВВЭР-1000 – 1,5...2 сна/год.

Интенсивное облучение элементов ВКУ предопределило выбор материала для их изготовления – это аустенитные хромоникелевые стали. Элементы ВКУ для БН изготавливаются из стали X18H9, для ВВЭР – из стали X18H10T.

Известно, что аустенитные стали имеют высокое сопротивление охрупчиванию под воздействием нейтронного облучения. Тем не менее при повреждающих дозах, накапливающихся за 30...45 лет эксплуатации реакторов, трещиностойкость указанных сталей падает до весьма низких значений. Согласно данным [1, 2] для аустенитных сталей при повреждающей дозе $D \approx 20$ сна критический коэффициент интенсивности напряжений $K_{Ic} \approx 30 \dots 50 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$.

Кроме того, при высоких значениях повреждающих доз аустенитные стали подвержены сильному радиационному набуханию [3–5]. В случае неоднородного потока нейтронов и (или) неравномерного распределения температуры в конструктивном элементе могут возникать высокие напряжения и деформации, обусловленные неравномерным набуханием. Сочетание высоких напряжений и низкой трещиностойкости металла приводит к опасности нарушения целостности и нормального функционирования элементов ВКУ.

Цель данного сообщения заключается в анализе условий стабильного и нестабильного развития трещины и формулировке критерия отсутствия нестабильного развития трещины в элементах конструкций, изготовленных из аустенитных сталей и подверженных интенсивному нейтронному облучению.

1. Особенности разрушения интенсивно облученных аустенитных сталей. Ранее [6] и в работе [7] показано, что в процессе нейтронного облучения при определенном уровне повреждающей дозы, зависящей от температуры облучения, фазовый состав аустенитных сталей может изменяться за счет $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Условия нейтронного облучения, при которых реализуется $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, приводящее к возникновению вязкохрупкого перехода в стали 08X18H10T, представлены на рис. 1.

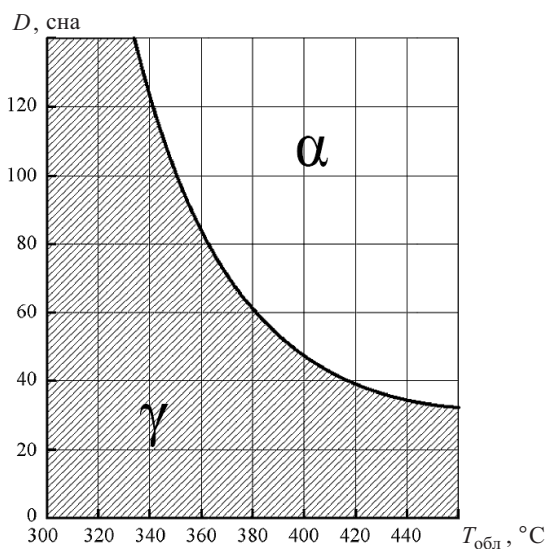


Рис. 1. Условия нейтронного облучения, при которых происходит $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение в стали 08X18H10T, приводящее к возникновению вязкохрупкого перехода (незаштрихованная область), заштрихованная область – вязкохрупкий переход отсутствует.

Инициирование и развитие трещин в аустенитных сталях при отсутствии или наличии $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения принципиально различаются. В материале с вязкохрупким переходом при хрупком разрушении энергоемкость стадии распространения трещины в 100–1000 раз ниже, чем энергоемкость ее старта [8, 9]. В γ -материале отсутствует вязкохрупкий переход, и разрушение всегда происходит по вязкому механизму, за исключением очень низких, например ниже -100°C , когда происходит мартенситное превращение при деформировании материала, и высоких (выше 500°C) температур и (или) медленных скоростей деформирования (менее 10^{-7} с^{-1}), когда может происходить межзеренное разрушение в результате межзеренного проскальзывания [1, 10, 11].

Под вязким разрушением будем понимать следующие механизмы разрушения [1].

Ямочный – разрушение происходит вследствие образования пор на частицах второй фазы (например, на включениях MnS), их роста и объединения [1, 7, 8]. Такой механизм характерен при разрушении аустенитных сталей в исходном состоянии [1].

Сдвиговый – разрушение происходит в результате среза перемычек между порами и микротрещинами, образовавшимися на крупных включениях типа MnS и на карбидах [12, 13].

Канальный – разрушение происходит на фоне крайне гетерогенного пластического деформирования. Пластическая деформация локализуется в узких каналах шириной 30 нм, подобных полосам скольжения, где и происходит разрушение [1, 14].

Последние два механизма разрушения характерны для облученных аустенитных сталей, причем канальное разрушение присуще материалам, облученным большей повреждающей дозой. Общей чертой для всех типов вязкого разрушения является практическое равенство удельных энергий, необходимых для старта и развития трещины. Иными словами, развитие трещины в этом случае представляет собой последовательное разрушение элементарных объемов материала у вершины движущейся трещины. Причем энергия, расходуемая на деформирование любого элементарного объема до его разрушения, примерно одна и та же.

Таким образом, проведенный анализ показывает, что даже при низкой энергоемкости вязкого разрушения γ -металла вследствие облучения сопротивление нестабильному развитию трещины в элементе ВКУ из такого материала будет выше, чем из металла, разрушение которого происходит хрупко. Например, при одном и том же значении трещиностойкости по критерию старта трещин J_c при хрупком разрушении металла условие равенства $J = J_c$ будет означать не только старт, но и глобальное разрушение элемента (J – контурный интеграл Черепанова–Райса, J_c – критическое значение J -интеграла по критерию старта трещины). При вязком разрушении то же условие во многих случаях означает всего лишь некоторое стабильное подрастание трещины.

На основании вышеизложенного формулировка предельного состояния элемента по критерию нестабильного развития трещины при хрупком и вязком разрушении должна различаться. Хотя в ряде случаев диаграммы разрушения образцов с трещиной из вязко разрушающегося материала имеют вид типичных диаграмм хрупкого разрушения образцов.

Рассмотрим некоторые типичные диаграммы нагружения образцов, облученных до высокого уровня повреждающих доз.

Согласно имеющимся экспериментальным данным существуют два варианта нестабильного развития трещины для образцов из высокооблученного аустенитного материала. На рис. 2 представлены диаграммы нагружения образцов типа СТ. Разрушение этих образцов происходило на фоне общей (рис. 2,а) и маломасштабной (рис. 2,б) текучести. Испытания проводили при скорости перемещения захвата $3 \cdot 10^{-3}$ мм/с. Перемещение, указанное на диаграммах, измеряли с помощью датчиков, установленных на торцах образцов. При стабильном развитии трещины ее подрастание измеряли методом податливости согласно стандарту ASTM E 1820 [15]. Податливости определяли путем частичной разгрузки образца (рис. 2,а).

Температура облучения и повреждающая доза для рассматриваемых образцов не соответствовали реализации $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращения. Следовательно, разрушение происходило по вязкому механизму.

Нестабильное развитие трещины на фоне общей текучести – физически понятный процесс, который может быть объяснен следующим образом. Развитие трещины в образце происходит вследствие потери им несущей способности. По мере развития трещины уменьшается не только нагрузка P , так как нагружение осуществляется по перемещениям, но и несущая способность образца P_{lim} , при этом $P = P_{lim}$.

Для образца, диаграмму нагружения которого иллюстрирует рис. 2,а, были рассчитаны отношения $P^3(a)/P_{max}^3$ и $P_{lim}(a)/P_{lim}(a^*)$ – рис. 3, где $P^3(a)$ – зависимость экспериментально замеренной силы P^3 от длины трещины a , определяемой методом податливости; P_{max}^3 – максимальное значение силы P^3 ; $P_{lim}(a)$ – предельная нагрузка при длине трещины a ; a^* – длина трещины, соответствующая нагрузке P_{max}^3 .

Расчет несущей способности $P_{lim}(a)$ для случая плоской деформации проводили с использованием теории линий скольжения по формуле [16]

$$P_{lim} = \beta B \sigma'_t (W - a), \quad (1)$$

где $\sigma'_t = 2\sigma_t/\sqrt{3}$ при использовании критерия Мизеса; σ_t – предел текучести при одноосном растяжении; B – толщина образца; W – его ширина; a – длина трещины; параметр β определяется из уравнения

$$1,26 \sqrt{\beta^2 + \frac{2W}{W-a} \beta} - \beta = 1.$$

Из рис. 3 видно, что рассматриваемые отношения близки между собой (различие связано с более сложным полем напряжений в реальном образце по сравнению с полем напряжений, соответствующим условию плоской деформации). Следовательно, развитие трещины происходит на фоне потери несущей способности образца.

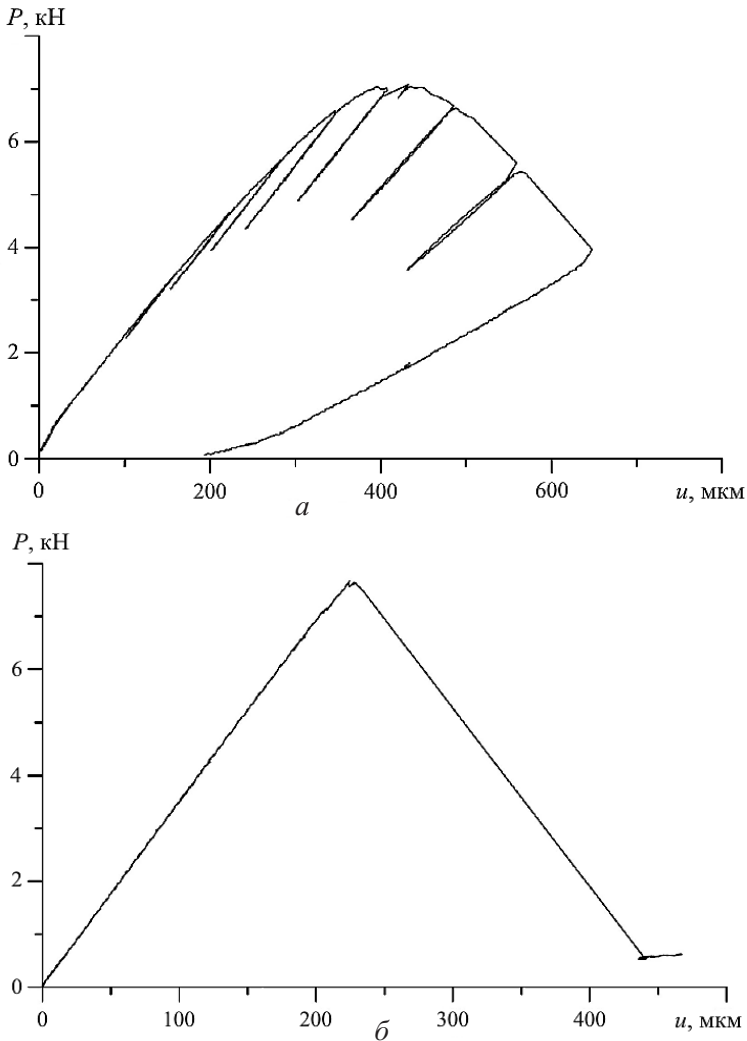


Рис. 2. Экспериментальные диаграммы нагрузка P – перемещение u для облученных образцов типа СТ шириной $W = 20$ мм и толщиной $B = 8$ мм (a) и 10 мм ($б$) при испытании на трещиностойкость: a – основного металла (сталь 10X18H9), облучен до 14 снв, $T_{\text{исп}} = 200^\circ\text{C}$; $б$ – металл шва стали X18H10T (электрошлаковая сварка под флюсом 48-ОФ-06 проволокой Св-04X19H11МЗ диаметром 3,0 мм), облучен до 36 снв, $T_{\text{исп}} = 20^\circ\text{C}$ (начальная относительная длина трещины $a_0/W \approx 0,5$).

Диаграмма нагружения образца, представленная на рис. 2,б, обычно характерна для хрупкого разрушения материалов, когда нестабильное развитие трещины происходит сразу после ее старта.

При вязком разрушении материала нестабильное развитие трещины может происходить при выполнении следующих условий [16]:

$$J = J_R; \quad (2a)$$

$$\frac{\partial J}{\partial a} > \frac{dJ_R}{da}. \quad (2б)$$

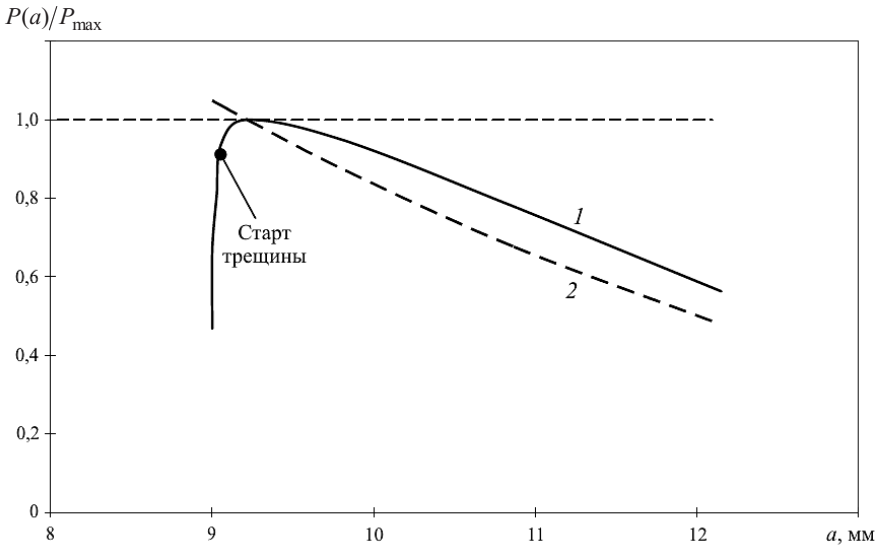


Рис. 3. Сопоставление зависимостей $P^3(a)/P_{\max}^3$ (1) и $P_{\lim}(a)/P_{\lim}(a^*)$ (2) от длины трещины a для образца типа СТ.

Рассмотрим с позиций условий (2) случаи, когда при вязком разрушении образца вид диаграммы нагружения будет соответствовать рис. 2, б.

1. Материал имеет пологую J_R -кривую. В этом случае нестабильное развитие трещины может произойти при весьма малой величине Δa , при которой податливость образца практически не изменяется. Поэтому кажется, что нестабильное развитие трещины происходит сразу после ее старта. В предельном случае (при $\Delta a = 0$) условие нестабильного развития (2б) может быть выполнено сразу после старта трещины.

2. J_R -кривая для облученного материала выполаживается до состояния $J_R = J_c = \text{const}$. Тогда условие (2б) выполняется автоматически, и непосредственно за стартом трещины следует ее нестабильное развитие.

Для более ясного понимания условий стабильного и нестабильного развития трещины при вязком разрушении, а также влияния различных факторов на J_R -кривые обратимся к моделированию старта и развития трещины по механизму вязкого разрушения.

2. **Моделирование развития трещины.** Примем, что для старта и продвижения трещины по механизму вязкого разрушения необходимо обеспечить выполнение условия [17]:

$$\frac{1}{\rho_{uc}} \int_0^{\rho_{uc}} \kappa(r) dr = \varepsilon_f^{cr}, \quad (3)$$

где $\kappa = \int d\varepsilon_{eq}^p$ – параметр Одквиста (длина пути деформирования); r – расстояние от вершины движущейся трещины по линии ее продолжения; ε_f^{cr} – критическая деформация, соответствующая продвижению трещины на величину ρ_{uc} . Иллюстрация условия (3) представлена на рис. 4.

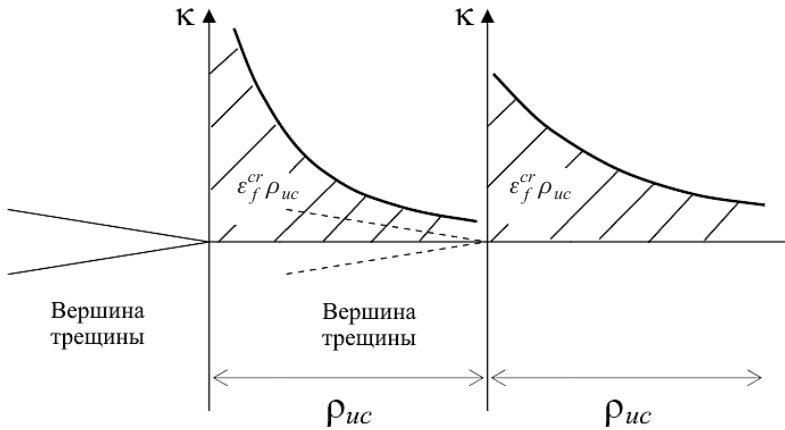


Рис. 4. Схема продвижения трещины при обеспечении выполнения условия (3).

Отметим, что критерий (3) применяется для материалов, подвергаемых деформационному упрочнению, и (или) при расчете напряженно-деформированного состояния (НДС) в геометрически нелинейной постановке. Только при этих условиях интеграл в (3) сходится. Для идеально упругопластического тела при решении задачи в геометрически линейной постановке имеем $\kappa(r) \sim 1/r$, и, следовательно, интеграл в (3) расходится.

На основании критерия (3) может быть определена J_R -кривая при известных значениях ε_f^{cr} , ρ_{uc} и величинах параметров, описывающих кривую деформирования материала [17]. Расчеты с использованием критерия (3) показывают, что с увеличением ρ_{uc} и уменьшением ε_f^{cr} J_R -кривая выполняется. Значит, при определенных величинах параметров ρ_{uc} и ε_f^{cr} J_R -кривая может вырождаться в константу (разд. 1, п. 2). По-видимому, такой случай может произойти при выполнении следующих двух условий:

- 1) разрушение происходит на фоне маломасштабной текучести;
- 2) величина ρ_{uc} должна быть сопоставима с размером пластической зоны у вершины трещины r_p , т.е. существует критическое соотношение данных величин, при котором J_R -кривая вырождается в константу. Такое условие можно записать в виде

$$k \geq k_{un}, \quad (4)$$

где $k = \rho_{uc}/r_p$; k_{un} – величина k , при которой происходит нестабильное развитие трещины.

Таким образом, величина k_{un} характеризует случай, когда при продвижении трещины на величину ρ_{uc} условие (3) выполняется без повышения нагрузки (более строго, без увеличения параметра K_I).

Указанное условие следует из работы [18], где показано, что при маломасштабной текучести при $k = \rho_{uc}/r_p$ больше определенной величины, выполняется равенство

$$G^\Delta = J, \quad (5)$$

где G^Δ – интенсивность высвобождения упругой энергии в упругопластическом теле при продвижении трещины на величину Δ ; J – значение J -интеграла при маломасштабной текучести.

Условие (5) обычно справедливо при трансляции полей напряжений и деформаций вслед за вершиной трещины по мере ее роста (принцип автономности НДС при движении трещины) [19, 20]. Поэтому при выполнении условия (5) сразу после старта трещины может реализоваться условие ее нестабильного развития без увеличения нагрузки.

Если $k < k_{un}$, нестабильное развитие трещины отсутствует, а ее стабильное развитие характеризуется существованием монотонно возрастающей J_R -кривой.

Вышеизложенные положения были обоснованы посредством численного моделирования продвижения трещины с помощью метода конечных элементов (МКЭ). Рассматривалась следующая расчетная схема (рис. 5,а): пластина ($2L = 300$ мм, $2W = 100$ мм) с двумя краевыми трещинами нагружается приложенными по торцам перемещениями при условии обобщенной плоской деформации по оси Z ($\varepsilon_z = \text{const}$). Величину L и длину трещины в пластине выбирали таким образом, чтобы при элементарном ее продвижении на величину ρ_{uc} коэффициент интенсивности напряжений K_I в вершине движущейся трещины оставался примерно одинаковым. Увеличение K_I за счет роста длины трещины компенсировалось уменьшением номинальных напряжений. В качестве k_{un} принималось такое отношение ρ_{uc}/r_p , при котором выполнялось условие

$$\frac{\bar{\kappa}_1}{\bar{\kappa}_0} = 1; \quad (6)$$

$$\bar{\kappa}_n = \frac{1}{\rho_{uc}} \int_0^{\rho_{uc}} \kappa_i(r) dr, \quad i = 0, 1, 2, \dots, \quad (7)$$

где $\kappa_i(r)$ – распределение деформации κ на линии продолжения трещины при ее продвижении на величину $i\rho_{uc}$ при постоянной нагрузке.

Исходя из представленного определения ясно, что при данном моделировании имеем $\bar{\kappa}_0 = \varepsilon_f^{cr}$.

Сделаем некоторые комментарии относительно процедуры определения k_{un} . В качестве размера пластической зоны r_p рассматривается расстояние от вершины трещины до границы пластической зоны на линии продолжения трещины. Таким образом ρ_{uc} и r_p сопоставляются по одной и той же координате.

Расчеты проводили МКЭ с помощью пакета ANSYS только для 1/4 пластины ввиду двойной симметрии.

Диаграмма деформирования материала принималась в виде

$$\sigma_{eq} = \sigma_{0,2} + A(\kappa)^n, \quad (8)$$

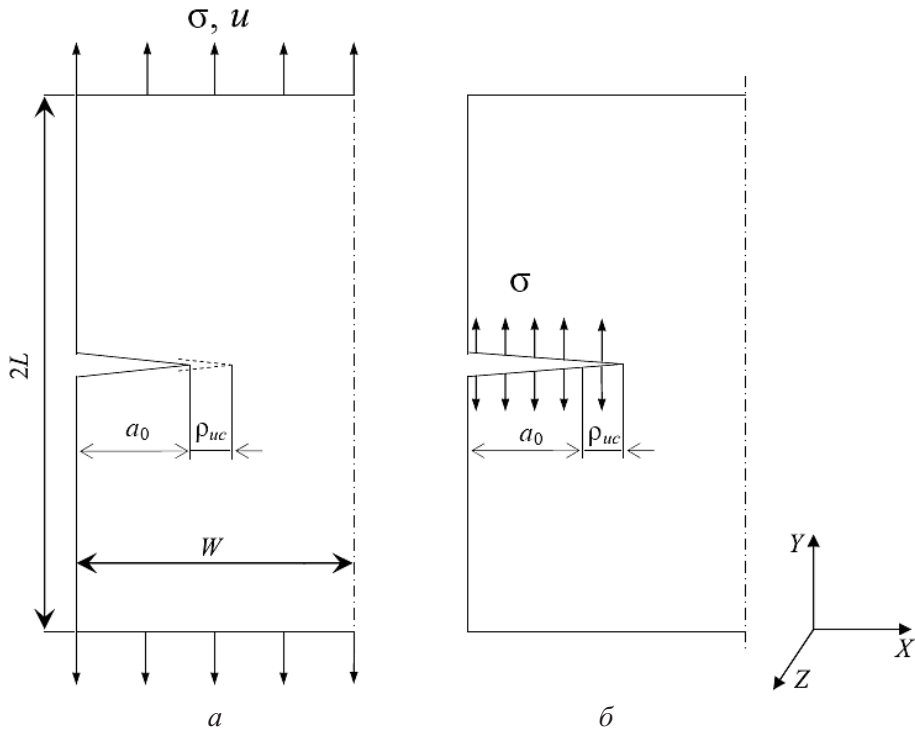


Рис. 5. Расчетные схемы нагружения пластины с двумя краевыми трещинами (показана 1/2 пластины).

где $\sigma_{0,2}$ – предел текучести; A и n – константы материала, зависящие от температуры, дозы облучения и температуры испытаний.

Для расчетного анализа параметры диаграммы деформирования определяли по экспериментальным данным, полученным для стали X18H10T, облученной дозой 46 сна при $T_{обл} = 330...340^\circ\text{C}$ [21]. Для $T_{исп} = 20^\circ\text{C}$ данные параметры равны: $\sigma_{0,2} = 853$ МПа, $A = 378$, $n = 0,661$.

Для определения k_{un} строили зависимость \bar{k}_1/\bar{k}_0 от k . Вариацию k осуществляли посредством варьирования ρ_{uc} при фиксированной величине $r_p \approx 0,37$ мм. Этому значению размера пластической зоны соответствует величина $J_c = 45,3$ Н/мм. Максимальный размер пластической зоны до проскока трещины составлял $r_p^{max} = 2$ мм. Значение ε_f^{cr} рассчитывали по формуле (3) (распределение $\kappa(r)$ отвечает значению $J = J_c$) в зависимости от величины ρ_{uc} . При варьировании ρ_{uc} от 0,07 до 1,5 мм величина ε_f^{cr} изменяется в диапазоне 0,085...0,003.

На рис. 6 представлена зависимость \bar{k}_1/\bar{k}_0 от k . Видно, что при $k \approx 1,5$ имеем $\bar{k}_1/\bar{k}_0 = 1$. Это означает, что в данном случае развитие трещины может происходить при постоянном значении K_I или J -интеграла. Следовательно, при $k = 1,5$ J_R -кривая вырождается в константу $J_R(\Delta a) = J_c = \text{const}$. При $k < 1,5$ получим $\bar{k}_1/\bar{k}_0 < 1$. Случай, когда $\bar{k}_1/\bar{k}_0 > 1$, по-видимому, связан с увеличением K_I по мере роста трещины. При отсутствии такого увеличения имеем $\bar{k}_1/\bar{k}_0 \rightarrow 1$.

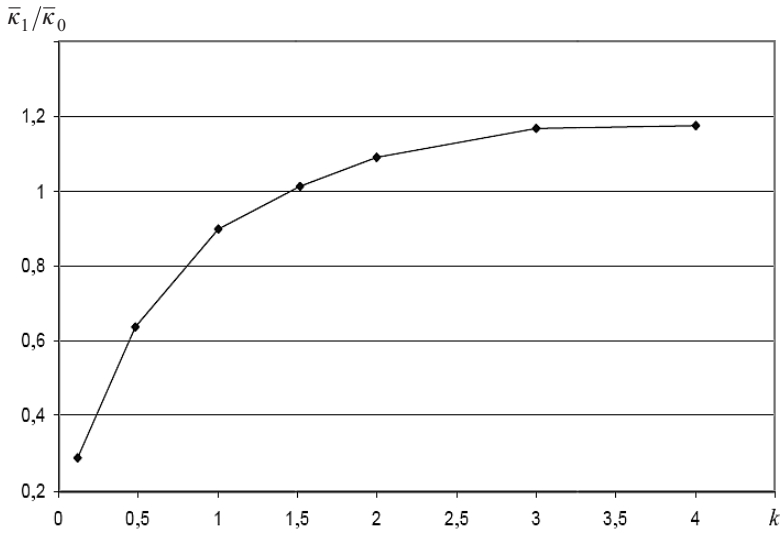


Рис. 6. Зависимость отношения $\bar{\kappa}_1/\bar{\kappa}_0$ от величины $k = \rho_{uc}/r_p$ при одиночном подросте трещины в пластине, нагружаемой приложенными по краям перемещениями ($r_p \approx 0,37$ мм).

На основании полученных результатов можно сделать следующий вывод. При $k < 1,5$ для обеспечения условия (3) каждый раз после продвижения трещины нагрузка (более точно, K_I) должна быть увеличена. Следовательно, в этом случае сразу после старта трещины ее нестабильное развитие не происходит, и существует монотонно возрастающая J_R -кривая.

Судя по представленным на рис. 6 результатам, J_R -кривая может зависеть от k . При $k \ll k_{un}$ материал будет иметь монотонно возрастающую J_R -кривую. По мере увеличения k J_R -кривая выполаживается, при $k = k_{un}$ она вырождается в константу. В качестве примера на рис. 7 показаны зависимости J_R/J_c от Δa для различных значений k . Отметим, что значение k задавалось для первого шага расчета, однако при увеличении Δa текущее значение r_p (размер пластической зоны по линии продвижения трещины, отсчитываемый от вершины движущейся трещины) практически не изменялось, в то время как текущее значение r_p^{\max} увеличивалось. Поэтому каждая из J_R -кривых на рис. 7 соответствует условию $k = \text{const}$.

J -интеграл рассчитывали по формуле [16]

$$J = \int_{\Gamma} \left(W dy - T \frac{du}{dx} ds \right), \quad (9)$$

где Γ – контур, охватывающий вершину трещины; ds – малый элемент контура Γ ; W – плотность энергии деформации, $W = \int_0^{\epsilon} \sigma_{ij} d\epsilon_{ij}$; T – поверхностный вектор силы, $T = \sigma_{ij} n_j$; n – вектор, направленный во внешнюю, по отношению к области внутри Γ , сторону нормально к контуру Γ ; u – вектор перемещения на контуре Γ . Размер контура интегрирования был близок к размеру рассматриваемого образца.

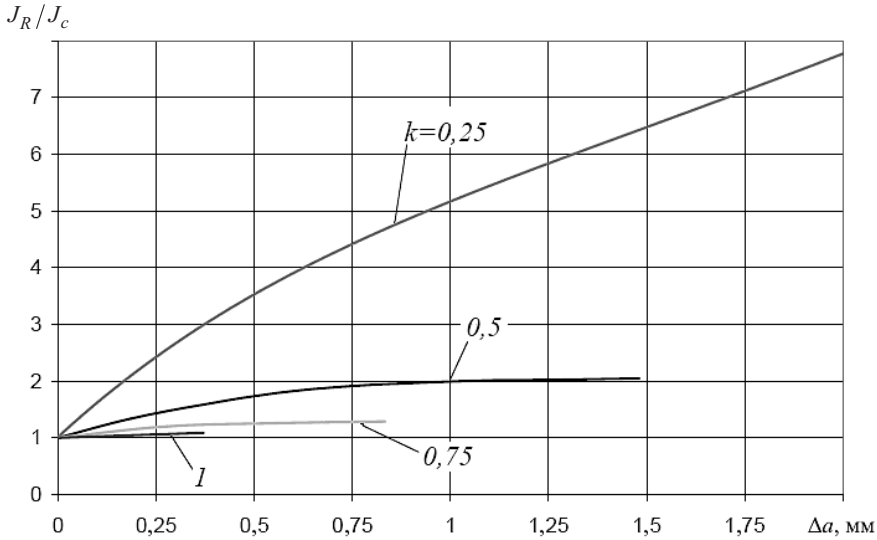


Рис. 7. Зависимость J_R/J_c от величины подроста трещины Δa при нагружении по перемещениям ($r_p \approx 0,37$ мм).

Из рис. 7 следует, что с увеличением k наклон J_R -кривых уменьшается. Для выположенной J_R -кривой условие (2) может быть выполнено при малом подросте трещины, а ввиду малости величины Δa зависимость $P(u)$ – рис. 2 практически не будет отклоняться от линейной. Поэтому в эксперименте условие нестабильного развития трещины после некоторого подроста может быть воспринято как таковое сразу после ее старта. Такой случай описан в разд. 1, п. 1.

Теперь рассмотрим J_R -кривые для различных размеров образцов, когда во всех случаях обеспечивается условие $r_p \gg \rho_{uc}$. Рассчитываются J_R -кривые для двух размеров образцов: $2W = 200$ и 100 мм. Для обоих размеров значения параметров одинаковые: $a/W = 0,5$; $\varepsilon_f^{cr} = 0,055$; $\rho_{uc} \approx 0,37$ мм. Размер пластической зоны до первого проскока составляет $r_p \approx 3$ мм, $r_p^{\max} \approx 37,5$ мм. На рис. 8 представлены результаты расчета J_R -кривых для различных размеров образцов. Видно, что J_R -кривая малочувствительна к масштабу образца.

На основании выполненных расчетов можно сделать следующее заключение.

При $k \geq 0,25$ J_R -кривая при одном и том же состоянии материала инвариантна к уровню нагружения образца, т.е. к соотношению r_p и ρ_{uc} (рис. 7). Такая ситуация может реализоваться в случае очень низкой пластичности материала при

$$\varepsilon_f^{cr} \approx \frac{1}{r_p} \int_0^{r_p} \kappa(r) dr. \quad (10)$$

Действительно, при выполнении (10) условие (3) будет правомерным при $r_p \approx \rho_{uc}$.

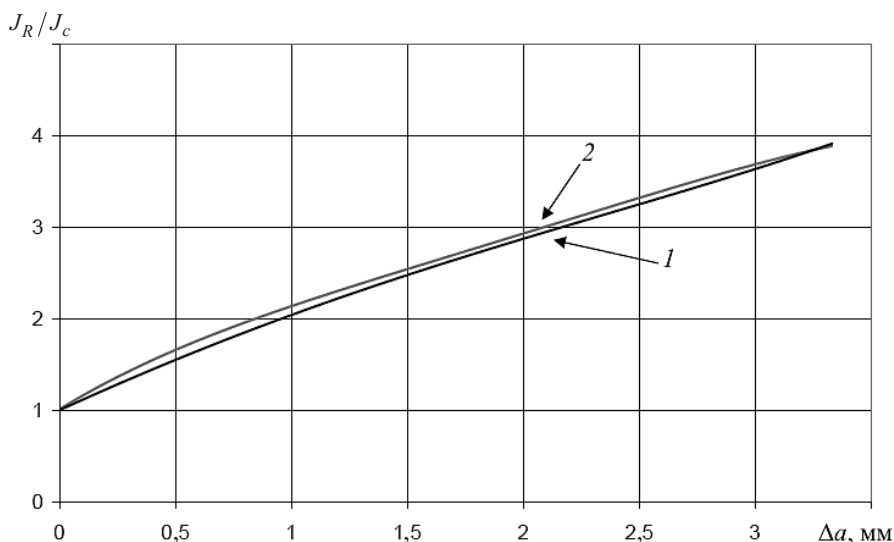


Рис. 8. Зависимость J_R/J_c от Δa для образцов шириной $2W = 100$ (1) и 200 мм (2) ($a/W = 0,5$, $\varepsilon_f^{cr} = 0,055$, $\rho_{uc} \approx 0,37$ мм, $r_p \approx 3$ мм, $k \ll 1$).

Следствием неинвариантности J_R -кривой к соотношению r_p и ρ_{uc} является неинвариантность J_R -кривой к масштабу образца, так как при различных размерах образца старт трещины может происходить при разных k . Например, при одном и том же значении J_c величина r_p будет больше для малоразмерного образца, чем для крупноразмерного. Поэтому при одном и том же значении ρ_{uc} , которое зависит только от материала, величина k будет больше для крупноразмерного образца, чем для малоразмерного. Следовательно, для крупноразмерного образца J_R -кривая может быть более полой, чем для малоразмерного. При $k \ll 1$ J_R -кривая практически инвариантна к масштабу образца (рис. 8).

Таким образом, общепринятая гипотеза, что J_R -кривая при одном и том же состоянии материала инвариантна к масштабу образца и уровню нагружения (при условии, что выполняются все условия корректности, например, согласно стандарту ASTM E 1820 [15]), может быть неприемлема, если k , по крайней мере, превышает 0,25.

3. Критерий отсутствия нестабильного развития трещины в элементе конструкции.

3.1. **Вязкое разрушение материала.** Из разд. 2 следует, что при вязком разрушении использование старта трещины в качестве критерия предельного состояния зачастую является слишком консервативным. В то же время, учитывая, что в ряде случаев J_R -кривые зависят от нагруженности элемента, а также трудоемкость и неоднозначность расчета J -интеграла при наличии внутренних напряжений и деформаций, вызванных градиентом температур и набухания, применение традиционных методов анализа нестабильного роста трещины при вязком разрушении становится практически невозможным.

Рассмотрим более простой, чем критерий старта трещины, и во многих случаях менее консервативный критерий, который можно сформулировать следующим образом.

Нестабильное развитие трещины в элементе не реализуется, если выполняется условие

$$J^e < J_c, \quad (11)$$

где J^e – упругая составляющая J -интеграла при рассмотрении НДС элемента конструкции в упругопластической постановке.

Докажем условие (11).

В случае маломасштабной текучести при $J \approx J^e$ условие (11) сводится к традиционному условию $J < J_c$. Если $k \geq k_{un}$, то при $J^e = J_c$ может наступить нестабильное развитие трещины, и целостность элемента будет нарушена. Если $k < k_{un}$, то при $J^e = J_c$ произойдет только подрост трещины на величину ρ_{uc} , и, следовательно, целостность элемента не будет нарушена. Таким образом, при маломасштабной текучести, если $J^e < J_c$, нестабильное развитие трещины происходить не будет, целостность элемента в любом случае будет обеспечена.

При развитом пластическом течении при $J > J^e$ условие (11) требует дополнительного обоснования. Поэтому рассмотрим задачу, расчетная схема которой представлена на рис. 5.

Допустим, что при напряжениях σ (эти напряжения соответствуют общей текучести образца) выполняется условие (3), при котором $J = J_c$, и происходит продвижение трещины на величину ρ_{uc} . Распределения деформаций при напряжениях σ для трещины длиной a_0 и $a_0 + \rho_{uc}$, рассчитанные МКЭ (свойства материала те же, что и используемые в разд. 2, $\rho_{uc} \approx 0,2$ мм), представлены на рис. 9. Здесь также приведено распределение $\kappa(r)$ по расчетной схеме на рис. 5,б. Как видно, для любого значения r распределение деформаций по этой схеме при $a = a_0 + \rho_{uc}$ выше такового при той же длине трещины по схеме на рис. 5,а. Это означает, что распределение деформаций после подраста трещины на величину ρ_{uc} консервативно описывается полем деформаций, которое может быть рассчитано при нагружении тела с трещиной длиной $a = a_0 + \rho_{uc}$ по представленной на рис. 5,б схеме.

Зависимость $\kappa(r)$ при нагружении пластины по схеме на рис. 5,б соответствует распределению деформаций у вершины трещины при $K_I = K_I^\sigma$, где K_I^σ – коэффициент интенсивности напряжений, вызванный номинальными напряжениями σ (напряжениями, действующими в брутто-сечении пластины). Заметим, что $\sigma < \sigma_{0,2}$, поскольку только напряжения в нетто-сечении превышают $\sigma_{0,2}$. Таким образом, кривая 3 на рис. 9 отвечает $\kappa(r)$ при $J = J^e = (1 - \mu^2) \frac{(K_I^\sigma)^2}{E}$, где μ и E – коэффициент Пуассона и модуль Юнга материала соответственно.

Следует отметить, что вблизи вершины трещины $\kappa(r)$ зависит от J -интеграла при нагружении по схеме на рис. 5,а при $a = a_0$ таким же образом, как $\kappa(r)$ от J^e при нагружении по схеме 5,б при $a = a_0 + \rho_{uc}$. Данное обстоя-

ятельность обусловлено тем, что в обоих случаях нагружение является монотонным, а трещина – стационарной (нерастаущей). Поэтому если условие (3) при длине трещины $a = a_0$ и нагружении по схеме на рис. 5,а выполняется при $J = J_c$, то продвижение трещины длиной $a = a_0 + \rho_{uc}$ при нагружении по схеме на рис. 5,б будет происходить при

$$J^e = J_c, \tag{12}$$

где под J^e понимается упругая составляющая J -интеграла для трещины длиной $a = a_0 + \rho_{uc}$.

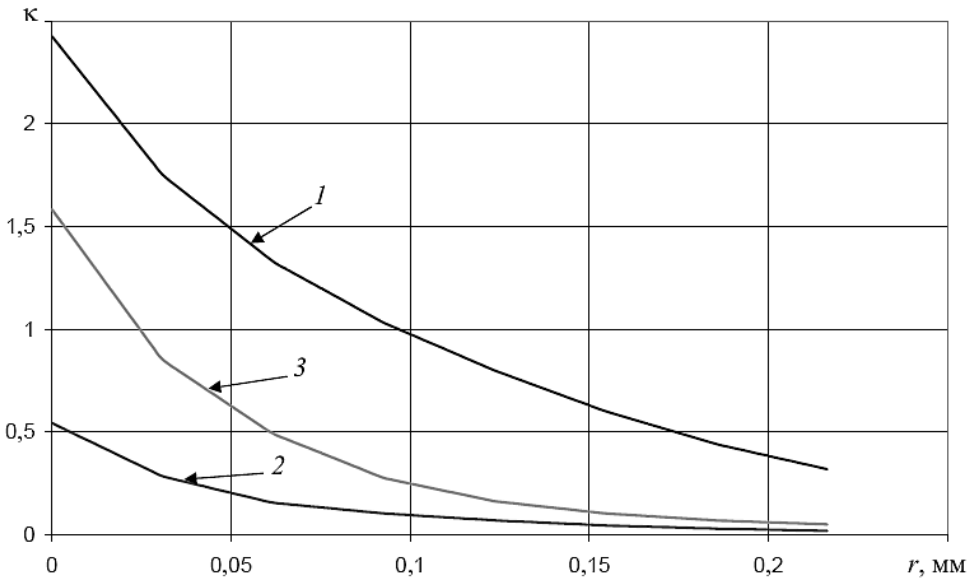


Рис. 9. Распределение деформаций для расчетных схем на рис. 5,а и 5,б при начальной длине трещины ($a = a_0$) и после ее подроста ($a = a_0 + \rho_{uc}$), $\rho_{uc} \approx 0,2$ мм соответственно: 1 – расчетная схема на рис. 5,а, $a = a_0$; 2 – расчетная схема на рис. 5,а, $a = a_0 + \rho_{uc}$; 3 – расчетная схема на рис. 5,б, $a = a_0 + \rho_{uc}$.

Примем, что для нестабильного развития трещины необходимо, по крайней мере, повторное продвижение трещины на величину ρ_{uc} , для реализации которого следует, чтобы выполнялось условие (3) для трещины длиной $a = a_0 + \rho_{uc}$, где $\kappa(r)$ соответствует кривой 2 на рис. 9. Для консервативной оценки повторного продвижения трещины в условии (3) можно использовать кривую 3 вместо кривой 2 (рис. 9). Тогда с учетом (12) отсутствие повторного продвижения трещины будет определяться неравенством (11). Таким образом, из (12) следует, что при $J^e < J_c$ нестабильное развитие трещины после ее старта происходить не будет, что и требовалось доказать.

В общем случае при $\rho_{uc} \ll a$ в (11) J^e может быть определен как упругая составляющая J -интеграла при рассматриваемой длине трещины a и рассчитан на основании значения K_1 , полученного, например, методом весовых функций.

Необходимо отметить, что в области развитого пластического течения нестабильное развитие трещины при $J^e < J_c$ может произойти, но только за счет потери образцом несущей способности. В общем случае условие отсутствия нестабильного развития трещины может быть записано в виде

$$J^e < J_c; \quad P < P_{lim}. \quad (13)$$

Условие (12) аналогично условию, предложенному в работе [22], согласно которой нестабильное развитие трещины происходит при выполнении следующего условия:

$$\frac{J^e}{1 + J^e/J} = R_c, \quad (14)$$

где R_c – некоторая константа.

Рассмотрим случай, когда нестабильное развитие трещины происходит в условиях маломасштабной текучести сразу после ее старта, т.е. при условии $J^e = J_c$. Учитывая, что при маломасштабной текучести $J^e = J$, из (14) получаем

$$R_c = J_c/2. \quad (15)$$

В случае общей текучести при $J \gg J^e$ с учетом (15) запишем условие нестабильного развития трещины в виде

$$J^e = J_c/2. \quad (16)$$

Из сравнения (16) с (12) видно, что условие в [22] является более консервативным, чем условие (12).

3.2. Материал с вязкохрупким переходом. Как показано ранее [6], в зависимости от температуры облучения после определенной дозы нейтронного облучения в аустенитной стали может происходить $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, приводящее к возникновению в материале вязкохрупкого перехода.

Поэтому для материала, претерпевшего $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, целостность элемента по критерию трещиностойкости будет обеспечена при выполнении следующих условий:

$$J^e < J_c^{duct}, \quad \text{если } T_{исп} \geq T_{tr}; \quad (17a)$$

$$J < J_c^{br}, \quad \text{если } T_{исп} \leq T_{tr}; \quad (17б)$$

$$P < P_{lim}, \quad (17в)$$

где $T_{исп}$ – температура испытаний, т.е. температура, при которой происходит нагружение элемента; T_{tr} – температура вязкохрупкого перехода; J_c^{duct} – критическое значение J -интеграла при разрушении по вязкому механизму;

J_c^{br} – критическое значение J -интеграла при разрушении по хрупкому механизму.

Как видно, условие (17а) совпадает с условием (11), а (17б) отвечает условию разрушения элемента по критерию старта трещины, так как в этом случае после старта трещины происходит ее нестабильное развитие и разрушение элемента.

На основании полученных ранее [6] данных можно заключить, что для материала, претерпевшего $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, $T_{tr} \approx 400^\circ\text{C}$. Эта температура перехода соответствует температуре испытания гладких цилиндрических образцов на растяжение. Ясно, что для образцов с трещиной данная температура может быть выше. Поэтому можно принять, что температура эксплуатации ВКУ ниже T_{tr} .

Поскольку материал, претерпевший $\gamma \rightarrow \alpha$ -превращение, очень сильно упрочнен и охрупчен, в качестве J_c^{br} можно принять минимальное значение вязкости разрушения ОЦК-металлов, соответствующее $K_{\min} \approx 20 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$ [23, 24].

В формулах (11) и (17а) зависимости J_c от $T_{\text{обл}}$ и $T_{\text{исп}}$ могут быть использованы из работы [1].

Выводы

1. Показано, что J_R -кривая может быть инвариантна к размеру образца и уровню его нагружения, если выполняется условие $k = \rho_{uc}/r_p > 0,25$, при $k \ll 1 - J_R$ -кривая становится практически инвариантной к указанным параметрам и может рассматриваться как свойство материала.

2. При снижении разрушающей деформации (например, за счет облучения) до величины $\varepsilon_f^{cr} \approx \frac{1}{r_p} \int_0^{r_p} \kappa(r) dr$ J_R -кривая представляет собой очень

пологую монотонно возрастающую зависимость, которая достигает своего асимптотического значения при малых подростах трещины Δa . При $\rho_{uc} \approx 1,5 r_p$ J_R -кривая вырождается в константу: $J_R(\Delta a) = J_c = \text{const}$.

3. В случае если старт трещины происходит при $\rho_{uc} \approx r_p$, то даже при вязком разрушении материала может наблюдаться ее нестабильное развитие на фоне маломасштабной текучести. При развитии пластического течения, когда $J^e < J_c$, нестабильное развитие трещины может происходить только за счет потери несущей способности образца.

4. Сформулирован упрощенный критерий отсутствия нестабильного развития трещины в элементе конструкции при вязком разрушении материала.

Резюме

Проаналізовано умови стабільного і нестабільного розвитку тріщини по механізму в'язкого руйнування за квазістатичного навантаження. Проведено числове моделювання розвитку тріщини методом скінчених елементів на основі деформаційного критерію руйнування. Досліджено вплив відношення

розміру елементарного просування тріщини до розміру пластичної зони на характер J_R -кривих. На основі цих досліджень визначено умови, за яких можливий нестабільний розвиток тріщини на фоні маломасштабної і загальної текучості. Сформульовано критерій відсутності нестабільного розвитку тріщини в елементах внутрішньокорпусного обладнання з аустенітних сталей, що зазнають інтенсивного нейтронного опромінення.

1. *Effect of Irradiation on Water Reactors Internals*. – Paris, CEA, TECNATOM, VTT AMES Report No. 11, June 1997.
2. Марголин Б. З., Минкин А. И., Смирнов В. И., Фоменко В. Н. Прогнозирование статической трещиностойкости аустенитных материалов в условиях нейтронного облучения // *Вопр. материаловедения*. – 2008. – Вып. 1 (53). – С. 123 – 138.
3. Gauthorne C. and Fulthorn E. J. Void in irradiated stainless steel // *Nature*. – 1967. – **216**, No. 5. – P. 575 – 576.
4. Garner F. A. Recent insights on swelling and creep of irradiated of austenitic alloys // *J. Nucl. Mater.* – 1984. – **122/123**, No. 1/3. – P. 459 – 471.
5. Васина Н. К., Марголин Б. З., Гуленко А. Г., Курсевич И. П. Радиационное распухание аустенитных сталей: влияние различных факторов. Обработка экспериментальных данных и формулировка определяющих уравнений // *Вопр. материаловедения*. – 2006. – № 4 (48). – С. 69 – 89.
6. Марголин Б. З., Курсевич И. П., Сорокин А. А. и др. Охрупчивание и трещиностойкость высокооблученных аустенитных сталей для элементов ВКУ ВВЭР. Сообщ. 2. Связь радиационного распухания с радиационным охрупчиванием – физические и механические закономерности // *Пробл. прочности*. – 2010. – № 2. – С. 25 – 38.
7. Porter D. L. Ferrite formation in neutron-irradiated type 304L stainless steel // *J. Nucl. Mater.* – 1979. – **79**, No. 2. – P. 406 – 411.
8. Макклинток Ф., Аргон А. Деформация и разрушение материалов. – М.: Мир, 1970. – 443 с.
9. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.
10. Toivonen A., Aaltonen P., Karlsen W., et al. Post-irradiation SCC investigations on highly-irradiated core internals component materials // *Proc. of 6th Int. Symp. on Contribution of Material Investigations to Improve the Safety and Performance of LWRs (Fontevraud Royal Abbey, France, 18–22 Sept. 2006)*. – French Nuclear Energy Society (SFEN), 2006. – Vol. 1. – P. 567 – 579.
11. Zinkle S. J. and Lucas G. E. Deformation and fracture mechanisms in irradiated FCC and BCC metals. – Report DOE/ER-0313/34, 2003. – P. 101 – 125. (Available at <http://www.ms.ornl.gov/programs/fusionmatls/pubs/semiannual.htm>).
12. Hancock J. W. and Cowling M. J. Role of state of stress in crack tip failure processes // *Metal Sci.* – 1980. – **14**, No. 8-9. – P. 293 – 304.

13. *Knott J. F.* Mikromechanisms of fibrous crack extension in engineering alloys // *Ibid.* – P. 327 – 336.
14. *Byun T. S., Hashimoto N., and Farrell K.* Deformation mode map of irradiated 316 stainless steel in true stress-dose space // *J. Nucl. Mater.* – 2006. – **351**. – P. 303 – 315.
15. *ASTM E 1820-99a.* Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness // *Annual Book of ASTM Standards.* – Philadelphia, vol. 03.01.
16. *Хеллан К.* Введение в механику разрушения. – М.: Мир, 1988. – 364 с.
17. *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.
18. *Кфури А., Райс Дж.* Скорость высвобождения энергии деформации при увеличении ее размера на конечную величину в упругопластической среде // *Механика разрушения и разрушение материалов / Под ред. Р. В. Гольштайна.* – М.: Мир, № 17. – С. 9 – 19.
19. *Райс Дж.* Математические методы в механике разрушения // *Разрушение / Под ред. Г. Либовица.* – М.: Мир, 1975. – Т. 2. – С. 204 – 336.
20. *Черепанов Г. П.* Механика хрупкого разрушения. – М.: Наука, 1974. – 640 с.
21. *Марголин Б. З., Курсевич И. П., Сорокин А. А. и др.* Охрупчивание и трещиностойкость высокооблученных аустенитных сталей для элементов ВКУ ВВЭР. Сообщ. 1. Связь радиационного распухания с радиационным охрупчиванием – экспериментальные результаты // *Пробл. прочности.* – № 6. – С. 5 – 16.
22. *Ильин А. В., Мизецкий А. В., Филлин В. Ю.* К описанию масштабного эффекта при испытаниях на трещиностойкость на основе модифицированного подхода Гриффитса // *Вопр. материаловедения.* – 2005. – Вып. 1 (14). – С. 55 – 69.
23. *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.
24. *Wallin K.* The scatter in K_{Ic} results // *Eng. Fract. Mech.* – 1984. – **19**, No. 6. – P. 1085 – 1093.

Поступила 06. 08. 2008