

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.4

Прогнозирование трещиностойкости при вязком разрушении корпусных реакторных сталей, подвергнутых нейтронному облучению. Сообщение 2

Б. З. Марголин, В. И. Костылев

ЦНИИКМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

Выполнено моделирование влияния нейтронного облучения на критическую деформацию при испытаниях на разрыв гладких цилиндрических образцов и на локальную критическую деформацию при вязком разрушении образцов с трещиной применительно к корпусной реакторной стали 15X2МФА. На основе проведенной серии расчетных исследований разработана инженерная схема для оценки снижения уровня верхнего шельфа зависимости $K_{Ic}(T)$ в процессе облучения.

Ключевые слова: трещиностойкость, вязкое разрушение, моделирование, нейтронное облучение.

Введение. Ранее [1] детально рассмотрена модель, которая описывает вязкое разрушение, происходящее по механизму зарождения, роста и слияния пор, и дана физическая интерпретация влияния облучения на контролируемые его механизмы. В настоящем сообщении проиллюстрировано практическое использование предложенной модели для оценки влияния облучения на критическую деформацию при разрыве гладких цилиндрических образцов и на локальную критическую деформацию при вязком разрушении образцов с трещиной, а также предложена простая инженерная схема для оценки снижения уровня верхнего шельфа зависимости $K_{Ic}(T)$ в процессе облучения применительно к корпусной реакторной стали 15X2МФА.

1. Метод определения параметра A_p на основе результатов испытаний гладких цилиндрических образцов на разрыв. В предлагаемом методе определения параметра A_p используется величина критической деформации ε_f при вязком разрушении, определяемая при испытаниях гладких цилиндрических образцов на разрыв. Важно подчеркнуть, что в соответствии с программами образцов-свидетелей испытания гладких образцов-свидетелей проводятся как для материала в исходном (необлученном) состоянии, так и после различных доз облучения. Численная реализация предложенного метода осуществлена применительно к корпусной реакторной стали 15X2МФА.

1.1. Основные положения.

1. Известно, что инициация вязкого разрушения гладкого цилиндрического образца происходит в шейке образца в центре минимального сече-

ния, т.е. в месте, где трехосность напряженного состояния максимальна [2, 3]. Относительное сужение в момент разрушения образца Z_f незначительно превышает относительное сужение Z_{nuc} в момент инициации вязкого разрушения. (Инициация вязкого разрушения гладкого цилиндрического образца определяется как разрушение элементарной ячейки в центре его минимального сечения.) С достаточной точностью можно принять, что $Z_{nuc} = Z_f$. Тогда критическая деформация ε_f , рассчитываемая по формуле (3) (см. сообщение 1 [1]), связана с экспериментально измеряемой величиной Z_f следующей зависимостью [2]:

$$\varepsilon_f = -\ln(1 - Z_f). \quad (1)$$

2. Как показано в [4], для корпусных реакторных сталей критическая относительная площадь пор в момент вязкого разрушения при различных значениях трехосности напряженного состояния не превышает 0,1, а объемная доля пор – 0,01. Поэтому в первом приближении можно допустить, что влияние пор на напряженно-деформированное состояние (НДС) пренебрежимо мало. Иными словами, можно принять, что при одной и той же нагрузке НДС тела с порами эквивалентно НДС тела без пор. Тогда для определения трехосности напряженного состояния в шейке гладкого цилиндрического образца можно использовать решение Бриджмена [3]. Зависимость трехосности напряженного состояния от деформации в центре минимального сечения образца, где реализуется максимальная трехосность по сечению образца, построенная в соответствии с решением [3], представлена на рис. 1.

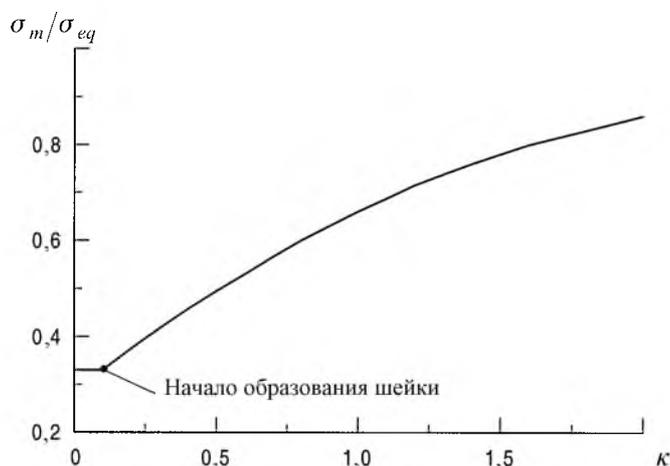


Рис. 1. Зависимость σ_m/σ_{eq} от κ в центре шейки для гладкого цилиндрического образца при одноосном растяжении [3].

3. Полагаем, что начальный радиус R_0 для всех зародышевых пор одинаков.

4. Согласно полученным ранее данным [4, 5], для стали 15Х2МФА принимаются следующие значения: $\rho_f = 2 \cdot 10^4 \text{ мм}^{-2}$; $\kappa_0 = 0,07$; $R_0 = 1 \text{ мкм}$.

5. Зависимость предела текучести σ_Y^{unirr} от температуры T для материала в исходном состоянии описывается уравнением [6]

$$\sigma_Y^{unirr}(T) = (1526 - 400)\exp[-7,77 \cdot 10^{-3}(T + 273)] + 400, \quad (2)$$

зависимость предела текучести σ_Y^{irr} от температуры T для облученного материала [6] –

$$\sigma_Y^{irr}(T) = \sigma_Y^{unirr}(T) + 200. \quad (3)$$

Здесь используется размерность напряжений в МПа, температуры – в градусах Цельсия.

Для материала после облучения параметры деформационного упрочнения A_0 и n в уравнении (17) (см. сообщение 1 [1]) приняты такие же, как для материала в исходном состоянии [6]: $A_0 = 596$ МПа; $n = 0,464$.

1.2. Прогнозирование критической деформации ε_f при одноосном растяжении гладких цилиндрических образцов из стали 15Х2МФА в исходном состоянии. Расчет критической деформации ε_f при одноосном растяжении гладких цилиндрических образцов из стали 15Х2МФА в исходном состоянии выполнен согласно представленной ранее [1] модели вязкого разрушения. Результаты расчетов приведены на рис. 2, где критическая деформация ε_f дана как функция параметра A_p для различных температур. Видно, что с ростом A_p критическая деформация ε_f уменьшается. С повышением температуры T и, как следствие, с уменьшением предела текучести значение ε_f незначительно увеличивается. Отметим, что прогнозируемое небольшое увеличение ε_f с повышением температуры (при вязком разрушении) согласуется с известными экспериментальными данными [5, 7].

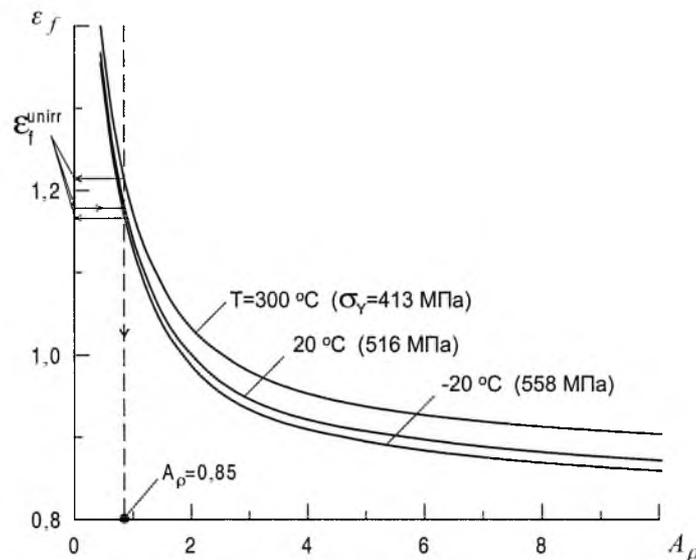


Рис. 2. Зависимость критической деформации ε_f от параметра A_p для гладкого цилиндрического образца при различной температуре (исходное состояние).

На основе представленных на рис. 2 результатов можно определить величину A_ρ , если известно значение критической деформации ε_f . Для стали 15X2МФА в исходном состоянии при $T=20^\circ\text{C}$ относительное сужение $Z_f = 0,69$ [8] и рассчитанное по формуле (1) значение критической деформации $\varepsilon_f = 1,18$. Тогда значение параметра A_ρ для материала в исходном состоянии равно 0,85. При этом значении A_ρ критическая деформация ε_f при температуре $T = -20$ и 300°C составляет 1,17 и 1,21 соответственно (рис. 2).

1.3. Прогнозирование критической деформации ε_f при одноосном растяжении гладких цилиндрических образцов из стали 15X2МФА в облученном состоянии. Согласно [1], влияние облучения на величину критической деформации ε_f может быть смоделировано путем увеличения предела текучести материала и параметра A_ρ , который определяет сопротивление материала зарождению пор. Влияние этих параметров на критическую деформацию ε_f иллюстрирует рис. 2. Видно, что предел текучести довольно слабо влияет на ε_f , в то время как влияние параметра A_ρ весьма существенное.

Расчет критической деформации ε_f при одноосном растяжении гладких цилиндрических образцов из стали 15X2МФА в облученном состоянии выполнен, как и для стали в исходном состоянии, по модели вязкого разрушения [1]. Предел текучести для облученной стали вычисляли по уравнению (3). Параметр A_ρ варьировали в пределах 0,85...10.

Результаты расчетов показаны на рис. 3,а в виде зависимости $\varepsilon_f^{irr}(A_\rho)$ при различных температурах. Сравнивая рис. 2 и 3,а, можно заключить, что при фиксированной температуре и одном и том же значении A_ρ увеличение предела текучести на 200 МПа приводит к незначительному ($\sim 5\%$) снижению критической деформации ε_f .

Приведенные данные позволяют определить параметр A_ρ для облученной стали. Зависимость $\varepsilon_f^{irr}(A_\rho)$ – рис. 3,а представим в нормированном виде $\varepsilon_f^{irr}(A_\rho)/\varepsilon_f^{unirr}(0,85)$ – рис. 3,б, где $\varepsilon_f^{unirr}(0,85)$ – величина критической деформации для необлученной стали. Из рис. 3,б видно, что нормированные значения $\varepsilon_f^{irr}(A_\rho)/\varepsilon_f^{unirr}(0,85)$ практически не изменяются с температурой и асимптотически уменьшаются при увеличении параметра A_ρ . Следует также отметить, что при $A_\rho = 0,85$ отношение $\varepsilon_f^{irr}(A_\rho)/\varepsilon_f^{unirr}(0,85) < 1,0$, что отражает уменьшение критической деформации за счет увеличения предела текучести.

С использованием нормированных значений $\varepsilon_f^{irr}/\varepsilon_f^{unirr}$ (рис. 3,б) можно определить параметр A_ρ для облученной стали. Для этого необходимо экспериментально найти значения ε_f^{unirr} и ε_f^{irr} при некоторой одной и той же температуре (в диапазоне температур вязкого разрушения). Важно подчеркнуть, что для определения критической деформации испытания могут быть проведены только при одном произвольно выбранном значении температуры (температура испытания для исходного и облученного материала должна быть одна и та же), так как нормированные значения $\varepsilon_f^{irr}/\varepsilon_f^{unirr}$ не зависят от температуры.

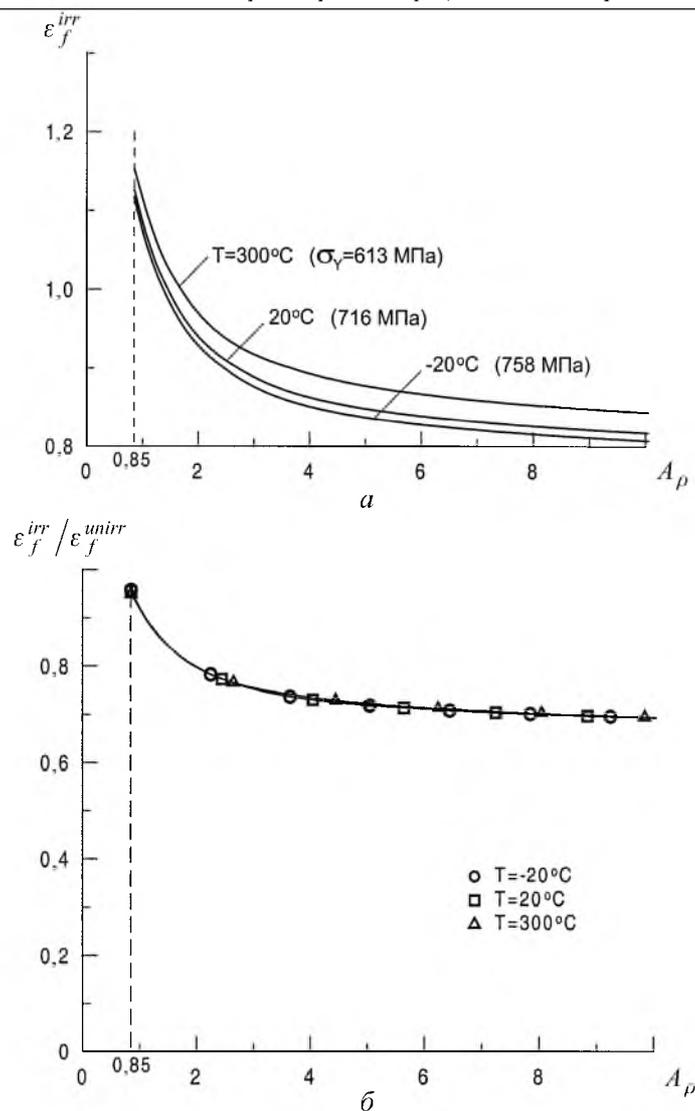


Рис. 3. Зависимость критической деформации ε_f^{irr} (а) и параметра $\varepsilon_f^{irr} / \varepsilon_f^{unirr}$ (б) от величины A_ρ для гладкого цилиндрического образца при различной температуре (облученное состояние).

2. Прогнозирование критической деформации ε_f у вершины трещины. В настоящем разделе представлены результаты прогнозирования критической деформации ε_f у вершины трещины, полученные на основе модели вязкого разрушения [1] для стали 15Х2МФА в исходном и облученном состоянии.

Предварительно отметим следующее. В соответствии с работами [9, 10] история нагружения для всех элементарных ячеек, лежащих у вершины трещины на линии ее продолжения, одинакова, т.е. зависимость $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}(\kappa)$ для каждой элементарной ячейки одна и та же. Следовательно, согласно разделу

1.2 (см. сообщение 1 [1]) процессы зарождения и роста пор в любой элементарной ячейке тождественны. Ясно, что в этом случае критическая деформация ε_f для любой элементарной ячейки, лежащей у вершины трещины на линии ее продолжения, будет одна и та же.

При расчете критической деформации для образца с трещиной принимаются положения 3–5 в разделе 1.1. Как и при расчете критической деформации для образца при одноосном растяжении, полагаем, что влияние пор на НДС пренебрежимо мало. Тогда при расчете зависимости $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}(\kappa)$

для элементарных ячеек у вершины трещины можно воспользоваться аналитическим решением [11]. Зависимости $\frac{\sigma_m}{\sigma_{eq}}(\kappa)$, рассчитанные согласно это-

му аналитическому решению для элементарных ячеек у вершины трещины, представлены на рис. 4 для различных температур. Видно, что указанные зависимости практически нечувствительны к температуре.

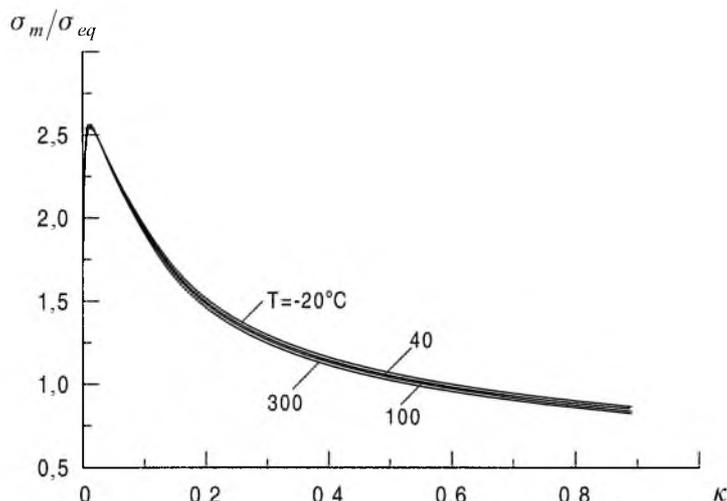


Рис. 4. Зависимость σ_m/σ_{eq} от κ для ячеек на линии продолжения трещины при различной температуре.

2.1. Прогнозирование критической деформации ε_f для элементарных ячеек у вершины трещины для стали 15Х2МФА в исходном состоянии. Критическая деформация как функция температуры $\varepsilon_f^{unirr}(T)$, рассчитанная для элементарных ячеек у вершины трещины, показана на рис. 5. В расчетах параметр A_p принимался равным 0,85 в соответствии с результатами расчета для гладких образцов (рис. 2). Как видно, с повышением температуры критическая деформация незначительно увеличивается. Сравнение рис. 5 и 2 показывает, что критическая деформация у вершины трещины значительно меньше, чем при разрушении гладкого цилиндрического образца. Такое снижение связано с тем, что трехосность напряженного состояния у вершины трещины (рис. 4) намного больше, чем в шейке гладкого образца (рис. 1).

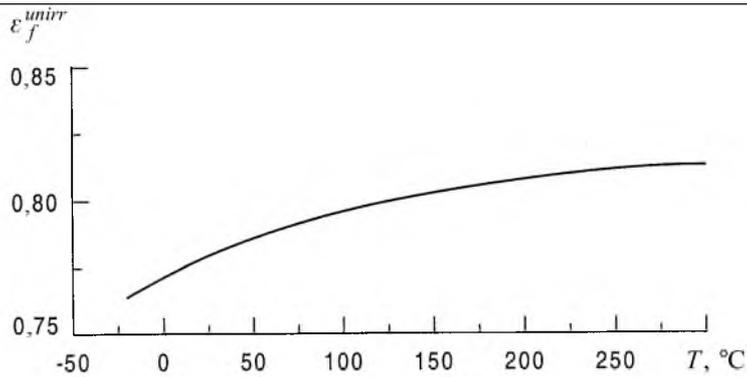


Рис. 5. Зависимость критической деформации ε_f^{unirr} от температуры T для ячеек на линии продолжения трещины (исходное состояние).

2.2. Прогнозирование критической деформации ε_f для элементарных ячеек у вершины трещины для стали 15X2МФА в облученном состоянии. Влияние облучения на критическую деформацию для материала вблизи вершины трещины моделировали таким же путем, как для гладких цилиндрических образцов при одноосном растяжении. Предел текучести для облученной стали вычисляли по уравнению (3). Параметр A_ρ варьировали от 0,85 до 10.

Критическая деформация как функция параметра A_ρ , рассчитанная для элементарных ячеек у вершины трещины, показана на рис. 6,а при различных температурах. Видно, что критическая деформация у вершины трещины достаточно существенно уменьшается с увеличением параметра A_ρ , иными словами, при увеличении флюенса нейтронов.

Следует также отметить, что радиационное охрупчивание значительно сильнее проявляется при вязком разрушении образцов с трещиной по сравнению с гладкими цилиндрическими образцами. Действительно, как видно из рис. 3,а и 6,а, увеличение параметра A_ρ гораздо сильнее влияет на снижение критической деформации образцов с трещиной, чем гладких цилиндрических образцов. Наиболее наглядно такая закономерность прослеживается при сопоставлении нормированных зависимостей $\varepsilon_f^{irr}(A_\rho)/\varepsilon_f^{unirr}(0,85)$ для гладких образцов (рис. 3,б) и образцов с трещиной (рис. 6,б). Нормированные зависимости $\varepsilon_f^{irr}(A_\rho)/\varepsilon_f^{unirr}(0,85)$ для образцов с трещиной (рис. 6,б) построены с использованием зависимостей $\varepsilon_f^{irr}(A_\rho)$ для материала в облученном состоянии (рис. 6,а) и величин $\varepsilon_f^{unirr}(0,85)$ – в необлученном состоянии (рис. 5). Заметим, что при увеличении параметра A_ρ от 0,85 до 10 нормированное значение $\varepsilon_f^{irr}(A_\rho)/\varepsilon_f^{unirr}(0,85)$ уменьшается от 0,95 до 0,7 для гладких образцов (рис. 3,б) и более чем в три раза для образцов с трещиной (рис. 6,б). Подчеркнем, что как для образцов с трещиной, так и для гладких образцов нормированные зависимости практически нечувствительны к температуре.

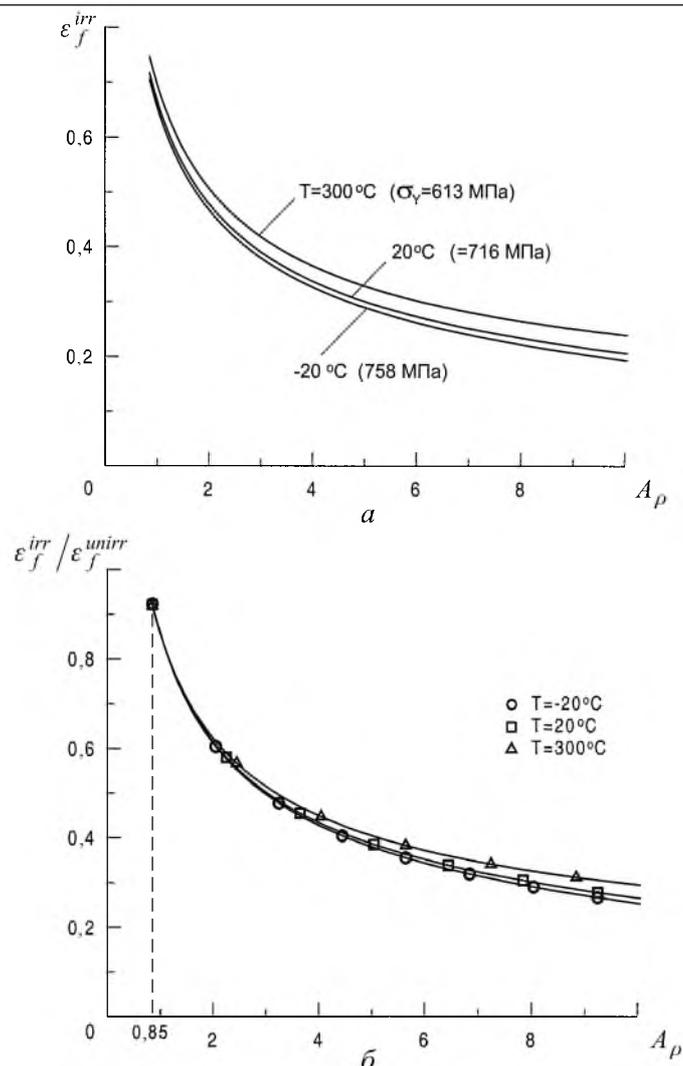


Рис. 6. Зависимость критической деформации ε_f^{irr} (а) и параметра $\varepsilon_f^{irr} / \varepsilon_f^{unirr}$ (б) от величины A_ρ для ячеек на линии продолжения трещины при различной температуре (облученное состояние).

Отметим, что при $A_\rho = 0,85$ для образцов с трещиной, как и для гладких образцов, отношение $\varepsilon_f^{irr}(A_\rho) / \varepsilon_f^{unirr}(0,85)$ меньше 1,0, что обусловлено снижением ε_f только за счет увеличения предела текучести.

3. Моделирование влияния облучения на верхний шельф зависимости $K_{Ic}(T)$. Как известно, значения трещиностойкости на верхнем шельфе кривой $K_{Ic}(T)$ контролируются вязким разрушением. Критическая деформация ε_f при вязком разрушении элементарных ячеек на линии продолжения трещины одинакова для всех таких ячеек. Очевидно, что условие разрушения будет выполняться в ближайшей к вершине трещины ячейке раньше, чем в любой другой, удаленной от вершины. Таким образом, вязкое разрушение образца с трещиной будет происходить при выполнении усло-

вия вязкого разрушения $\kappa = \varepsilon_f$ (уравнение (2) из [1]) в ближайшей к вершине трещины ячейке. Это условие выполняется при некотором значении коэффициента интенсивности напряжений K_I , которое обозначим как $K_{Ic}^{ductile}$. Тогда зависимость $K_{Ic}^{ductile}(T)$ есть верхний шельф температурной зависимости трещиностойкости. Иными словами, значение коэффициента интенсивности напряжений K_I , при котором начинается вязкое развитие трещины, т.е. происходит разрушение ближайшей к вершине трещины элементарной ячейки, есть значение трещиностойкости на верхнем шельфе.

Расчет $K_{Ic}^{ductile}(T)$ проводился следующим образом. Рассчитывалось НДС у вершины трещины согласно аналитическому решению [11] для различных температур, затем определялась зависимость $\kappa(K_I)$ для ближайшей к вершине трещины элементарной ячейки (рис. 7). Зависимость $K_{Ic}^{ductile}(T)$ находилась как решение уравнения (2) (см. сообщение 1 [1]), записанного в виде

$$\kappa(K_{Ic}^{ductile}) = \varepsilon_f(T). \quad (4)$$

При решении уравнения (4) используется температурная зависимость $\varepsilon_f(T)$, рассчитанная согласно модели вязкого разрушения и представленная в разделе 2.

Численные значения параметров, необходимых для расчета значений

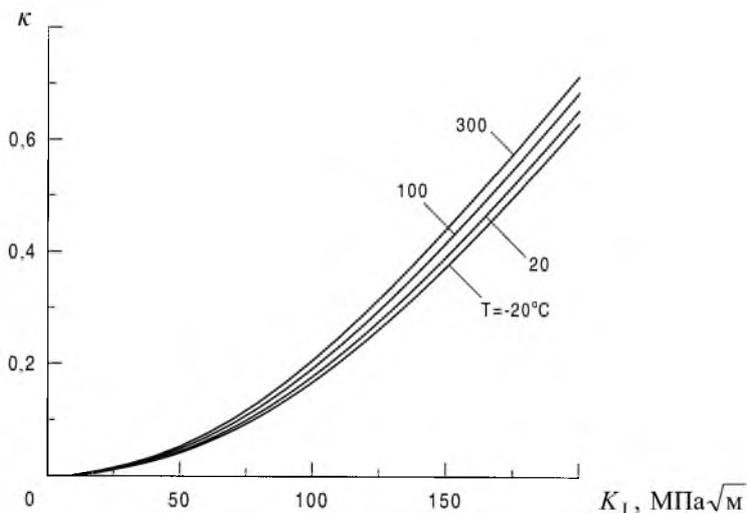


Рис. 7. Зависимость κ от K_I для ячеек на линии продолжения трещины при различной температуре.

трещиностойкости, приведены в разделе 1.1. Размер элементарной ячейки принимался равным 0,05 мм [6].

С использованием этой процедуры зависимость $K_{Ic}^{ductile}(T)$ была рассчитана для стали 15X2МФА в исходном и облученном состоянии. Повышение флюенса нейтронов моделировалось, как и выше, увеличением пара-

метра A_ρ , который варьировался от 0,85 (исходное состояние) до 10. Предел текучести облученной стали описывался уравнением (3). При решении уравнения (4) использовались зависимости $\varepsilon_f^{unirr}(T)$ для стали в исходном состоянии (рис. 5) и $\varepsilon_f^{irr}(A_\rho, T)$ для стали в облученном состоянии (рис. 6,а). Рассчитанные значения трещиностойкости на верхнем шельфе, записанные как функция температуры $K_{lc}^{ductile}(T)$, представлены на рис. 8,а для различных значений параметра A_ρ , т.е. для разных степеней флюенса нейтронов.

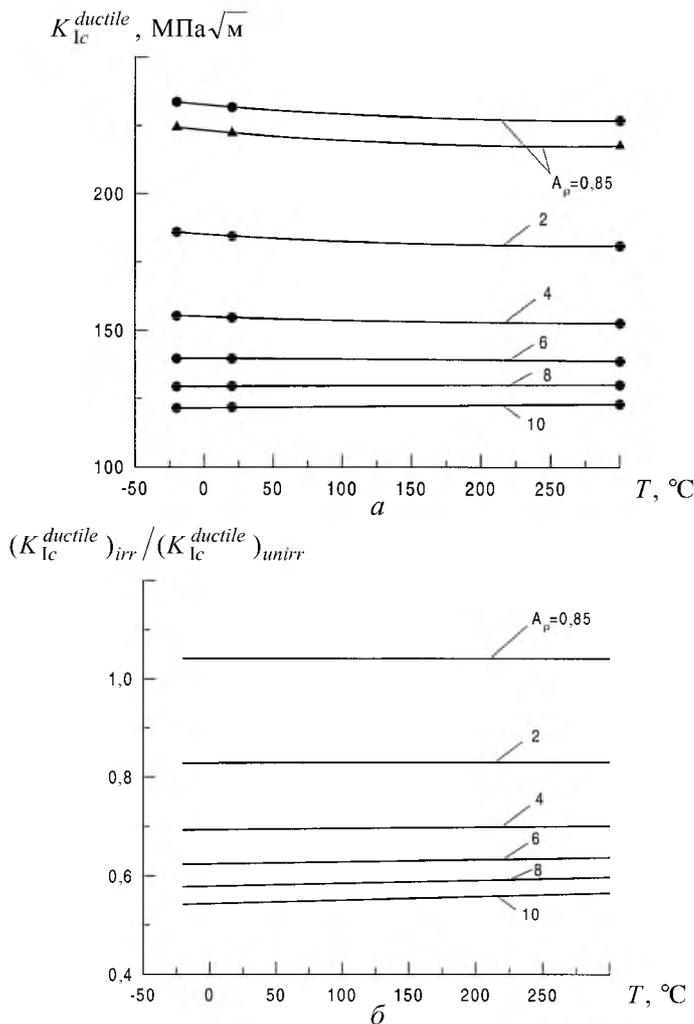


Рис. 8. Расчетные зависимости $K_{lc}^{ductile}$ (а) и параметра $(K_{lc}^{ductile})_{irr} / (K_{lc}^{ductile})_{unirr}$ (б) от температуры для стали 15Х2МФА при разных степенях облучения (различных значениях параметра A_ρ): \blacktriangle – исходное состояние стали; \bullet – облученное состояние.

Полученные результаты свидетельствуют о следующем. Во-первых, значения $K_{lc}^{ductile}(T)$ весьма слабо зависят от температуры. Во-вторых, при увеличении параметра A_ρ , т.е. при повышении степени облучения, значения

$K_{Ic}^{ductile}(T)$ существенно уменьшаются, что вызвано снижением критической деформации у вершины трещины (рис. 6,а). Отметим, что при $A_p = 0,85$ значения $K_{Ic}^{ductile}(T)$ для облученной стали выше, чем для необлученной, что обусловлено ростом предела текучести.

Изменение значений трещиностойкости на верхнем шельфе для облученной стали удобно характеризовать с помощью отношения $(K_{Ic}^{ductile})_{irr} / (K_{Ic}^{ductile})_{unirr}$. На рис. 8,б эти нормированные значения представлены в зависимости от температуры для различных параметров A_p . Видно, что нормированные значения практически не зависят от температуры, что позволяет записать отношение $(K_{Ic}^{ductile})_{irr} / (K_{Ic}^{ductile})_{unirr}$ как функцию только параметра A_p (рис. 9). Из рис. 9 видно, что при малых значениях A_p отношение $(K_{Ic}^{ductile})_{irr} / (K_{Ic}^{ductile})_{unirr} > 1$. Эта закономерность отмечалась выше и связана с тем, что при облучении изменяются два параметра материала, которые влияют на $K_{Ic}^{ductile}$ противоположным образом. Во-первых, повышается предел текучести материала и, как следствие, увеличиваются значения $K_{Ic}^{ductile}$. Во-вторых, снижается критическая деформация ϵ_f и, следовательно, уменьшаются значения $K_{Ic}^{ductile}$. При $A_p \approx 0,85 \dots 1,2$, т.е. при небольшом флюенсе, увеличение $K_{Ic}^{ductile}$, вызванное ростом предела текучести, преобладает, а при $A_p > 1,2$ превалирует уменьшение $K_{Ic}^{ductile}$, обусловленное снижением критической деформации. Интересно отметить, что эта закономерность подтверждается известными экспериментальными результатами [12]. В работе [12] показано, что для небольших степеней облучения может наблюдаться увеличение трещиностойкости на верхнем шельфе зависимости $K_{Ic}(T)$.

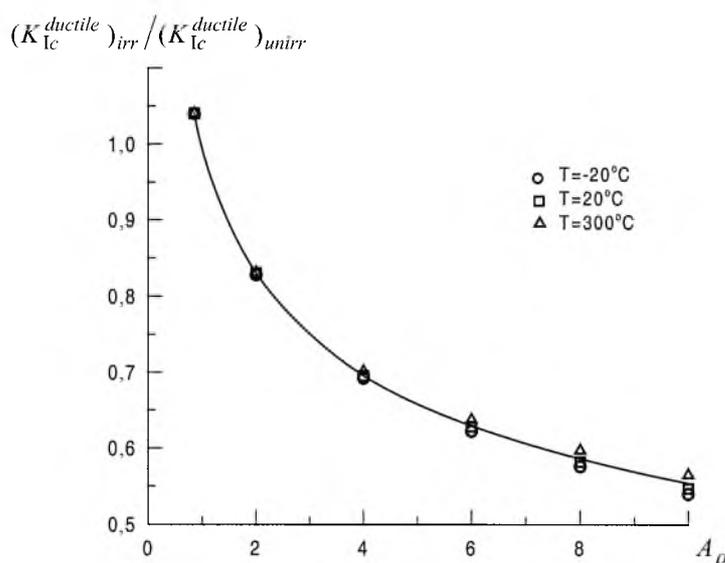


Рис. 9. Зависимость отношения $(K_{Ic}^{ductile})_{irr} / (K_{Ic}^{ductile})_{unirr}$ от параметра A_p при различной температуре.

Выполненные расчеты позволяют предложить простую схему для определения значений трещиностойкости облученного материала на верхнем шельфе по величине критической деформации ε_f , полученной при испытаниях на разрыв гладких цилиндрических образцов при одноосном растяжении (рис. 10). Схема состоит из зависимостей $\varepsilon_f^{irr}(A_p)/\varepsilon_f^{unirr}(0,85)$ – рис. 3,б и $(K_{Ic}^{ductile})_{irr}/(K_{Ic}^{ductile})_{unirr}$ – рис. 9 от A_p . Для того чтобы определить значения $K_{Ic}^{ductile}$ для облученной стали, необходимо знать критическую деформацию ε_f при вязком разрушении гладких цилиндрических образцов из стали в исходном и облученном состоянии при одноосном нагружении, а также значение $K_{Ic}^{ductile}$ для стали в исходном состоянии. Следует подчеркнуть, что все эти величины экспериментально определяются в рамках принятых в настоящее время программ испытаний образцов-свидетелей для действующих реакторов, и никакие дополнительные испытания не требуются.

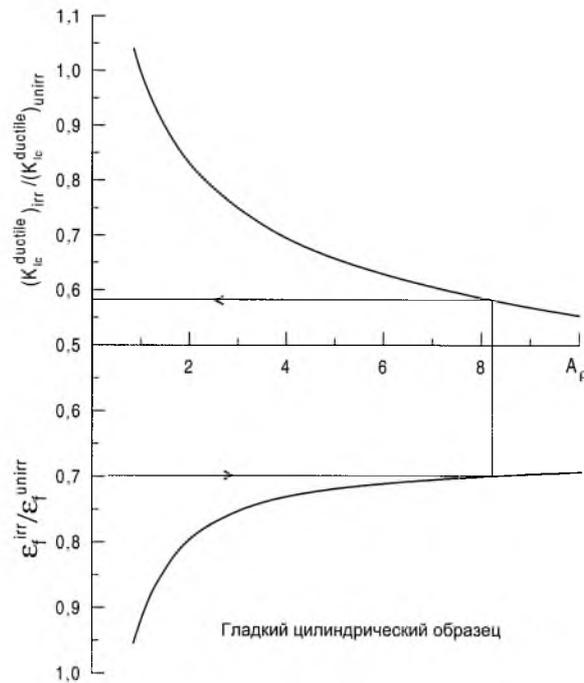


Рис. 10. Схема оценки величины трещиностойкости на верхнем шельфе для облученной стали на основе значений критической деформации ε_f , полученных при испытаниях на разрыв гладких цилиндрических образцов.

Интересно также отметить, что, как видно из рис. 10, облучение незначительно влияет на критическую деформацию гладких образцов и в то же время оказывает весьма существенное влияние на уровень верхнего шельфа зависимости $K_{Ic}(T)$. Например, облучение, при котором происходит уменьшение критической деформации на 30% ($\varepsilon_f^{irr}/\varepsilon_f^{unirr} = 0,7$, при этом $Z_f^{irr}/Z_f^{unirr} = 0,81$), приводит к снижению верхнего шельфа почти в два раза.

Заключение. Разработан метод прогнозирования влияния облучения на уровень верхнего шельфа зависимости $K_{Ic}(T)$. Предложена простая инженерная схема для оценки снижения уровня верхнего шельфа в процессе облучения, в которой используются результаты испытаний на разрыв гладких цилиндрических образцов. Показано, что облучение материала гораздо существеннее снижает локальную критическую деформацию образцов с трещиной, чем критическую деформацию при разрыве гладких цилиндрических образцов.

Резюме

Виконано моделювання впливу нейтронного опромінення на критичну деформацію при випробуваннях на розрив гладких циліндричних зразків і на локальну критичну деформацію при в'язкому руйнуванні зразків із тріщиною стосовно корпусної реакторної сталі 15Х2МФА. На основі проведених розрахункових досліджень розроблено інженерну схему для оцінки зниження рівня верхнього шельфу залежності $K_{Ic}(T)$ у процесі опромінення.

1. Марголин Б. З., Костылев В. И. Прогнозирование трещиностойкости при вязком разрушении корпусных реакторных сталей, подвергнутых нейтронному облучению. Сообщ. 1 // Пробл. прочности. – 2001. – № 4. – С. 25 – 34.
2. Надаи А. Н. Пластичность и разрушение твердых тел. – М.: Мир, 1969. Т. 2. – 863 с.
3. Бриджмен П. Исследование больших пластических деформаций. – М.: Изд-во иностр. лит., 1955. – 440 с.
4. 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. – 21. – P. 123 – 137.
5. Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А. Физико-механическое моделирование процессов разрушения. – СПб.: Политехника, 1993. – 391 с.
6. Марголин Б. З., Швецова В. А., Гуленко А. Г. Прогнозирование трещиностойкости при хрупком разрушении корпусных реакторных сталей, подвергнутых нейтронному облучению. Сообщ. 1 // Пробл. прочности. – 2001. – № 2. – С. 5 – 19.
7. Hanh G. T., Averbach B. L., Owen W. S., and Cohen M. Initiation of cleavage microcracks in polycrystalline iron and steel // Fracture / Eds. B. L. Averbach et al.). – New York: MIT Press Cambridge, Mass., and Wiley, 1959. – P. 91 – 116.
8. Баландин Ю. Ф., Горынин И. В., Звездин Ю. И. и др. Конструкционные материалы АЭС. – М.: Энергоатомиздат, 1984. – 280 с.
9. Rice J. R. and Johnson M. A. The role of large crack tip geometry changes in plane strain fracture // Inelastic Behavior of Solids. – New York: McGraw Hill Book Company, 1970. – P. 641 – 672.

10. *McMeeking R. M.* Finite deformation analysis of crack tip opening in elastic-plastic materials and implications for fracture initiation // *J. Mech. Phys. Solids.* – 1977. – **25**. – P. 357 – 381.
11. *Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A.* Improved probabilistic model for fracture toughness prediction based for nuclear pressure vessel steels // *J. Pres. Ves. Piping.* – 1998. – **75**. – P. 843 – 855.
12. *Havel R., Vacek M., and Brumovsky M.* Fracture properties of irradiated A533B, Cl.1, A508, Cl.3, and 15Ch2NMFAA reactor pressure vessels steel // *Radiation Embrittlement of Nuclear Reactor Pressure Vessel Steels: An International Review (Fourth Volume).* – ASTM STP 1170. – 1993. – P. 163 – 171.

Поступила 24. 12. 99