

# НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКИЙ РАЗДЕЛ

УДК 539.4

## Прогнозирование трещиностойкости при хрупком разрушении корпусных реакторных сталей, подвергнутых нейтронному облучению. Сообщение 1

Б. З. Марголин, В. А. Швецова, А. Г. Гуленко

ЦНИИКМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

*На основе ранее предложенной авторами вероятностной модели прогнозирования трещиностойкости выполнено моделирование влияния облучения на температурные зависимости трещиностойкости при хрупком разрушении корпусных реакторных сталей. Проанализировано влияние облучения на параметры, контролирующие пластическое деформирование и хрупкое разрушение корпусных реакторных сталей. Рассмотрены механизмы зарождения микротрещин в необлученных и облученных сталях, а также в облученных сталях после отжига.*

**Ключевые слова:** нейтронное облучение, трещиностойкость, хрупкое разрушение.

**Введение.** В настоящее время работоспособность облученных корпусов реакторов оценивается результатами, получаемыми по программам образцов-свидетелей. Такие программы включают облучение и испытания маломасштабных образцов двух типов – цилиндрических гладких и образцов Шарпи. В настоящее время известны три подхода, которые позволяют прогнозировать температурную зависимость трещиностойкости  $K_{Ic}(T)$  для облученных сталей по результатам испытаний маломасштабных образцов. Согласно первому подходу, кривую  $K_{Ic}(T)$  для облученной стали получают с использованием концепции горизонтального сдвига, и величину сдвига  $\Delta T(T)$  определяют по сдвигу температурных зависимостей ударной вязкости,  $KCV(T)$ . Этот подход в данное время является нормативным [1]. Второй подход, известный как “Master curve”-подход [2, 3], основан на определении экспериментальных значений трещиностойкости маломасштабных образцов, пересчете этих значений на стандартные образцы и концепции горизонтального сдвига. Следует отметить, что использование последней связано с определенными трудностями. Во-первых, экспериментальные исследования показывают, что величина сдвига для кривых  $K_{Ic}(T)$  и  $KCV(T)$  может быть различной [4, 5]. Во-вторых, при увеличении флюенса форма таких кривых изменяется [4–7]. Это обстоятельство приводит к необходимости выбирать величины  $K_{Ic}$  и (или)  $KCV$ , для которых должны определяться сдвиги  $\Delta T(T)$ . Очевидно, что если бы для указанных кривых выполнялось условие горизонтального сдвига, то величину  $\Delta T(T)$  можно было бы определить при любом значении  $K_{Ic}$  и (или)  $KCV$ .

Третий подход – это подход, основанный на локальных критериях разрушения. В настоящее время он интенсивно развивается и может быть использован в программах образцов-свидетелей. Следует отметить, что имеющихся результатов механических испытаний и микроструктурных исследований облученных реакторных сталей вполне достаточно для понимания механизмов радиационного охрупчивания и, следовательно, микромеханического моделирования.

Модель для прогнозирования трещиностойкости корпусных реакторных сталей предложена в детерминистической [8] и вероятностной [9, 10] постановках. Эта модель основана на локальных критериях хрупкого [11, 12] и вязкого [13, 14] разрушения. Детерминистическая модель [8] позволяет прогнозировать средние значения трещиностойкости, начиная с низких температур, при которых разрушение является хрупким, до температур, при которых разрушение становится вязким. Вероятностная модель [9, 10] описывает корректно влияние толщины образца на  $K_{Ic}$ ; прогнозирует зависимость  $K_{Ic}(T)$  для заданной вероятности хрупкого разрушения; определяет полосу разброса для температуры хрупковязкого перехода. В [9, 10] также показано, что модель прогнозирует нижнюю и верхнюю границы экспериментальных значений  $K_{Ic}$  для стали 15X2МФА. Важно подчеркнуть, что вероятностная модель [10] позволяет прогнозировать температурную кривую трещиностойкости по данным испытаний маломасштабных цилиндрических гладких и надрезанных образцов, и калибровка модели по какой-либо величине трещиностойкости не требуется.

Ниже исследовано влияние нейтронного облучения на температурные зависимости трещиностойкости корпусных реакторных сталей с использованием предложенной модели. Работа состоит из двух сообщений: в первом – проанализировано влияние облучения на параметры вероятностной модели прогнозирования трещиностойкости, во втором – на основе этого анализа и вероятностной модели [10] рассматривается прогнозирование кривой  $K_{Ic}(T)$  в диапазоне температур хрупкого разрушения.

**1. Вероятностная модель прогнозирования кривой  $K_{Ic}(T)$ .** В соответствии с работой [10] кратко рассмотрим вероятностную модель прогнозирования кривой  $K_{Ic}(T)$ .

**1.1. Локальный критерий хрупкого разрушения в вероятностной постановке.** Предложенная ранее [9] формулировка локального критерия хрупкого разрушения в вероятностной постановке включает такие положения.

1. Поликристаллический материал представляется как совокупность элементарных ячеек со следующими свойствами: механические свойства ячейки принимаются такими же, как осредненные механические свойства материала, полученные на стандартных образцах; размер элементарной ячейки  $\rho_{uc}$  равен среднему размеру зерна поликристаллического материала. Напряженно-деформированное состояние (НДС) в элементарной ячейке считается однородным.

2. Для ячейки принят локальный критерий хрупкого разрушения [11, 12]:

$$\sigma_1 + m_{Te} \sigma_{eff} \geq \sigma_d; \quad (1a)$$

$$\sigma_1 \geq S_c(\kappa). \quad (16)$$

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

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

где  $\kappa = \int d\varepsilon_{eq}^p$  – параметр Оджвиста;  $d\varepsilon_{eq}^p$  – приращение эквивалентной пластической деформации;  $C_1^*$ ,  $C_2^*$ ,  $A_d$  – константы материала;  $\sigma_1$  – максимальное главное напряжение;  $\sigma_{eff}$  – эффективное напряжение, принимаемое в виде  $\sigma_{eff} = \sigma_{eq} - \sigma_Y$ ;  $\sigma_{eq}$  – интенсивность напряжений,  $\sigma_d$  – эффективная прочность частиц, на которых зарождаются микротрещины скола, как правило, карбидов или границ соединений карбид–матрица;  $m_{T\varepsilon}$  – параметр, который зависит от температуры  $T$  и пластической деформации и может быть записан [12] как  $m_{T\varepsilon} = m_T(T)m_\varepsilon(\kappa)$ ;  $m_\varepsilon(\kappa) = S_0 / S_c(\kappa)$ ;  $S_0 \equiv S_c(\kappa = 0)$ ;  $m_T(T)$  – уменьшающая функция от температуры.

Условие (1а) в локальном критерии хрупкого разрушения – условие зарождения микротрещин скола, условие (1б) – условие распространения микротрещин скола. В [8, 11, 12] показано, что хрупкое разрушение образцов или конструкционных элементов может контролироваться как условием (1а), так и (1б). Например, хрупкое разрушение гладких образцов контролируется условием (1б), и напротив, хрупкое разрушение образцов с надрезом или трещиной из реакторной корпусной стали – условием (1а).

3. Для формулировки критерия (1) в вероятностной постановке полагаем, что параметр  $\sigma_d$  является стохастическим, остальные параметры – детерминистическими. Такое положение базируется на анализе стохастической природы различных критических параметров, контролирующих хрупкое разрушение корпусных реакторных сталей. Анализ показал [9], что критическое напряжение хрупкого разрушения  $S_c$  может быть с достаточной точностью принято как детерминистический параметр, а параметр  $\sigma_d$ , контролирующий зарождение микротрещин скола, – как стохастический.

4. Для описания функции распределения карбидов по прочности, т.е. функции распределения параметра  $\sigma_d$ , используется распределение Вейбулла [15]: минимальная прочность карбида в элементарной ячейке, на котором происходит зарождение микротрещины скола, описывается зависимостью

$$p(\sigma_d) = 1 - \exp \left[ - \left( \frac{\sigma_d}{\tilde{\sigma}_d} \right)^\eta \right], \quad (3)$$

где  $p(\sigma_d)$  – вероятность того, что минимальная прочность карбида в элементарной ячейке меньше, чем  $\sigma_d$ ;  $\tilde{\sigma}_d$ ,  $\eta$  – параметры Вейбулла.

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

**1.2. Основные положения вероятностной модели прогнозирования кривой  $K_{Ic}(T)$ .** Вероятностная модель прогнозирования трещиностойкости [9, 10] основана на таких положениях.

1. Используются локальные критерии хрупкого разрушения в вероятностной постановке и вязкого разрушения [13, 14] в детерминистической постановке.

2. Принимается, что хрупкое разрушение происходит только в элементарных ячейках, расположенных в плоскости, образованной фронтом трещины и линией ее продолжения, для которых выполняется условие  $\sigma_{eq} \geq \sigma_Y$ .

3. Вероятность неразрушения элементарной ячейки равна единице, если для этой ячейки выполняется условие  $\sigma_1 < S_c(\kappa)$ .

На основе указанных положений вероятность хрупкого разрушения образца с трещиной может быть рассчитана следующим образом. Вероятность неразрушения  $i$ -й элементарной ячейки  $p_{nf}^i$  рассчитывается согласно уравнению (3) как

$$p_{nf}^i = 1 - p_f^i = \begin{cases} \exp\left[-\left(\frac{\sigma_{nuc}^i}{\tilde{\sigma}_d}\right)^\eta\right] & \text{при } \sigma_1^i \geq S_c(\kappa_i); \\ 1 & \text{при } \sigma_1^i < S_c(\kappa_i), \end{cases} \quad (4)$$

где  $p_f^i$  – вероятность разрушения  $i$ -й ячейки;  $\sigma_{nuc}^i \equiv \sigma_1^i + m_T m_\varepsilon(\kappa_i) \sigma_{eff}^i$ . Отметим, что разрушение элементарной ячейки, для которой  $p_{nf}^i = 1$ , может быть только вязким при последующем нагружении. Вероятность хрупкого разрушения образца с трещиной  $p_f$  вычисляется с учетом п. 5 раздела 1.1:

$$p_f(K_I)_T = 1 - \exp\left(-\frac{\omega}{(\tilde{\sigma}_d)^\eta} \sum_{i=1}^k (\sigma_{nuc}^i)^\eta\right), \quad (5)$$

где  $p_f(K_I)_T$  – вероятность хрупкого разрушения как функция коэффициента интенсивности напряжений  $K_I$  при данной температуре;  $k$  – число элементарных ячеек в упругопластической зоне на линии продолжения трещины;  $\omega$  – число элементарных ячеек, расположенных вдоль фронта трещины. В уравнении (5) элементарные ячейки, для которых выполняется условие  $\sigma_1^i < S_c(\kappa_i)$ , исключены из анализа и для них принимается  $\sigma_{nuc}^i = 0$ .

4. Напряженно-деформированное состояние у вершины трещины рассчитывается согласно модифицированному решению, представленному в [10].

5. Вязкое разрушение образца с трещиной происходит при выполнении условия вязкого разрушения в ближайшей к вершине трещины элементарной ячейке. Это условие соответствует некоторому значению  $K_I = K_{Ic}^{ductile}$ , и зависимость  $K_{Ic}^{ductile}(T)$  является верхним шельфом кривой  $K_{Ic}(T)$ .

**1.3. Методы экспериментального определения параметров, необходимых для прогнозирования трещиностойкости.** Для аналитического описания кривой  $K_{Ic}(T)$  в диапазоне температур хрупкого разрушения на основе предложенной модели [10] необходимо знать следующие параметры:  $S_c(\kappa)$ ,  $\sigma_Y(T)$ ,  $\sigma_{eq}(\kappa)$ ,  $m_T(T)$ ,  $\tilde{\sigma}_d$  и  $\eta$ . В этом разделе кратко рассматриваются методы определения указанных параметров и приводятся их численные значения для корпусной реакторной стали 15X2МФА в необлученном состоянии.

Кривая деформирования  $\sigma_{eq}(\kappa)$  аппроксимируется уравнением

$$\sigma_{eq} = \sigma_Y + A_0(\varepsilon_{eq}^p)^n, \quad (6)$$

где  $A_0$  и  $n$  – константы материала, значения которых для необлученной стали 15X2МФА, полученные при испытании стандартных образцов при различных температурах [9], приведены в табл. 1.

Т а б л и ц а 1

**Параметры кривых деформирования  $\sigma_{eq} = \sigma_Y + A_0(\varepsilon_{eq}^p)^n$  для необлученной стали 15X2МФА**

Параметр	$T, ^\circ\text{C}$								
	-196	-140	-100	-60	-40	-20	0	20	40
$\sigma_Y$ , МПа	1020	800	690	615	592	569	545	520	505
$A_0$ , МПа	535	532	610	610	596	596	596	596	596
$n$	0,450	0,450	0,458	0,458	0,464	0,464	0,464	0,464	0,464

Критическое напряжение хрупкого разрушения  $S_c$  рассчитывается по уравнению (2). Константы  $C_1^*$ ,  $C_2^*$  и  $A_d$  в уравнении (2) могут быть определены по результатам испытаний на растяжение стандартных гладких цилиндрических образцов при температурах хрупкого разрушения [12]. Для необлученной стали 15X2МФА значения этих параметров получены ранее [12]:  $C_1^* = 2,26 \cdot 10^{-7}$  МПа<sup>-2</sup>,  $C_2^* = 3,64 \cdot 10^{-7}$  МПа<sup>-2</sup>,  $A_d = 1,32$ .

Параметр  $m_T(T)$  рассчитывается по следующему корреляционному уравнению [10]:

$$m_T(T) = m_0 \sigma_{Ys}(T), \quad (7)$$

где  $m_0$  – константа, определяемая экспериментально;  $\sigma_{Ys}$  – температурно-зависимая компонента предела текучести  $\sigma_Y$ . Температурная зависимость предела текучести  $\sigma_Y$  задается уравнением [10]

$$\sigma_Y(T) = \sigma_{YG} + \sigma_{Ys}(T) = \sigma_{YG} + (\sigma_Y^0 - \sigma_{YG}^0) \exp(-hT), \quad (8)$$

где  $\sigma_{YG}$  – температурно-независимая компонента предела текучести;  $\sigma_Y^0 = \sigma_Y(T = 0 \text{ K})$ ;  $\sigma_{YG}^0 = \sigma_{YG}(T = 0 \text{ K})$ ;  $h$  – константа при постоянной скорости деформации; температура  $T$  задается в градусах Кельвина.

В работах [16, 17] показано, что для некоторых конструкционных сталей аппроксимация предела текучести уравнением (8) хорошо описывает экспериментальные данные в низкотемпературном диапазоне. Мы использовали уравнение (8) для необлученной стали 15Х2МФА в температурном диапазоне 77...313 К [10]. Значения предела текучести для этой стали представлены в табл. 1. С использованием этих данных параметры в (8) были рассчитаны по методу наименьших квадратов:  $\sigma_{YG} = 400$  МПа;  $\sigma_Y^0 = 1526$  МПа;  $h = 7,771 \cdot 10^{-3} \text{ К}^{-1}$ . В указанном температурном диапазоне принято, что  $\sigma_{YG} = \sigma_{YG}^0$ , т.е. зависимостью модуля сдвига от температуры пренебрегали.

Процедура определения параметров  $\tilde{\sigma}_d$ ,  $\eta$  и  $m_0$  предложена в [10]. Она основана на данных по разрушающим нагрузкам для цилиндрических образцов с кольцевым надрезом двух масштабов. Получены следующие значения этих параметров для необлученной стали 15Х2МФА:  $\tilde{\sigma}_d = 9700$  МПа;  $\eta = 12,5$  и  $m_0 = 0,0806 \text{ МПа}^{-1}$  [10].

Чтобы смоделировать влияние облучения на трещиностойкость, необходимо знать, как нейтронное облучение влияет на рассмотренные выше параметры. Анализ известных экспериментальных данных о радиационном охрупчивании конструкционных сталей позволяет в некоторой степени ответить на этот вопрос и определить наиболее чувствительные к нейтронному облучению параметры.

**2. Анализ известных экспериментальных данных.** В этом разделе проанализировано влияние нейтронного облучения на основные параметры, контролирующие пластическое деформирование и хрупкое разрушение корпусных реакторных сталей. В основном рассматривается радиационное охрупчивание в условиях облучения, типичных для водо-водяных реакторов (ВВЭР).

### 2.1. Влияние облучения на параметры, контролирующие пластическое деформирование.

2.1.1. *Влияние облучения на предел текучести.* Как известно, после нейтронного облучения предел текучести увеличивается. При условиях облучения, типичных для ВВЭР, предел текучести  $\sigma_Y$  корпусных реакторных сталей обычно возрастает не более чем на 50% от значения  $\sigma_Y$  при  $T = 20^\circ\text{C}$  для необлученной стали.

Зависимость  $\sigma_Y(T)$  для необлученных корпусных реакторных сталей хорошо аппроксимируется уравнением (8). Экспериментальные зависимости  $\sigma_Y(T)$ , полученные в ряде работ для облученных сталей [18, 19], показывают, что облучение приводит к повышению только температурно-независимой компоненты предела текучести  $\sigma_{YG}$ , а температурно-зависимая компонента предела текучести  $\sigma_{Ys}$  практически не изменяется (рис. 1). В таком случае в уравнении (8) для облученных сталей можно использовать те же значения параметров  $h$  и  $(\sigma_Y^0 - \sigma_{YG}^0)$ , которые были получены для необлученных сталей, и изменять только значение  $\sigma_{YG}$ .

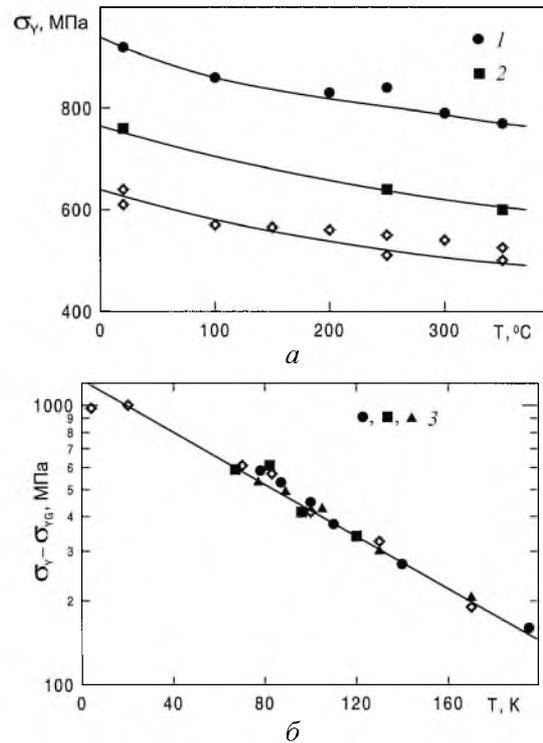


Рис. 1. Температурные зависимости предела текучести для корпусных сталей 15X2МФА (а) и 15X3МФА (б) в необлученном (светлые точки) и облученном (темные точки) состоянии [18, 19]: 1 –  $T_{irr} = 190...220^{\circ}\text{C}$ ,  $F = 2 \cdot 10^{20}$  нейтр/см<sup>2</sup>; 2 –  $T_{irr} = 260...280^{\circ}\text{C}$ ,  $F = 1,6 \cdot 10^{20}$  нейтр/см<sup>2</sup>; 3 – после облучения различными дозами.

2.1.2. Влияние облучения на деформационное упрочнение. Деформационное упрочнение материала может быть оценено по величине модуля упрочнения  $E_T$ :

$$E_T \approx \frac{\sigma_u \exp \varepsilon_u - \sigma_y}{\varepsilon_u}, \quad (9)$$

где  $\sigma_u$  – предел прочности;  $\sigma_u \exp(\varepsilon_u)$  и  $\varepsilon_u$  – истинное напряжение и однородная деформация в момент начала образования шейки.

Значения параметров  $\sigma_u$ ,  $\sigma_y$  и  $\varepsilon_u$  для стали 15X2МФА в исходном и облученном ( $T_{irr} = 260...280^{\circ}\text{C}$ , нейтронный флюенс  $F \cong 10^{20}$  нейтр/см<sup>2</sup>) состоянии при температуре испытания  $T = 20^{\circ}\text{C}$  [18] приведены в табл. 2. Там же представлены значения модуля упрочнения  $E_T$ , вычисленные по уравнению (9). Как видно, значения  $E_T$  для облученной и необлученной стали практически одинаковые. Эти данные показывают, что эффективное напряжение  $\sigma_{eff} = \sigma_{eq} - \sigma_y = A_0(\varepsilon_{eq}^p)^n$ , характеризующее деформационное упрочнение материала, не изменяется для облученной стали. Следовательно, коэффициенты  $A_0$  и  $n$  в степенной аппроксимации кривой напряжение–деформация для облученной стали могут быть приняты такими же, как для необлученной.

Т а б л и ц а 2

**Механические свойства стали 15Х2МФА в необлученном  
и облученном состоянии при 20°С [18]**

Состояние стали	$\sigma_Y$ , МПа	$\sigma_u$ , МПа	$\varepsilon_u$ , %	$E_T$ , ГПа
Необлученное	520	690	7,7	2,93
Облученное	760	910	6,8	3,15

Таким образом, можно заключить, что облучение влияет на один параметр, контролирующий пластическую деформацию корпусной реакторной стали, а именно: на температурно-независимую компоненту предела текучести  $\sigma_{YG}$ , остальные параметры –  $\sigma_{Ys}$  в уравнении (8),  $A_0$  и  $n$  в уравнении (6) – для облученной стали могут быть приняты такими же, как для необлученной стали.

**2.2. Влияние облучения на параметры, контролирующие хрупкое разрушение.** В этом разделе анализируется влияние нейтронного облучения на параметры  $S_c$ ,  $m_T$ ,  $\tilde{\sigma}_d$  и  $\eta$ , входящие в локальный критерий хрупкого разрушения в вероятностной постановке.

2.2.1. *Влияние облучения на критическое напряжение хрупкого разрушения  $S_c$ .* В работе [18] исследовано влияние облучения на механические свойства стали 15Х2МФА при различных температурах. На рис. 2 представлены результаты испытаний на растяжение образцов, подвергнутых разным дозам облучения при  $T_{irr} = 120^\circ\text{C}$ . Видно, что с повышением дозы облучения растет предел текучести  $\sigma_Y$  и, как показано выше, это связано только с увеличением его температурно-независимой компоненты  $\sigma_{YG}$ . Для стали, облученной флюенсом  $F = 9 \cdot 10^{19}$  нейтр/см<sup>2</sup>, минимальное значение критического напряжения хрупкого разрушения  $S_0$  то же, что и для стали в исходном состоянии. Так, для стали 15Х2МФА оно равно 1500 МПа. Аналогичные результаты получены для кремнистой стали, чистого железа и углеродистой стали А212-В [18]. В работе [7] подчеркивалось, что большинство результатов испытаний свидетельствует о невлинии облучения на критическое напряжение хрупкого разрушения. Там же отмечалось, что известны единичные эксперименты, в которых наблюдалось снижение критического напряжения хрупкого разрушения облученных сталей. В частности, в [4] показано, что облучение снижает критическое напряжение хрупкого разрушения  $S_c$  стали 15Х3НМФА с большим содержанием фосфора. По-видимому, снижение  $S_c$  обусловлено изменением механизма хрупкого разрушения от транскристаллитного к интеркристаллитному. Можно предположить, что в этом случае снижение  $S_c$  вызвано механизмами, подобными механизмам, характерным для снижения  $S_c$  при отпускной хрупкости [20, 21], т.е. охрупчивание происходит за счет уменьшения когезионной прочности границ зерен.

Таким образом, результаты исследований [18] свидетельствуют, что облучение не снижает критическое напряжение хрупкого разрушения, по крайней мере, когда инициация хрупкого разрушения для облученной стали происходит по транскристаллитному механизму.

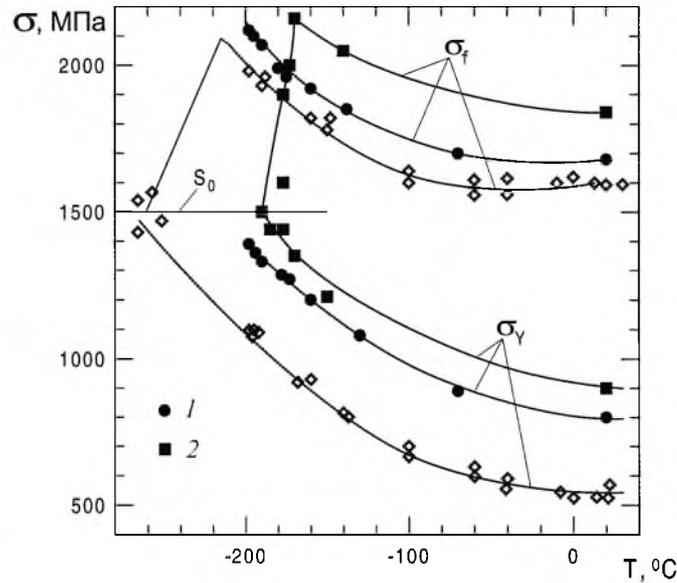


Рис. 2. Температурные зависимости предела текучести  $\sigma_{\gamma}$  и разрушающего напряжения  $\sigma_f$  для корпусной реакторной стали 15X2MФА в необлученном (светлые точки) и облученном при  $T_{irr} = 120^{\circ}\text{C}$  (темные точки) состоянии [20]: 1 –  $F = 3 \cdot 10^{19}$  нейтр/см<sup>2</sup>; 2 –  $F = 9 \cdot 10^{19}$  нейтр/см<sup>2</sup>.

2.2.2. *Влияние облучения на параметр  $m_T$ .* Как показано выше, параметр  $m_T$  вычисляется по уравнениям (7) и (8). Учитывая, что облучение не влияет на температурно-зависимую компоненту предела текучести  $\sigma_{\gamma S}$ , можно предположить, что параметр  $m_T$  также не зависит от нейтронного флюенса. Действительно, это предположение может быть обосновано тем, что оба параметра ( $\sigma_{\gamma S}$  и  $m_T$ ) определяются фактически одним и тем же физическим механизмом, а именно: скольжением дислокаций в зерне. Таким образом, константа  $m_0$  в уравнении (7) для облученной стали может быть принята такой же, как для необлученной.

2.2.3. *Влияние облучения на микромеханизмы хрупкого разрушения.* Чтобы проанализировать влияние облучения на параметры  $\tilde{\sigma}_d$  и  $\eta$ , подробно рассмотрим физическую интерпретацию параметра  $\sigma_d$  в локальном критерии хрупкого разрушения (1a). В уравнении (1a) параметр  $\sigma_d$  интерпретируется как прочность некоторых барьеров для дислокационных скоплений, на которых зарождаются микротрещины скола. Как известно, для корпусных сталей такими барьерами являются карбиды, поэтому  $\sigma_d$  зависит от прочности карбидов  $\sigma_d^c$  или прочности границы соединения карбид–матрица  $\sigma_d^{c-m}$ . Величина  $\sigma_d$  определяется минимальным значением из  $\sigma_d^c$  и  $\sigma_d^{c-m}$ . Хрупкое разрушение необлученных реакторных сталей, как известно, происходит по механизму транскристаллитного микроскола, интеркристаллитное хрупкое разрушение не наблюдается. Поэтому для необлученной стали микротрещины скола зарождаются путем раскола карбидов, расположенных как в теле зерна, так и по границам зерен (рис. 3,а,б) [22], и,

следовательно, справедливо неравенство  $\sigma_d^e < \sigma_d^{c-m}$ , и тогда  $\sigma_d = \sigma_d^e$ . Для облученных сталей ситуация может изменяться. Чтобы лучше понять, какие изменения могут произойти, рассмотрим некоторые результаты микроструктурных исследований [23, 24].

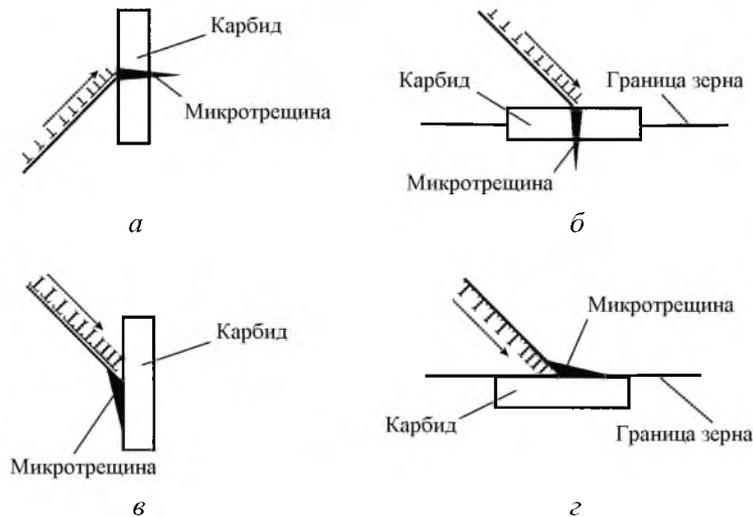


Рис. 3. Зарождение микротрещин по механизмам растрескивания карбидов (а, б) и отрыва от матрицы (в, г) при внутризеренном (а, в) и зернограничном (б, г) их расположении.

В работах [23, 24] приведены результаты фрактографических исследований изломов образцов Шарпи из необлученных и облученных корпусных реакторных сталей, а также из стали после радиационного отжига. Там же показано, что хрупкое разрушение необлученных образцов происходит, как обычно, по механизму транскристаллитного скола и микроскола. Однако хрупкое разрушение облученных образцов происходит как по транскристаллитному, так и по смешанному транс- и интеркристаллитному механизму, причем доля интеркристаллитных областей обычно небольшая (не более 20% поверхности разрушения). После отжига облученных образцов при температуре  $T_{анн} = 470...475^\circ\text{C}$  наблюдается значительное восстановление механических свойств материала: уменьшаются сдвиг температуры хрупковязкого перехода относительно сдвига для облученных сталей и предела текучести. В то же время доля интеркристаллитных областей в поверхности разрушения образцов после отжига, как правило, увеличивается по сравнению с облученными образцами. Особенности строения поверхностей разрушения реакторных сталей в различных состояниях можно объяснить, учитывая микроструктурные процессы, которые происходят при облучении. Одним из основных процессов, как известно, является сегрегация фосфора в зерне и на его границе [25–27]. Микроструктурные исследования [26, 28] показывают, что для корпусных реакторных сталей А533В и А508 и других ферритных сталей наиболее типичные места внутризеренной сегрегации фосфора – поверхности карбидов и неметаллических включений. Эта сегрегация вызвана усиленной облучением диф-

фузией фосфора к поверхностям раздела карбид–матрица и включение–матрица. Таким образом, сегрегация фосфора ослабляет прочность связи карбид–матрица для карбидов, расположенных в зерне и на его границе. В результате этого процесса зарождение микротрещин происходит по механизму отрыва карбида от матрицы (рис. 3,б,г). Поскольку зародышевые микротрещины локализуются как в зерне, так и на его границе, для облученных сталей может наблюдаться смешанное транс- и интеркристаллитное разрушение, при этом доля интеркристаллитного разрушения значительно меньше, чем доля транскристаллитного [23, 24]. На основании этого микроструктурного анализа можно сделать вывод, что для облученных сталей имеет силу неравенство

$$(\sigma_d^{c-m})^{grain} < (\sigma_d^{c-m})^{boundary} < \sigma_d^c, \quad (10)$$

и параметр  $\sigma_d$  главным образом определяется значением  $(\sigma_d^{c-m})^{grain}$ , где  $(\dots)^{grain}$  и  $(\dots)^{boundary}$  обозначают величину (...), отвечающую связи карбид–матрица в зерне и на его границе соответственно.

Иная ситуация наблюдалась при хрупком разрушении сталей после радиационного отжига. В работах [24, 29] показано, что температура начала распада сегрегаций фосфора в зерне составляет примерно 450°C, что меньше температуры распада сегрегаций фосфора на границе зерна (~ 600...650°C) [26, 28, 30, 31]. Таким образом, в процессе отжига при  $T_{ann} = 470...475^\circ\text{C}$  распадаются только сегрегации фосфора в зерне, а зернограницные сегрегации фосфора не распадаются. В результате после отжига прочность связи карбид–матрица для карбидов в зерне  $(\sigma_d^{c-m})^{grain}$  увеличивается и может стать равной прочности для необлученной стали. Тогда  $\sigma_d$  определяется значением  $(\sigma_d^{c-m})^{boundary}$ , и зарождение микротрещины скола происходит по механизму отрыва карбида от матрицы для карбидов, расположенных на границах зерна (рис. 3,г). Из неравенства (10) следует, что сдвиг температуры хрупковязкого перехода  $\Delta T(T)$  для стали после радиационного отжига меньше, чем для облученной стали. В то же время доля интеркристаллитного разрушения стали после отжига может увеличиваться по сравнению с облученной сталью.

Таким образом, из представленного анализа следует, что параметр  $\sigma_d$  в локальном критерии хрупкого разрушения может соответствовать различным параметрам –  $\sigma_d^c$ ,  $(\sigma_d^{c-m})^{grain}$ ,  $(\sigma_d^{c-m})^{boundary}$  в зависимости от состояния материала. Этот вывод используется ниже для анализа влияния облучения на параметр  $\tilde{\sigma}_d$ .

2.2.4. Влияние облучения на параметры  $\tilde{\sigma}_d$  и  $\eta$ . Указанные параметры рассматриваются как параметры, характеризующие распределение карбидов или соединений карбид–матрица по прочности. Выполненный выше анализ показал, что для облученных сталей эти параметры описывают распределение по прочности соединения карбид–матрица, и облучение приводит к уменьшению прочности последнего. Снижение прочности этого

соединения можно смоделировать, уменьшая параметр  $\tilde{\sigma}_d$ . В первом приближении можно принять, что облучение не влияет на параметр  $\eta$ . Уменьшение параметра  $\tilde{\sigma}_d$  с увеличением нейтронного флюенса означает, что растет вероятность обнаружения в элементарной ячейке карбида с одной и той же минимальной прочностью, равной  $\sigma_d$ , по мере увеличения нейтронного флюенса. Таким образом, с физической точки зрения параметр  $\tilde{\sigma}_d$  должен уменьшаться для облученной стали по сравнению с необлученной.

Интересно, что аналогичное заключение можно сделать, если эту проблему рассматривать с механической точки зрения. Известно, что с увеличением содержания фосфора в стали влияние облучения на её охрупчивание усиливается. Однако роль фосфора в радиационном охрупчивании не связана с повышением предела текучести [7, 18]. Экспериментальные данные на рис. 4 подтверждают этот вывод. С другой стороны, как обсуждалось выше, облучение не влияет на критическое напряжение хрупкого разрушения  $S_c$ . Ясно, что объяснить влияние содержания фосфора на радиационное охрупчивание с механической точки зрения возможно, если предположить, что параметры  $\sigma_d$  и  $\eta$  при облучении изменяются.

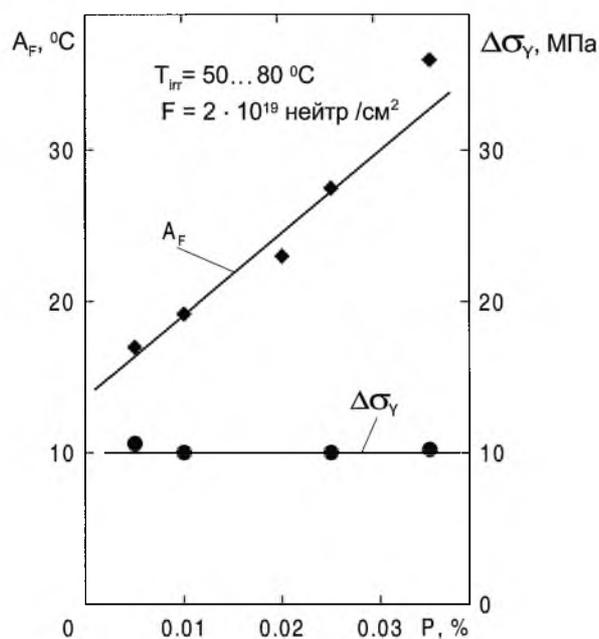


Рис. 4. Влияние содержания фосфора на приращение предела текучести  $\Delta\sigma_\gamma$  и на коэффициент радиационного охрупчивания  $A_F$  для облученной корпусной реакторной стали 15X2МФА [19]. ( $A_F$  – коэффициент в уравнении  $\Delta T(T) = A_F (F / F_0)^m$ , где  $F$  – нейтронный флюенс,  $F_0 = 10^{18}$  нейтр/см<sup>2</sup>;  $m$  – константа,  $m \cong 1/3$ ).

Таким образом, полученные данные по влиянию облучения на механические свойства и микроструктуру позволяют принять, что для облученных корпусных сталей параметр  $\tilde{\sigma}_d$  уменьшается по мере увеличения нейтронного флюенса, параметр  $\eta$  принимается таким же, как и для необлученной стали.

## Выводы

1. Проанализировано влияние облучения на параметры, контролирующие пластическую деформацию и хрупкое разрушение корпусных сталей. Нейтронное облучение фактически не влияет на параметры деформационного упрочнения и критическое напряжение хрупкого разрушения. При облучении увеличивается предел текучести, что обусловлено только ростом температурно-независимой компоненты предела текучести  $\sigma_{YG}$ . В результате облучения уменьшается параметр  $\sigma_d$ , контролирующий инициацию разрушения сколом.

2. На основании известных данных рассмотрены физические механизмы, контролирующие зарождение микротрещин скола корпусных сталей в необлученном и облученном состоянии, а также после радиационного отжига. Показано, что для необлученной стали зарождение микротрещин скола определяется прочностью карбидов, для облученной стали – прочностью связи карбид–матрица для карбидов, локализованных в зерне, и для стали после радиационного отжига – прочностью связи карбид–матрица для карбидов, расположенных на границах зерен.

## Резюме

На основі раніше запропонованої авторами імовірнісної моделі прогнозування тріщиностійкості виконано моделювання впливу опромінення на температурні залежності тріщиностійкості при крихкому руйнуванні корпусних реакторних сталей. Проаналізовано вплив опромінення на параметри, що контролюють пластичне деформування і крихке руйнування корпусних реакторних сталей. Розглянуто механізми зародження микротріщин у неопромінених та опромінених сталях, а також в опромінених сталях після відпалу.

1. *ASME Boiler and Pressure Vessel Code. Section IX.* – New York: Amer. Soc. Mech. Eng., 1968.
2. *Wallin K. Recommendations for the application of fracture toughness data for structural integrity assessment // Proc. IAEA/CSNI specialists meeting on fracture mechanics verification by large scale testing, Oak Ridge, Tenn., Oct. 26–29, 1992.* – P. 465 – 494.
3. *Wallin K. The size effect in  $K_{Ic}$  results // Eng. Fract. Mech.* – 1985. – **22.** – P. 149-163.
4. *Карзов Г. П., Тимофеев Б. Т., Леонов В. П. Сварные сосуды давления: прочность и долговечность.* – Л.: Машиностроение, 1982.
5. *Brumovsky M., Novosad P., and Zd'arek J. Programme for WWER-440/type 213 reactor pressure vessels – standard programme, re-evaluation of results, supplementary programme // Effect of radiation on materials: 17th Int. Symp., ASTM STP 1270, American Society for Testing and Materials, 1996.* – P. 522 – 528.

6. *Iskander S. K., Sokolov M. A., and Nanstad R. K.* Effects of annealing time on the recovery of Charpy V-notch properties of irradiated high-copper weld metal // Effect of radiation on materials: 17th Int. Symp., ASTM STP 1270, American Society for Testing and Materials, 1996. – P. 277 – 293.
7. *Hawthorne J. R.* Radiation embrittlement // Embrittlement of engineering alloys. – New York: Academic Press, 1983.
8. *Margolin B. Z., Karzov G. P., and Shvetsova V. A.* Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. Part II. Prediction of fracture toughness // Int. J. Pres. Ves. & Piping. – 1997. – **72**. – P. 89 – 96.
9. *Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A.* Probabilistic model for fracture toughness prediction based on the new local fracture criteria // Ibid. – 1998. – **75**. – P. 307 – 320.
10. *Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A.* Improved probabilistic model for fracture toughness prediction for nuclear pressure vessel steels // Ibid. – P. 843 – 855.
11. *Марголин Б. З., Швецова В. А.* Критерий хрупкого разрушения: структурно-механический подход // Пробл. прочности. – 1992. – № 2. – С. 3 – 16.
12. *Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Karzov G. P.* Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. Part I. Local criterion for cleavage fracture // Int. J. Pres. Ves. & Piping. – 1997. – **72**. – P. 73 – 87.
13. *Карзов Г. П., Марголин Б. З., Швецова В. А.* Физико-механическое моделирование процессов разрушения. – СПб: Политехника, 1993.
14. *Margolin B. Z., Karzov G. P., Shvetsova V. A., and Kostylev V. I.* Modelling for transcrystalline and intercrystalline fracture by void nucleation and growth // Fatigue Fract. Engn. Mater. Struct. – 1998. – **21**, N 2. – P. 123 – 139.
15. *Weibull W. A.* A statistical theory of the strength of materials // Roy. Swed. Inst. Eng. Res. – 1939. – **151**. – P. 5 – 45.
16. *Копельман Л. А.* Сопротивляемость сварных узлов хрупкому разрушению. – Л.: Машиностроение, 1978.
17. *Ярошевич В. Д., Рывкина Д. Г.* Влияние структуры на термоактивационные параметры пластической деформации армко-железа при низких температурах // Физика металлов и металловедение. – 1971. – **31**, № 6. – С. 1293 – 1298.
18. *Алексеенко Н. Н., Амаев А. Д., Горынин И. В., Николаев В. А.* Радиационное повреждение стали корпусов водо-водяных реакторов. – М.: Энергоатомиздат, 1981.
19. *Неклюдов И. М.* Радиационное упрочнение металлов и сплавов // Радиационная повреждаемость и работоспособность конструкционных материалов. – СПб: Политехника, 1997.
20. *Потак Я. М.* Хрупкое разрушение стали и стальных конструкций. – М.: Оборонгиз, 1955.

21. Briant C. L. and Banerji S. K. Intergranular fracture of Fe alloys in inert environments // Embrittlement of engineering alloys. – New York: Academic Press, 1983.
22. Margolin B. Z. and Shvetsova V. A. Local criterion for cleavage fracture: structural and mechanical approach // J. Physique IV. – 1996. – 6. – P. 225 – 234.
23. Gurovich B. A., Lavrenchuk O. V., and Kuleshova E. A. Comparative study of fracture in pressure vessel steels A533B and A508 // J. Nucl. Mater. – 1996. – 228. – P. 330 – 337.
24. Gurovich B. A., Kuleshova E. A., Nikolaev Yu. A., and Shtrombach Ya. I. Assessment of relative contributions from different mechanisms in radiation embrittlement of reactor pressure vessel steels // Ibid. – 1997. – 246. – P. 91 – 120.
25. Николаев В. А., Рыбин В. В., Баданин В. И. О роли примесей в радиационном охрупчивании низколегированной стали // Атом. энергия. – 1979. – 47, № 1. – С. 21 – 25.
26. Druce S. G. Effects of austenitisation heat treatment on the fracture resistance and temper embrittlement of Mn–Mo–Ni steels // Acta Met. – 1986. – 34. – P. 219 – 232.
27. Hippsley C. A. and Druce S. G. The influence of strength and phosphorus segregation on the ductile fracture mechanism in a Ni–Cr steel // Ibid. – P. 1215 – 1227.
28. Nikolaev V. A. and Rybin V. V. Mechanisms controlling the composition influence on radiation hardening and embrittlement of iron-base alloys // Effect of radiation on materials: 17th Int. Symp., ASTM STP 1270, American Society for Testing and Materials, 1996. – P. 3 – 24.
29. Rellick J. R. and McMahon C. J. Intergranular embrittlement of iron-carbon alloys by impurities // Met. Trans. – 1974. – 5. – P. 2439 – 2450.
30. Seah M. P. Grain boundary segregation and the  $T-t$  dependence of temper brittleness // Acta Met. – 1977. – 25. – P. 345 – 357.
31. Tyson W. R. Kinetics of temper embrittlement // Ibid. – 1978. – 26. – P. 1471 – 1478.

Поступила 12. 10. 2000