

Формулировка локального критерия хрупкого разрушения в вероятностной постановке при сложном термомеханическом нагружении

Б. З. Марголин^а, В. И. Костылев^а, Э. Кейм^б

^а ЦНИИ КМ “Прометей”, Санкт-Петербург, Россия

^б Framatome ANP GmbH, Эрланген, Германия

Новый локальный критерий хрупкого разрушения в вероятностной постановке, используемый ранее авторами для прогнозирования $K_{Ic}(T)$, модифицирован для случая неизо-термического немонотонного нагружения. Предложен подход, позволяющий рассчитывать вероятность хрупкого разрушения элементов с трещинами при сложном термомеханическом нагружении, характерном, например, при аварийном расхолаживании корпуса реактора. Подход верифицирован посредством сопоставления расчетных и экспериментальных данных по оценке влияния различных режимов предварительного термомеханического нагружения на вязкость разрушения корпусных реакторных сталей.

Ключевые слова: хрупкое разрушение, предварительное термомеханическое нагружение, вероятностная модель, корпусные реакторные стали.

Введение. Для реакторов типа ВВЭР одним из наиболее опасных проектных режимов является режим аварийного расхолаживания (режим АС) корпуса реактора (КР), в процессе которого различные элементы последнего подвергаются термическому удару. Согласно существующим нормам [1], хрупкая прочность КР считается обеспеченной, если старт и развитие постулируемого трещиноподобного дефекта при таком режиме отсутствуют. Как известно, в режиме АС материал в области вершины дефекта подвергается сложному неизо-термическому немонотонному нагружению (рис. 1).

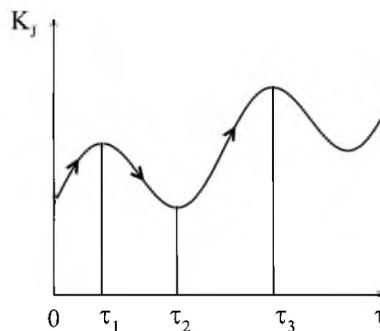


Рис. 1. Схема возможного нагружения материала у вершины трещины при термоударе.

В настоящее время при решении задач подобного рода обычно принимается, что независимо от истории нагружения хрупкое разрушение происходит по достижении коэффициентом интенсивности напряжений (КИН) K_I критической величины вязкости разрушения K_{Ic} . Такой подход приводит к большому консерватизму при оценке хрупкой прочности КР. В

других вариантах вводятся различные дополнительные условия: например, хрупкое разрушение может произойти только при $\dot{K}_I > 0$, в случае если $\dot{K}_I \leq 0$, разрушение не происходит даже при $K_I(T) \geq K_{Ic}(T)$ [2, 3]. Несмотря на достаточные успехи, полученные при использовании таких подходов, их применение для оценки хрупкой прочности КР в режиме АС сопряжено с целым рядом трудностей. Так, при упругопластическом деформировании материала для описания напряженно-деформированного состояния (НДС) у вершины трещины и определения условия старта трещины обычно используют J -интеграл. Однако, как известно, при упругопластическом, неизотермическом немонотонном нагружении J -интеграл не контролирует НДС у вершины трещины. Поэтому корректность расчетов при термоударе ограничивается условием: $\dot{K}_J > 0$ (интервал времени от 0 до τ_1 на рис. 1). В случае если $\dot{K}_J < 0$ (интервал времени от τ_1 до τ_2), а также когда условие $\dot{K}_J > 0$ выполняется после разгрузки (интервал времени от τ_2 до τ_3), использование J -интеграла становится недостаточно корректным.

Одним из путей преодоления указанных выше трудностей является применение так называемых локальных подходов [4–10]. При их использовании в общем случае отпадает необходимость формулировать условие хрупкого разрушения в терминах механики разрушения. Суть любого локального подхода заключается в следующем.

Элемент конструкции рассматривается как конгломерат элементарных ячеек. Принимается, что при хрупком разрушении справедлива теория наименее слабого звена, т.е. разрушение какой-либо элементарной ячейки приводит к разрушению элемента в целом. Условие хрупкого разрушения элементарной ячейки (локальный критерий хрупкого разрушения) формулируется в терминах напряжений и (или) деформаций. Ясно, что при использовании локального подхода анализ хрупкой прочности можно выполнить на основании известных полей напряжений и деформаций, а также известных параметров, входящих в критерий хрупкого разрушения. При этом нет необходимости знать параметры механики разрушения (K_I или J).

В случае использования локальных подходов в вероятностной постановке формулировка условия обеспечения хрупкой прочности может быть представлена в виде [3, 4]

$$P_f < \bar{P}_f, \quad (1)$$

где P_f – вероятность хрупкого разрушения; \bar{P}_f – некоторый допустимый уровень вероятности хрупкого разрушения.

При однородном распределении КИН вдоль фронта трещины формулировка (1) эквивалентна общепринятой формулировке в терминах механики разрушения [3]:

$$K_I < K_{Ic}^{B_i} \Big|_{P_f = \bar{P}_f}, \quad (2)$$

где $K_{Ic}^{B_i}$ – значение трещиностойкости для образцов с длиной фронта трещины (толщина образцов), равной B_i , при вероятности хрупкого разрушения \bar{P}_f .

Одна из первых формулировок локального подхода в вероятностной постановке была предложена в работе [9]. В настоящее время этот подход называют Veremín-подходом. В работах, представленных в трудах конференции “Mecamat’96” [10], Veremín-подход применялся для прогнозирования температурной зависимости вязкости разрушения $K_{Ic}(T)$, т.е. для случая изотермического монотонного нагружения. В [4, 11–13] показано, что для адекватного прогнозирования $K_{Ic}(T)$ на основании Veremín-подхода необходимо ввести дополнительное допущение, а именно: предположить, что критическое напряжение хрупкого разрушения зависит от температуры.

Применение Veremín-подхода для случая немонотонного неизотермического нагружения не давало адекватных прогнозов. Поэтому для решения такого рода задач, в частности для моделирования предварительного термомеханического нагружения (ПТН), Veremín-подход дополнительно модифицирован следующим образом [14]. Принимается, что разрушение может произойти только при активном пластическом деформировании; вероятность хрупкого разрушения определяется не текущим значением максимального главного напряжения, а его максимальным значением за всю историю нагружения. Исследования показали, что модифицированный Veremín-подход также не приводит к адекватным прогнозам при неизотермическом немонотонном нагружении (рассматривалось моделирование ПТН по режиму LUCF: loading–unloading–cooling–fracturing (нагружение–разгрузка–охлаждение–разрушение)) [14]. Только в случае неизотермического, но монотонного нагружения (режим LCF: loading–cooling–fracturing (нагружение–охлаждение–разрушение)) модифицированный Veremín-подход дает более или менее адекватные прогнозы.

В работе [15] была предложена еще одна модификация Veremín-подхода, в которой используется более углубленное описание процесса хрупкого разрушения по сравнению с классическим [9] и модифицированным [4, 14] вариантами. По сути, многие используемые [15] физические положения очень близки к таковым, изложенным ранее [16, 17]. В [15] показано, что данный подход позволяет достаточно адекватно описать хрупкое разрушение образцов при ПТН как в режиме LUCF, так и в режиме LCF. В то же время следует отметить, что с помощью предложенной модели можно описать эффект ПТН только для той температуры испытаний, для которой проведена калибровка модели на основании данных по вязкости разрушения. Иными словами, модель не позволяет прогнозировать разрушение при произвольном температурно-силовом режиме нагружения. Кроме того, при использовании модели необходимо дополнительно определить два параметра, не входящих в классический Veremín-подход, что усложняет ее применение для прогнозирования хрупкого разрушения.

Ранее [18, 19] был предложен локальный подход в вероятностной постановке, базирующийся на новой формулировке критерия хрупкого разрушения, который в настоящее время известен как модель Prometeу [13, 20, 21]. Установлено [20, 22], что модель Prometeу позволяет адекватно прогнозировать зависимость $K_{Ic}(T)$ для корпусных материалов с различной степенью охрупчивания. При этом калибровка модели (определение параметров модели) может быть проведена на основании данных по вязкости

разрушения, полученных при одной температуре. Единственным ограничением по выбору температуры испытаний является условие хрупкого разрушения образцов без предварительного вязкого подраста трещины, т.е. величина вязкости разрушения должна быть ниже верхнего шельфа зависимости $K_{Ic}(T)$. Следует отметить, что локальный критерий хрупкого разрушения в модели Prometeu был сформулирован для случая монотонного изотермического нагружения, т.е. для нагружения, характерного при определении K_{Ic} .

Цель настоящей работы заключается в модификации локального критерия хрупкого разрушения, используемого в модели Prometeu, для неизо-термического немонотонного нагружения и анализе его применимости при прогнозировании хрупкого разрушения корпусных реакторных сталей для этого режима нагружения. Поскольку неизо-термическое немонотонное нагружение характерно для процесса ПТН, то верификация модифицированной модели Prometeu проведена для различных режимов ПТН.

Формулировка локального критерия хрупкого разрушения при не-изотермическом и немонотонном нагружении. Ранее [16, 17] локальный критерий хрупкого разрушения был сформулирован для изотермического монотонного нагружения. Основные положения модели Prometeu, базирующейся на этом локальном критерии, следующие [22].

1. Поликристаллический материал представляется как совокупность элементарных кубических ячеек, механические свойства которых принимаются такими же, как осредненные механические свойства материала, полученные при испытаниях стандартных образцов. Размер элементарной ячейки ρ_{uc}^{cl} полагается не меньшим среднего размера зерна поликристаллического материала. Напряженно-деформированное состояние в элементарной ячейке считается однородным.

2. Для элементарной ячейки принят локальный критерий хрупкого разрушения в виде

$$\sigma_1 + m_{T\varepsilon} \sigma_{eff} \geq \sigma_d; \quad (3a)$$

$$\sigma_1 \geq S_c(\kappa). \quad (3b)$$

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

$$S_c(\kappa) = [C_1^* + C_2^* \exp(-A_d \kappa)]^{-1/2}, \quad (4)$$

где σ_1 – максимальное главное напряжение; σ_{eff} – эффективное напряжение, $\sigma_{eff} = \sigma_{eq} - \sigma_Y$; σ_{eq} – интенсивность напряжений; σ_Y – предел текучести; $\kappa = \int d\varepsilon_{eq}^p$ – параметр Одквиста; $d\varepsilon_{eq}^p$ – приращение эквивалентной пластической деформации; C_1^* , C_2^* , A_d – константы материала; σ_d – эффективная прочность карбидов, либо прочность связи карбид–матрица или других частиц, на которых зарождаются микротрещины скола; $m_{T\varepsilon}$ – параметр, зависящий от температуры T и пластической деформации, который может быть записан как

$$m_{T\varepsilon} = m_T(T)m_\varepsilon(\kappa); \quad (5)$$

$$m_\varepsilon(\kappa) = S_0/S_c(\kappa); \quad (6)$$

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

где $S_0 \equiv S_c(\kappa = 0)$; m_0 – константа, определяемая экспериментально; σ_{Ys} – температурно-зависимая компонента предела текучести.

Выражение (3а) описывает условие зарождения микротрещин скола, выражение (3б) – условие распространения микротрещин.

3. Для формулировки локального критерия хрупкого разрушения (3) в вероятностной постановке принимается, что параметр σ_d является стохастическим, остальные параметры – детерминистическими. Данное положение основано на анализе стохастической природы различных критических параметров, контролирующих хрупкое разрушение в реакторных сталях [18].

4. Для описания функции распределения карбидов по прочности, т.е. функции распределения параметра σ_d , используется трехпараметрическое распределение Вейбулла:

$$p(\sigma_d) = 1 - \exp\left[-\left(\frac{\sigma_d - \sigma_{d0}}{\tilde{\sigma}_d}\right)^\eta\right], \quad (8)$$

где $p(\sigma_d)$ – вероятность того, что минимальная прочность карбида в элементарной ячейке меньше, чем σ_d ; $\tilde{\sigma}_d$, σ_{d0} и η – параметры распределения Вейбулла, не зависящие от температуры.

Ниже будет дана формулировка этого критерия для случая немонотонного неизотермического нагружения.

Ранее было показано [16, 17], что зависимость $S_c(\kappa)$ инвариантна к температуре и истории нагружения, а параметр $\sigma_{nuc} = \sigma_1 + m_T m_\varepsilon \sigma_{eff}$ зависит от температуры и может зависеть от истории нагружения. Поэтому необходимо ввести определение σ_{nuc} для немонотонного неизотермического нагружения.

Параметр σ_{nuc} можно представить в виде [16, 17]

$$\sigma_{nuc} = \sigma_1 + \sigma_{loc}, \quad (9)$$

где σ_{loc} – локальное напряжение около дислокационного барьера, $\sigma_{loc} = m_T m_\varepsilon \sigma_{eff}$.

Учитывая, что

$$\sigma_{eff} = \sigma_{eq} - \sigma_Y \quad (10)$$

и

$$\sigma_{eq} - \sigma_Y = f(\kappa), \quad (11)$$

где $f(\kappa) = A_0 \kappa^n$; A_0 , n – константы материала, можно записать

$$\sigma_{loc} = m_T m_\varepsilon f(\kappa). \quad (12)$$

Тогда при $T = \text{const}$

$$\frac{d\sigma_{loc}}{d\kappa} = m_T \psi(\kappa), \quad (13)$$

где $\psi(\kappa) = (m_\varepsilon f(\kappa))'_\kappa$.

Полагая, что выражение (9) может быть использовано для неизотермического нагружения, представим его в виде

$$\sigma_{nuc} = \sigma_1 + \int_0^\kappa m_T \psi(\kappa) d\kappa. \quad (14)$$

При расчете по формуле (14) необходимо учитывать, что локальное напряжение σ_{loc} монотонно повышается только при монотонном нагружении или в случае немонотонного нагружения, если на участках разгрузки пластическое деформирование не реализуется. Если же при немонотонном нагружении на стадии разгрузки происходит реверс пластической деформации, то дислокационное скопление, сформированное на стадии прямого нагружения, частично рассасывается, а частично блокируется “лесом” дислокаций. Учитывая описанные выше закономерности, в первом приближении можно принять, что сформированное при нагружении локальное напряжение σ_{loc} полностью релаксирует при реверсе пластической деформации, и начинает формироваться новое скопление дислокаций, характеризующееся новым значением σ_{loc} .

Итак, при расчете по формуле (14) возникает вопрос: что понимать под реверсом пластической деформации. Для ответа воспользуемся ассоциированным законом теории пластичности [23, 24]:

$$d\varepsilon_{ij}^p \sim d\kappa S_{ij}, \quad (15)$$

где S_{ij} – компоненты девиатора напряжений.

Введем следующие определения: прямое пластическое деформирование реализуется в случае, когда, по крайней мере, одна из компонент девиатора главных напряжений не изменяет свой знак; реверс пластической деформации, т.е. смена прямого пластического деформирования на обратное, начинается в случае если хотя бы одна из компонент девиатора главных напряжений изменяет свой знак (на рис. 2 точка 1), и завершается в момент, когда все компоненты девиатора главных напряжений уже изменили свой знак (точка 2). Поскольку $S_{11} + S_{22} + S_{33} = 0$, момент начала обратного пластического деформирования (на рис. 2 точка 2) отвечает моменту, когда две компоненты девиатора главных напряжений, имеющие один знак, изменят его на противоположный. Рис. 2 иллюстрирует переход от прямого пластического деформирования к обратному.

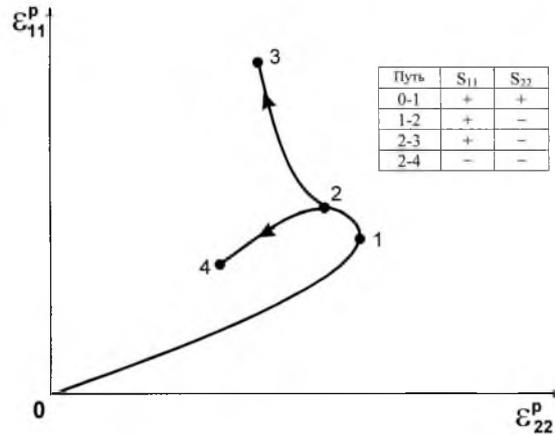


Рис. 2. Возможные пути пластического деформирования и знаки компонент девиатора главных напряжений S_{11} и S_{22} при немонотонном нагружении: 0-1-2-4 – соответствует случаю, когда реверс пластической деформации произошел; 0-1-2-3 – реверса не было; 0-1 и 2-4 – прямое и обратное пластическое деформирование соответственно; 1-2 – процесс перехода от прямого пластического деформирования к обратному.

Разобьем историю нагружения на некоторые этапы таким образом, что в моменты κ_n и κ_{n+1} две компоненты девиатора главных напряжений изменяют свои знаки, и примем, что в эти моменты σ_{loc} изменяется скачком от некоторой текущей величины до нуля. Тогда при неизотермическом немонотонном нагружении σ_{nuc} может быть рассчитано по следующей формуле:

$$\sigma_{nuc} = \sigma_1 + \int_{\kappa_n}^{\kappa_{n+1}} m_T \psi(\kappa) d\kappa. \quad (16)$$

Как известно, согласно работе [9], вероятность разрушения образца P_f может быть представлена как функция так называемого напряжения Вейбулла σ_w , расчет которого зависит от принятой формулировки локального критерия хрупкого разрушения:

$$P_f = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_w}{\tilde{\sigma}_d} \right)^\eta \right], \quad (17)$$

где $\tilde{\sigma}_d$ и η – параметры распределения Вейбулла, не зависящие от температуры.

Учитывая критерий (3) и условие, что вероятность разрушения каждой элементарной ячейки не может уменьшаться, напряжение Вейбулла может быть рассчитано следующим образом [21]:

$$\sigma_w = \left[\sum_{i=1}^k (\max(S_{nuc}^i) - \sigma_{d0})^\eta \right]^{1/\eta}; \quad (18)$$

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

где $\max(S_{nuc}^i)$ – максимальное значение S_{nuc}^i от нуля до рассматриваемого момента; k – количество элементарных ячеек в образце.

Таким образом, формулы (16)–(18) позволяют рассчитывать вероятность хрупкого разрушения при неизотермическом немонотонном нагружении. Следует подчеркнуть, что для случая изотермического монотонного нагружения выражение (16) приводится к соответствующему виду для σ_{nuc} [16, 17].

Моделирование режимов ПТН. Предложенную формулировку модели Prometeu при неизотермическом немонотонном нагружении наиболее удобно верифицировать посредством сопоставления расчетных и экспериментальных значений величины K_f при моделировании ПТН (K_f – значение КИН при хрупком разрушении после ПТН). В приведенных ниже исследованиях были рассмотрены следующие режимы термосилового нагружения при ПТН (рис. 3): режим LUCF ($T_{unload} = T_{WPS}$); режим LCUF ($T_{unload} = T_f$); режим LCF ($K_{unload} = K_{WPS}$), где T_{WPS} – температура при ПТН; T_f – температура при хрупком разрушении после ПТН; K_{WPS} – максимальное значение КИН при ПТН; K_{unload} – минимальное значение КИН при разгрузке.

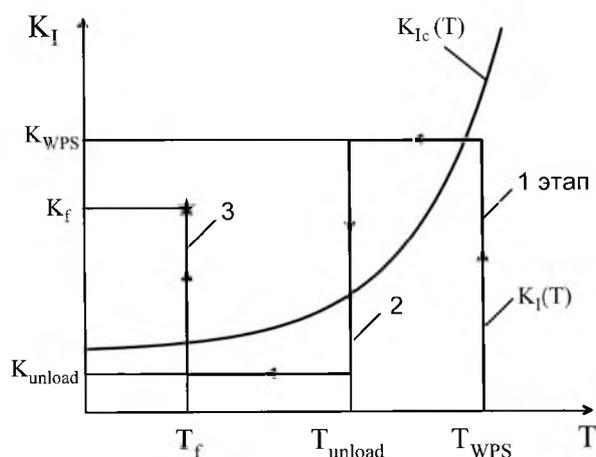


Рис. 3. Схематизация режимов ПТН.

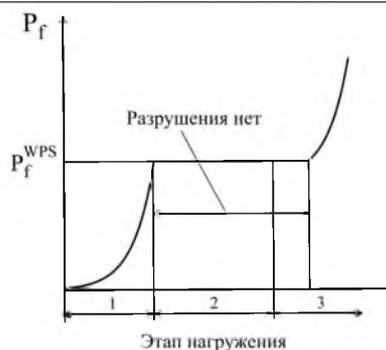
Процедура определения J-интеграла. Как указывалось выше, для расчета КИН при упругопластическом деформировании используется J -интеграл. Однако для ряда режимов нагружения при ПТН его применение не совсем корректно, поскольку не соблюдается условие простого нагружения. В то же время большинство известных экспериментальных данных по оценке эффекта ПТН представлено в терминах механики разрушения. Поэтому для верификации предложенного подхода расчетные характеристики необходимо приводить в таких же терминах. Наиболее подходящим расчетным параметром механики разрушения для рассматриваемых режимов ПТН

является J -интеграл, контур которого достаточно удален от вершины трещины и проходит в упругой области материала. В этом случае нагрузка, приложенная к образцу, и J -интеграл будут практически однозначно связаны между собой как при монотонном, так и немонотонном нагружении. В то же время известно, что при неизотермическом нагружении использование J -интеграла в классическом варианте (контурный J -интеграл) некорректно, поскольку он становится неинвариантным к контуру интегрирования. Тем не менее для рассмотренных режимов ПТН контурный J -интеграл может быть использован, поскольку в этом случае температурное поле в образце является однородным. Учитывая, что термические напряжения равны нулю, а температурные деформации не равны нулю, можно использовать стандартный контурный J -интеграл, если исключить из расчета термодформации (в противном случае необходимо использовать J -интеграл, представляющий собой сумму контурного и объемного интегралов [25]). Поэтому для сохранения однозначной зависимости между контурным J -интегралом и нагрузкой при неизотермическом нагружении использовалась следующая расчетная процедура. При расчете НДС в случае, когда происходило изменение температуры в режиме ПТН, изменялись только механические свойства материала, температурные деформации принимались равными нулю. Таким образом, основные параметры нагружения (K_{WPS} , K_{unload} , K_f) определялись через контурный J -интеграл, рассчитанный по изложенной выше процедуре.

Процедура определения K_f . Процедура расчета K_f базируется на следующей особенности разрушения образцов после ПТН. Если при ПТН (на рис. 3 *этап 1*) хрупкое разрушение не произошло, оно может реализоваться только при повторном активном нагружении, т.е. на *этапе 3*. На этапе разгрузки и охлаждения (*этап 2*) хрупкое разрушение не происходит. Указанную особенность можно схематично представить в виде зависимости вероятности хрупкого разрушения P_f от этапа нагружения (рис. 4). Как видно из рис. 4, при нагружении до нагрузки, соответствующей K_{WPS} (на рис. 3 *этап 1*), происходит увеличение вероятности до P_f^{WPS} . На этапе разгрузки и охлаждения (*этап 2*) разрушение не происходит и поэтому кумулятивная вероятность хрупкого разрушения образца P_f не изменяется, т.е. $P_f = P_f^{WPS} = \text{const}$. На этапе повторного нагружения (*этап 3*), начиная с некоторого КИН – K_f^{\min} , кумулятивная вероятность P_f становится больше P_f^{WPS} .

Таким образом, минимальное значение K_f^{\min} с физической точки зрения можно определить как величину КИН, при которой начинает выполняться условие $P_f > P_f^{WPS}$. Для инженерных расчетов предлагается определять величину K_f^{\min} из условия

$$P_f \Big|_{K_1=K_f^{\min}} = P_f^{WPS} + 0,02. \quad (19)$$


 Рис. 4. Зависимость вероятности разрушения P_f от этапа нагружения ПТН.

В то же время, как известно, при хрупком разрушении наблюдается большой разброс значений вязкости разрушения K_f . Этот разброс может быть определен как диапазон изменения КИН от $K_f^{0,05}$ до $K_f^{0,95}$, где $K_f^{0,05}$, $K_f^{0,95}$ – значения КИН, при которых вероятность хрупкого разрушения соответственно равна 0,05 и 0,95.

Результаты экспериментов и их обсуждение.

Исследуемые материалы. Объектом исследования по оценке влияния ПТН на вязкость разрушения служила корпусная реакторная сталь 15Х2НМФА-А в исходном и термически охрупченном состоянии, механические свойства которой изучены ранее [20, 22]. Сдвиг критической температуры хрупкости ΔT_{41J} для стали в охрупченном состоянии составил 180°C.

Для прогнозирования хрупкого разрушения на основании предложенной вероятностной модели необходимо определить параметры, входящие в локальный критерий хрупкого разрушения ($S_c(\kappa)$, $m_T(T)$, $\bar{\sigma}_d$, σ_{d0} и η), и параметры, описывающие кривую деформирования материала.

Температурная зависимость предела текучести $\sigma_Y(T)$ аппроксимируется выражением

$$\sigma_Y(T) = a - cT + b \exp(-hT), \quad (20)$$

где a , b , c и h – температурно-независимые константы материала; T – температура в градусах Кельвина.

Коэффициенты C_1^* , C_2^* и A_d в (4), параметры σ_Y , A_0 и n в (11) и коэффициенты a , b , c и h в (20) определяются по результатам испытаний гладких цилиндрических образцов на растяжение при различных температурах.

Следующие значения параметров C_1^* , C_2^* , A_d , a , b , c и h были получены в [22]: для стали в исходном состоянии – $C_1^* = 2,01 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻², $C_2^* = 3,9 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻², $A_d = 1,71$, $a = 510$ МПа, $b = 1083$ МПа, $c = 0$ и $h = 9,309 \cdot 10^{-3}$ К⁻¹; для стали в охрупченном состоянии – $C_1^* = 1,92 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻², $C_2^* = 3,04 \cdot 10^{-7}$ МПа⁻², $A_d = 2,92$, $a = 867$ МПа, $b = 975$ МПа, $c = 0,0305$ МПа · К⁻¹ и $h = 1,04 \cdot 10^{-2}$ К⁻¹.

Параметры, описывающие кривую деформирования при разных температурах, представлены в таблице.

Параметры кривой деформирования для стали 15Х2НМФА-А в исходном и охрупченном состоянии (обработка экспериментальных данных)

Параметр	T, °C							
	-196	-100	-60	-20	20	100	200	350
σ_Y , МПа	$\frac{1039}{1302}$	$\frac{731}{1020}$	$\frac{650}{966}$	$\frac{612}{938}$	$\frac{580}{900}$	$\frac{552}{898}$	$\frac{-}{865}$	$\frac{510}{889}$
	$\frac{679}{765}$	$\frac{685}{752}$	$\frac{622}{718}$	$\frac{629}{727}$	$\frac{590}{700}$	$\frac{557}{740}$	$\frac{-}{764}$	$\frac{537}{742}$
n	$\frac{0,499}{0,410}$	$\frac{0,470}{0,360}$	$\frac{0,460}{0,360}$	$\frac{0,490}{0,390}$	$\frac{0,490}{0,430}$	$\frac{0,490}{0,440}$	$\frac{-}{0,470}$	$\frac{0,500}{0,490}$

Примечание. Над чертой приведены данные для стали в исходном состоянии, под чертой – в охрупченном.

Параметр $m_T(T)$ вычисляется по формуле (7) при $m_0 = 0,1 \text{ МПа}^{-1}$ [22]. Температурно-зависимая компонента предела текучести $\sigma_{Ys}(T)$ определяется как

$$\sigma_{Ys}(T) = \sigma_Y(T) - \sigma_{YG}, \quad (21)$$

где σ_{YG} – температурно-независимая компонента предела текучести.

Ранее [22] показано, что с достаточной степенью точности значение предела текучести σ_Y при температуре T_{YG} , для которой $\sigma_{Ys}(T_{YG}) < 0,01\sigma_Y(T_{YG})$, может быть принято равным σ_{YG} . Для корпусных реакторных сталей в исходном состоянии температура T_{YG} может быть принята равной 350°C, в охрупченном состоянии – 450°C.

Температурно-независимые параметры $\tilde{\sigma}_d$ и η в (17) определялись с использованием метода наибольшего правдоподобия [26] по данным испытаний на трещиностойкость при одной температуре [20–22].

В работе [21] указанные параметры определялись на основании испытаний образцов 2Т-СТ при $T = -60^\circ\text{C}$ (сталь в исходном состоянии) и $T = 50^\circ\text{C}$ (сталь в охрупченном состоянии). Получены следующие значения: для стали в исходном состоянии – $\tilde{\sigma}_d = 17235 \text{ МПа}$, $\eta = 5,96$; для стали в охрупченном состоянии – $\tilde{\sigma}_d = 3600 \text{ МПа}$, $\eta = 12$.

Параметр σ_{d0} в (18) может быть принят как [20, 22]

$$\sigma_{d0} = a + b. \quad (22)$$

Подставляя в формулу (22) значения a и b , для стали в исходном состоянии получаем $\sigma_{d0} = 1593 \text{ МПа}$ и для стали в охрупченном состоянии – $\sigma_{d0} = 1842 \text{ МПа}$.

Конечноэлементная модель. Конечноэлементный расчет НДС проводился в геометрически нелинейной постановке для условия плоской деформации. В пластической области использовались теория течения, условие текучести Мизеса и модель изотропного упрочнения. Численные исследования

выполнялись применительно к компактным образцам 2Т-СТ. Размер конечных элементов в окрестности вершины трещины составлял 0,005 мм.

Результаты расчета и их сравнение с экспериментальными данными. Результаты расчета температурной зависимости трещиностойкости $K_{Ic}(T)$ для стали 15Х2НМФА-А в исходном и охрупченном состоянии с использованием предложенного локального подхода представлены на рис. 5. Там же приведены экспериментальные результаты, полученные на образцах 2Т-СТ [20, 22]. Видно, что прогнозные зависимости $K_{Ic}(T)$ хорошо согласуются с экспериментальными данными.

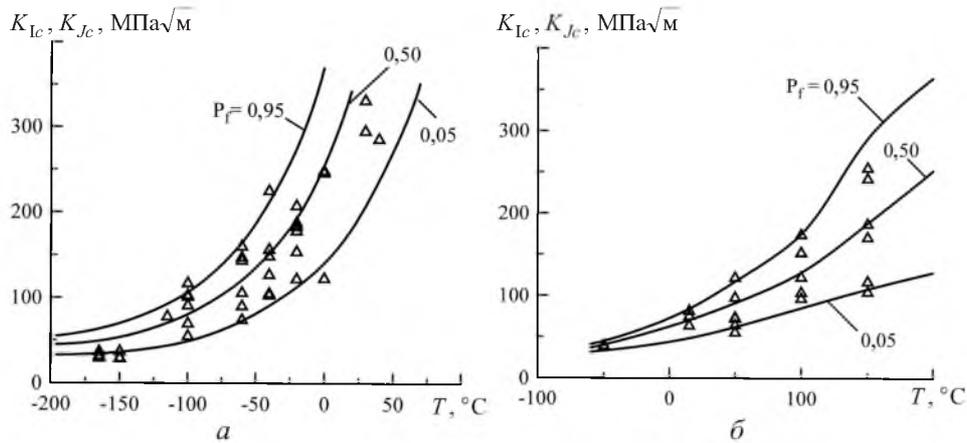


Рис. 5. Температурная зависимость $K_{Ic}(T)$ для стали 15Х2НМФА-А в исходном (а) и охрупченном (б) состоянии: сплошные линии – модель Prometeu; точки – образцы 2Т-СТ.

Рис. 6–13 иллюстрируют результаты расчетов для различных режимов ПТН (LCF, LUCF, LCUF). В расчетах варьировались следующие параметры: T_{WPS} , T_f и K_{WPS} .

На рис. 6,а показаны зависимости P_f от K_f для стали в исходном состоянии при следующих параметрах: $T_{WPS} = 20^\circ\text{C}$, $T_f = -100^\circ\text{C}$, $K_{WPS} = 92 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, $K_{unload} = 0$. Там же штриховыми линиями нанесены зависимости P_f от K_f для случая монотонного нагружения при постоянной температуре ($T = 20$ и -100°C). Как видно, имеет место значительный эффект повышения вязкости разрушения после проведения ПТН при любом режиме (ср. кривые для LCF, LUCF, LUCF и штриховая линия для $T = -100^\circ\text{C}$). Кроме того, для режимов LCUF и LUCF зависимости $P_f(K_f)$ практически совпадают. В то же время для режима LCF данная зависимость лежит левее. Это означает, что при одной и той же вероятности P_f критическое значение КИН K_f при хрупком разрушении для режима LCF меньше, чем для режимов LUCF или LCUF.

С повышением температуры T_{WPS} (при неизменных остальных параметрах) различие между кривыми $P_f(K_f)$ для разных режимов нивелируется за счет сдвига кривой для режима LCF к кривым для режимов LCUF и LUCF (см. рис. 6,б: $T_{WPS} = 150^\circ\text{C}$, $T_f = -100^\circ\text{C}$, $K_{WPS} = 92 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, $K_{unload} = 0$). При этом отметим, что эффект значительного повышения K_f в результате проведения ПТН остается.

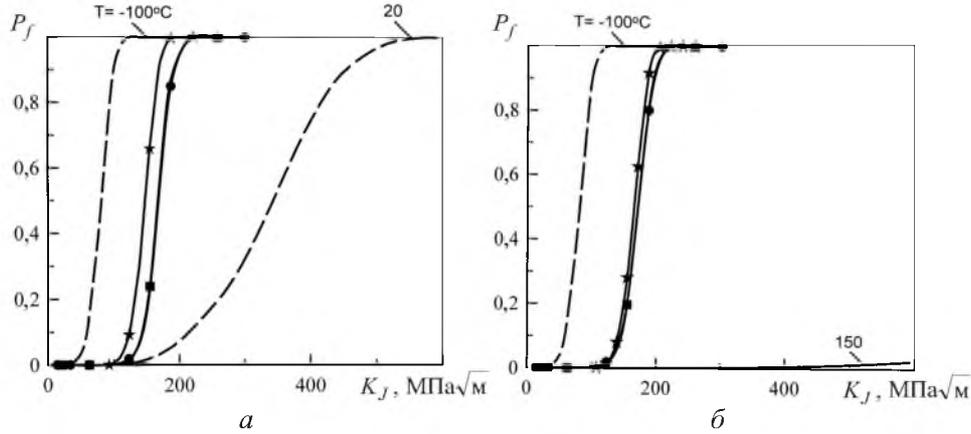


Рис. 6. Зависимость P_f от K_J . (Здесь и на рис. 7: сплошные линии – расчет для режимов ПТН, штриховые – расчет при изотермическом монотонном нагружении (● – LUCF; ■ – LCUF; ★ – LCF).)

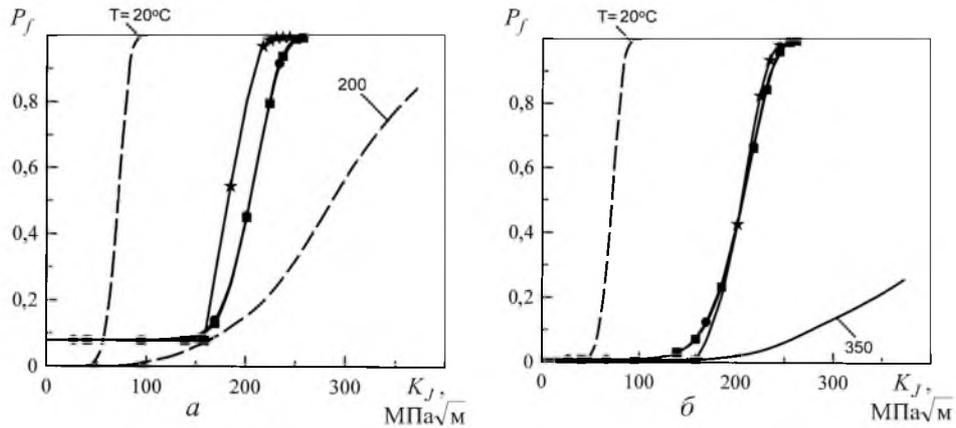


Рис. 7. Зависимость P_f от K_J при $T_{WPS} = 200$ (а) и 350°C (б): $K_{WPS} = 158 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, $T_f = 20^\circ\text{C}$, $K_{unload} = 0$.

Аналогичное влияние ПТН на величину K_f наблюдается также для стали 15X2НМФА-А в охрупченном состоянии (рис. 7).

На рис. 8 представлены нормированные зависимости K_f^{\min} / K_{WPS} при варьировании температуры T_{WPS} для материала в охрупченном состоянии. Видно, что повышение температуры T_{WPS} приводит к некоторому снижению эффекта ПТН для режимов LCUF и LUCF. Тенденция к снижению эффекта ПТН с ростом температуры T_{WPS} достаточно хорошо подтверждается экспериментальными данными (рис. 9).

Результаты исследования влияния ПТН на величину K_f^{\min} при варьировании температуры T_f показаны на рис. 10, из которого следует, что со снижением температуры величина K_f также уменьшается.

На рис. 11 представлены расчетные и экспериментальные данные исследования по оценке влияния температуры T_f на вязкость разрушения после ПТН для режима LUCF.

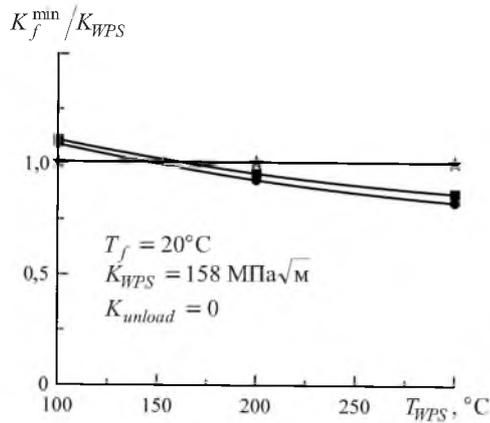


Рис. 8

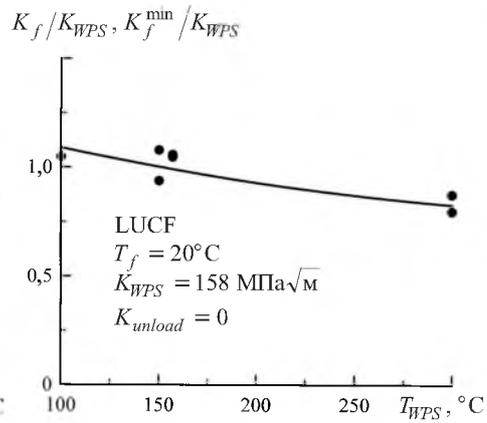


Рис. 9

Рис. 8. Зависимость K_f^{\min} / K_{WPS} от температуры T_{WPS} для разных режимов ПТН (● – LUCF; ■ – LCUF; ★ – LCF).

Рис. 9. Зависимости K_f / K_{WPS} (эксперимент) и K_f^{\min} / K_{WPS} (расчет) от температуры T_{WPS} : точки – испытания образцов 2Т-СТ из стали 15Х2МФА в термическом охрупченном состоянии ($\sigma_Y(T = 20^\circ\text{C}) \approx 1000$ МПа); сплошная линия – модель Prometeu.

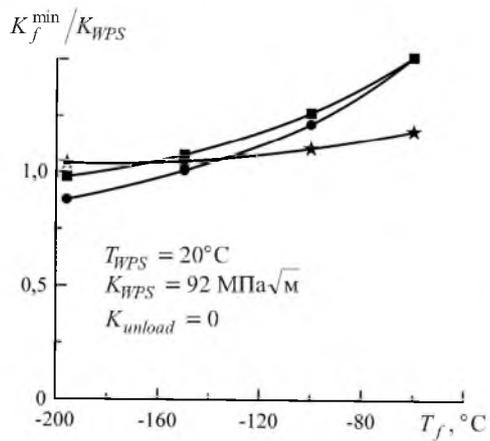


Рис. 10

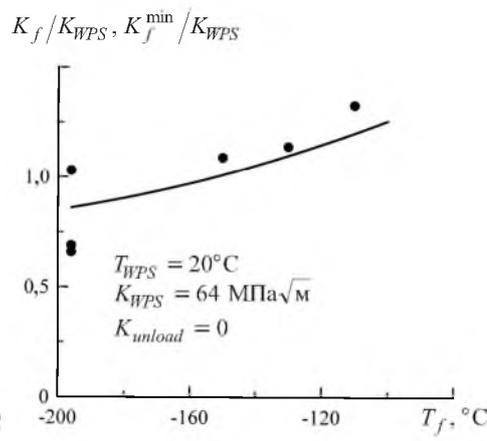


Рис. 11

Рис. 10. Зависимость K_f^{\min} / K_{WPS} от температуры T_f для различных режимов ПТН стали в исходном состоянии (● – LUCF; ■ – LCUF; ★ – LCF).

Рис. 11. Зависимости K_f / K_{WPS} (эксперимент) и K_f^{\min} / K_{WPS} (расчет) от температуры T_f для стали 15Х2НМФА-А в исходном состоянии: сплошная линия – модель Prometeu; точки – образцы 2Т-СТ (неопубликованные данные В. А. Николаева и А. М. Морозова).

Рис. 12 иллюстрирует результаты исследования по оценке влияния уровня нагрузки при ПТН (в терминах K_{WPS} / K_i , где $K_i = 158$ МПа√м – КИН, отвечающий старту трещины при вязком разрушении) на отношение K_f / K_{WPS} . Как видно, с увеличением K_{WPS} относительный эффект ПТН, измеряемый как K_f / K_{WPS} , уменьшается.

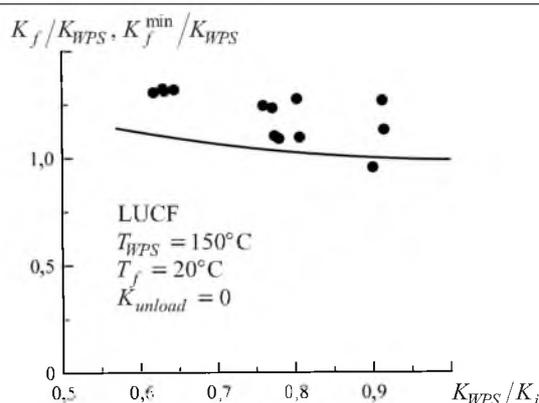


Рис. 12. Зависимости K_f/K_{WPS} (эксперимент) и K_f^{min}/K_{WPS} (расчет) от K_{WPS}/K_i для стали 15X2НМФА-А в охрупченном состоянии: сплошная линия – модель Prometeu; точки – образцы 2Т-СТ.

Как следует из рис. 9, 11 и 12, прогнозные зависимости по влиянию различных параметров ПТН на трещиностойкость достаточно хорошо подтверждаются экспериментальными данными.

На рис. 13 представлены расчетные температурные зависимости $K_{Ic}(T)$ при различных уровнях P_f , а также полосы разброса значений K_f после ПТН (режим LUCF) образцов 2Т-СТ ($B = 50$ мм). Видно, что относительный разброс вязкости разрушения, оцениваемый как коэффициент вариации \sqrt{D}/M , где D – дисперсия, M – математическое ожидание K_f или K_{Ic} , после ПТН меньше, чем при стандартных испытаниях. Данный вывод достаточно хорошо согласуется с известными результатами эксперимента [4, 15, 27, 28].

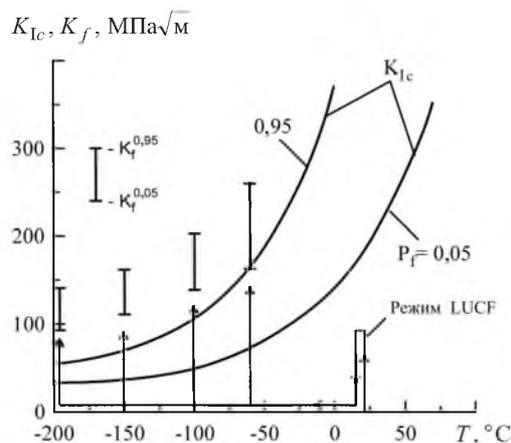


Рис. 13. Температурная зависимость трещиностойкости $K_{Ic}(T)$ и разброс значений K_f после ПТН (режим LUCF: $T_f = -196, -150, -100, -60^\circ\text{C}$, $T_{WPS} = 20^\circ\text{C}$, $K_{WPS} = 92 \text{ МПа}\sqrt{\text{м}}$, $K_{unload} = 0$) для стали 15X2НМФА-А в исходном состоянии.

Выше указывалось, что для применения Веремин-подхода к описанию эффекта ПТН его необходимо модифицировать [4, 14]. По сути, эта моди-

фикация сводится к априорному введению следующего дополнительного условия: хрупкое разрушение материала может произойти только при активном пластическом деформировании. Таким образом, согласно модифицированному Veremín-подходу, локальный критерий может быть представлен в виде

$$\sigma_1 = S_c \quad \text{и} \quad \dot{\kappa} > 0, \quad (23)$$

где $\dot{\kappa}$ – производная параметра Одквиста по времени.

В критерий хрупкого разрушения (3)–(18) условие $\dot{\kappa} > 0$ не включено. В соответствии с этим критерием хрупкое разрушение может произойти в общем случае как при $\dot{\kappa} = 0$, так и при $\dot{\kappa} > 0$. Интересно проанализировать, при каких условиях согласно модели Prometeu происходит разрушение материала после ПТН. С этой целью были определены зависимости вероятности разрушения элементарных ячеек P_f^{uc} от истории нагружения, показанной на рис. 3. Рассматривались ячейки, локализованные у вершины трещины. На основании выполненных расчетов можно заключить: для режимов LUCF и LCUF величина P_f^{uc} на *этапе 3* (рис. 3) выше, чем в конце *этапа 1*, только при повторном пластическом деформировании, т.е. при выполнении условия $\dot{\kappa} > 0$. Для режима LCF указанное выше условие начинает выполняться в области упругости, т.е. при $\dot{\kappa} = 0$. Тем не менее при $K_I = K_f^{\min}$ для ячеек, локализованных у вершины трещины, условие $\dot{\kappa} > 0$ выполнялось для всех режимов ПТН.

Таким образом, введение в Veremín-подход условия $\dot{\kappa} > 0$ для описания эффектов ПТН вполне обосновано. Вводить это условие в модель Prometeu нет необходимости, поскольку оно является прямым следствием расчетов, базирующихся на формулировке критерия хрупкого разрушения, представленного в настоящей работе.

Как было показано выше (рис. 13), разброс значений K_f (коэффициент вариации) меньше, чем разброс K_{Ic} . В то же время разброс экспериментальных значений K_f [4, 15] меньше, чем расчетных. Это, по-видимому, обусловлено принятыми упрощениями (в частности, моделью изотропного упрочнения) при описании кривой деформирования в случае немонотонного нагружения.

Для иллюстрации данного утверждения рассмотрим деформирование элементарной ячейки в режиме LUCF. В действительности элементарная ячейка при таком режиме подвергается трем полуциклам нагружения. На рис. 14 представлены кривые деформирования в режиме LUCF при использовании модели изотропного упрочнения и более адекватного описания посредством обобщенной циклической диаграммы деформирования [29]. Как видно, на *этапе 3* (рис. 3) обобщенная циклическая диаграмма деформирования предсказывает более высокое упрочнение, чем модель изотропного упрочнения. Согласно формулам (9)–(14) и (17), чем выше деформационное упрочнение, тем больше будут изменяться σ_{nuc} и P_f при одном и том же изменении параметра κ . Следовательно, чем больше упрочнение материала, тем меньше разброс K_f .

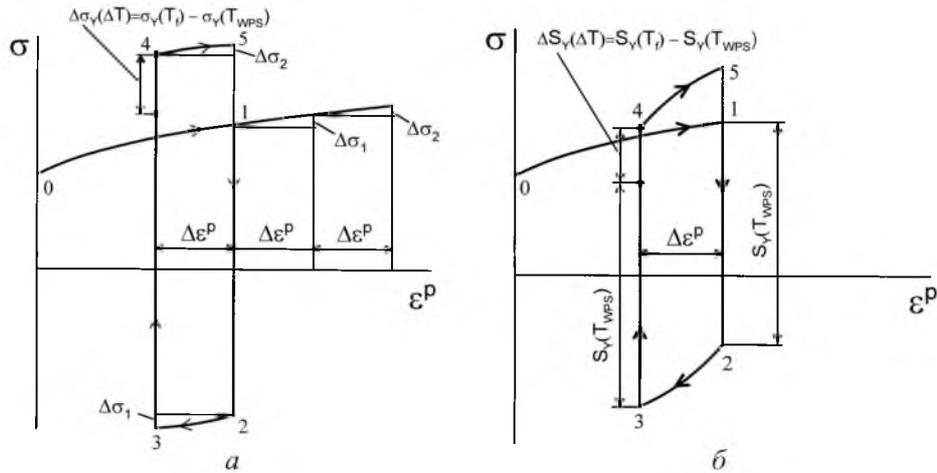


Рис. 14. История нагружения материала у вершины трещины при ПТН в режиме LUCF (A_0 и n не зависят от температуры): $a, б$ – деформирование материала, описываемое соответственно моделью изотропного упрочнения и обобщенной циклической диаграммой (0–1 – 1-й этап нагружения; 1–2–3 – 2-й этап нагружения; 3–4–5 – 3-й этап нагружения (рис. 3)).

Заключение. Предложенная модифицированная модель Prometeу позволяет рассчитывать вероятность хрупкого разрушения элементов с трещинами при сложном термосиловом нагружении. С использованием модели выполнен ряд расчетов для различных режимов ПТН применительно к корпусной реакторной стали 15X2НМФА-А в исходном и охрупченном состоянии и обнаружены основные закономерности относительно влияния ПТН на вязкость разрушения материала, которые подтверждаются экспериментально.

Резюме

Новий локальний критерій крихкого руйнування в імовірнісній постановці, що використовувався раніше авторами для прогнозування критичної величини в'язкості руйнування $K_{Ic}(T)$, модифіковано на випадок неізотермічного немонотонного навантаження. Запропоновано підхід, який дозволяє розраховувати імовірність крихкого руйнування елементів із тріщинами за умови складного термомеханічного навантаження, що має місце, наприклад, при аварійному розхолодженні корпусу реактора. Виконано верифікацію підходу за допомогою зіставлення розрахункових і експериментальних даних щодо оцінки впливу різних режимів попереднього термомеханічного навантаження на в'язкість руйнування корпусних реакторних сталей.

1. ПНАЭ Г-7-002-86. Нормы расчета на прочность для оборудования и трубопроводов атомных энергетических установок. – М.: Энергоатомиздат, 1989.
2. Guidance on the Reactor Pressure Vessel PTS Assessment for WWER Nuclear Power Plants. – IAEA. – WWER-SC-157, 1996.

3. Margolin B. Z., Rivkin E. Yu., Karzov G. P., et al. New approaches for evaluation of brittle strength of reactor pressure vessels // Proc. VI Int. Conf. Material Issues in Design, Manufacturing, and Operation of Nuclear Power Plants Equipment (S. Petersburg, Russia, 19–23 June 2000). – 2000. – 1. – P. 159 – 177.
4. Masson R., Nicolas L., and Moinereau D. RPV structural integrity assessment during a PTS event: application of extended Beremin model consistent with WPS test results // Proc. PVP-2002 (Vancouver, Canada, 5–9 August 2002). – 2002. – 443, No. 1. – P. 51 – 56.
5. Wilshaw T. R., Rau C. A., and Tetelman A. S. A general model to predict the elastic distribution and fracture strength of notched bars in plane strain bending // Eng. Fract. Mech. – 1968. – 1. – P. 191 – 211.
6. Ritchie R. O., Knott J. F., and Rice J. R. On the relationship between critical tensile stress and fracture toughness in mild steel // J. Mech. Phys. Solids. – 1973. – 21. – P. 395 – 410.
7. Curry D. A. A micromechanistic approach to the warm pre-stressing of ferritic steels // Int. J. Fract. – 1981. – 17. – P. 335 – 342.
8. Chell G. G. The effects of sub-critical crack growth on fracture behaviour of cracked ferritic steels after warm prestressing // Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct. – 1986. – 9. – P. 259 – 274.
9. Beremin F. M. A local criterion for cleavage fracture for a nuclear pressure vessels steels // Met. Trans. – 1983. – 14A. – P. 2277 – 2287.
10. Proc. EUROMECH-MECAMAT'96. 1st European Mechanics of Materials Conference on Local Approach to Fracture. – Fontainebleau, France, 9–11 Sept. 1996.
11. Odette G. R. and He M. Y. A cleavage toughness master curve model // J. Nucl. Mat. – 2000. – 283–287. – P. 120 – 127.
12. Weisner C. S. and Goldthorpe M. R. The effect of temperature and specimen geometry on the parameters of the “Local approach” to cleavage fracture // J. de Phys. IV. – 1996. – P. 295 – 304.
13. Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Gulenko A. G. Comparison of the Master Curve and Russian Approaches as applied to WWER RPV steels // Use and Applications of the Master Curve for Determining Fracture Toughness (Workshop MASC 2002). – Helsinki–Stockholm, 2002. – P. 12.1 – 12.22.
14. Kordisch H., Boschen R., Blauel J. G., et al. Experimental and numerical investigations of the warm-prestressing (WPS) effect considering different paths // Nucl. Eng. Design. – 2000. – 198. – P. 89 – 96.
15. Stockl H., Boschen R., Schmitt W., et al. Quantification of the warm prestressing effect in a shape welded 10MnMoNi5-5 material // Eng. Fract. Mech. – 2000. – 67. – P. 119 – 137.
16. Марголин Б. З., Швецова В. А. Критерий хрупкого разрушения: структурно-механический подход // Пробл. прочности. – 1992. – № 2. – С. 3 – 16.

17. *Margolin B. Z., Shvetsova V. A., and Karzov G. P.* Brittle fracture of nuclear pressure vessel steels. Pt I. Local criterion for cleavage fracture // *Int. J. Press. Vess. Piping.* – 1997. – **72**. – P. 73 – 87.
18. *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.
19. *Margolin B. Z., Gulenko A. G., and Shvetsova V. A.* Improved probabilistic model for fracture toughness prediction based for nuclear pressure vessel steels // *Ibid.* – P. 843 – 855.
20. *Margolin B. Z., Shvetsova V. A., Karzov G. P., et al.* Application of local approach concept of cleavage fracture to VVER materials // *Proc. PVP-2002 (Vancouver, Canada, 5–9 August 2002).* – 2002. – **437**. – P. 113 – 120.
21. *Margolin B. Z., Kostylev V. I., and Minkin A. I.* The effect of ductile crack growth on the temperature dependence for a RPV steel with various degrees of embrittlement // *Int. J. Press. Vess. Piping.* – 2003. – **80**. – P. 285 – 296.
22. *Margolin B. Z., Shvetsova V. A., Gulenko A. G., et al.* Fracture toughness predictions for a reactor pressure vessel steel in the initial and highly embrittled states with the Master Curve approach and a probabilistic model // *Ibid.* – 2002. – **79**. – P. 219 – 231.
23. *Качанов Л. М.* Основы теории пластичности. – М.: Наука, 1969. – 420 с.
24. *Hill R.* The Mathematical Theory of Plasticity. – Oxford, Clarendon Press, 1950. – 407 p.
25. *Kishimoto K., Aoki S., and Sakata M.* On the path independent integral // *Eng. Fract. Mech.* – 1980. – **13**. – P. 841 – 850.
26. *Korn G. A. and Korn T. M.* Mathematical Handbook for Scientists and Engineers. – New York; San Francisco; London: McGraw-Hill Book Company, 1968. – 232 p.
27. *Pokrovsky V. V., Troshchenko V. T., Kaplunenko V. G., et al.* A promising method for enhancing resistance of pressure vessels to brittle fracture // *Int. J. Press. Vess. Piping.* – 1994. – **58**. – P. 9 – 24.
28. *Pokrovsky V. V. and Troshchenko V. T.* Assessment of brittle-fracture resistance of reactor steels after thermomechanical loading under different conditions and stability of the positive effect of warm prestressing // *Proc. NATO Advanced Research Workshop (ARW): Scientific Fundamentals for the Life Time Extension of Reactor Pressure Vessels.* – Kiev, 2002. – pp. 110 – 125.
29. *Гусенков А. П.* Прочность при изотермическом и неизотермическом малоцикловом нагружении. – М.: Наука, 1979. – 295 с.

Поступила 27. 10. 2003