

К ВОПРОСУ О ВЛИЯНИИ ВОДОРОДНОГО ОХРУПЧИВАНИЯ НА РАЗРУШЕНИЕ ЭЛЕМЕНТОВ КОНСТРУКЦИЙ С ТРЕЩИНАМИ

А.Н. Романов П.В. Тараканов, Г.В. Шашурин

Предложена модель оценки скорости роста трещин в элементах конструкций с трещинами при статической нагрузке и агрессивной водородсодержащей среды. В разработанной модели введен многопараметрический критерий прочности, связывающий трещиностойкость материала с поступившим в него водородом. На основании нового многопараметрического критерия прочности предложена модель роста трещины при постоянном нагружении и воздействии агрессивной водородсодержащей среды. Проведен численный анализ влияния параметров разработанного критерия прочности на рост трещин в металлических сплавах, результаты которого позволяют уточнить долговечность металлических элементов конструкций, находящихся в условиях длительного воздействия агрессивной водородсодержащей среды при статическом нагружении. Проведенные расчеты показали адекватность разработанной модели при изменении параметров многопараметрического критерия.

Ключевые слова: водородное растрескивание, долговечность, разрушение.

FRACTURE OF STRUCTURE COMPONENTS WITH CRACKS DUE TO HYDROGEN EMBRITTLEMENT

A.N. Romanov, P.V. Tarakanov, G.V. Shashurin

The paper presents a model of assessment the speed of crack growth in the structure component containing defects under the influence of static loading and aggressive hydrogen environment. The developed model introduces a multiparameter strength criterion connecting material fracture strength with hydrogen in it. On the basis of a new multiparameter strength criterion the crack propagation model in the structure components subjected to constant loading and aggressive hydrogen environment is proposed. The results of the carried out numerical analysis of the influence of the developed strength criterion parameters on the crack propagation in the metallic materials allows to specify the durability of structure metal elements subjected to continuous aggressive hydrogen environment and static loading. The calculations done have shown the adequacy of the developed model under the change of parameters of multiparameter criterion.

Keywords: hydrogen cracking, durability, fracture.

Введение

Развитие нефтехимической и нефтеперерабатывающей промышленности, а также водородной энергетики приводит к увеличению доли элементов конструкций, подверженных статическому нагружению в условиях длительного воздействия агрессивных водородсодержащих сред [1–5].

Водородное охрупчивание приводит к ускоренному исчерпанию ресурса элементов конструкций, что особенно характерно в случаях

развития процессов накопления повреждений, локализованных вблизи различных дефектов структуры металла (инородных включений, пор, непроваров, развивающихся трещин и т.п.). Для развивающихся трещин указанный эффект во многом может быть объяснен локальным уменьшением прочностных характеристик и трещиностойкости наводороженного металла. При этом воздействие водорода на кинетику трещин может быть учтено количественно путем введения в критерии прочности

дополнительных параметров влияния агрессивной водородсодержащей среды на процесс локального разрушения.

На сегодняшний день накоплен богатый экспериментальный материал и теоретические исследования, посвященные водородному растрескиванию конструкционных материалов [6–10], но создание модели оценки роста трещин в материалах в условиях воздействия агрессивной водородсодержащей среды и статического нагружения все еще остается актуальной задачей. В настоящее время существуют различные точки зрения на механизмы водородного растрескивания вследствие особенностей физико-химических процессов, протекающих в вершине трещины, находящейся в водородсодержащей среде [1, 11–13]. К примеру, гидридная теория охрупчивания материалов вследствие проникновения в материал водорода, не применима для стали и железа, что подтверждено опытным путем [14]. При этом мнения как отечественных, так и зарубежных авторов сводятся к тому, что процесс водородного охрупчивания не может быть в полной мере описан на основании только одного из механизмов проникновения и растворения водорода в материале. Однако в большинстве случаев именно диффузионные процессы, протекающие на границе раздела металл-среда, определяют скорость поступления водорода в металл [15].

Одним из подходов к оценке скорости роста трещин в элементах конструкций в условиях воздействия агрессивной водородсодержащей среды является разработка моделей кинетики трещин, связывающих геометрию растущей трещины как со значениями характеристик локального напряженно-деформированного состояния, так и с локальной концентрацией водорода вблизи фронта разрушения [16, 17]. С указанной целью авторами предлагается – в рамках линейной механики разрушения – использовать многопараметрический критерий прочности, в котором трещиностойкость наводороженного металла связана со средней локальной концентрацией водорода, попавшего в металл от постоянного внешнего источника через вершину трещины, как это предложено в [18–20]. Применение модифицированного критерия прочности позволило построить специализированную модель разрушения наводороженного металла с единичной трещиной при постоянном нагружении. При этом разработанная модель кинетики трещины по-

зволяет рассчитать продолжительность инкубационного периода и стадии устойчивого развития трещины, что, в конечном счете, дает возможность оценить безопасность эксплуатации рассматриваемых элементов конструкций в условиях длительного воздействия агрессивной водородсодержащей среды и статического нагружения.

Целью данной работы является разработка модели для оценки влияния агрессивной водородсодержащей среды на скорость распространения трещин при статическом нагружении.

Модель кинетики трещины в наводороженном металле при постоянном нагружении

Рассмотрим плоский образец из высокопрочной стали, в котором в начальный момент времени имеется протяженная трещина первого типа длиной $2l_0$.

Напряжения вдаль от трещины постоянны и равны σ^∞ , водород проникает в материал через вершину трещины потоком J_{H_2} (рис. 1) [21, 22].

Будем считать, что при непрерывном поступлении водорода из внешнего источника развитие трещины при постоянном нагружении проходит ряд характерных стадий.

Инкубационный период. Модель роста трещины построена в предположении, что в момент времени $t = 0$ в металле имеется начальная концентрация водорода $C(x, 0) = C_0(x)$, полученная при равенстве концентрации водорода на границе – в вершине трещины – концентрации водорода в агрессивной внешней среде, т.е. $C(0, t) = C^0$. Осреднение начальной концентрации водорода по зоне предразрушения с характерным размером a^d , который меньше длины начальной трещины, т.е. $a^d \ll l_0$

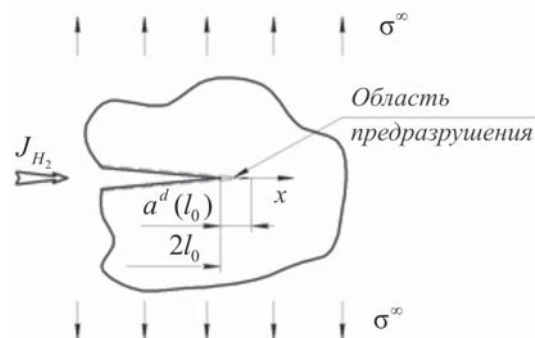


Рис. 1. Трещина в образце,
находящемся в водородсодержащей среде

[23, 24], позволяет оценить среднюю начальную концентрацию водорода в зоне предразрушения $\bar{C}_a^0$. Считая локальную трещиностойкость материала $\tilde{K}_{lc}(\bar{C}_a^0)$ зависящей от осредненной концентрации $\bar{C}_a^0$ [25], условие существования инкубационного периода – части процесса развития трещины с продолжительностью $t_0^* \neq 0$, при котором начальная длина трещины не меняется, можно представить в виде [26]

$$\tilde{K}_I(\sigma^\infty, l_0) < \tilde{K}_I^*(\sigma^\infty, l_0) = \tilde{K}_{lc}(\bar{C}_a^0); \quad (1)$$

$$\tilde{K}_I(\sigma^\infty, l_0) = Y\sigma^\infty \sqrt{\pi l_0},$$

где Y – тарировочная функция, в общем случае зависящая от геометрии образца; σ^∞ – растягивающее напряжение вдали от области наводороживания (см. рис. 1).

Зависимость предельного коэффициента концентрации напряжений в зоне предразрушения $\tilde{K}_I^*(\sigma^\infty, l_0)$ от локальной осредненной концентрации водорода представим в виде многопараметрического критерия прочности:

$$\begin{cases} \left(\frac{\tilde{K}_I^*(\sigma^\infty, l_0) - \tilde{K}_{lc}^*}{\tilde{K}_{lc}^0 - \tilde{K}_{lc}^*} \right)^{\alpha_1} + \left(\Omega \cdot \frac{\bar{C}_a^0}{C^0} \right)^{\beta_1} = 1 \\ 0 \leq \frac{\tilde{K}_I^*(\sigma^\infty, l_0) - \tilde{K}_{lc}^*}{\tilde{K}_{lc}^0 - \tilde{K}_{lc}^*} \leq 1; \quad 0 \leq \Omega \cdot \frac{\bar{C}_a^0}{C^0} \leq 1, \end{cases} \quad (2)$$

где C^0 – концентрация водорода в вершине трещины; C^* – предельная растворимость водорода в металле; $\tilde{K}_{lc}^*$ – условная трещиностойкость материала при концентрации водорода равной C^0 / Ω ; $\tilde{K}_{lc}^0$ – условная трещиностойкость материала в случае ненаводороженного материала; α_1 и β_1 – константы материала.

Параметр $\Omega = C^0 / C^*$ позволяет оценивать потенциальную способность конкретной агрессивной водородсодержащей среды ускорять или замедлять процесс водородного охрупчивания конкретного металла.

Наводороживание зоны предразрушения приводит к непрерывному возрастанию осредненной концентрации $\bar{C}_a^0$ вплоть до предельного значения, которое определяется из критерия прочности как

$$\bar{C}_a^* = \frac{C^0}{\Omega} \sqrt[{\beta_1}]{1 - \left(\frac{\tilde{K}_I^*(\sigma^\infty, l_0) - \tilde{K}_{lc}^*}{\tilde{K}_{lc}^0 - \tilde{K}_{lc}^*} \right)^{\alpha_1}}. \quad (3)$$

Оценку продолжительности инкубационного периода t_0^* проведем с использованием уравнения типа уравнения однонаправленной диффузии [27–29]

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} + \zeta \frac{\partial C}{\partial x} \frac{\partial \sigma}{\partial x}, \quad (4)$$

где x – координата; t – время; $C = C(x, t)$ – функция концентрации водорода в материале; σ – локальное растягивающее напряжение; ζ – параметр среды и материала.

Параметр ζ определяется для различного типа напряженного состояния:

– для плоского напряженного состояния (ПНС)

$$\zeta = \frac{DV_H}{RT} \frac{1}{3} \sqrt{\frac{2}{\pi}};$$

– для плоского деформированного состояния (ПДС)

$$\zeta = \frac{DV_H}{RT} \frac{1}{3} \sqrt{\frac{2}{\pi}} (1 + \mu),$$

где μ – коэффициент Пуассона; D – коэффициент диффузии; R – универсальная газовая постоянная; T – температура; V_H – парциальный молярный объем водорода в металле.

В рамках линейной механики разрушения положим, что максимальные напряжения вблизи вершины трещины распределены по закону

$$\sigma(\tilde{K}_I, x) = \frac{\tilde{K}_I}{\sqrt{\pi \cdot x}}. \quad (5)$$

Подставив выражение (5) в (4), получим уравнение однонаправленной диффузии в следующем виде:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \frac{\partial^2 C}{\partial x^2} - \zeta \frac{\tilde{K}_I}{2\sqrt{\pi x} \sqrt{x}} \frac{\partial C}{\partial x}. \quad (6)$$

Для приближенного определения распределения концентрации водорода вблизи вершины трещины воспользуемся методом Бубнова-Галеркина [30]. Представим в (6) функцию концентрации водорода в следующем виде:

$$C(x, t) \approx A(t)\varphi(x), \quad (7)$$

где $A(t)$ – функция, зависящая от времени; $\varphi(x) = \lambda_1 \exp(\lambda_2 \cdot x)$ – координатная функция; λ_1, λ_2 – некоторые константы.

В результате применения метода Бубнова-Галеркина получена приближенная аналитическая зависимость для определения концентрации водорода вблизи вершины трещины I-го типа

$$C(x, t) \approx C^0 \varphi(x) \frac{\int_{\Phi} C(x, 0) \varphi(x) dx}{\int_{\Phi} \varphi(x)^2 dx} \exp \left(\frac{\int_{\Phi} \left(D \varphi''(x) \varphi(x) - \zeta \frac{\tilde{K}_I}{2\sqrt{\pi}} \frac{\varphi'(x) \varphi(x)}{x\sqrt{x}} \right) dx}{\int_{\Phi} \varphi(x)^2 dx} t \right). \quad (8)$$

Приравнявая осредненное значение концентрации водорода, полученное по формуле (8), к предельному значению $\bar{C}_a^*$, определенному по формуле (3), можно оценить время инкубационного периода $t_0^*(a_0^d)$:

$$t_0^*(a_0^d) = \Upsilon \cdot \ln \left\{ \frac{a_0^d}{\Omega} \cdot \frac{\sqrt{\beta_1 \left(1 - \left(\frac{\tilde{K}_I(l_0) - \tilde{K}_{Ic}^*}{\tilde{K}_{Ic}^0 - \tilde{K}_{Ic}^*} \right)^{\alpha_1}} \right)}}{\int_0^{a_0^d} \varphi(x) dx} \right\}; \quad (9)$$

$$\Upsilon = \frac{\int_{\Phi} \varphi(x)^2 dx}{\int_{\Phi} \left(D \varphi''(x) \varphi(x) - \zeta \frac{\tilde{K}_I}{2\sqrt{\pi}} \frac{\varphi'(x) \varphi(x)}{x\sqrt{x}} \right) dx}.$$

Полученное для t_0^* выражение позволяет оценивать влияние параметров модели на продолжительность инкубационного периода. В частности, становится возможным вычислить предельное значение параметров модели, при котором инкубационный период исчезает, т.е. $t_0^*(a_0^d) = 0$ при условии

$$\frac{a_0^d}{\Omega} \cdot \frac{\sqrt{\beta_1 \left(1 - \left(\frac{\tilde{K}_I(l_0) - \tilde{K}_{Ic}^*}{\tilde{K}_{Ic}^0 - \tilde{K}_{Ic}^*} \right)^{\alpha_1}} \right)}}{\int_0^{a_0^d} \varphi(x) dx} \leq 1. \quad (10)$$

По окончании инкубационного периода длина трещины скачкообразно возрастает со значения l_0 до $l_0 + a_0^d$, и начинается стадия устойчивого роста трещины.

Устойчивый рост трещины. Рост трещины носит последовательный скачкообразный характер [31]: на каждом шаге подраста длина трещины не меняется вплоть до выполнения критерия прочности в зоне предразрушения a_i^d .

Характерной особенностью данной стадии процесса развития трещины является одновременное со скачкообразным увеличением длины трещины постепенное уменьшение осредненной концентрации $\bar{C}_a^i$ водорода в зоне предразрушения a_i^d [6]. Указанная особенность объ-

ясняется тем, что по мере увеличения длины трещины возрастает скорость ее роста, что приводит к последовательному сокращению времен $t_d^*(a_i^d)$ прохождения трещиной характерных зон предразрушения, и, как следствие, сокращению времен наводороживания. Характерный размер зоны предразрушения a_i^d при этом непрерывно возрастает от начального значения a_0^d вплоть до предельного значения L_{fr}^* , который определяется из двухпараметрического критерия прочности [33]:

$$L_{fr}^* = (\tilde{K}_{Ic}^0)^2 / (\pi \cdot Y^2 \cdot \sigma^{\infty 2}) \cdot \beta_M / 2 \sqrt{1 - \left(\frac{\sigma^{\infty}}{\sigma_B^0} \right)^{\alpha_M}} =$$

$$= (\tilde{K}_{Ic}^0)^2 / (\pi \cdot Y^2 \cdot \sigma^{\infty 2}) \cdot (1 - \Delta), \quad (11)$$

где σ_B^0 – предел прочности ненаводороженного металла; α_M , β_M – константы материала.

Авторами для вычисления a_i^d предложено выражение [25, 34]:

$$\left(\frac{a_i^d - a_0^d}{a_*^d - a_0^d} \right)^{\alpha_2} + \left(\frac{L_{fr}^* - l_i}{L_{fr}^* - l_0} \right)^{\beta_2} = 1, \quad (12)$$

где a_0^d – исходная (начальная) длина области предразрушения; $a_*^d = B \cdot a_0^d$, B , α_2 , β_2 – эмпирические параметры.

Скорость распространения трещины при статической нагрузке и воздействии агрессивной водородсодержащей среды $\dot{l}_{di}$ на каждой итерации ее подраста $i = 1 \dots N$ ($l_N = L_{fr}^*$) определяется по формуле

$$\dot{l}_{di} \approx a_i^d / t^*(a_i^d). \quad (13)$$

Построение предлагаемой модели роста трещины в наводороженном материале при постоянной нагрузке описывается с помощью аппарата специальных диаграмм, которые приведены далее.

Неустойчивый рост трещины. Указанная стадия представляет собой лавинообразный (неустойчивый) рост трещины. Эта стадия наблюдается в случае преобладания величины начальной средней концентрации водорода в зоне предразрушения трещины над предельно допустимым значением концентрации.

Результаты расчета роста трещины

В качестве исследуемого материала была выбрана высокопрочная сталь типа 40ХН2М (зарубежный аналог – сталь AISI 4340). В качестве исходных данных для проведения моделирования были выбраны значения, полученные разными авторами для сталей приблизительно одинакового состава и термообработки (35ХН2ГМ, 35ХН3М и 35ХН2ГМФ) [6, 31]. Исходные данные, не обнаруженные авторами в литературе, были получены с помощью обработки результатов приведенных в [6, 31] методом наименьших квадратов [25].

Исходные данные для проведения расчета с использованием разработанной модели приведены в табл. 1.

С помощью разработанной модели стало возможным описать дискретный процесс роста трещины, который включает в себя инкубационный период, а также стадии устойчивого и неустойчивого роста трещины. На рис. 3 приведены диаграммы для описания работы модели, полученные для разных значений параметра среда-металл Ω .

Диаграммы, приведенные на рис. 3, наглядно демонстрируют связь двух задач: задачи механики разрушения (D_3) и задачи диффузионного проникновения водорода в материал (D_2). Кривые, приведенные на диаграммах D_3 и D_2 , связаны друг с другом с помощью диаграммы D_1 , представляющей собой критерий прочности (2). С помощью указанной связи можно определить подрост рассматриваемой трещины, приведенный на диаграмме D_4 .

На рисунке 3 представлено детальное описание диаграмм применительно для одной из кривых, приведенных на диаграмме D_2 (2), построенных для различных значений параметра Ω : «сплошной» (I – для $\Omega = \Omega_1$) и «штриховой» (II – для $\Omega = \Omega_2$).

На первой стадии, во время инкубационного периода, происходит накопление водорода в области предразрушения $a^d(l_0)$ вблизи вершины трещины. Предположим, что в начальный момент времени в области предразрушения рассматриваемой трещины начальной длины l_0 существует некоторое количество водорода. В связи с этим, $\tilde{C}(P_0^1) > 0$. Проекция точки P_0 на кривые, приведенные на диаграммах D_2 и D_3 , определяют точки P_0^2 и P_0^3 , соответственно.

При постоянном поступлении водорода в вершину трещины его концентрация в материале с течением времени увеличивается. Поэтому (диаграмма D_1 на рис. 3) точка P_0^1 движется вправо до тех пор, пока ее траектория не пересечется с кривой, представленной на диаграмме D_1 , т.е. до наступления условия

$$C_{a^d(l_0)}^{i^*(a^d(l_0))} = \bar{C}_a^*.$$

Увеличение концентрации с течением времени дублируется на диаграмме D_2 , которая представляет собой решение задачи диффузии водорода в материал. В момент времени, когда траектория точки P_0^1 пересечет предельную кривую (2), трещина подрастет на размер области предразрушения, и ее длина составит $2(l_0 + a^d(l_0))$. Время, необходимое трещине для инкубационного периода, составляет $t_a^*(a^d(l_0))$.

После завершения инкубационной стадии роста, трещина переходит в стадию устойчивого роста (вторая стадия). Точка P_1^1 является начальной, и далее процесс повторяется по вышеописанной схеме, при этом на каждой итерации в области предразрушения трещины присутствует свое уникальное начальное распределение водорода $\{C_0\}_i$, полученное на основании формулы (8):

Таблица 1

Исходные данные для моделирования

σ^∞ , МПа	$\tilde{K}_{lc}^*$, МПа $\times\sqrt{м}$	$\tilde{K}_{lc}^0$, МПа $\times\sqrt{м}$	a_0^d , мм	ζ , $\lg\left[\frac{кг\times м}{с^2}\right]$	l_0 , мм		
140	10	80	0,01	-19,094	5		
B	Δ		Ω	α_1	β_1	α_2	β_2
10	0,05		2,5	2	2	2	2

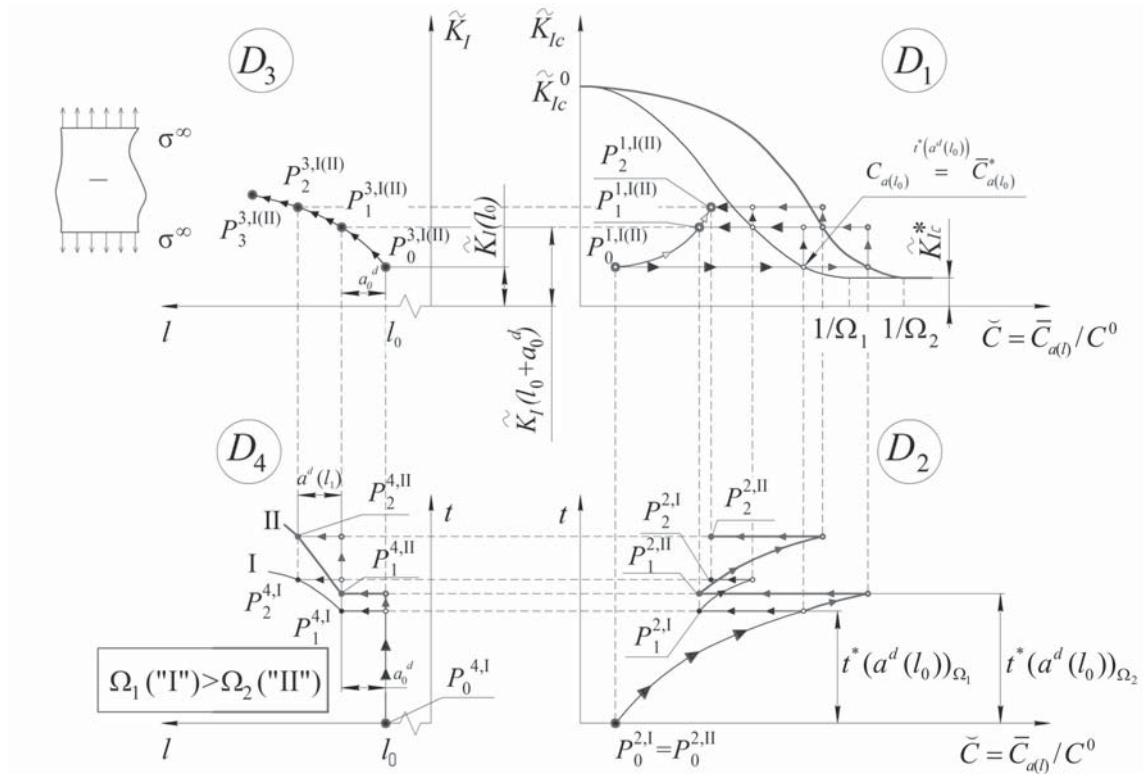


Рис. 3. Схема модели при различных значениях параметра Ω

$$\{C_0\}_i \approx C^0 \varphi(X) \frac{\int_{\Phi} C(X, T) \varphi(X) dX}{\int_{\Phi} \varphi(X)^2 dX} \exp \left(\frac{T \int_{\Phi} \left(D \varphi''(X) \varphi(X) - \zeta \frac{\tilde{K}_I}{2\sqrt{\pi}} \frac{\varphi'(X) \varphi(X)}{X \sqrt{X}} \right) dX}{\int_{\Phi} \varphi(X)^2 dX} \right), \quad (14)$$

где $X = x - a^d(l_{i-1})$, $T = t_d^*(a^d(l_{i-1}))$.

При достижении траектории точки P_1^1 предельной кривой отмечается время $t_d^*(a^d(l_1))$, которое характеризует подрост трещины на величину области предразрушения $a^d(l_1)$. Таким образом, отмечая времена и величины текущих длин трещин, можно получить искомую кривую роста трещины $l(t)$ (диаграмма D_4), а по ней – кинетическую диаграмму роста трещины.

Устойчивый рост трещины будет обеспечен, если начальная средняя концентрация в области предразрушения меньше предельной для текущей длины трещины, иными словами, если начальная точка P_i^1 для i -й итерации находится левее предельной кривой изменения трещиностойкости. При этом на каждой итерации i по формуле (14) определяется начальная концентрация водорода в области предразрушения $a^d(l_i)$.

Третья стадия представляет собой лавинообразный (неустойчивый) рост трещины.

Данная стадия наблюдается в случае преобладания величины начальной средней концентрации водорода в зоне предразрушения трещины над предельно допустимым значением концентрации. При этом начальная точка P_i^1 для i -й итерации находится правее кривой изменения локальной трещиностойкости материала. Моделирование проводится до достижения трещиной третьей стадии ее роста. При этом фиксируется время $t_d^* = \sum_i t_d^*(a^d(l_i))$, характеризующее долговечность.

Диаграмма D_4 является искомой и определяется после построения предыдущих трех диаграмм.

На рисунке 3 положение точек P_0^I и P_0^{II} одинаково. Увеличение параметра Ω приводит к уменьшению времени инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$. В результате из анализа траектории точек на рис. 3 следует, что

$$\Omega("I") > \Omega("II") \rightarrow t_d^*("I") < t_d^*("II").$$

На рисунке 4 показаны численные результаты, полученные для исходных данных, приведенных в табл. 1 при различных значениях параметра Ω . Как видно из рисунка, долговечность уменьшается с ростом начальной длины трещины. Кроме того, с увеличением концентрации водорода в среде, что описывается параметром Ω , долговечность t_d^* также уменьшается.

В таблице 2 приведены значения длительности инкубационных периодов, полученные по формуле (9) при различных значениях параметра Ω пары среда-металл.

Результаты, приведенные в табл. 2, согласуются с формулой (9). Схема модели при варьировании параметра β_1 приведена на рис. 5.

Траектории движения точек P^I и P^{II} , характеризующих кинетику трещины для двух различных значений параметра β_1 , показанные на рис. 5, можно описать аналогичным образом, как на рис. 3.

На рисунке 5 положение точек P_0^I и P_0^{II} одинаково. С ростом параметра β_1 увеличивается продолжительность инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$. В результате из анализа траектории точек на рис. 5 следует, что $\beta_1^{II} > \beta_1^I > 1 \rightarrow t_d^*(II) > t_d^*(I)$.

На рисунке 6 даны численные результаты, полученные для исходных данных, приведенных в табл. 1 при различных значениях параметра β_1 .

Результаты, показанные на рис. 6, а, соответствуют данным диаграммы D_4 , приведенным на рис. 5. Увеличение значения степени β_1 , входящего в критерий прочности (2), приводит к росту долговечности t_d^* . Как видно на рис. 6, б, увеличение начальной длины трещины при различных значениях степени β_1 приводит к уменьшению долговечности t_d^* .

В таблице 3 приведены длительности инкубационных периодов, полученные для различных значений параметров β_1 пары среда-металл.

Следующим варьируемым параметром является $\tilde{K}_{lc}^0$. Схема модели при варьировании параметра $\tilde{K}_{lc}^0$ приведена на рис. 7.

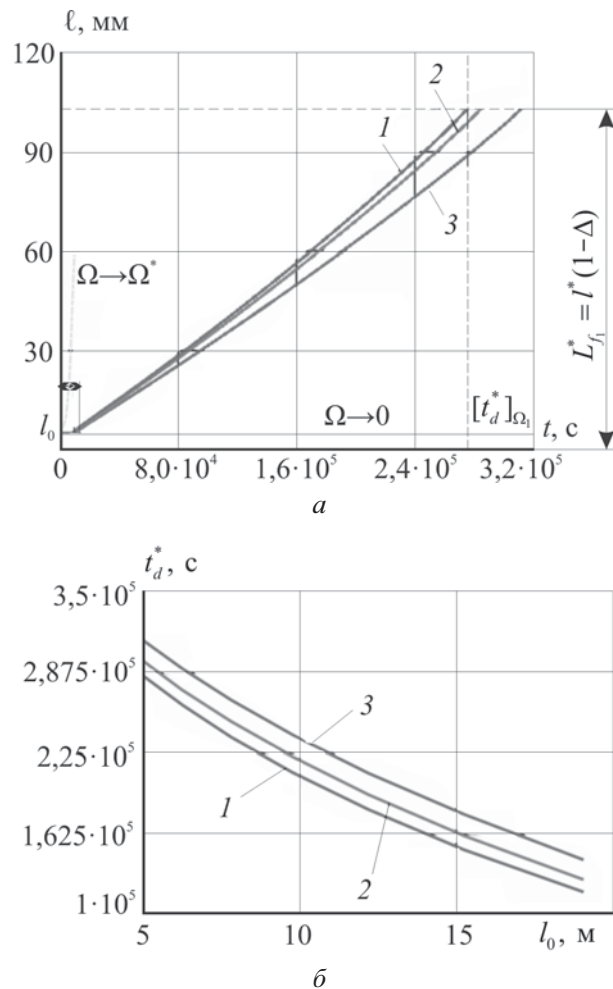


Рис. 4. Результаты моделирования

при различных значениях параметра Ω :

а – зависимость длины трещины от времени;

б – зависимость долговечности пластины с трещиной от начальной длины трещин;

1 – 2,5; 2 – 2,0; 3 – 1,5

Аналогично рассуждениям, приведенным к рис. 3, можно описать траектории движения точек P^I и P^{II} , характеризующие кинетику трещины для двух различных значений параметра $\tilde{K}_{lc}^0$, показанные на рис. 7.

С ростом параметра $\tilde{K}_{lc}^0$ увеличивается продолжительность инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$. Из анализа траектории точек следует, что $\tilde{K}_{lc}^0(II) > \tilde{K}_{lc}^0(I) \rightarrow t_d^*(II) > t_d^*(I)$.

Таблица 2

Длительность инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$ при различных Ω

Ω	2,0	2,5	3,0	3,5
$t_d^*(a_0^d), c$	$9,36 \cdot 10^3$	$8,96 \cdot 10^3$	$8,64 \cdot 10^3$	$8,36 \cdot 10^3$

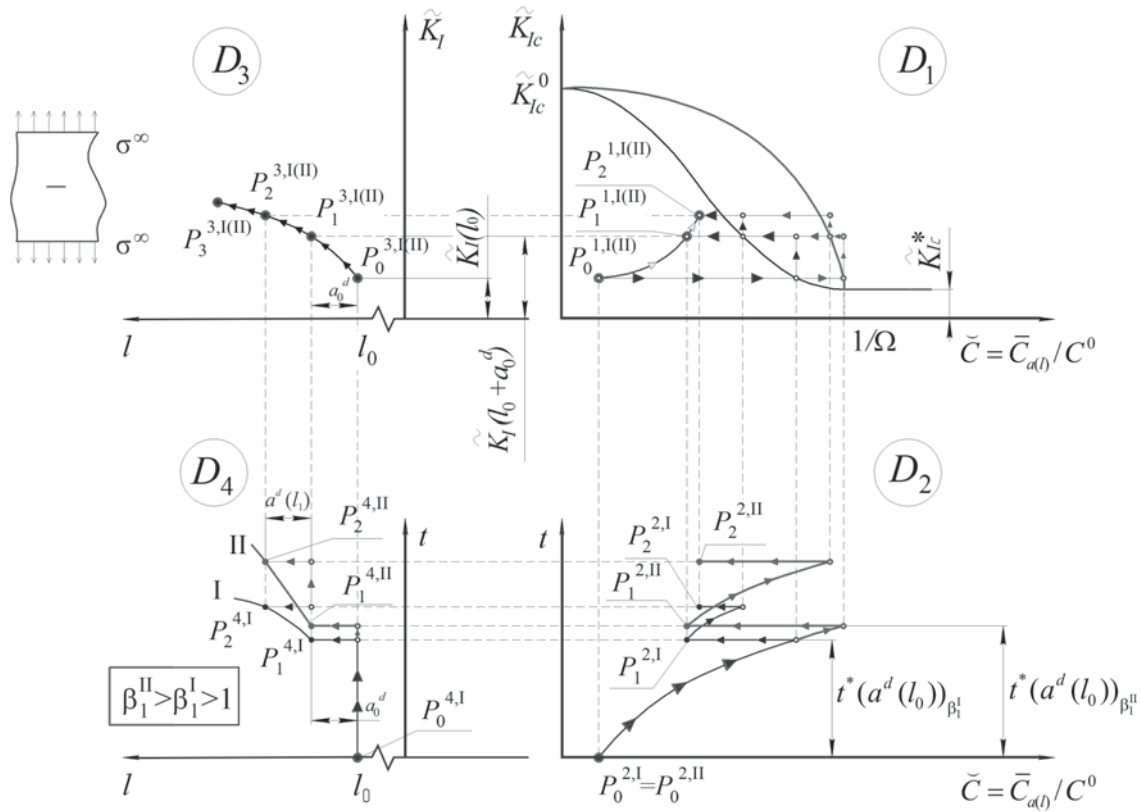


Рис. 5. Схема модели при варьировании параметра β_1

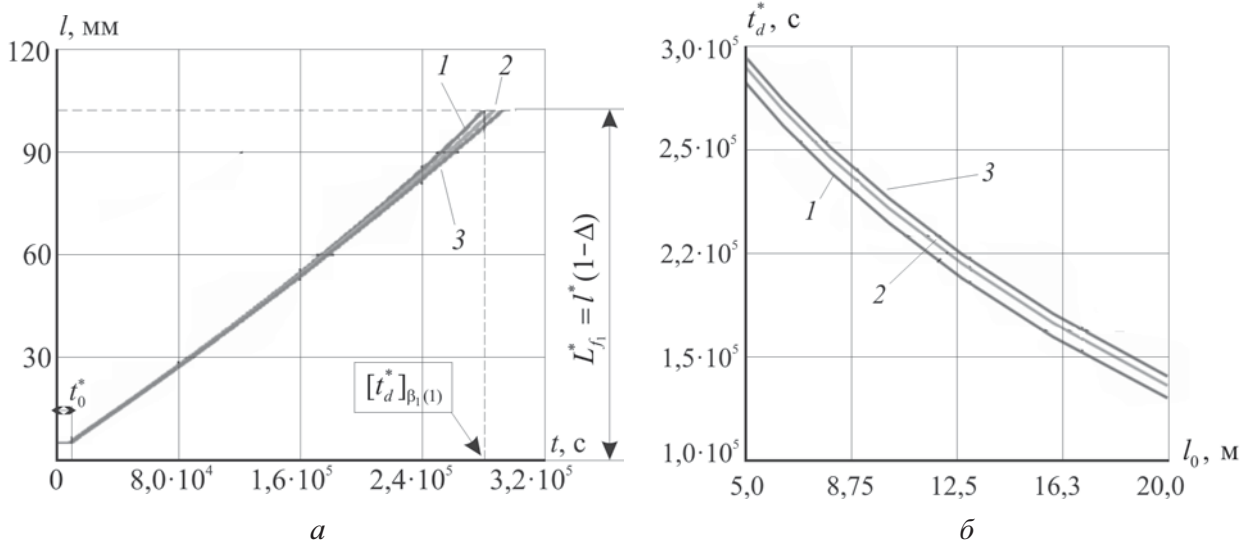


Рис. 6. Результаты моделирования для различных значений параметра β_1 :

a – зависимость длины трещины от времени; b – зависимость долговечности пластины с трещиной от начальной длины трещины;
1 – 1,5; 2 – 3,0; 3 – 20

Таблица 3

Длительность инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$ при различных β_1

β_1	1,5	2,0	4,0	10
$t_d^*(a_0^d), c$	$8,958 \cdot 10^3$	$8,963 \cdot 10^3$	$8,967 \cdot 10^3$	$8,97 \cdot 10^3$

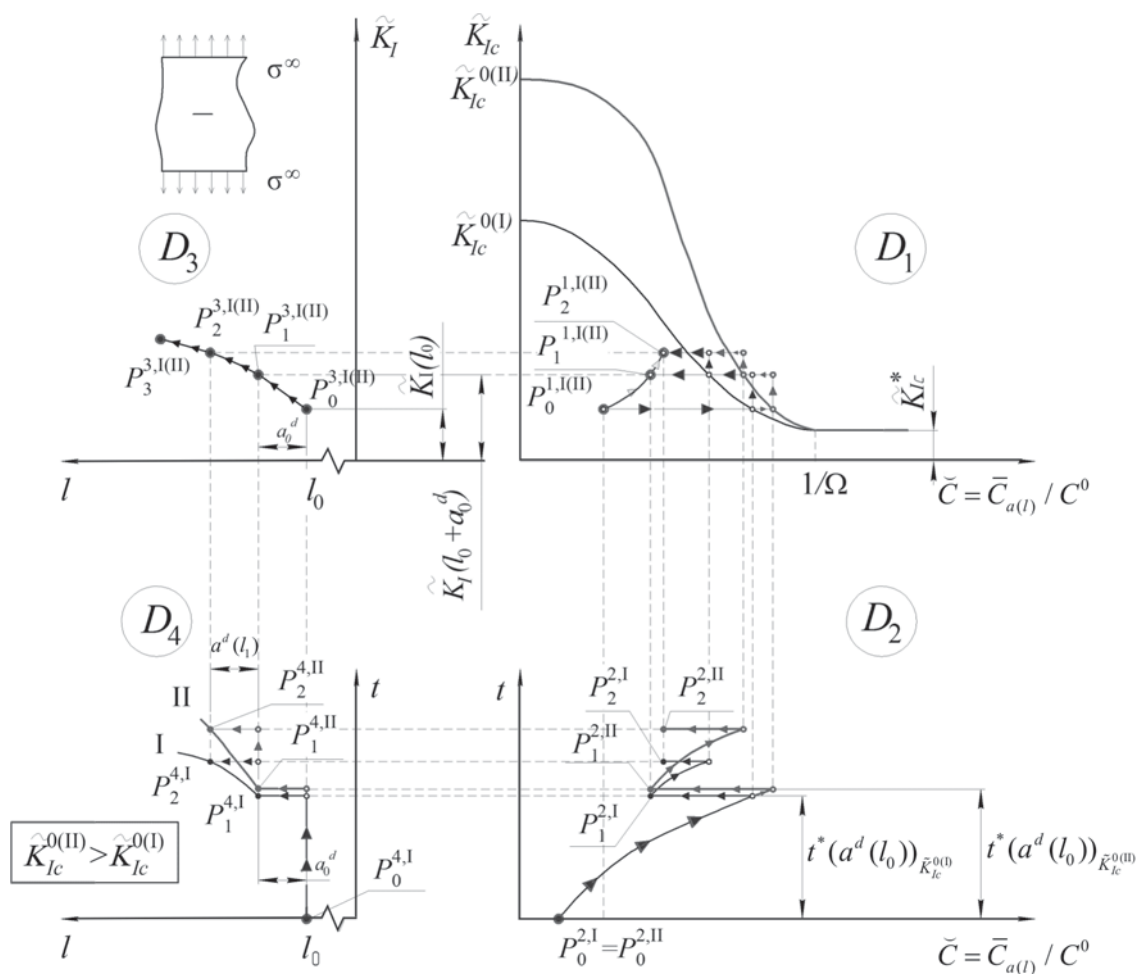


Рис. 7. Схема модели при варьировании параметра $\tilde{K}_{lc}^0$

В таблице 4 приведены значения длительности инкубационных периодов, полученные для различных значений параметра $\tilde{K}_{lc}^0$ пары среда-металл.

На рисунке 8 приведены численные результаты, полученные для исходных данных, приведенных в табл. 1, при различных значениях параметра $\tilde{K}_{lc}^0$.

Увеличение условной трещиностойкости материала $\tilde{K}_{lc}^0$ приводит к увеличению длины трещины, при которой начинается стадия ее лавинообразного роста, иными словами, увеличивается время начала этой стадии. В свою очередь, это приводит к увеличению долговеч-

ности t_d^* , что соответствует данным, приведенным на рис. 8, а. Кроме того, на рис. 8, б показано уменьшение долговечности t_d^* с ростом длины начальной трещины для различных значений условной трещиностойкости материала $\tilde{K}_{lc}^0$.

Схема модели при варьировании параметра $\tilde{K}_{lc}^0$ приведена на рис. 9.

Аналогично рассуждениям, приведенным к рис. 3, можно описать траектории движения точек P^I и P^{II} , характеризующие кинетику трещины для двух различных значений параметра $\tilde{K}_{lc}^0$, показанные на рис. 9.

В таблице 5 приведены значения длительности

Таблица 4

Длительность инкубационного периода $t^*(a_0^d)$ при различных $\tilde{K}_{lc}^0$

$\tilde{K}_{lc}^0$, МПа $\times \sqrt{м}$	70	80	90	100
$t_d^*(a_0^d)$, [с]	$8,958 \cdot 10^3$	$8,963 \cdot 10^3$	$8,964 \cdot 10^3$	$8,966 \cdot 10^3$

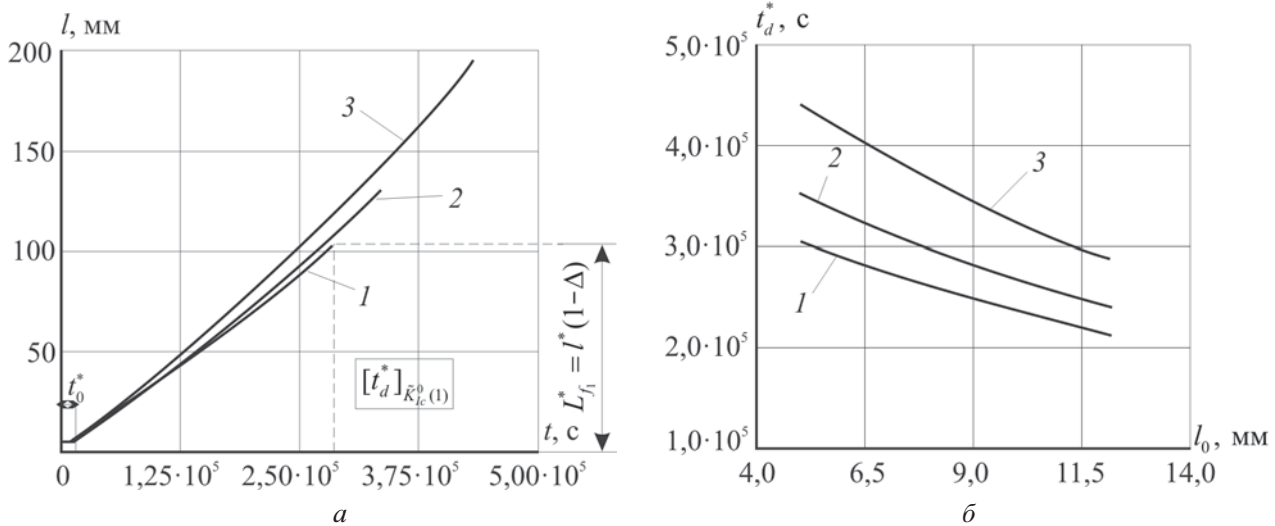


Рис. 8. Результаты моделирования для различных значений параметра $\tilde{K}_{lc}^0$:
 a – зависимость длины трещины от времени; b – зависимость долговечности
 пластины с трещиной l_0 от начальной длины трещины
 $1 - \tilde{K}_{lc}^0 = 80 \text{ МПа} \times \sqrt{\text{м}}$; $2 - \tilde{K}_{lc}^0 = 90 \text{ МПа} \times \sqrt{\text{м}}$; $3 - \tilde{K}_{lc}^0 = 110 \text{ МПа} \times \sqrt{\text{м}}$

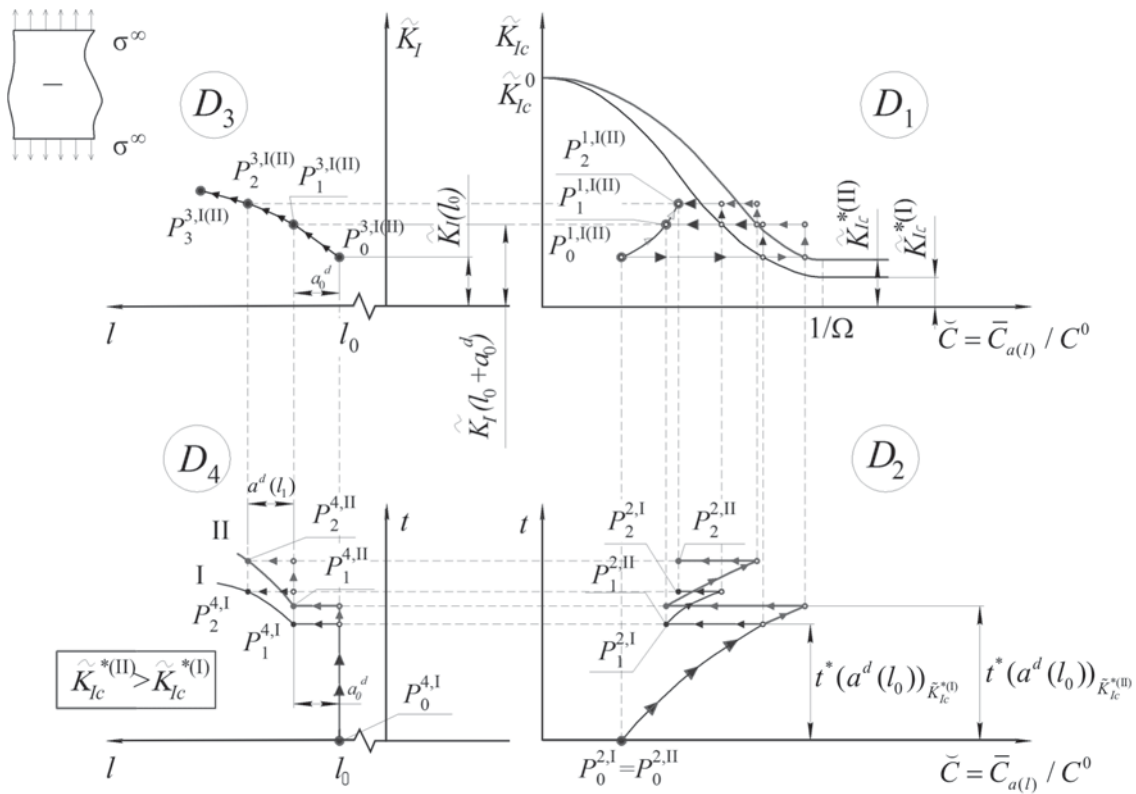


Рис. 9. Схема модели при варьировании параметра $\tilde{K}_{lc}^*$

инкубационных периодов, полученные для различных значений параметра $\tilde{K}_{lc}^*$ пары среда-металл. Из анализа траектории точек на рис. 9 следует, что $\tilde{K}_{lc}^*(\text{"II"}) > \tilde{K}_{lc}^*(\text{"I"}) \rightarrow t_d^*(\text{"II"}) > t_d^*(\text{"I"})$.

На рисунке 10 даны численные результаты, полученные при исходных данных, приведен-

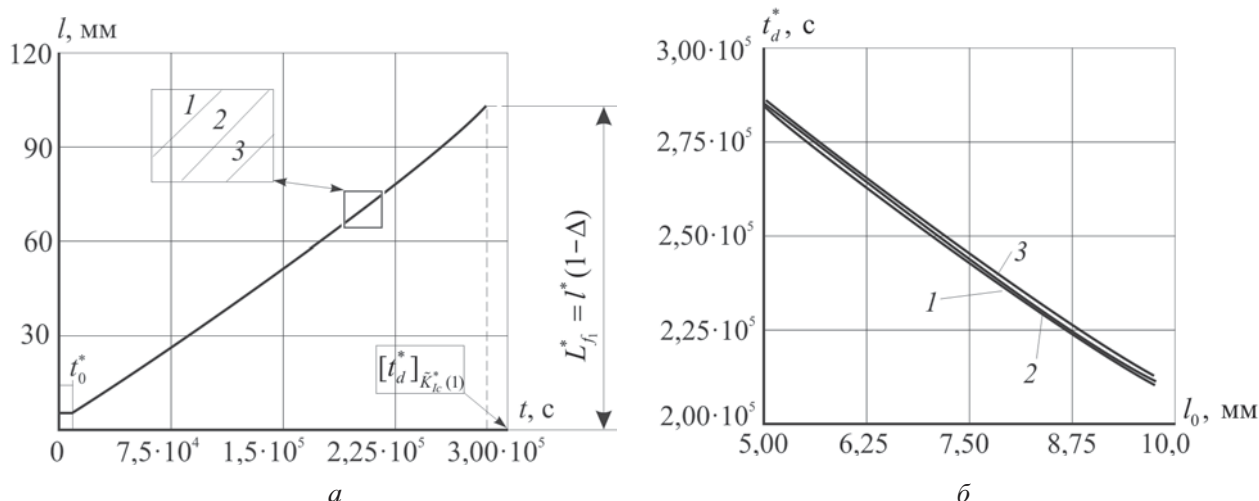
ных в табл. 1 для различных значений параметра $\tilde{K}_{lc}^*$.

Увеличение величины условной трещиностойкости материала $\tilde{K}_{lc}^*$ приводит к увеличению долговечности t_d^* , что следует из диаграммы D_4 на рис. 9 и отражено на диаграммах на рис. 10 a, b .

Таблица 5

Длительность инкубационного периода $t_d^*(a_0^d)$ при различных $\tilde{K}_{lc}^*$

$\tilde{K}_{lc}^*$, МПа $\times \sqrt{м}$	5	10	12	15
$t_d^*(a_0^d)$, с	$8,946 \cdot 10^3$	$8,961 \cdot 10^3$	$8,966 \cdot 10^3$	$8,970 \cdot 10^3$

Рис. 10. Результаты моделирования для различных значений параметра $\tilde{K}_{lc}^*$:

a – зависимость длины трещины от времени; b – зависимость долговечности пластины с трещиной l_0 от начальной длины трещины

1 – $\tilde{K}_{lc}^* = 10 \text{ МПа} \times \sqrt{м}$; 2 – $\tilde{K}_{lc}^* = 15 \text{ МПа} \times \sqrt{м}$; 3 – $\tilde{K}_{lc}^* = 20 \text{ МПа} \times \sqrt{м}$

Кроме того, на рис. 10, б показано уменьшение долговечности t_d^* при увеличении начальной длины трещины при различных значениях условной трещиностойкости $\tilde{K}_{lc}^*$.

Заключение

Разработанная модель позволяет проводить оценку кинетики и долговечности элементов конструкций из высокопрочных сталей при постоянной нагрузке в агрессивной водородосодержащей среде. В рамках модели введен многопараметрический критерий прочности для новодороженного материала. Показано влияние параметров многопараметрического критерия на кинетику трещин и долговечность элементов конструкций с трещинами.

Список литературы

1. Вайнман А.Б., Мелехов Р.К., Смиян О.Д. Водородное охрупчивание элементов котлов высокого давления. Киев: Наукова Думка. 1990. – 272 с.
2. Бубнов С.А. Конечно-элементное моделирование напряженно-деформированного состоя-

ния и поврежденности трубчатых элементов конструкций, подвергающихся высокотемпературной водородной коррозии: Дис. ... канд. ф-м. наук (01.02.04): Саратов, 2011. – 165 с.

3. Hardie D., Charles E.A., Lopez A.H. Hydrogen embrittlement of high strength pipeline steels // Corrosion Science. 2006. Vol. 48. P. 4378–4385.
4. Арчаков Ю.И. Водородная коррозия сталей. М.: Металлургия. 1985. – 192 с.
5. Briottet L., [et. al] Recommendation on X80 steel for the design of hydrogen gas transmission pipelines // International Journal of Hydrogen Energy. 2012. Vol. 37. P. 9423–9430.
6. Харин В.С. Рост трещин в металлах, подвергнутых статическому нагружению и воздействию водорода: Дис. ... канд. тех. наук (01.02.04): Львов, 1984. – 210 с.
7. Andreikiv A.E., Panasyuk V.V., Kharin V.S. Theoretical aspects of the kinetics of hydrogen embrittlement of metals // Fiz.-Khim. Mekh. Mater. 1978. Vol. 3. P. 3–23.

8. *Beachem C.D.* A New Model for Hydrogen-Assisted Cracking // *Metallurgical Transactions*. 1972. Vol. 3. P. 437–451.
9. *Boellinghaus Th., Hoffmeister H.* A numerical Model for Hydrogen Assisted Cracking // *Corrosion*. 2000. Vol. 56, No. 6. P. 611–622.
10. *Cherepanov G.P.* On the theory of crack growth due to hydrogen embrittlement // *Corrosion*. 1973. Vol. 29, No. 8. P. 305–309.
11. *Lynch S.P.* Mechanisms of Hydrogen Assisted Cracking // *Metals Forum*. 1979. Vol. 2. No. 3. P. 189–200.
12. *Zapffe C.A., Sims C.E.* Hydrogen Embrittlement, internal Stress and Defects in Steel // *American Institute of Mining and Metallurgical Engineers*. 1941. Vol. 1307. P. 1–37.
13. *Asviyan S.B.* Safe conditions for the use of constructional steels at high hydrogen-containing media temperatures and pressures // *Fiziko-Khimicheskaya Mekhanika Materialov*. 1984. Vol. 20. No. 3. P. 255–259.
14. *Баранов В.П.* Кинетика замедленного разрушения и прогнозирование долговечности высокопрочных сталей в водородсодержащих средах: Дис. ... док. тех. наук (01.02.07): Тула, 2007. – 298 с.
15. *Toribio J., Kharin V.* Review of hydrogen diffusion models for the analysis of hydrogen embrittlement of materials // *Proc. of 13th International Conference on Fracture (ICF-13)*, Beijing, Curran Associates, 2014. P. 1362–1371.
16. *Matvienko Yu.G.* Local fracture criterion to describe failure assessment diagrams for a body with a crack/notch // *International Journal of Fracture*. 2003. Vol. 124. P. 107–112.
17. *Meliani H.M., Matvienko Yu.G., Phuvinage G.* Two-parameter fracture criterion ($K_{p,c}$ - $T_{ef,c}$) based on notch fracture mechanics // *International Journal of Fracture*. 2011. Vol. 167. P. 173–182.
18. *Toribio J., Kharin V.* Evaluation of hydrogen assisted cracking: the meaning and significance of the fracture mechanics approach // *Nuclear Engineering and Design*. 1998. Vol. 182. P. 149–163.
19. *Anderson T.L.* Fracture mechanics. Fundamentals and application. Third edition, NY.: CRC Press. 2011. – 640 p.
20. *Matvienko Yu.G.* A theoretical estimation of fracture toughness of zirconium hydride // *Journal of Materials Science*. 2000. Vol. 19. P. 1697–1699.
21. *Sobotka J.C., Dodds R.H. Jr., Sofronis P.* Effects of hydrogen on steady, ductile crack growth: Computational studies // *International Journal of Solids and Structures*. 2009. Vol. 46. P. 4095–4106.
22. *Matsumoto R., Taketomi S., Matsuoto S., Miyazaki N.* Atomistic simulations of hydrogen embrittlement // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2009. Vol. 34. P. 9576–9584.
23. *Романов А.Н., Тараканов П.В., Шашурин Г.В.* Инженерная модель роста трещин в металлах и сплавах, обусловленного влиянием агрессивной водородсодержащей среды // *Проблемы машиностроения и надежности машин*. 2014. № 6. С. 53–57.
24. *Yokobori A.T.Jr., Chinda Y., Nemoto T., Satoh K., Yamada T.* The characteristics of the concentration around a crack tip concerned with hydrogen embrittlement // *Corrosion Science*. 2002. Vol. 44. P. 407–424.
25. *Романов А.Н., Тараканов П.В., Шашурин Г.В., Берчун Ю.В., Резчикова Л.А., Сокольников П.С.* Моделирование роста трещин в наводороживаемых высокопрочных сталях при циклическом нагружении // *Проблемы машиностроения и автоматизации*. 2014. № 4. С. 87–93.
26. *Shashurin G., Tarakanov P., Rezchikova L.* Crack growth features in hydrogenating high-strength steel AISI 4340 // *Advanced Materials Research*. 2014. Vol. 960-961. P. 22–26.
27. *Andreikiv O.E.* Mathematical Modeling of Hydrogen-Assisted Fracture in Metals // *Journal of Materials Science*. 1997. Vol. 33. No. 4. P. 450–464.
28. *Holobut P.* Fatigue crack growth model for a thin sheet plate containing hydrogen // *International Journal of Fatigue*. 2010. Vol. 32. P. 1895–1903.
29. *Панасюк В.В., Андрейкив А.Е., Партон В.З.* Механика разрушения и прочность материалов. Справочное пособие в 4 томах. Том 1. Основы механики разрушения материалов. Киев: Наукова думка, 1988. – 488 с.
30. *Канторович Л.В., Крылов В.И.* Приближенные методы высшего анализа. М.: Физматлит. 1962. – 709 с.
31. *Murakami Y., Kanezaki T., Sofronis P.* Hydrogen embrittlement of high strength steels: Determination of the threshold stress intensity for small cracks nucleating at non-metallic inclusions // *Engineering Fracture Mechanics*. 2013. Vol. 97. P. 227–243.
32. *Матвиенко Ю.Г.* Модели и критерии механики разрушения. М.: Изд-во Физматлит, 2006. – 328 с.

33. Matvienko Yu.G., Morozov E.M. Strength analysis according to fracture mechanics criteria // Strength of Materials. 1987. Vol. 19. No. 4. P. 435–440.

34. Панасюк В.В., Панько И.Н., Васькив И.В. Применение метода граничной интерполя-

ции для приближенного решения упругопластических задач теории трещин // ФХММ. 1984. № 20. С. 61–66.

Материал поступил в редакцию 31.03.15

РОМАНОВ
Александр Никитович

E-mail: alrom37@mail.ru
Тел.: (499) 135-33-55

Доктор технических наук, начальник отдела «Конструкционное материаловедение» Института машиноведения им. А.А. Благонравова РАН. Сфера научных интересов: усталостное разрушение, термоциклическое нагружение. Автор четырех монографий, более 50 научных статей, одного изобретения.

ТАРАКАНОВ
Павел Владимирович

E-mail: pashabeetle@yandex.ru
Тел.: (905) 741-56-15

Аспирант, ассистент кафедры теории механизмов и машин Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Сфера научных интересов: водородное охрупчивание, долговечность элементов конструкций в условиях воздействия водородсодержащей среды. Автор более 10 научных статей.

ШАШУРИН
Георгий Вячеславович

E-mail: goshasuper1@rambler.ru
Тел.: (499) 263-65-15

Кандидат технических наук, декан факультета «Робототехника и комплексная автоматизация» Московского государственного технического университета им. Н.Э. Баумана. Сфера научных интересов: никелевые сплавы с включениями, водородное охрупчивание, долговечность машин. Автор одной монографии, более 15 научных статей.