

Механика материалов: прочность, ресурс, безопасность

УДК 620.178.3:620.193:669.14

АНАЛИЗ МЕХАНИЗМОВ ВЛИЯНИЯ ВОДНЫХ СРЕД НА ЦИКЛИЧЕСКУЮ ТРЕЩИНОСТОЙКОСТЬ СТАЛЕЙ

© Е. А. Гринь¹

Статья поступила 8 апреля 2015 г.

Предложены три варианта физических моделей развития трещины в условиях коррозионно-усталостного разрушения стали: энергетическая модель; модель водородного охрупчивания и модель локального анодного растворения металла в вершине трещины. Отмечено, что для количественного анализа предпочтительна анодная модель. Путем вариантных расчетов продемонстрировано хорошее соответствие данной модели результатам экспериментальных исследований. Показана преимущественная роль локального анодного растворения в качестве основного механизма, активирующего процесс усталостного разрушения среднепрочных углеродистой и низколегированной сталей в водной коррозионной среде.

Ключевые слова: водная среда; металл; физическая модель; электрохимическая реакция; энергия активации; водородное охрупчивание; анодное растворение; усталость; коррозионная трещиностойкость; сталь; механизм разрушения.

Характер распространения трещиноподобного дефекта в стали при контакте с водной средой определяется как условиями нагружения, так и особенностями коррозионного поведения системы металл — водная среда [1]. Выполненные преимущественно в конце прошлого века многочисленные экспериментальные исследования в этой области позволили установить значительное влияние водной среды на скорость роста трещин (СРТ) в углеродистых и легированных сталях при циклическом нагружении [2 – 4]. Однако результаты этих исследований зачастую слабо согласовывались между собой в части как степени стимулирующего воздействия воды на СРТ в сталях, так и особенностей влияния характеристик водной среды и параметров циклического нагружения. Это объяснялось методическими сложностями проведения испытаний (особенно в воде высоких параметров [5]), а также многофакторностью исследовательского процесса [6]. Наряду с экспериментальными исследованиями предпринимались попытки создания феноменологических и физических моделей развития коррозионно-усталостных трещин в сталях [3, 7 – 9]. Физические модели, ориентированные на определенный механизм процесса коррозионно-усталостного разрушения, дают принципиальную возможность количественного сопоставления расчетных оценок с результатами экспериментов, а также физического (качественного и количе-

ственного) обоснования особенностей влияния различных факторов на характер развития коррозионно-усталостных трещин в сталях. В данной работе предложены физические модели развития трещин в условиях коррозионно-усталостного разрушения стали, а также представлены результаты соответствующего анализа с использованием экспериментальных данных собственных исследований автора, а также взятых из литературных источников.

Считается [10], что снижение сопротивления развитию трещин в металлах при воздействии жидких активных сред может быть обусловлено тремя основными причинами: адсорбционным воздействием среды; локальным анодным растворением металла; водородным его охрупчиванием в вершине трещины. Хотя концепция адсорбционного снижения прочности (эффект Ребиндера) принципиально согласуется с Гриффитсовской моделью разрушения, основанной на поверхностной энергии взаимодействия атомов, она вряд ли актуальна для реальных конструкционных материалов в связи с пренебрежимо малым значением удельной поверхностной энергии по сравнению с энергией локальной пластической деформации в вершине трещины. Анализ, основанный на принципах энергетического подхода, целесообразно проводить, принимая в качестве базовой концепции кинетическую модель усталостного разрушения Екобори [11], построенную на следующих основных положениях:

¹ ОАО «ВТИ», Москва, Россия; e-mail: lkpomvti@mail.ru

процесс разрушения металла может быть представлен выражением типа уравнения Аррениуса:

$$\tilde{v} = A \exp \left[-\frac{u_0 - \Phi(\sigma_I)}{kT} \right], \quad (1)$$

где $\tilde{v}$ — скорость возникновения микротрещин в области вершины трещины; Φ — функция локального напряжения σ_I ; u_0 — энергия барьера; A — константа; k — постоянная Больцмана; T — температура (абсолютная);

для типовых видов течения и разрушения металла существует связь между энергией активации $u(\sigma)$ и функцией напряжения

$$\Phi(\sigma_I) \sim u(\sigma) = u_0 - V_0 \ln \sigma_I, \quad (2)$$

где V_0 — активационный объем в зоне вершины трещины;

скорость образования микротрещин (кластеров разрушения) выражается с учетом (1) и (2) соотношением, включающим в качестве основных членов комбинацию постоянных материала, степенную функцию параметра (σ_I/σ_0) , где σ_0 — характерное напряжение, и экспоненциальную функцию свободной энергии активации отделения атомов в вершине трещины (ΔF^*).

В результате громоздких выкладок и преобразований Екобори получено выражение для СРТ (da/dN) при усталостном разрушении материала, содержащее (помимо прочих членов) степенную функцию размаха коэффициента интенсивности напряжений (КИН) и сомножитель в виде экспоненты:

$$\frac{da}{dN} \sim M \exp \left(-\frac{\Delta F^*}{kT} \right) (\Delta K)^\alpha, \quad (3)$$

где ΔK — размах КИН; M и α — сложная комбинация физических и механических характеристик материала.

Распространяя модель (3) на случай развития усталостной трещины в металле при воздействии на него жидкой среды, запишем основное уравнение термодинамики для системы:

$$dU = TdS - dW, \quad (4)$$

где U — внутренняя энергия системы (термодинамическая функция); S — энтропия; W — объемно-механическая работа (в частном случае $W = p dV$, где V и p — объем и давление).

Протекающая в системе реакция (механическая или электрохимическая и т.д.) должна учитываться во внутренней энергии аналогично тому, как деформирование материала учтено при интерпретации энергии барьера в соотношении (2). Разделяя различные виды энергии и обозначая объемно-механическую энергию dW_e и энергию системы dW_s при электрохи-

мической реакции, получаем уравнение энергетического баланса:

$$dU = TdS - dW_e - dW_s. \quad (5)$$

Энергию электрохимической реакции можно представить выражением [12]

$$W_s = nFE^* \text{ или } dW_s = nFdE^*, \quad (6)$$

где F — число Фарадея ($F = N_A e_0$, где N_A — число Авогадро; e_0 — элементарный заряд); n — количество частиц (молей) в системе; E^* — напряжение в равновесной электрохимической системе (ее э.д.с.). Последняя выражается в виде суммы скачков гальвано-потенциалов, или суммы электродных потенциалов (ξ):

$$E^* = \sum \xi_i, \text{ где } \xi = \xi_0 + \frac{RT}{nF} \lg \frac{a_i}{a_j}. \quad (7)$$

Здесь a_i, a_j — активность участников электрохимической реакции; R — универсальная газовая постоянная ($R = kN_A$); ξ_0 — стандартный электродный потенциал.

Для электрохимических цепей второго типа, актуальных для задачи развития трещины в металле (т.е. когда активность участников реакции на каждом из электродов неодинакова при качественной идентичности самих электродов), э.д.с. системы из уравнения (7) преобразуется в выражение [12]

$$E^* = \frac{RT}{nF} \ln \frac{a_0}{a_k}, \quad (8)$$

где a_0 и a_k — активности веществ до и после электрохимической реакции. В общем виде

$$E^* = \frac{RT}{nF} \ln g, \quad (8')$$

где параметр g характеризует процесс электрохимической реакции.

Обращаясь к соотношению (3), описывающему скорость развития процесса разрушения и содержащему в показателе экспоненты свободную энергию активации разделения атомов (ΔF^*), следует с учетом протекания электрохимической реакции скорректировать данную характеристику путем вычитания энергии электрохимической системы ΔW_s , т.е. показатель экспоненты примет вид $-(\Delta F^* - \Delta W_s)/kT$. С учетом соотношений (6) и (8') уравнение (3) для СРТ в металле при усталостном нагружении в условиях воздействия жидкой (коррозионной) среды преобразуется в выражение

$$\frac{da}{dN} \sim M \exp \left[-\left(\frac{\Delta F^*}{kT} - \frac{N_A}{g} \Delta g \right) \right] (\Delta K)^\alpha. \quad (9)$$

Несомненным достоинством полученного соотношения является наглядная иллюстрация активирующего

влияния водной среды на СРТ при усталости. Из него следует, что чем более интенсивно протекает электрохимическая реакция в конкретной системе металл — жидкая среда, тем значительней уменьшается абсолютная величина показателя экспоненты и в большей степени возрастает СРТ. В любом случае соотношение (9) дает возможность сугубо качественного анализа влияния водной среды на скорость развития усталостного разрушения металла, так как количественно оценить изменение параметра реакции для конкретных условий весьма затруднительно.

Большинство теорий, описывающих активирующее влияние водной среды на скорость усталостного разрушения металла за счет водородного (катодного) механизма, базируются на диффузионной или дислокационной модели [9, 13]. По существу в обеих этих моделях основным фактором, ответственным за снижение сопротивления хрупкому разрушению металла, а следовательно, акселерацию роста трещин усталости, выступает концентрация водорода (генерируемого электрохимической реакцией) в очаге разрушения. Связь между пластическими свойствами металла и скоростью развития усталостной трещины можно упрощенно представить следующим образом. Согласно концепции дискретного развития трещины за счет накопления деформации до критического уровня e_f на участке некоторого характеристического расстояния r^* от вершины трещины [14] количество циклов N_f до наступления элементарного акта разрушения может быть выражено соотношением (типа Коффина — Мэнсона)

$$N_f^m \Delta e_p = e_f, \quad (10)$$

где Δe_p — размах пластической деформации; m — константа материала ($m \approx 0,5$). Выражая (условно) охрупчивание металла за счет поглощения водорода в виде $e_f = e_f(1 - \phi_h)$, где коэффициент ϕ_h определяется концентрацией водорода в очаге разрушения ($0 \leq \phi_h < 1$), и используя соотношение (10), получаем

$$N_f = \left[\frac{e_f(1 - \phi_h)}{\Delta e_p} \right]^{1/m}. \quad (11)$$

С известной долей приближения можно принять, что характеристическое расстояние r^* пропорционально раскрытию вершины трещины (δ), а размах пластической деформации — размеру пластической зоны в вершине трещины (r_T). Тогда можно записать $da/dN \sim \delta/N_f$ или с учетом выражения (11) —

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_H \sim \delta \left(\frac{r_T}{e_f} \right)^{1/m} \frac{1}{(1 - \phi_h)^{1/m}}, \quad (12)$$

где символ «Н» означает СРТ в охрупченном (наводороженном) металле.

С учетом известных зависимостей δ и r_T от величины КИН (K_I) последнее соотношение преобразуется к виду

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_H \sim \frac{\Delta K_I^{2(1+1/m)}}{E \sigma_T^{2(1+1/m)}} \frac{1}{[e_f(1 - \phi_h)]^{1/m}}, \quad (13)$$

где E и σ_T — модуль упругости и предел текучести материала соответственно.

Резонно предположить, что одновременно со снижением предельно допустимой деформации металла (e_f) по мере его охрупчивания будет несколько увеличиваться предел текучести (σ_T). Считая при этом, что существенного изменения временного сопротивления металла σ_b не происходит, условно выразим этот процесс выражением

$$\sigma_T = \sigma_T^0 + \beta(\sigma_b - \sigma_T^0),$$

где $0 \leq \beta \leq 1$; σ_T^0 — исходный предел текучести материала.

Тогда соотношение (13) может быть приведено к следующей форме:

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_H \sim \frac{\Delta K_I^{2(1+1/m)}}{[\sigma_T^0 + \beta(\sigma_b - \sigma_T^0)]^{1+2/m} E} \frac{1}{[e_f(1 - \phi_h)]^{1/m}}. \quad (14)$$

Полученная зависимость дает возможность общего качественного анализа рассматриваемой ситуации и для его удобства запишем отношение скоростей усталостной трещины, стимулированной поглощенным водородом, и в металле обычного состояния:

$$\frac{(da/dN)_H}{da/dN} = \frac{1}{(1 - \phi_h)^{1/m}} \frac{1}{1 + \beta \left(\frac{\sigma_b}{\sigma_T^0} - 1 \right)^{1+2/m}}. \quad (15)$$

Видно, что по мере насыщения металла водородом первый член в правой части соотношения (15) способствует повышению СРТ (т.е. увеличению левой части), в то время как второй член, напротив, препятствует этому, т.е. снижает эффект водородного охрупчивания, стимулирующий скорость усталостного разрушения. Однако структура этих двух членов указывает на то, что влияние первого из них будет заведомо преобладающим, обеспечивающим общий эффект снижения циклической трещиностойкости металла при поглощении им водорода. Нельзя также исключать, что при насыщении металла водородом величина временного сопротивления σ_b снизится, нивелируя тем самым влияние на СРТ второго члена соотношения (15), т.е. упрочняющего эффекта водородного охрупчивания. При этом характерно, что для исходно-пластичных материалов проявление эффекта охрупчивания в части его влияния на СРТ усталости будет менее ощутимым, чем для высокопрочных сталей, для которых отношение $\sigma_b/\sigma_{0,2}$ составляет не более 1,2–1,4, в то время как для сталей средней

прочности оно уже равно 1,8 – 2,0. Отмеченная тенденция целиком согласуется с результатами экспериментальных исследований [3, 4, 10, 15].

Известны работы, посвященные теоретическому анализу кинетики водородного охрупчивания металлов [9, 16, 17]. Исходя из закона диффузии водорода в зону трещины нагруженного тела с учетом закономерностей напряженно-деформированного состояния в данной зоне в результате достаточно сложных математических выкладок получено в общем виде [17] решение задачи по оценке концентрации водорода в зоне предразрушения. Опираясь на это решение применительно к условиям развития усталостной трещины и вводя ряд упрощающих допущений, получаем следующее выражение для приближенной оценки концентрации водорода в вершине трещины:

$$C \sim C_0 \sqrt{\frac{kD}{v\delta f}} \exp(\gamma\sigma^*) \exp\left(\frac{v\delta f}{D}\right), \quad (16)$$

где C и C_0 — соответственно концентрация водорода в вершине трещины и в поверхностном слое на границе металл – среда; D — коэффициент диффузии; δ — раскрытие вершины трещины; f — частота циклического нагружения; v — скорость усталостной трещины; σ^* — функция напряженного состояния (σ_i) и предела текучести (σ_T) металла; k и γ — коэффициенты соответствующих размерностей. Видно, что даже в упрощенной форме и в предположении $C_0 = \text{const}$ соотношение (16) не поддается простому анализу. Тем не менее оно позволяет выявить некоторые характерные тенденции в части влияния отдельных факторов на интенсивность наводораживания металла в зоне трещины. Несложно показать, что концентрация водорода в вершине трещины увеличивается с повышением коэффициента диффузии D и снижением частоты нагружения f .

Влияние температуры на процесс наводораживания проявляется через коэффициент диффузии и параметр γ ($\gamma \sim 1/RT$), при этом, как показывает анализ, данный процесс будет термоактивируемым при условии определенного сочетания ряда параметров. Непросто также установить однозначную связь между пределом текучести материала [$\sigma^* = \sigma^*(\sigma_T, \sigma_i)$] и концентрацией водорода. Однако логично предположить повышение интенсивности накопления водорода с увеличением предела текучести, так как при этом пропорционально должен возрасти градиент напряжений в зоне вершины трещины. Характерно, что с увеличением раскрытия в вершине трещины δ концентрация водорода в зоне предразрушения уменьшается. Это объясняется тем, что точка максимума напряжения перед вершиной трещины x^* , т.е. расстояние от вершины до этой точки ($x^* \sim \delta$), будет удаляться от кончика трещины с увеличением δ , снижая тем самым градиент напряжения в этой зоне. Таким образом, структура соотношений (15) и (16) демонстрирует возможность достаточно детального анализа условий

реализации водородного (катодного) механизма, обеспечивающего стимулирующее воздействие водной среды на процесс развития усталостных трещин в металле. При этом следует отметить, что в предложенной модели не рассматривались особенности электрохимической реакции, которые в зависимости от конкретных механических и коррозионных (электрохимических) факторов способны обеспечить реализацию катодного механизма акселерации процесса усталостного разрушения металла либо ее исключить [6, 18]. Проведенные в конце 80-х годов совместно с ФМИ АН УССР эксперименты показали, что среди испытанных углеродистых и легированных сталей наиболее склонны с термодинамических позиций к реализации катодного механизма ускоренного коррозионно-усталостного разрушения высокопрочные легированные стали, причем с увеличенной долей вероятности при их взаимодействии с водной средой с добавками кислотных соединений (неорганических или органических; $\text{pH} \leq 4$). Следовательно, выполненный анализ косвенно указывает на то, что для углеродистых и низколегированных конструкционных сталей средней прочности в качестве наиболее вероятного механизма, стимулирующего процесс усталостного разрушения за счет воздействия водной среды, следует рассматривать механизм локального анодного растворения металла в вершине развивающейся трещины.

Известны различные подходы к описанию процесса изменения плотности тока при протекании электрохимической реакции [3, 8, 15]. Все они базируются на фундаментальных положениях электрохимии, в частности, на понятии электродного перенапряжения при электрохимическом процессе [12]:

$$\eta_g = \frac{RT}{zF} \ln(1 + k_g j), \quad (17)$$

где η_g — электродное перенапряжение; z — число зарядов иона; k_g — функция, зависящая от характера электрохимической реакции (количества доставляемых к электроду молей на каждый фарадей электричества, толщины диффузионного слоя и т.д.); j — плотность тока. Преобразуя это выражение и учитывая, что предельная плотность катодного тока $j_0^k = 1/k_g$ [12], для анодной реакции получаем

$$j = -j_0^k + j_0^k \exp\left(\eta_g \frac{zF}{RT}\right) = j_0^A \exp\left(-\eta_g \frac{zF}{RT}\right), \quad (18)$$

где j_0^A — предельная плотность анодного тока.

В случае монотонного изменения со временем электродного перенапряжения η_g последняя зависимость может быть представлена в виде

$$j = -j_0 \exp(-\lambda \tau), \quad (19)$$

где τ — время; λ — некоторая постоянная для данной электродной реакции характеристика.

Аналогичного вида зависимость может быть получена из уравнения кинетики анодного растворения металлов — из формулы Таффеля [12]. Полагая далее, что процесс пассивации протекает по аналогичному закону [8], можно записать:

$$-\lambda^* = \frac{1}{s} \frac{ds}{d\tau}, \text{ или } -\lambda^* d\tau = \frac{ds}{s},$$

где s — текущее (мгновенное) значение площади ювенильной поверхности; λ^* — характеристика конкретной электродной реакции (параметр электродного перенапряжения). Интегрируя данное выражение, получаем:

$$s = s_0 \exp(-\lambda^* \tau),$$

где s_0 — исходное значение площади «чистой» ювенильной поверхности в начальный ($\tau = 0$) момент времени.

Переходя к зависимости изменения со временем коррозионного тока и далее — к количеству переносимого за элементарный отрезок времени заряда (Q), получим соотношение

$$dQ = i_0 \exp(-\lambda^* \tau) d\tau,$$

где i_0 — соответствует току полностью очищенной поверхности. Соответствующее данному заряду элементарное приращение объема (V) растворяемого металла составит

$$dV = \frac{i_0 \exp(-\lambda^* \tau) M}{Fz\rho} d\tau, \quad (20)$$

где $M/(z\rho)$ — объем грамм-эквивалента металла (M — атомный вес; z — валентность; ρ — плотность).

Учитывая, что данный анализ выполняется применительно к электрохимической реакции в полости трещины, усредненный по начальной (ювенильной) площади подрост трещины на единицу длины ее фронта (dx^*) можно выразить как $s dx \approx \frac{s_0}{2} dx^*$,

где dx — линейная составляющая приращения объема растворенного металла в направлении роста трещины, относящаяся к имеющимся на текущий момент времени участкам ювенильной поверхности. Тогда из условия $dV = s dx = \frac{s_0}{2} dx^*$ следует

$$dx^* = \frac{2i_0 \exp(-\lambda^* \tau) M}{s_0 Fz\rho} d\tau = \frac{2j_0 \exp(-\lambda^* \tau) M}{Fz\rho} d\tau, \quad (21)$$

где $j_0 = i_0/s_0$ — плотность тока ювенильной поверхности.

Интегрируя уравнение (21), получаем величину подроста длины трещины за отрезок времени $\Delta\tau$:

$$\Delta a = \frac{2j_0 M}{\lambda^* Fz\rho} [1 - \exp(-\lambda^* \Delta\tau)]. \quad (22)$$

Учитывая, что при деформировании металла в процессе его нагружения происходит периодическое разрушение пленки с образованием ювенильной поверхности [7], можно элементарный акт пассивации с последующим разрушением пленки и образованием «свежей» поверхности представить в виде

$$\Delta\tau^* = \frac{\varepsilon_c}{\dot{\varepsilon}},$$

где $\Delta\tau^*$ — время процесса (единичного акта); ε_c — деформация разрушения оксидной пленки; $\dot{\varepsilon}$ — скорость деформации в вершине трещины ($\dot{\varepsilon} = d\varepsilon / d\tau$). Тогда количество происходящих за период цикла (T^*) единичных актов пассивации и разрушения оксидной пленки может быть представлено как

$$n^* = \frac{T^*}{2\Delta\tau^*} = \frac{1}{2f} \frac{\dot{\varepsilon}}{\varepsilon_c}.$$

С учетом этого уравнение (22) примет вид

$$\Delta a = \left(\frac{da}{dN} \right)_A = \frac{2j_0 M}{\lambda^* Fz\rho} \frac{\dot{\varepsilon}}{2f\varepsilon_c} \left[1 - \exp\left(-\lambda^* \frac{\varepsilon_c}{\dot{\varepsilon}}\right) \right], \quad (23)$$

где $(da/dN)_A$ — подрост трещины в течение цикла за счет анодной реакции. Деформацию в вершине трещины (в рамках линейной постановки) можно представить через раскрытие δ , например,

$$d\varepsilon = \frac{d\delta}{\delta}, \text{ или } \varepsilon = \int_{\pi\delta_0}^{\pi(\delta+\delta_0)} \frac{1}{\delta} d\delta = \ln \frac{\delta+\delta_0}{\delta_0},$$

где δ_0 — некоторое исходное значение раскрытия (в частном случае — радиус скругления вершины трещины).

С учетом соотношения $\delta = \frac{K_1^2}{E\sigma_T}$ получаем

$$\varepsilon = \ln \left(1 + \frac{K_1^2}{E\sigma_T \delta_0} \right).$$

Дифференцируя последнее выражение по времени, получаем скорость деформации

$$\dot{\varepsilon} = \frac{2\dot{K}_1 K_1}{K_1^2 + \delta_0 E\sigma_T} = \frac{2\dot{K}_1}{K_1 + \delta_0 E\sigma_T / K_1}.$$

Тогда уравнение (23) для скорости приращения длины трещины (в цикле) за счет протекания анодной реакции примет вид

$$\left(\frac{da}{dN} \right)_A = \frac{2j_0 M}{\lambda^* Fz\rho} \frac{\dot{K}_1}{(K_1 + \delta_0 E\sigma_T / K_1) f \varepsilon_c} \times$$

$$\times \left\{ 1 - \exp \left[-\lambda^* \frac{\varepsilon_c (K_1 + \delta_0 E \sigma_T / K_1)}{2 \dot{K}_1} \right] \right\}. \quad (24)$$

Качественный анализ выражения (24) свидетельствует, что вклад анодного растворения в кинетику процесса усталостного разрушения металла зависит от его свойств (M, z, ρ, σ_T, E), характеристик электрохимической реакции (j_0, λ^*), механических параметров процесса нагружения ($f, \dot{K}/K$) и свойств защитной пленки (ε_c). Видно также, что скорость анодного растворения в вершине трещины зависит от степени ее притупления и является монотонно убывающей функцией радиуса скругления вершины трещины.

В отличие от двух ранее рассмотренных моделей (соотношения (9), (15) и (16)) уравнение (24) дает возможность прямой количественной оценки повышения скорости роста усталостной трещины за счет реализации анодного механизма в качестве стимулирующего данный процесс фактора. Для удобства анализа упростим уравнение (24), приняв как частный случай линейную форму цикла нагружения.

Тогда $\dot{K}_1 = \frac{K_1}{T^*/2} = 2fK_1$ и уравнение (24) преобразуется к виду

$$\left(\frac{d\alpha}{dN} \right)_A = \frac{2j_0 M}{\lambda^* F z \rho} \frac{2}{(1 + \delta_0 E \sigma_T / K_1^2) \varepsilon_c} \times \left\{ 1 - \exp \left[-\frac{\lambda^* \varepsilon_c}{4f} (1 + \delta_0 \sigma_T E / K_1^2) \right] \right\}. \quad (25)$$

Для последующих количественных оценок и детального анализа следует установить базовые значения входящих в (25) параметров и характеристик. Эти исходные данные приведены в табл. 1.

Выполненные согласно уравнению (25) оценки показали, что при заданных исходных данных и частоте циклического нагружения $f = 3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ величина приращения длины трещины в цикле составляет около $6,5 - 7,0 \cdot 10^{-7} \text{ м}$, что примерно в $4,5 - 5$ раз превышает СРТ в низколегированной стали и в ~ 7 раз в углеродистой стали при испытаниях на воздухе, и одновременно соответствует согласно экспериментальным данным порядку повышения СРТ в указанных сталях, вызванного действием коррозионного фактора [2, 4, 10, 15, 19, 21]. Снижение частоты циклического нагружения на порядок ($f = 3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$) приводит к незначительному увеличению вклада анодного растворения в СРТ в указанных сталях при воздействии водной среды — до $\sim 9 \cdot 10^{-7} \text{ м}$. Дальнейшее снижение частоты на порядок до $f = 3 \cdot 10^{-4} \text{ с}^{-1}$ практически не сказывается на величине приращения длины трещины в цикле за счет анодного растворения. Если увеличить частоту относительно исходного значения, например на порядок, т.е. от $3 \cdot 10^{-2}$ до $3 \cdot 10^{-1} \text{ с}^{-1}$, то величина анодного растворения снизится за цикл примерно в шесть раз.

Дальнейшее повышение частоты на порядок сопровождается последующим уменьшением вклада анодного растворения в СРТ при усталости, и на этом уровне частоты нагружения эффект коррозионного воздействия среды практически нивелируется. Исходя из влияния частоты на скорость коррозионно-усталостного разрушения металла предложенная модель анодного механизма акселерации СРТ качественно, а частично и количественно совпадает с известными данными экспериментальных исследований [2, 4, 21, 22]. Следует однако отметить, что конфигурация уравнения (25) такова, что при определенном сочетании входящих в него параметров, отличающихся от приведенных в табл. 1, влияние частоты на скорость анодного растворения металла в цикле, проявляясь аналогично указанному выше порядку, будет как

Таблица 1. Исходные данные для анализа модели анодного растворения металла при развитии усталостной трещины

Параметр, характеристика	Обозначение	Величина	Размерность
Атомная масса	M	~ 56	г/моль
Валентность	z	2	—
Плотность анодного тока	j_0	100*	А/м ²
Постоянная Фарадея	F	$9,65 \cdot 10^4$	Кл/моль
Размах КИН в цикле	ΔK_1	30**	МПа $\cdot \sqrt{\text{м}}$
Предел текучести металла	σ_T	300**	МПа
Исходное раскрытие вершины трещины	δ_0	$1 \cdot 10^{-4}$ **	м
Модуль упругости металла	E	$2 \cdot 10^5$	МПа
Характеристика электродной реакции	λ^*	1,0	с ⁻¹
Частота циклического нагружения	f	$3 \cdot 10^{-1} - 3 \cdot 10^{-4}$ **	с ⁻¹
Плотность металла	ρ	$8 \cdot 10^3$	кг/м ³
Деформация разрушения оксидной пленки	ε_c	10^{-2} **	—

* Начальное значение тока гальванопары между новообразованной поверхностью и поверхностью со стабилизированным потенциалом принято с учетом результатов целевых исследований [19, 20].

** Величина соответствует исходному значению; при анализе влияния данной характеристики на СРТ она варьируется и ей придается иное значение.

бы сдвинуто по линейке частот. В частности, диапазон эффективного влияния частоты на скорость анодного растворения металла в вершине трещины за цикл нагрузки может быть сдвинут в верхнюю область частот и составлять уже величину от $\sim 10^{-2}$ до нескольких единиц (Гц). Ниже этого диапазона (при $f \leq 10^{-2} \text{ с}^{-1}$) наблюдается насыщение влияния частоты и величина $(da/dN)_A$ близка к максимуму, а выше — вклад анодного растворения в процесс усталостного разрушения заметно ниже СРТ в металле при усталостных испытаниях на воздухе. Иными словами, в последнем случае коррозионный эффект практически нивелируется и влияние коррозионного фактора на процесс усталостного разрушения становится неактуальным. Возможно, этим объясняется некоторая противоречивость результатов экспериментальных исследований коррозионно-циклической трещиностойкости [23, 24]. При общих в целом тенденциях влияния частоты на СРТ в металле при воздействии водной среды количественные параметры, т.е. соотношения конкретных частот и степени увеличения скорости коррозионно-усталостных трещин, могут отличаться [2, 4, 7, 10, 21 – 25]. В качестве иллюстрации на рис. 1 приведены частотные зависимости параметров кинетической диаграммы коррозионной трещиностойкости. Диапазон охвата частоты нагружения составляет от $\sim 8 \cdot 10^{-4}$ до 1 Гц.

Сравниваются данные, полученные по результатам испытаний компактных образцов (в ВТИ) и балочных образцов из тех же вырезок металла (сталь 12Х1МФ) в водной среде аналогичного состава (испытания балочных образцов проводили в 80 – 90-х годах в Физико-механическом институте АН УССР в рамках комплексной работы совместно с ВТИ). Видно, что влияние коррозионного фактора на скорость усталостных трещин незначительно изменяется в диапазоне частот от $8 \cdot 10^{-4}$ до $\sim 1,5 \cdot 10^{-1}$ Гц. Существенное снижение коррозионного эффекта, т.е. воздействия среды на СРТ, начинает проявляться при частоте более $1,5 \cdot 10^{-1}$ Гц, в частности, при $f = 1,0$ Гц (см. рис. 1).

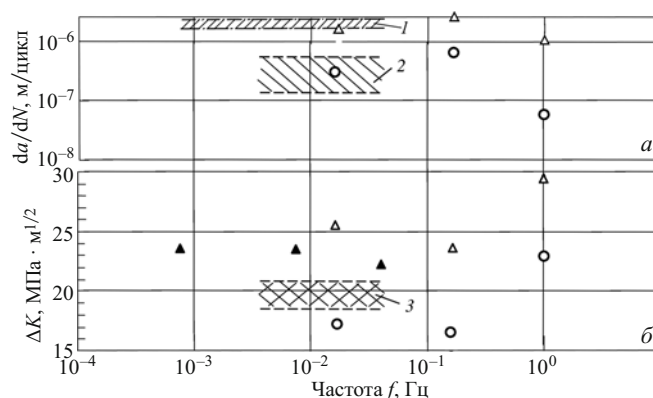


Рис. 1. Частотные зависимости параметров диаграммы коррозионной трещиностойкости для стали 12Х1МФ (среда аммиачного водного режима; $T = 80 \text{ }^\circ\text{C}$); а — СРТ при фиксированных КИН — $\Delta K = 30 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$ (Δ , 1) и $\Delta K = 20 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$ ($\bigcirc$, 2); б — параметр ΔK при фиксированной СРТ — $da/dN = 10^{-6} \text{ м/цикл}$ (Δ , $\blacktriangle$); $da/dN = 10^{-7} \text{ м/цикл}$ ($\bigcirc$, 3); $\bigcirc$, Δ — балочные образцы; 1, 2, 3, $\blacktriangle$ — компактные образцы

Оценим теперь изменение скорости анодного растворения металла в вершине усталостной трещины при варьировании уровня нагруженности, т.е. размаха КИН. Увеличим КИН на 10 единиц, т.е. примем $K_I = 40 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$, остальные параметры оставим без изменения. Тогда расчет по (25) дает следующие значения приращения длины трещины в цикле за счет анодного растворения: $(da/dN)_A \approx 7,5 \cdot 10^{-7} \text{ м}$ при $f = 3 \cdot 10^{-2} \text{ с}^{-1}$ и $(da/dN)_A \approx 1,1 \cdot 10^{-6} \text{ м}$ при $f = 3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$. Видно, что скорость анодного растворения увеличивается с ростом КИН в достаточно умеренном темпе. В табл. 2 приведены актуальные уровни размаха КИН и соответствующие им величины прироста трещины в цикле при анодной реакции (для фиксированных в табл. 1 значениях параметров и $f = 3 \cdot 10^{-3} \text{ с}^{-1}$). Для сравнения в табл. 2 представлены также соответствующие значения СРТ для углеродистой стали 20 и низколегированной стали 12Х1МФ по результатам усталостных испытаний на воздухе $(da/dN)_B$ [26] и в водной среде теплоносителя энергоустановок $(da/dN)_K$ [21], а также приведены прог-

Таблица 2. Результаты определения СРТ в сталях, полученные в результате прямых коррозионно-усталостных испытаний и расчетно-экспериментальным путем на основании анодной модели

da/dN		$\Delta K_I, \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$					
		10	20	30	40	50	60
Вклад анодного растворения в развитие трещины за цикл $(da/dN)_A, \text{ м}$		$2 \cdot 10^{-7}$	$6 \cdot 10^{-7}$	$9 \cdot 10^{-7}$	$1,1 \cdot 10^{-6}$	$1,2 \cdot 10^{-6}$	$1,25 \cdot 10^{-6}$
Примерные значения СРТ при усталости на воздухе [26] $(da/dN)_B, \text{ м/цикл}$	Углеродистая сталь	$8 \cdot 10^{-9}$	$4 \cdot 10^{-8}$	$1,5 \cdot 10^{-7}$	$4 \cdot 10^{-7}$	$9 \cdot 10^{-7}$	$1,5 \cdot 10^{-6}$
	Низколегированная сталь	$8 \cdot 10^{-9}$	$6 \cdot 10^{-8}$	$2 \cdot 10^{-7}$	$5 \cdot 10^{-7}$	$1 \cdot 10^{-6}$	$1,8 \cdot 10^{-6}$
СРТ усталости в водной среде (приближенные данные) [21] $(da/dN)_K, \text{ м/цикл}$	Углеродистая сталь	$\sim 10^{-9}$	$3 \cdot 10^{-7}$	$1,6 \cdot 10^{-6}$	$2,5 \cdot 10^{-6}$	$4,5 \cdot 10^{-6}$	—
	Низколегированная сталь	$\sim 10^{-9}$	$5 \cdot 10^{-7}$	$1,8 \cdot 10^{-6}$	$3,5 \cdot 10^{-6}$	$4,7 \cdot 10^{-6}$	—
Прогнозируемая скорость коррозионно-усталостных трещин $(da/dN)_K^* = (da/dN)_A + (da/dN)_B, \text{ м/цикл}$	Углеродистая сталь	$\sim 2 \cdot 10^{-7}$	$6,4 \cdot 10^{-7}$	$1,05 \cdot 10^{-6}$	$1,5 \cdot 10^{-6}$	$2,1 \cdot 10^{-6}$	$2,8 \cdot 10^{-6}$
	Низколегированная сталь	$\sim 2 \cdot 10^{-7}$	$6,6 \cdot 10^{-7}$	$1,1 \cdot 10^{-6}$	$1,6 \cdot 10^{-6}$	$2,2 \cdot 10^{-6}$	$3,05 \cdot 10^{-6}$

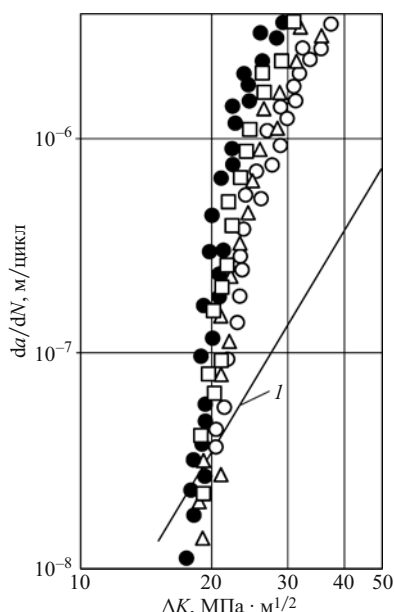


Рис. 2. Влияние состава водной среды на коррозионно-циклическую трещиностойкость стали 20: ○ — аммиачный режим; △ — нейтральный режим; ● — режим аммиачный с добавками уксусной кислоты; □ — гидразинно-аммиачный (~100 мг/кг N_2H_4) режим; *I* — диаграмма испытаний на воздухе

нозируемые величины $(da/dN)_K^n$ в виде суммы $(da/dN)_A + (da/dN)_B$ на предмет их сравнения с прямыми экспериментальными данными, т.е. с $(da/dN)_K$.

Из анализа данных табл. 2 следует, что с увеличением размаха КИН скорость анодного растворения возрастает, причем с постепенным снижением темпа. СРТ на воздухе повышается с увеличением размаха КИН с большей скоростью и как бы «догоняет» скорость анодного растворения металла за цикл нагрузки.

Данная тенденция совпадает с результатами экспериментальных исследований [2, 3, 21], по крайней мере в качественном отношении. В количественном плане расчетные оценки скорости роста коррозионно-усталостных трещин на основе анодной модели с использованием экспериментальных данных по СРТ в среде лабораторного воздуха [26] неплохо согласуются с результатами эксперимента по коррозионно-циклической трещиностойкости [21] в диапазоне $\Delta K_1 = 20 - 50 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$ (см. табл. 2). Это наглядно иллюстрируют результаты экспериментальных исследований коррозионно-циклической трещиностойкости рассматриваемых сталей при различных условиях испытаний, приведенные на рис. 2, 3. Отсутствие более точного совпадения можно объяснять тем, что исходные данные расчета $(da/dN)_A$ приняты с известной степенью условности (см. табл. 1) и могут отличаться от фактических значений этих характеристик. Следует обратить внимание, что при низких уровнях размаха КИН ($\Delta K_1 \leq 10 \text{ МПа} \cdot \sqrt{\text{м}}$) анализ СРТ коррозионной усталости с позиций анодной модели не работает. В этой (низкоамплитудной) области кинетической диаграммы коррозионно-усталостного разрушения

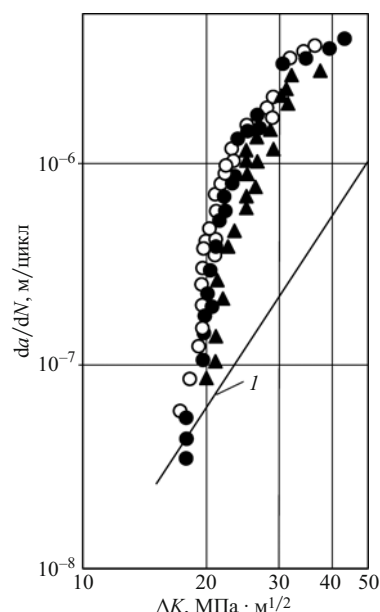


Рис. 3. Влияние динамического состояния водной среды на характеристики коррозионно-циклической трещиностойкости стали 12Х1МФ при испытаниях в среде аммиачного водного режима ($T = 80^\circ \text{C}$; $f = 0,03 \text{ Гц}$): ● — статическая (неподвижная) среда; ○ — медленный (конвективный) водообмен; ▲ — интенсивный водообмен (циркуляция) среды; *I* — диаграмма испытаний на воздухе

СРТ в сталях может быть меньше, чем при испытаниях на воздухе (см. табл. 2 и рис. 2, 3). Данное явление объясняется, в частности, эффектом закрытия трещины [10, 22], понижающим эффективный размах КИН вследствие отложения в вершине трещины продуктов коррозии. Если учесть, что эффект закрытия трещины сопровождается (помимо уменьшения ΔK_1) также увеличением параметра σ_0 и эффективной частоты нагружения, т.е. уменьшением части периода цикла, обеспечивающей действие растягивающих напряжений в вершине трещины, то можно показать согласно (25), что скорость анодного растворения металла в этом случае находится на уровне не более 10^{-8} м . Это заметно ниже скорости, вычисленной без учета эффекта закрытия трещины, и находится на уровне СРТ при усталостных испытаниях на воздухе (см. табл. 2). Снижение СРТ в низкоамплитудной области коррозионной усталости ниже уровня, соответствующего скорости циклического разрушения на воздухе, может быть вызвано повышением сопротивления локальному пластическому деформированию металла в связи с торможением выхода дислокаций на поверхность, заблокированную плотной пленкой магнетита (Fe_3O_4), тем более, что именно в указанной области время «жизни» пассивированной поверхности будет составлять значительную относительную долю от общего периода цикла.

Возвращаясь к модели анодного растворения металла, отметим следующее. Как показали результаты вариантных расчетов по (25), степень влияния характеристики электродной реакции λ^* , радиуса скругле-

ния вершины трещины и предела текучести металла σ_t на скорость анодного растворения достаточно, в то время как плотность тока ювенильной поверхности (j_0) прямо пропорциональна интенсивности анодного растворения $(da/dN)_A$. Именно этим обусловлен характер влияния на скорость анодного растворения металла в вершине трещины и, как следствие, на скорость коррозионно-усталостных трещин таких факторов, как состав коррозионной среды и ее динамическое состояние — статическая (неподвижная) среда, медленный или интенсивный водообмен.

При исследовании коррозионно-циклической трещиностойкости углеродистой стали (см. рис. 2) испытания проводили в водных средах четырех составов: дистиллированная вода H_2O (нейтральный режим); дистиллированная вода плюс NH_3 до pH 9 (аммиачный режим); вода аммиачного режима (pH 9) с добавками гидразина высокой концентрации (гидразинно-аммиачный режим) $H_2O + NH_3$ (pH 9) + + 100 мг/кг N_2H_4 ; вода аммиачного режима (pH 9) с добавками органической (уксусной) кислоты — дистиллированная вода $H_2O + NH_3$ (pH 9) + 10^{-5} моль/л CH_3CH_2COOH , pH ~ 5,6.

Испытывали стандартные компактные образцы толщиной 25 мм в статической водной среде при температуре 80 °С с частотой $\sim 3 \cdot 10^{-2}$ Гц. Из рис. 2 видно, что в качестве стимулятора роста усталостных трещин нейтральная водная среда оказывает практически такой же эффект, как и среда аммиачного режима. Хотя следует признать, что аммиачный раствор все-таки несколько в меньшей степени воздействует на процесс усталостного разрушения. Наличие в водном растворе аммиачного режима гидразина достаточно высокой концентрации (подавляющего, как известно, кислород) ослабляет пассивирующие свойства среды, способствуя тем самым процессу локального анодного растворения металла и активизации коррозионной активности среды в целом [27].

Проведенные ранее в ВТИ исследования с получением поляризационных кривых для низколегированной стали в воде высокой чистоты² показали, что плотность анодного тока в деаэрированной водной среде составляет до 10 мА/см², а в насыщенной воздухом водной среде — не более 1 – 2 мА/см². Количественные оценки согласно анодной модели (25) свидетельствуют, что при прочих равных условиях составляющая СРТ за счет анодного растворения возрастает при переходе от насыщенной к обедненной кислородом воде примерно в 4 – 5 раз. А если учесть, что при указанном переходе некоторому изменению подвергается также параметр λ^* (и отчасти δ_0 в связи с повышением коррозионной агрессивности среды), то данный результат можно считать совпадающим с прямыми экспериментальными данными (см. рис. 2).

Наибольший ускоряющий эффект на рост усталостных трещин в стали оказывает водная среда с добавками органической (уксусной) кислоты. Интенсивность коррозионного процесса, напрямую связанного с составом водной среды [12], непосредственно влияет на СРТ. Состав среды определяет особенности электрохимической реакции в вершине трещины [6, 18] и, как следствие, условия реализации того или иного механизма коррозионно-усталостного разрушения металла. Характерно, что наибольший негативный эффект влияния среды на циклическую трещиностойкость за счет добавок уксусной кислоты может объясняться с позиций действия как анодного, так и катодного механизмов, поскольку, с одной стороны, в этом случае увеличивается плотность анодного тока, а с другой — снижение pH среды интенсифицирует катодную реакцию, в результате которой образуется водород.

Влияние динамического состояния водной среды на коррозионно-циклическую трещиностойкость стали исследовали путем варьирования условий испытаний: в неподвижной (статической) среде; при естественной циркуляции (постепенный водообмен); при интенсивной циркуляции водной среды через рабочую камеру в зоне испытываемого образца. Результаты испытаний низколегированной стали в водной среде нейтрального режима при 80 °С и частоте 0,03 Гц показаны на рис. 3.

Видно, что динамическое состояние среды влияет на процесс развития коррозионно-усталостного разрушения материала. При этом различие в характеристиках коррозионно-циклической трещиностойкости стали при испытаниях в статической среде и в условиях постепенного (конвективного) водообмена весьма незначительно и направлено в сторону некоторой активизации коррозионно-усталостного процесса в условиях медленного водообмена. Интенсивный водообмен способствует замедлению процесса роста коррозионно-усталостной трещины (относительно испытаний в статической среде), т.е. подавляет активизирующую роль коррозионного фактора (см. рис. 3). Наблюдаемое явление объясняется тем, что в полости развивающейся трещины формируется индивидуальная коррозионная (электрохимическая) обстановка, специфические особенности которой определяют активность процесса коррозионно-усталостного разрушения [6, 18]. Было показано, что для углеродистых и низколегированных сталей, взаимодействующих с водной средой, значения pH в полости трещины понижены относительно этого показателя в общем объеме рабочей камеры [18]. С этой точки зрения организованная циркуляция среды в зоне разрушения (трещины) нарушает автономную ситуацию в локальной зоне вершины трещины, смещая ее к общей электрохимической обстановке в объеме испытательной ячейки. В результате интенсивность электродной реакции в вершине трещины замедляется, характеризуясь сни-

² Эксперименты выполнены в конце 80-х годов под руководством докт. техн. наук А. М. Сироты.

жением плотности анодного тока, вследствие чего наблюдается тенденция к снижению темпа локального анодного растворения металла, т.е. к уменьшению скорости роста коррозионной трещины в условиях интенсивного водообмена (см. рис. 3).

Анализ экспериментальных данных по кинетике коррозионно-усталостных трещин (см. рис. 1–3) с учетом особенностей электрохимической обстановки в вершине трещины и в контексте предложенной модели локального анодного растворения металла свидетельствует о преобладающем вкладе механизма анодного растворения в процесс коррозионно-усталостного разрушения углеродистой и низколегированной стали средней прочности.

Таким образом, предложены физические модели развития коррозионно-усталостного разрушения сталей на основе энергетического подхода и с позиций механизмов водородного охрупчивания и анодного растворения металла. Выполнен качественный и частично количественный анализ предложенных моделей роста коррозионно-усталостных трещин на базе сопоставления определяемых моделями закономерностей и тенденций влияния коррозионного фактора на указанный процесс с экспериментальными данными по коррозионно-циклической трещиностойкости сталей. Показано, что активизация процесса развития усталостного разрушения углеродистой и низколегированной стали средней прочности за счет воздействия водной среды обуславливается в основном анодным механизмом, т.е. вкладом локального анодного растворения металла в приращение длины трещины за цикл нагрузки.

ЛИТЕРАТУРА

1. Скалли Дж. Основы учения о коррозии и защите металлов / Пер. с англ. — М.: Мир, 1978. — 223 с.
2. Bamford W. H. Application of corrosion fatigue crack growth rate data to integrity analysis of nuclear reactor vessel / J. Eng. Mater. Technol. 1979. Vol. 101. N 3. P. 182 – 190.
3. Нотт Дж. Ф. Влияние среды на рост трещины при монотонном и циклическом нагружении / Коррозионная усталость металлов: Тр. I сов.-англ. семинара / Под ред. Я. М. Колотыркина. — Киев: Наукова думка, 1982. С. 7 – 38.
4. Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Звездин Ю. И. и др. Диаграммы циклической коррозионной трещиностойкости некоторых корпусных сталей / Физико-химическая механика материалов. 1985. № 3. С. 35 – 37.
5. Пратер Т., Кэтлин В., Коффин Л. Рост поверхностных трещин в конструкционных металлах, работающих в воде при высокой температуре / Теоретические основы инженерных расчетов: Труды АОИМ. 1986. № 1. С. 1 – 15.
6. Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н. Зависимости скорости роста усталостных трещин в водной коррозионной среде от электрохимических условий в вершине трещины / Физико-химическая механика материалов. 1983. № 4. С. 33 – 37.
7. Scott P. M., Truswell A. E., Druce S. G. Corrosion fatigue of pressure vessel steels in PWR environment — influence of steel sulfur content / Corrosion — NACE (USA). 1984. Vol. 40. N 7. P. 350 – 357.
8. Zhanpeng Zu, Tetsuo Shoji. Unified Interpretation of Crack Growth Rates of Ni-base Alloys in LWR Environment / Trans. ASME. 2006. August. Vol. 128. P. 318 – 327.
9. Панасюк В. В., Андрейкив А. Е., Обухивский О. И. Расчетная модель роста трещины в металлах при воздействии водорода / Физико-химическая механика материалов. 1984. № 3. С. 3 – 6.
10. Романив О. Н., Никифорчин Г. Н. Механика коррозионного разрушения конструкционных сплавов. — М.: Металлургия, 1986. — 296 с.
11. Екобори Т. Научные основы прочности и разрушения материалов / Пер. с японск. — Киев: Наукова думка, 1978. — 352 с.
12. Антропов Л. И. Теоретическая электрохимия. — М.: Высшая школа, 1984. — 519 с.
13. Ramunni V. P., de Pajva Coelho T., de Miranda P. E. Interaction of hydrogen with the microstructure of low-carbon steel / Mater. Sci. Eng. A. 2006. N 435 – 436. P. 504 – 514.
14. Симада Х., Фуруя Й. Применение понятия локальной деформации у кончика трещины для расчета возникновения и роста усталостной трещины / Теоретические основы инженерных расчетов / Труды АОИМ. 1988. № 1. С. 1 – 9.
15. Scott P. M., Truswell A. E. Corrosion fatigue crack growth in reactor pressure vessel steels in PWR primary water. Trans. ASME / J. Pressure Vessel Technol. 1983. Vol. 105. N 3. P. 245 – 254.
16. Андрейкив А. Е., Харин В. С. Распределение диффундирующего водорода в окрестности вершины трещины в деформируемом металле / Физико-химическая механика материалов. 1982. № 3. С. 113 – 115.
17. Панасюк В. В., Андрейкив А. Е., Харин В. С. Теоретический анализ роста трещин в металлах при воздействии водорода / Физико-химическая механика материалов. 1981. № 4. С. 61 – 75.
18. Панасюк В. В., Ратыч Л. В., Дмытрах И. Н. К вопросу определения электрохимического состояния в развивающейся трещине при исследовании трещиностойкости материала в коррозионной среде / Физико-химическая механика материалов. 1982. № 3. С. 42 – 49.
19. Дуцяк И. З. Оценка вклада анодного растворения в скорость роста коррозионно-усталостных трещин в конструкционных материалах / Физико-химическая механика материалов. 1986. № 3. С. 45 – 50.
20. Дуцяк И. З., Гнып И. П., Лычковский Э. И. О моделировании анодного растворения металла в вершине скачкообразно развивающейся трещины / Физико-химическая механика материалов. 1990. № 2. С. 117 – 119.
21. Гринь Е. А., Зеленский А. В. Влияние водной среды теплоносителя энергоустановок на циклическую трещиностойкость сталей / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2014. Т. 80. № 5. С. 47 – 51.
22. Похмурский В. И., Гнып И. П. Влияние параметров циклического нагружения и водных сред на скорость роста трещин в сталях / Физико-химическая механика материалов. 1985. № 3. С. 29 – 38.
23. Kondo T., Nakajima H., Nagasaki P. Metallographic investigation on the cladding failure in the pressure vessel of a BWR / Nuclear Eng. Des. 1971. Vol. 16. N 8. P. 205 – 222.
24. Cullen W. A., Torronen K. A. Review of fatigue crack growth of pressure vessel and piping steel in high-temperature pressurised reactor-grade water / NURE G/CR-1576: Memorandum Report 4298. 1980. Vol. 19. — 124 p.
25. Nibbering I. W. Behaviour of mild steel under very low frequency loading in sea water / Corros. Sci. 1983. Vol. 23. N 6. P. 645 – 662.
26. Гринь Е. А., Саркисян В. А. Влияние свойств металла и температуры на циклическую трещиностойкость энергомашиностроительных сталей / Заводская лаборатория. Диагностика материалов. 2014. Т. 80. № 12. С. 41 – 47.
27. Белоус В. Н., Громова А. И., Толстых А. Н. и др. Коррозионное поведение углеродистой стали в кислородсодержащей воде высокой чистоты / Теплоэнергетика. 1983. № 12. С. 58 – 59.

REFERENCES

1. Scully J. C. The Fundamentals of Corrosion. — London: Pergamon Press, 1966.
2. Bamford W. H. Application of corrosion fatigue crack growth rate data to integrity analysis of nuclear reactor vessel / J. Eng. Mater. Technol. 1979. Vol. 101. N 3. P. 182 – 190.
3. Nott J. F. Vliyanie sredy na rost treshchiny pri monotonnom i tsiklicheskoy nagruzhennii [The influence of environment on crack growth under monotonic and cyclic loading] / Corrosion fatigue of metals: Proc. of the first Soviet-British Sem. — Kiev: Naukova dumka, 1982. P. 7 – 38 [in Russian].
4. Panasyuk V. V., Ratych L. V., Zvezdin Yu. I., et al. Diagrammy tsiklicheskoi korrozionnoi treshchinostoičnosti nekotorykh korpusnykh stalei [Diagrams of cyclic corrosion crack resistance of some vessel steels] / Fiz.-Khim. Mekh. Mater. 1985. N 3. P. 35 – 37 [in Russian].

5. **Prater T., Catlin V., Koffin L.** Rost poverkhnostnykh treshchin v konstruktsionnykh metallakh, rabotayushchikh v vode pri vysokoi temperature [The surface cracks growth in structural metals operating in water at high temperature] / *Teor. Osnovy Inzh. Rasch. Trudy AOIM*. 1986. N 1. P. 1 – 15 [in Russian].
6. **Panasyuk V. V., Ratych L. V., Dmytrakh I. N.** Zavisimosti skorosti rosta ustalostnykh treshchin v vodnoi korrozionnoi srede ot elektrokhimicheskikh uslovii v vershine treshchiny [The dependence of the rate of fatigue cracks growth in an aqueous corrosive environment from the electrochemical conditions at the crack tip] / *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.* 1983. N 4. P. 33 – 37 [in Russian].
7. **Scott P. M., Truswell A. E., Druce S. G.** Corrosion fatigue of pressure vessel steels in PWR environment — influence of steel sulfur content / *Corrosion — NACE (USA)*. 1984. Vol. 40. N 7. P. 350 – 357.
8. **Zhanpeng Zu, Tetsuo Shoji.** Unified Interpretation of Crack Growth Rates of Ni-base Alloys in LWR Environment / *Trans. ASME*. 2006. August. Vol. 128. P. 318 – 327.
9. **Panasyuk V. V., Andreikiv A. E., Obukhivskii O. I.** Raschetnaya model' rosta treshchiny v metallakh pri vozdystvii vodoroda [Calculation model of crack growth in metals under hydrogen effect] / *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.* 1984. N 3. P. 3 – 6 [in Russian].
10. **Romaniv O. N., Nikiforchin G. N.** Mekhanika korrozionnogo razruseniya konstruktsionnykh splavov [Mechanics of corrosion fracture of structural alloys]. — Moscow: Metallurgiya, 1986. — 296 p. [in Russian].
11. **Ekobori T.** Nauchnye osnovy prochnosti i razruseniya materialov [The scientific basis of strength and fracture of materials]. — Kiev: Naukova dumka, 1978. — 352 p. [Russian translation].
12. **Antropov L. I.** Teoreticheskaya elektrokhiimiya [Theoretical electrochemistry]. — Moscow: Vysshaya Shkola, 1984. — 519 p. [in Russian].
13. **Ramunni V. P., de Pajva Coelho T., de Miranda P. E.** Interaction of hydrogen with the microstructure of low-carbon steel / *Mater. Sci. Eng. A*. 2006. N 435 – 436. P. 504 – 514.
14. **Simada Kh., Furuya I.** Primenenie ponyatiya lokal'noi deformatsii u konchika treshchiny dlya rascheta vozniknoveniya i rosta ustalostnoi treshchiny [Applying the concept of local deformation at the crack tip for calculation of the initiation and growth of a fatigue crack] / *Teor. Osnovy Inzh. Rasch. Trudy AOIM*. 1988. N 1. P. 1 – 9 [in Russian].
15. **Scott P. M., Truswell A. E.** Corrosion fatigue crack growth in reactor pressure vessel steels in PWR primary water. *Trans. ASME / J. Pressure Vessel Technol.* 1983. Vol. 105. N 3. P. 245 – 254.
16. **Andreikiv A. E., Kharin V. S.** Raspredelenie diffundiruyushchego vodoroda v okrestnosti vershiny treshchiny v deformiruemom metalle [Distribution of diffusing hydrogen in the zone of the crack tip in the deformed metal] / *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.* 1982. N 3. P. 113 – 115 [in Russian].
17. **Panasyuk V. V., Andreikiv A. E., Kharin V. S.** Teoreticheskii analiz rosta treshchin v metallakh pri vozdystvii vodoroda [Theoretical analysis of crack growth in metals under hydrogen effect] / *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.* 1981. N 4. P. 61 – 75 [in Russian].
18. **Panasyuk V. V., Ratych L. V., Dmytrakh I. N.** K voprosu opredeleniya elektrokhimicheskogo sostoyaniya v razvivayushcheisya treshchine pri issledovanii treshchinostoikosti materiala v korrozionnoi srede [On the question of determining the electrochemical condition in growing crack in investigating the crack resistance of a material in a corrosive environment] / *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.* 1982. N 3. P. 42 – 49 [in Russian].
19. **Dutsyak I. Z.** Otsenka vklada anodnogo rastvoreniya v skorost' rosta korrozionno-ustalostnykh treshchin v konstruktsionnykh materialakh [Evaluation of the contribution of anodic dissolution to the rate of corrosion fatigue cracks growth in structural materials] / *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.* 1986. N 3. P. 45 – 50 [in Russian].
20. **Dutsyak I. Z., Gnyp I. P., Lychkovskii É. I.** O modelirovanii anodnogo rastvoreniya metalla v vershine skachkoobrazno razvivayushcheisya treshchiny [On modeling of anodic dissolution of the metal in the top of the abruptly growing cracks] / *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.* 1990. N 2. P. 117 – 119 [in Russian].
21. **Grin' E. A., Zelenskii A. V.** Vliyanie vodnoi sredy teplonositelya énergostanovok na tsiklicheskuyu treshchinostoikost' stalei [Effect of aqueous heat transfer medium of power plants on cyclic crack resistance of steels] / *Zavod. Lab. Diagn. Mater.* 2014. Vol. 80. N 5. P. 47 – 51 [in Russian].
22. **Pokhmurskii V. I., Gnyp I. P.** Vliyanie parametrov tsiklicheskogo nagruzheniya i vodnykh sred na skorost' rosta treshchin v stalyakh [The influence of cyclic loading parameters and aqueous environment on the rate of cracks growth in steels] / *Fiz.-Khim. Mekh. Mater.* 1985. N 3. P. 29 – 38 [in Russian].
23. **Kondo T., Nakajima H., Nagasaki P.** Metallographic investigation on the cladding failure in the pressure vessel of a BWR / *Nuclear Eng. Des.* 1971. Vol. 16. N 8. P. 205 – 222.
24. **Cullen W. A., Torronen K. A.** Review of fatigue crack growth of pressure vessel and piping steel in high-temperature pressurised reactor-grade water / *NUREG/CR-1576: Memorandum Report 4298*. 1980. Vol. 19. — 124 p.
25. **Nibbering I. W.** Behaviour of mild steel under very low frequency loading in sea water / *Corros. Sci.* 1983. Vol. 23. N 6. P. 645 – 662.
26. **Grin' E. A., Sarkisyan V. A.** Vliyanie svoistv metalla i temperatury na tsiklicheskuyu treshchinostoikost' énergomashinostroitel'nykh stalei [The Effect of Metal Properties and Temperature on Cyclic Crack Resistance of Steels for Power Engineering] / *Zavod. Lab. Diagn. Mater.* 2014. Vol. 80. N 12. P. 41 – 47 [in Russian].
27. **Belous V. N., Gromova A. I., Tolstykh A. N. i dr.** Korrozionnoe povedenie uglerodistoi stali v kislorodsoderzhashchei vode vysokoi chistoty [Corrosion behavior of carbon steel in oxygen containing water of high purity] / *Teploténergetika*. 1983. N 12. P. 58 – 59 [in Russian].