

УДК 539.4

© 1997 г. В.И. АСТАФЬЕВ, Л.К. ШИРЯЕВА

**НАКОПЛЕНИЕ ПОВРЕЖДЕННОСТИ В МЕТАЛЛАХ
В УСЛОВИЯХ КОРРОЗИОННОГО РАСТРЕСКИВАНИЯ
ПОД НАПРЯЖЕНИЕМ**

В настоящее время отмечается большой интерес к задачам, описывающим процесс взаимодействия металлов с водородсодержащими средами [1, 2]. Одним из проявлений такого взаимодействия является коррозионное растрескивание под напряжением (КРН). КРН происходит в металлах, подвергнутых в условиях действия коррозионной среды растяжению с малыми скоростями деформации или статической нагрузке, обычно меньшей предела текучести материала [3]. В процессе КРН атомарный водород, выделяющийся при коррозионных реакциях, адсорбируется на поверхности металла и растворяется в нем, что приводит к развитию различных явлений водородной хрупкости металла [2, 4]. Водородное охрупчивание металла может проявляться в изменении таких механических характеристик, как остаточное удлинение образца после разрушения, предел текучести, предел прочности, время до разрушения. Природа водородной хрупкости сложна и может определяться состоянием водорода в металле, величиной действующих напряжений, схемой напряженного состояния [2, 5]. Водородное охрупчивание может быть обусловлено следующими факторами. Во-первых, растворенный в кристаллической решетке водород может адсорбироваться на поверхности дефектов микроструктуры металла, взаимодействовать с легирующими элементами, частицами второй фазы, примесями, другими видами одноатомных и многоатомных дефектов [6]. Во-вторых, направленная диффузия диффузионно-подвижного водорода в зоны максимальных растягивающих трехосных напряжений, транспортировка атомов водорода по границам зерен могут привести к образованию областей, локально обогащенных водородом. Концентрация водорода в таких областях может в десятки раз превышать среднюю концентрацию водорода в металле, что обуславливает облегчение образования и развития микротрещин, вторичных микротрещин, микропор и т.д. [2].

Отрицательное влияние абсорбированного металлом водорода на механические свойства материала проявляется также и в изменении характера его разрушения от вязкого внутризеренного к хрупкому межзеренному.

Рассматриваемые процессы изменения с течением времени механических свойств металла, подвергнутого деформированию в условиях действия водородсодержащей среды, можно интерпретировать как некоторые процессы накопления повреждений (микропор, микротрещин, источников водородной хрупкости), которые вносятся действующими напряжениями и агрессивной средой.

При описании процесса накопления повреждений в металлах под действием деформирования и водородсодержащей среды учтем следующие экспериментально наблюдаемые черты водородного растрескивания:

а) изменение механических свойств материала происходит в области концентраций водорода, превышающих некоторую критическую концентрацию растворенного водорода, при этом присутствующий в металле водород изменяет его прочность и пластичность в тем большей степени, чем выше его концентрация [7, 8];

б) один и тот же материал при вполне определенной концентрации водорода в зависимости от схемы напряженного состояния меняет свои механические свойства в различной степени [5];

в) изменение механических свойств материала определяется количеством растворенного водорода и не зависит от способа наводороживания, то есть механические свойства

образцов, наводороженных под высоким давлением водорода близки к механическим свойствам электрохимически наводороженных без нагрузки образцов [9];

г) для всех материалов, склонных к водородному растрескиванию, с уменьшением растягивающих напряжений время до разрушения прогрессивно возрастает, и разрушающие напряжения с течением времени стремятся к некоторому пороговому напряжению σ_{th} , ниже которого разрушения не происходит даже при очень больших длительностях нагружения [4, 10];

д) водородная хрупкость может носить обратимый характер, проявляющийся в восстановлении механических характеристик материала в процессе отдыха после снятия напряжений, при этом источники водородной хрупкости, вносимые действующими напряжениями, могут в процессе отдыха после снятия нагрузки устраняться [2, 4].

1. Определяющие соотношения. С феноменологической точки зрения процесс накопления поврежденности в металлах под действием водородсодержащей среды можно описывать аналогично процессу накопления поврежденности при ползучести с привлечением внутренней скалярной переменной (параметра поврежденности) ω [11, 12]. В процессе воздействия агрессивной среды и деформирования поврежденность с течением времени меняется. Когда повреждения в металле достигают некоторого предельного уровня, происходит его разрушение.

С учетом вышеупомянутых экспериментальных данных выберем кинетическое уравнение для поврежденности в виде

$$d\omega/dt = A \operatorname{sign}(\omega_* - \omega) |\omega_* - \omega|^m \quad (1.1)$$

где A, m – параметры материала, $\omega_*(\sigma_{ij})$ – предельное значение поврежденности материала, выше которого величина ω при данных условиях испытаний не возрастает.

Простейшей аппроксимацией для зависимости величины $\omega_*(\sigma_{ij})$ от напряженного состояния σ_{ij} может быть выбрана кусочно-линейная функция

$$\omega_* = \begin{cases} \alpha \sigma_0 + \beta, & \sigma_0 > 0 \\ \beta, & \sigma_0 \leq 0 \end{cases} \quad (1.2)$$

где $\sigma_0 = \sigma_{ii}$ – первый инвариант тензора напряжений, $\alpha > 0, \beta \geq 0$ – параметры материала. Зависимость ω_* от первого инварианта тензора напряжений σ_0 выбрана в связи с диффузионным характером проникания водорода в металл, приводящим к накоплению поврежденности в областях с преобладающим влиянием всестороннего растяжения [13].

Параметр материала α отражает влияние уровня напряженного состояния на процесс накопления поврежденности. Величина параметра α может зависеть от концентрации водорода во внешней среде, температуры окружающей среды, микроструктурных особенностей металла. Величина параметра α определяется источниками водородной хрупкости, которые образуются в наводороженном образце в процессе его деформирования, обусловлены действующими напряжениями и связаны с формированием локально обогащенных водородом областей, возникающих в результате транспортировки атомов водорода в потенциальные очаги микроразрушения.

Параметр материала β представляет собой предельную величину накопленных повреждений наводороженного материала при отсутствии внешней нагрузки и также может зависеть как от концентрации водорода, температуры окружающей среды, так и микроструктурных особенностей металла. Величина β может быть связана с источниками водородной хрупкости, которые формируются в наводороженном образце без нагрузки. Водородная хрупкость в этом случае вызывается дефектами, возникающими под действием локализованного водорода в процессе наводороживания без нагрузки. Скопления водорода на преградах-частицах второй фазы, дислокациях, поверхностях раздела зерен и фаз и так далее могут со временем преобразовываться сначала в пузырьки, а затем в объемные ловушки водорода [2, 14]. В результате рост

поврежденности материала может происходить под влиянием большого внутреннего давления молекулярного водорода, скапливающегося в порах и микронесплошностях.

Принимая во внимание сложность процесса КРН, будем считать, что в этих условиях деформирование материала можно описать с помощью модели упруго-идеально-пластического тела. В этом случае полные приращения тензора деформаций $d\epsilon_{ij}$ складываются из приращений тензоров упругих $d\epsilon_{ij}^e$ и пластических деформаций $d\epsilon_{ij}^p$ [15]:

$$d\epsilon_{ij} = d\epsilon_{ij}^e + d\epsilon_{ij}^p \quad (1.3)$$

Приращения тензора упругих деформаций связаны с приращениями тензора напряжений законом Гука

$$d\epsilon_{ij}^e = \frac{1}{2G} \left(d\sigma_{ij} - \frac{\gamma}{1+\gamma} \delta_{ij} d\sigma_0 \right) \quad (1.4)$$

где G – модуль сдвига, γ – коэффициент Пуассона, δ_{ij} – единичный тензор. Запишем условие текучести в виде

$$\sigma_e = \sigma_*(\omega) \quad (1.5)$$

где $\sigma_e = \sqrt{\frac{3}{2} s_{ij} s_{ij}}$ – интенсивность напряжений, $s_{ij} = \sigma_{ij} - \frac{1}{3} \sigma_0 \delta_{ij}$ – компоненты девиатора тензора напряжений, $\sigma_*(\omega)$ – предел текучести материала, меняющийся под действием среды в процессе деформирования.

Будем считать, что в условиях КРН также справедлив ассоциированный закон течения, т.е. пластическое течение развивается в направлении нормали к поверхности текучести. Тогда для приращений тензора пластических деформаций будет выполняться уравнение

$$d\epsilon_{ij}^p - d\lambda \cdot s_{ij} \quad (1.6)$$

где $d\lambda$ – скалярный множитель.

Определяющие соотношения (1.1)–(1.6) дополним критерием разрушения деформационного типа

$$\epsilon_e^p = \epsilon_*(\omega) \quad (1.7)$$

где $\epsilon_e^p = \int \sqrt{\frac{3}{2} d\epsilon_{ij}^p d\epsilon_{ij}^p}$ – накопленная пластическая деформация, $\epsilon_*(\omega)$ – предельное значение пластической деформации в момент разрушения, изменяющееся под действием агрессивной среды в процессе деформирования. В качестве простейших аппроксимаций для функций $\sigma_*(\omega)$ и $\epsilon_*(\omega)$ выберем линейные функции

$$\sigma_*(\omega) = \sigma_*^0 (1 - k_1 \omega) \quad (1.8)$$

$$\epsilon_*(\omega) = \epsilon_*^0 (1 - k_2 \omega) \quad (1.9)$$

где σ_*^0 , ϵ_*^0 – предел текучести материала и предельная пластическая деформация в исходном состоянии, k_1 и k_2 – параметры материала, отражающие влияние агрессивной среды на прочностные и деформационные характеристики материала. Принимая во внимание безразмерный характер параметра поврежденности, можно положить одну из констант, например k_2 , равной 1, т.е. $k_2 = 1$ и $k_1 = k$.

Таким образом, чтобы описать процесс КРН необходимо знать упругопластические параметры материала G , γ , σ_*^0 , ϵ_*^0 и КРН-параметры материала α , β , A , m и k .

2. Определение КРН-параметров материала. Традиционными методами исследования чувствительности материала к КРН являются испытания гладких цилиндрических образцов в условиях агрессивной среды, подвергнутых либо постоянной нагрузке, либо растяжению с постоянными скоростями деформации.

В результате опытов на одноосное растяжение в условиях постоянной нагрузки можно получить диаграмму длительной прочности – экспериментальную зависимость времени от разрушения образца t_f от приложенной нагрузки σ и величину порогового напряжения σ_{th} [4, 10]. Для нахождения зависимости $\omega(t)$ в рассматриваемых испытаниях необходимо проинтегрировать уравнение (1.1) при условиях $\omega(0) = \omega_0$ и $\omega_* = \alpha\sigma + \beta = \text{Const}$. Поскольку в этих испытаниях образец помещают в среду одновременно с началом испытаний, то естественно положить $\omega_0 = 0$. Решение уравнения (1.1) в этом случае имеет вид

$$\omega(t) = \begin{cases} \omega_* - [\omega_*^{1-m} - A(1-m)t]^{1/m}, & m \neq 1 \\ \omega_*(1 - \exp(-At)), & m = 1 \end{cases} \quad (2.1)$$

Для упругоидеальнопластического материала, описываемого уравнениями (1.1)–(1.9), разрушение при статическом нагружении не произойдет, если для приложенного напряжения σ в любой момент времени будет выполняться условие

$$\sigma \leq \min_{t>0} \{\sigma_*^0(1 - k\omega)\} = \begin{cases} \sigma_*^0(1 - k\omega_*), & k > 0 \\ \sigma_*^0, & k \leq 0 \end{cases}$$

Следовательно, пороговое напряжение должно удовлетворять условию

$$\sigma_{th} = \begin{cases} \sigma_*^0(1 - k\beta) / (1 + k\alpha\sigma_*^0), & k > 0 \\ \sigma_*^0, & k \leq 0 \end{cases} \quad (2.2)$$

Для нахождения параметров материала β и k нужно знать результаты опытов на разрыв предварительно наводороженного без нагрузки образца: значения разрушающего напряжения σ_* и накопленной пластической деформации ϵ_* . В этом случае величина накопленной поврежденности $\omega_* = \beta$. Из условий $\sigma_* = \sigma_*^0(1 - k\beta)$, $\epsilon_* = \epsilon_*^0(1 - \beta)$, которые должны выполняться в момент разрыва образца, можно найти величины k и β :

$$\beta = 1 - \epsilon_* / \epsilon_*^0 \quad (2.3)$$

$$k = (1 - \sigma_* / \sigma_*^0) / \beta \quad (2.4)$$

Эксперименты, исследующие влияние наводороживания на механические свойства материала, показали, что наводороживание материала без внешней нагрузки может привести как к снижению предела текучести материала [16], так и к его повышению [9, 17]. При этом отмечается, что пластические свойства материала после наводороживания всегда снижаются, т.е. $0 \leq \epsilon_* / \epsilon_*^0 \leq 1$. Это означает, что величина β должна удовлетворять условию $0 \leq \beta \leq 1$, а величина k может оказаться любого знака. Если $k \leq 0$, то наводороживание приводит к увеличению предела текучести и под пороговым напряжением понимается исходный предел текучести, т.е. $\sigma_{th} = \sigma_*^0$. Если $k > 0$, то наводороживание материала приводит к снижению его предела текучести.

В случае $k > 0$ величина параметра α может быть определена при найденных значениях параметров k , β и порогового напряжения σ_{th} из уравнения (2.2):

$$\alpha = (1 - k\beta) / k\sigma_{th} - 1 / k\sigma_*^0 \quad (2.5)$$

Поскольку предполагается, что $\alpha > 0$, то из (2.5) следует $\sigma_{th} < \sigma_*^0(1 - k\beta)$.

Это означает, что в рамках рассмотренной модели величина порогового напряжения

σ_{th} не превосходит предела текучести материала, который после наводороживания без нагрузки уменьшился до величины $\sigma_*^0(1 - k\beta)$.

Разрушение материала в опытах на растяжение с постоянной нагрузкой $\sigma > \sigma_{th}$ произойдет в момент времени t_f , когда предел текучести материала $\sigma_*(\omega)$, уменьшающийся под действием агрессивной среды в процессе деформирования, станет равным величине приложенного напряжения σ , т.е. впервые выполнится условие $\sigma = \sigma_*^0(1 - k\omega(t_f))$.

Из последнего равенства с учетом (2.1) можно найти теоретическую зависимость времени до разрушения t_f от приложенной нагрузки σ :

$$t_f(\sigma) = \begin{cases} \frac{1}{A(1-m)} \left\{ (\alpha\sigma + \beta)^{1-m} - \left[\frac{1 + k\alpha\sigma_*^0}{k\sigma_*^0} (\sigma - \sigma_{th}) \right]^{1-m} \right\}, & m \neq 1 \\ \frac{1}{A} \ln \left[\frac{k\sigma_*^0}{1 + k\alpha\sigma_*^0} \cdot \frac{\alpha\sigma + \beta}{\sigma - \sigma_{th}} \right], & m = 1 \end{cases} \quad (2.6)$$

При известных значениях параметров α, β, k , параметры материала A, m могут быть найдены методом наименьших квадратов из зависимости (2.6) по экспериментальной диаграмме длительной прочности.

Таким образом, если наводороживание материала приводит к снижению его предела текучести, то для нахождения КРН-параметров достаточно знать результаты опытов на разрыв предварительно наводороженных без нагрузки образцов и экспериментальную диаграмму длительной прочности из испытаний на статическое нагружение.

Если же наводороживание материала приводит к повышению предела текучести материала, т.е. $k \leq 0$, то значения параметров α, A, m не могут быть получены из опытов на статическое растяжение.

Наряду с испытаниями образцов при постоянной нагрузке проводятся также и испытания по растяжению образцов с постоянной скоростью деформирования. Деформация образца в этих испытаниях может быть записана в виде $\varepsilon(t) = \dot{\varepsilon}_0 t$, где $\dot{\varepsilon}_0$ – постоянная скорость деформирования. На участке упругого деформирования напряжение в образце имеет вид (E – модуль Юнга)

$$\sigma(t) = E\varepsilon(t) \quad (2.7)$$

Вводя безразмерные переменные $\Lambda = \alpha E \dot{\varepsilon}_0 / A$, $\tau = At$, запишем задачу Коши для нахождения поврежденности на упругом участке деформирования в форме

$$\begin{cases} d\omega / d\tau = (\Lambda\tau + \beta - \omega)^m, & 0 \leq \tau \leq \tau_e \\ \omega(0) = \omega_0 \end{cases}$$

где ω_0 – накопленное значение поврежденности перед началом испытаний, τ_e – время начала пластического течения, когда впервые выполнится условие $\sigma(t) = \sigma_*^0(1 - k\omega(t))$, т.е. $\Lambda\tau_e = \alpha\sigma_*^0(1 - k\omega(\tau_e))$. Если перед началом испытаний с помощью предварительной выдержки образца в агрессивной среде без нагрузки было достигнуто установившееся распределение водорода в материале, то $\omega_0 = \beta$. Если же образец помещают в среду одновременно с началом испытаний, то $\omega_0 = 0$.

Можно показать, что при достаточно малых значениях $\Lambda = \alpha E \dot{\varepsilon}_0 / A \ll 1$, поврежденность $\omega_e = \omega(\tau_e)$, накопленная на упругом участке деформирования, имеет вид

$$\omega_e \approx \omega_* - C_1 \Lambda^{1/m} \quad (2.8)$$

где $\omega_* = (\alpha\sigma_*^0 + \beta) / (1 + k\alpha\sigma_*^0)$ – предельное значение величины поврежденности в рассматриваемых испытаниях и $C_1 > 0$ – некоторая константа.

На участке пластического течения для времен $\tau \geq \tau_e$ напряжение в образце будет равно пределу текучести материала, меняющемуся в процессе деформирования под действием среды, т.е.

$$\sigma(t) = \sigma_*^0 (1 - k\omega(t)) \quad (2.9)$$

В этом случае для нахождения величины параметра поврежденности необходимо решить следующую задачу Коши:

$$\begin{cases} d\omega / d\tau = (1 + k\alpha\sigma_*^0)^m (\omega_* - \omega)^m \\ \omega(\tau_e) = \omega_e \end{cases}$$

Разрушение образца произойдет в момент времени τ_f , когда выполнится деформационный критерий разрушения (1.7):

$$\varepsilon^p = \dot{\varepsilon}_0 t - (1 - k\omega(t))\sigma_*^0 / E = \varepsilon_*^0 (1 - \omega(t))$$

$$\Lambda \tau_f = \alpha(\sigma_*^0 + E\varepsilon_*^0) - \alpha\omega(\tau_f)(k\sigma_*^0 + E\varepsilon_*^0)$$

Используя полученное для ω_e выражение можно показать, что функция $\omega_* - \omega(\tau_f)$ есть величина бесконечно малая при $\Lambda = \alpha E \dot{\varepsilon}_0 / A \ll 1$, т.е.

$$\omega_f = \omega(\tau_f) \cong \omega_* - C_2 \Lambda^{1/m} \quad (2.10)$$

где $0 < C_2 < C_1$ – некоторая константа.

Таким образом, при скоростях деформирования $\Lambda = \alpha E \dot{\varepsilon}_0 / A \ll 1$ накопленная к моменту разрушения величина поврежденности ω_f будет близка к предельной величине поврежденности ω_* . Поэтому в момент разрушения приближенно выполнится условие

$$\varepsilon_* = \varepsilon_*^0 (1 - \omega_*) \quad (2.11)$$

где ε_* – пластическая деформация, накопленная в рассматриваемых испытаниях к моменту разрушения.

Следовательно, величина параметра α может быть найдена при известных значениях k , β по величине ε_* из уравнения (2.11) как

$$\alpha\sigma_*^0 = (1 - \beta - \varepsilon_* / \varepsilon_*^0) / (1 - k + k\varepsilon_* / \varepsilon_*^0) \quad (2.12)$$

Поскольку величина параметра α является положительной, из уравнения (2.12) вытекают следующие ограничения для β и k :

$$\beta < 1 - \varepsilon_* / \varepsilon_*^0 = \omega_* \quad (2.13)$$

$$k < (1 - \varepsilon_* / \varepsilon_*^0)^{-1} \quad (2.14)$$

Это означает, что в рамках предложенной модели накопленная в материале при растяжении с постоянной скоростью деформирования поврежденность ω_* будет превосходить величину поврежденности β , накопленную при наводороживании без нагрузки.

Величины параметров A и m могут быть найдены методом наименьших квадратов из (2.7), (2.9) по экспериментальной диаграмме растяжения. Таким образом, для определения КРН-параметров материала можно использовать результаты опытов на разрыв предварительно наводороженных образцов и экспериментальную диаграмму деформирования из опытов на одноосное растяжение с малыми скоростями деформирования.

Таблица 1

σ_{*}°	σ_{th}	r	ω_{*}	k	$\alpha\sigma_{*}^{\circ}$
650	530	0,815	0,89	0,21	1,092–1,243 β
700	560	0,8	0,895	0,22	1,119–1,250 β
750	600	0,8	0,91	0,22	1,138–1,250 β
800	600	0,75	0,96	0,26	1,280–1,333 β
850	500	0,588	0,97	0,42	1,649–1,701 β
900	400	0,444	0,98	0,57	2,207–2,252 β

Таблица 2

C_H	σ_{*}	ϵ_{*}	β
—	1620	0,1	
5,7	1420	0,0	1
—	730	0,185	
5,4	810	0,16	0,14
—	640	0,18	
5,2	660	0,17	0,06

К сожалению, в опубликованной литературе практически отсутствует полный набор экспериментальных данных (испытания на разрыв предварительно наводороженных без нагрузки образцов и испытания в среде под действием постоянной нагрузки, либо растяжение с постоянной скоростью деформирования), по которым можно было бы независимо определить все КРН-параметры материала α , β , k , A и m . Как правило, не приводятся экспериментальные данные по изменению механических характеристик предварительно наводороженных без нагрузки образцов, что не позволяет дать количественную оценку параметрам β и k . Однако в ряде случаев, когда одновременно производятся эксперименты по нагружению образцов и при постоянной нагрузке, и с постоянной скоростью деформирования, можно оценить два параметра: k , α (или β).

Так, в работе [10] были выполнены экспериментальные исследования по влиянию уровня прочности стали AISI 4130, подвергнутой различным видам термообработки (при этом предел текучести материала σ_{*}° менялся от 650 МПа до 900 МПа), на величину порогового напряжения σ_{th} и величину потери пластичности I . Под потерей пластичности I понималась величина $I = 1 - L/L_0$, где L_0 , L — остаточное удлинение при растяжении с постоянной скоростью деформирования в воздухе и водородсодержащей среде соответственно. Очевидно, что величина I совпадает с величиной ω_f в обозначениях данной работы и при малых скоростях деформирования $\Lambda = \alpha E \dot{\epsilon}_0 / A \ll 1$ будет близка к величине ω_{*} .

С учетом (2.2) выражения для σ_{th} и ω_{*} можно представить в виде

$$\alpha\sigma_{*}^{\circ}r + \beta = \omega_{*}, \quad k\omega_{*} + r = 1$$

из которых следует, что параметр k можно определить по экспериментальным значениям ω_{*} и $r = \sigma_{th}/\sigma_{*}^{\circ}$, а параметр α по этим значениям можно найти лишь с точностью до неизвестного значения параметра β (и наоборот).

Результаты расчета величины параметра k по экспериментальным данным работы [10] приведены в табл. 1 и показывают, что величина параметра k увеличивается с повышением уровня прочности стали.

В работе [17] исследовалось влияние наводороживания без нагрузки из газовой фазы на изменение механических свойств стали 38ХНЗМФА. В этом случае величину параметра β можно определить по формуле (2.3). Для рассматриваемой стали, термо-

обработанной на различную прочность и наводороженной до концентраций водорода C_H порядка 5–6 см³/100 г, значения β приведены в табл. 2. Как видим, величина β также повышается с повышением уровня прочности стали.

3. Сложное напряженное состояние. В случае сложного напряженного состояния при постоянном тензоре напряжений σ_{ij} зависимость $\omega(t)$ также будет иметь вид (2.1), в котором ω_* определяется соотношением (1.2). В этом случае в пространстве главных напряжений можно найти поверхность, внутри которой условие текучести (1.5) не выполняется никогда:

$$\sigma_e \leq \min_{t \geq 0} \{\sigma_*^\circ (1 - k\omega(t))\} = \begin{cases} \sigma_*^\circ (1 - k(\alpha\sigma_0 + \beta)), & k > 0, \sigma_0 > 0 \\ \sigma_*^\circ (1 - k\beta), & k > 0, \sigma_0 \leq 0 \\ \sigma_*^\circ, & k \leq 0 \end{cases}$$

Следовательно, вместо порогового напряжения σ_{th} можно ввести некоторую пороговую поверхность в пространстве напряжений

$$\sigma_e = \begin{cases} \sigma_*^\circ (1 - k(\alpha\sigma_0 + \beta)), & k > 0, \sigma_0 > 0 \\ \sigma_*^\circ (1 - k\beta), & k > 0, \sigma_0 \leq 0 \\ \sigma_*^\circ, & k \leq 0 \end{cases} \quad (3.1)$$

для напряженного состояния внутри которой не происходит разрушения в коррозионной среде. Уравнение (3.1) показывает, что при $k \leq 0$ данная пороговая поверхность совпадает с начальной поверхностью текучести материала. При $k > 0$ первоначально цилиндрическая поверхность текучести $\sigma_e = \sigma_*^\circ$ изменяется на сопряжение цилиндрической и конической поверхностей

$$\sigma_e = \begin{cases} \sigma_*^\circ (1 - k(\alpha\sigma_0 + \beta)), & \sigma_0 > 0 \\ \sigma_*^\circ (1 - k\beta), & \sigma_0 \leq 0 \end{cases} \quad (3.2)$$

с вершиной конуса в точке $\sigma_0 = (1 - k\beta)/k\alpha$.

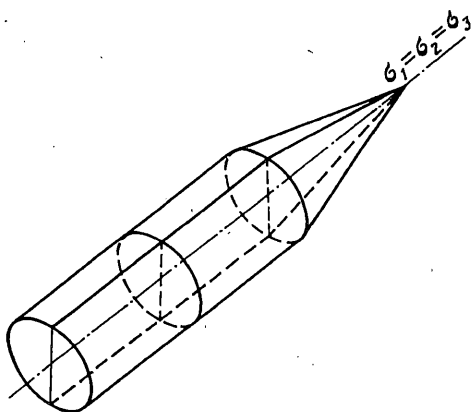
Таким образом, для напряженного состояния, находящегося вне пороговой поверхности (3.1), через некоторое время $t_f(\sigma_{ij})$ наступит разрушение. В частности, разрушение наступит при любом касательном напряжении, если шаровая часть тензора напряжений превысит значение $(1 - k\beta)/k\alpha$. Зависимость $t_f(\sigma_{ij})$ имеет следующий вид:

$$t_f(\sigma_{ij}) = \begin{cases} \frac{1}{A(1-m)} [\omega_*^{1-m} - ((\sigma_e - \sigma_*^\circ) / k\sigma_*^\circ + \omega_*)^{1-m}], & m \neq 1 \\ \frac{1}{A} \ln(k\sigma_*^\circ \omega_* / (k\sigma_*^\circ \omega_* + \sigma_e - \sigma_*^\circ)), & m = 1 \end{cases} \quad (3.3)$$

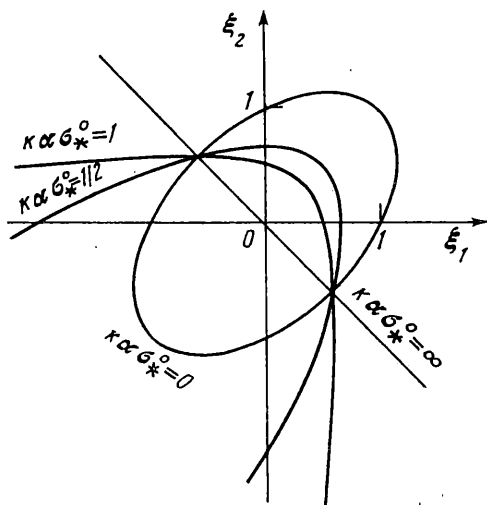
Для плоского напряженного состояния уравнение (3.2) можно представить в виде

$$\begin{cases} \sqrt{\xi_1^2 - \xi_1\xi_2 + \xi_2^2} + \alpha k \sigma_*^\circ (\xi_1 + \xi_2) = 1, & \xi_1 + \xi_2 > 0 \\ \xi_1^2 - \xi_1\xi_2 + \xi_2^2 = 1, & \xi_1 + \xi_2 \leq 0 \end{cases} \quad (3.4)$$

где $\xi_1 = \sigma_1 / \sigma_*^\circ (1 - k\beta)$, $\xi_2 = \sigma_2 / \sigma_*^\circ (1 - k\beta)$ – безразмерные главные напряжения. Кривая (3.4), являясь сечением поверхности (3.2) плоскостью $\xi_3 = 0$, состоит из сопряжения полуэллипса при $\xi_1 + \xi_2 \leq 0$ с полуэллипсом ($0 < k\alpha\sigma_*^\circ < 1/2$), параболой ($k\alpha\sigma_*^\circ = 1/2$) или гиперболой ($1/2 < k\alpha\sigma_*^\circ < \infty$) при $\xi_1 + \xi_2 > 0$. В предельном случае ($k\alpha\sigma_*^\circ = \infty$) данная кривая вырождается в полуэллипс, ограниченный прямой $\xi_1 + \xi_2 =$



Фиг. 1



Фиг. 2

$= 0$. Схематический вид поверхности (3.2) изображен на фиг. 1, а вид кривой (3.4) при различных значениях параметра $2\kappa\sigma_*^0$ изображен на фиг. 2. Таким образом, значение величины $2\kappa\sigma_*^0$ отражает степень влияния шаровой части тензора напряжения σ_0 на характер разрушения металла в коррозионной среде. При $2\kappa\sigma_*^0 \ll 1$ пороговая поверхность меняется слабо и сохраняет форму эллипса, характерного для случая вязкого внутризеренного разрушения сдвигом. При $2\kappa\sigma_*^0 \geq 1$ происходит принципиальное изменение формы кривой (3.4) от эллипса на параболу и гиперболу, преобладающую роль начинает играть величина σ_0 , что характерно для случая хрупкого межзеренного разрушения отрывом.

Аналогичные выводы можно сделать и для зависимости (3.3), представив ее в виде изохронной кривой длительной прочности, т.е. множества различных напряженных состояний σ_{ij} , имеющих одинаковое время до разрушения t_f . Тогда

$$\sigma_e = \begin{cases} \sigma_*^0(1 - k\beta) - \kappa\sigma_*^0\sigma_0[1 - (1 - A(1 - m)t_f\omega_*^{m-1})^{1/(1-m)}] + \\ + k\sigma_*^0\beta(1 - A(1 - m)t_f\omega_*^{m-1})^{1/(1-m)}, & m \neq 1 \\ \sigma_*^0[1 - k\beta(1 - \exp(-At_f))] - \kappa\sigma_*^0\sigma_0(1 - \exp(-At_f)), & m = 1 \end{cases} \quad (3.5)$$

$$t_f^0 = \frac{\omega_*^{1-m}}{A(1-m)} [1 - ((2\kappa\sigma_*^0 - 1) / 2\kappa\sigma_*^0)^{1-m}]$$

В этом случае также при $2\kappa\sigma_*^0 \ll 1$ форма изохронной кривой длительной прочности меняется слабо, т.е. для любых времен до разрушения определяющим является сдвиговой механизм разрушения. При $2\kappa\sigma_*^0 \geq 1$ с ростом t_f начинает меняться и форма изохронной кривой. Если при $t_f \rightarrow 0$ такая кривая продолжает сохранять форму эллипса, то по мере возрастания t_f все большую роль начинает играть величина σ_0 и при $t_f \geq t_f^0$ кривая приобретает форму параболы и гиперболы. Следовательно, в зависимости от времени до разрушения характер разрушения будет меняться от сдвигового (малые времена до разрушения) к разрушению отрывом (большие времена до разрушения).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. Карпенко Г.В. Прочность стали в коррозионной среде. Москва; Киев: Машгиз, 1963. 188 С.
2. Колачев Б.А. Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия, 1985. 217 с.
3. Bucci R.J., Paris P.C., Loushil L.L., Johnson H.H. Fracture mechanics consideration of hydrogen sulfide cracking in high strength steels // Proc. Nat. Symp. Fract. Mech. 1971. Pt I. ASTM STP 513. Philadelphia: ASTM, 1972. P. 292-307.
4. Ажогин Ф.Ф. Коррозионное растрескивание и защита высокопрочных сталей. М.: Металлургия, 1974. 256 с.
5. Корчагин А.П. Исследование пластических свойств стали в различных напряженных состояниях после воздействия наводороживающих сред // Проблемы прочности. 1975. № 7. С. 114-117.
6. Robertson W.M. Measurement and evaluation of hydrogen trapping in thorium dispersed nickel // Metallurgical Trans. 1979. V. 10A. № 4. P. 489-501.
7. Родников С.Н., Овчинникова Т.М. Влияние водорода на прочностные и пластические характеристики высокопрочных сталей // Физ.-хим. механика материалов. 1984. Т. 20. № 3. С. 103-104.
8. Ulmer D.G., Altstetter C.J. Hydrogen-induced localization and failure of austenitic stainless steels at high hydrogen concentrations // Acta metallurg. et mater. 1991. V. 39. № 6. P. 1237-1248.
9. Корчагин А.П. О влиянии водорода на предел текучести стали // Изв. АН СССР. Металлы. 1973. № 5. С. 202-203.
10. Kaneko T., Okada Y., Ikeda A. Influence of microstructure on SSC susceptibility of low -alloy, high-strength oil country tubular goods // Corrosion. 1989. V. 45. № 1. P. 2-6.
11. Работнов Ю.Н. О механизме длительного разрушения // Вопр. прочности материалов и конструкций. М.: Изд-во АН СССР, 1959. С. 5-7.
12. Качанов Л.М. О времени разрушения в условиях ползучести // Изв. АН СССР. ОТН. 1958. № 8. С. 26-31.
13. Ажогин Ф.Ф., Герман М.Ф., Сахаров А.В. Влияние отрыва на механические свойства наводороженной высокопрочной стали // Физ.-хим. механика материалов. 1973. Т. 9. № 3. С. 8-11.
14. Мороз Л.С., Чечулин Б.Б. Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия, 1967. 255 С.
15. Качанов Л.М. Основы теории пластичности. М.: Наука, 1969. 420 с.
16. Tong Y., Knott J.F. Evidence for the discontinuity of hydrogen-assisted fracture in mild steel // Scr. met. et mater. 1991. V. 25. № 7. P. 1651-1656.
17. Корчагин А.П., Юрайдо Б.Ф. Действие газообразного водорода высокого давления на стали при нормальной температуре // Физ.-хим. механика материалов. 1976. Т. 12. № 4. С. 113-115.

Самара

Поступила в редакцию
16.III.1995