

Научная статья

УДК 539.561

DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM15313>

ВЛИЯНИЕ ВОДОРОДНОГО СКИН-ЭФФЕКТА НА ХАРАКТЕР РАЗРУШЕНИЯ СТАЛЬНЫХ ОБРАЗЦОВ

Ю. С. Седова [✉], **Н. М. Бессонов**, **В. А. Полянский**

Институт проблем машиноведения Российской академии наук,

Санкт-Петербург, Россия

[✉] sedova.yus@mail.ru

Аннотация. Исследовано влияние насыщения водородом стальных образцов на результаты их стандартизованного тестирования на стойкость к водородному растрескиванию. При моделировании учтен водородный скин-эффект, который наблюдается при стандартизованном насыщении образцов водородом в различных растворах электролитов. Использована классическая декогезионная модель водородной хрупкости HEDE. Показано, что, несмотря на микроскопическую глубину скин-слоя, скин-эффект приводит к двойственному характеру разрушения, когда на изломе образца наблюдаются как площадки водородной хрупкости, так и области обычного разрушения. Сопоставление расчетных результатов с экспериментальными показало сильное влияние водородного скин-слоя на результаты стандартизованного тестирования металлов. Этот скин-эффект играет существенную роль в распространении процесса разрушения по металлическому образцу и должен приниматься во внимание при проведении промышленных испытаний, моделирования и экспериментальных исследований.

Ключевые слова: водородный скин-эффект, индуцированное растрескивание, декогезия, насыщение водородом, диффузия водорода

Финансирование: Исследование выполнено при финансовой поддержке гранта Российского научного фонда (проект №18-19-00160).

Для цитирования: Седова Ю. С., Бессонов Н. М., Полянский В. А. Влияние водородного скин-эффекта на характер разрушения стальных образцов // Научно-технические ведомости СПбГПУ. Физико-математические науки. 2022. Т. 15. № 3. С. 169–184. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.15313>

Статья открытого доступа, распространяемая по лицензии CC BY-NC 4.0 (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Original article

DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.15313>

INFLUENCE OF THE HYDROGEN SKIN EFFECT ON THE NATURE OF THE FRACTURE OF STEEL SPECIMENS

Yu. S. Sedova [✉], **N. M. Bessonov**, **V. A. Polyanskiy**

Institute for Problems in Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences,

St. Petersburg, Russia

[✉] sedova.yus@mail.ru

Abstract. The influence of hydrogen saturation of steel specimens on the results of their standardized testing for resistance to hydrogen cracking has been carried out. The simulation took into account the hydrogen skin effect observed when metal samples being charged with hydrogen in various electrolyte solutions. The classical decohesion model of hydrogen embrit-

tlement HEDE was used. It was shown that, despite the microscopic skin depth, the effect led to a dual fracture pattern, when the specimen's cross-sectional view exhibited both a hydrogen brittleness area and a normal destruction one. The comparison of calculated results with experimental ones showed the strong influence of the hydrogen skin layer on the results of standardized metal testing. This skin effect plays a significant role in the destruction propagation over a metal sample and should be taken into account when conducting industrial tests, simulations and experimental studies.

Keywords: hydrogen-induced cracking, decohesion, hydrogen charged sample, hydrogen diffusion, destruction

Funding: The reported study was funded by Russian Science Foundation (Project No. 18-19-00160).

For citation: Sedova Yu. S., Bessonov N. M., Polyanskiy V. A., Influence of the hydrogen skin effect on the nature of the fracture of steel specimens, St. Petersburg State Polytechnical University Journal. Physics and Mathematics. 15 (3) (2022) 169–184. DOI: <https://doi.org/10.18721/JPM.15313>

This is an open access article under the CC BY-NC 4.0 license (<https://creativecommons.org/licenses/by-nc/4.0/>)

Введение

В процессе производства металлов и продукции из них происходит накопление так называемого металлургического растворенного водорода. Он отрицательно влияет на все механические и технологические характеристики металлов, является одной из основных причин хрупкости, пористости, образования флокенов в прокате. Концентрацию металлургического водорода на заводах контролируют. В сталях и алюминиевых сплавах она поддерживается на уровне порядка 1 млн^{-1} и менее.

Вторым источником растворенного водорода является агрессивная внешняя среда, в которой металлические детали эксплуатируются. Любой коррозионный процесс сопровождается выделением водорода и поглощением его внутри металла. Внешние механические нагрузки и наличие в окружающей среде чистого водорода приводят к существенному ускорению водородной деградации свойств металлов.

За последние несколько десятилетий была разработана и внедрена в промышленности система стандартизованного тестирования на стойкость к водородному растрескиванию (ВР) [1 – 3]. Как правило, процедура состоит из фазы экспонирования (насыщение водородом) металлических образцов в коррозионной среде, которая длится до 100 ч. Вторая фаза заключается в механических испытаниях, а также изучении образцов под микроскопом: регистрируют поверхности изломов и трещин, индуцированных водородом.

Применение этих тестов позволило добиться высокой стойкости к ВР современных трубных сталей. Если двадцать лет назад индуцированные водородом трещины при тестировании образовывались внутри стальных образцов [4], то для современных сталей характерно лишь незначительное микрорастрескивание. Вместе с тем механические характеристики образцов заметно ухудшаются после насыщения водородом, и для высокопрочных сталей характерно кратное снижение трещиностойкости [5, 6]. Многочисленные фрактографические исследования [7 – 10], выполненные в ходе экспериментального изучения сталей, разрушенных при механических испытаниях, свидетельствуют о наличии в образцах двух характерных областей разрушения: хрупкого и вязкого. Современные сплавы широко применяются в самых различных областях энергетики и промышленности. Поэтому эффект их быстрой деградации при насыщении водородом необходимо исследовать и сводить к минимуму.

Средняя парциальная концентрация атомов водорода к атомам матрицы в металле в процессе ВР-тестирования увеличивается до величин, не более чем до 1:30000 [11]. Кроме того, результаты последних исследований показывают, что в водных коррозионных растворах и при катодной поляризации возникает скин-эффект насыщения водородом,



при котором весь поглощенный металлом водород сосредоточен в тонком поверхностном слое образцов толщиной порядка 50 – 100 мкм [12 – 15]. При диаметре рабочей части образца 8 – 10 мм этот слой можно отнести к слоям малой толщины (соотношение 1:100 характерно для теории тонких оболочек). Таким образом, с точки зрения механики мы сталкиваемся с задачей о влиянии малого параметра.

К настоящему времени предложено несколько подходов к описанию индуцированного водородом разрушения.

Одной из первых была модель усиленной водородом декогезии (*англ.* Hydrogen-Enhanced Decohesion (HEDE)) [16]. Она описывает хрупкое разрушение в результате накопления водорода в вершине трещины и развития водородного охрупчивания без пластических деформаций. Идея подхода на микроскопическом уровне основана на том, что межзольный водород расширяет металлическую решетку кристаллов, тем самым способствуя уменьшению прочности сцепления атомов [17]. С энергетической точки зрения, атомы водорода снижают энергетический барьер разрушения, что приводит к разделению зерен, или декогезии.

Принципиально другой подход к моделированию водородной деградации механических свойств материалов рассматривается в модели усиленной водородом локальной пластичности (*англ.* Hydrogen-Enhanced Localised Plasticity (HELP)) [18, 19]. В рамках этой модели растворенный в металле водород интерпретируется как химическое вещество, снижающее энергию, необходимую для зарождения дислокаций. Предполагается, что в вершине трещины, где под действием внутренних напряжений концентрируется водород, происходит «размягчение» металла, или проявление локализованной пластичности.

Наблюдаемый при ВР-тестировании двойственный характер разрушения принято интерпретировать с помощью комбинации обеих моделей: HELP + HEDE. Считается, что, если локальные концентрации водорода в вершине трещины оказываются выше некоторого «порога переключения», то работает хрупкий HEDE-механизм, а при концентрации ниже пороговой – механизм HELP. Одной из проблем такого подхода является экспоненциальный (вплоть до 100 раз) рост концентрации водорода при пластической деформации, который прямо следует из уравнений модели HELP [20]. Таким образом, при последовательном «сложении» моделей, локализованная пластическая деформация, инициированная водородом, должна приводить к многократному росту его локальной концентрации и срабатыванию хрупкого декогезионного механизма разрушения.

Кроме того, модель HELP фактически описывает увеличение пластичности ввиду снижения предела текучести материала. Однако основная масса экспериментальных данных не выявляет снижения предела текучести при испытаниях образцов [6]. Все это ведет к тому, что представление о том, что HELP-модель начинает действовать и определяет основное сечение разрушения, не соответствует существующим экспериментальным и исследовательским данным.

Эти парадоксы HELP + HEDE позволяют нам остановиться на декогезионной модели водородного растрескивания.

Описание модели

Современная концепция HEDE-модели состоит из следующих основных элементов: уравнений упругой или вязкоупругой сплошной среды с упрочнением (в том числе для материалов с упрочнением);

уравнений диффузии, описывающих перераспределение и накопление водорода; зависимостей, описывающих водородную деградацию параметров когезионного закона.

Транспорт водорода внутри твердого вещества традиционно рассматривался как диффузионный процесс, и для его описания использовалось уравнение второго закона Фика [21]:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \nabla \cdot [D(T, \mathbf{r}) \nabla C], \quad (1)$$

где C – концентрация водорода, t – время, \mathbf{r} – вектор координат, D – коэффициент диффузии, T – абсолютная температура, ∇ – оператор набла.

Однако современные подходы, как правило, основываются на введении в рассмотренные слагаемых, учитывающих термодинамический или химический потенциал [22]:

$$\mu = \mu_0(T) + RT \ln C - V_H p.$$

В этом случае уравнение (1) приобретает вид

$$\frac{\partial C}{\partial t} = \nabla \cdot \left[D(T, \mathbf{r}) \left(\nabla C - \frac{C V_H}{RT} \nabla p \right) \right], \quad (2)$$

а с учетом влияния механических напряжений оно имеет следующий вид:

$$\frac{\partial C}{\partial t} = D \nabla^2 C - \frac{D V_H}{RT} \nabla C \cdot \nabla p - \frac{D C V_H}{RT} \nabla^2 p, \quad (3)$$

где p – давление в шаровой части тензора напряжений, V_H – парциальный молярный объем водорода [23].

Согласно закону Горского [24], водород стремится к зонам максимальных растягивающих напряжений. Увеличение его концентрации в этих областях неизбежно приводит к снижению сцепления берегов трещины, в результате чего и происходит декогезия [16]. Для того чтобы охарактеризовать это явление, в модели используется параметр степени заполнения свободной поверхности берегов трещины атомами водорода θ :

$$\theta = \frac{C}{C + \exp\left(-\frac{\Delta g_H}{RT}\right)}, \quad (4)$$

где Δg_H – разница свободной энергии Гиббса для водорода между состоянием, адсорбированным внутри кристаллической решетки, и свободным (устанавливается из эксперимента).

Данное выражение было предложено С. Серебринским [25] на основании термодинамического соотношения величины парциальной концентрации водорода внутри и на поверхности монокристалла, полученном в работе Д. МакЛина [26].

Следует отметить, что в случае использования значения парциальной концентрации вещества в этом соотношении, и с учетом значения C в млн^{-1} , выражение (4) принимает вид:

$$\theta = \frac{55,85 \cdot C \cdot 10^{-6}}{55,85 \cdot C \cdot 10^{-6} + \exp\left(-\frac{\Delta g_H}{RT}\right)}. \quad (5)$$

Величина параметра θ позволяет вычислить удельную энергию свободной поверхности $\gamma(\theta)$, зависящую от сорбции водорода на ней. Для описания этой взаимосвязи в большинстве существующих исследований используется формула, предложенная С. Серебринским [25]:

$$\gamma(\theta) = (1 - 1,0467\theta + 0,1687\theta^2) \gamma(0), \quad (6)$$

где $\gamma(0)$ – поверхностная энергия в отсутствие водорода.

Далее в рамках модели хрупкого разрушения принимается во внимание энергетическое тождество

$$G = 2\gamma(\theta) = f(\sigma_{zc}, \delta_c), \quad (7)$$

где G – энергия разрушения; $f(\sigma_{zc}, \delta_c)$ – линейная функция, зависящая от величины максимальных когезионных напряжений σ_{zc} , нормальных к берегам трещины, и от мак-



симального значения относительного перемещения краев трещины δ_c , при котором не происходит разрыва связей между ними (или декогезия).

Вид функции $f(\sigma_{zc}, \delta_c)$ определяется установлением когезионного закона.

На основании предположения о том, что величина δ_c слабо зависит от величины θ , в HEDE-модели постулируется закон водородной деградации:

$$\sigma_{zc}(\theta) = (1 - 1,0467\theta + 0,1687\theta^2) \sigma_z(0), \quad (8)$$

где $\sigma_z(0)$ – когезионные напряжения, нормальные к берегам трещины, действующие в отсутствие водорода.

Согласно критерию инициирования и распространения трещины по декогезионному механизму HEDE, трещина сохраняет свою конфигурацию до тех пор, пока уровень упругих напряжений, нормальных к ее берегам и действующих вблизи вершины трещины, не превышает величину когезионных напряжений, связывающих их между собой. Как только водород, скопившийся в вершине трещины под действием химического потенциала, снизит эти напряжения настолько, что данное условие нарушится, произойдет инициирование роста трещины с образованием новой свободной поверхности. Это продвижение, в то же время, вызовет локальное повышение уровня нормальных напряжений в новом положении вершины трещины, которое повлечет за собой рост локальной концентрации водорода. Происходит очередное снижение величины когезионных напряжений до нарушения условия устойчивости трещины, и процесс повторяется вновь и вновь.

С другой стороны, энергия, необходимая для разрушения, может быть выражена через параметры материала. Для трещины нормального отрыва ее можно записать как

$$G = \frac{K_{lc}^2}{\hat{E}}, \quad (9)$$

где K_{lc} – критический коэффициент интенсивности напряжений, действующий в окрестности вершины трещины; величина $\hat{E} = E / (1 - \nu^2)$ либо $\hat{E} = E$, соответственно для случаев плоского деформированного состояния либо плоского напряженного (E – модуль Юнга, ν – коэффициент Пуассона).

С учетом тождества (7) можно показать, что снижение удельной энергии свободной поверхности, вызванное ростом концентрации водорода, приводит также к уменьшению K_{lc} :

$$\frac{K_{lc}^2}{K_{lc}^2(0)} = \frac{\gamma(\theta)}{\gamma(0)} = 1 - 1,0467\theta + 0,1687\theta^2.$$

Таким образом, величина критического коэффициента интенсивности напряжений (параметр трещиностойкости материала) зависит от содержания водорода как

$$K_{lc}(\theta) = \sqrt{1 - 1,0467\theta + 0,1687\theta^2} K_{lc}(0), \quad (10)$$

где $K_{lc}(0)$ – экспериментально установленное значение трещиностойкости материала в отсутствие водорода.

Отсюда следует, что присутствие водорода, растворенного в материале, вносит поправку в силовой критерий разрушения Ирвина ($K_I = K_{lc}$) [27, 28], поэтому развитие трещины становится возможным при более низком значении K_I .

Постановка задачи

В рамках данного исследования мы рассмотрим задачу об одноосном растяжении цилиндрического стержня, насыщенного водородом, с вырезом эллиптической формы. Мы исключили использование стандартных конечно-элементных пакетов со встроенными в них блоком моделирования когезионной зоны (cohesive zone modeling) и модуля развития трещин. Это связано с тем, что обращение к ним предполагает введение в рассмотрение специальных фиктивных когезионных элементов и работу с определенным когезионным законом. Такое введение требует задания большого количества дополнительных параметров модели и выполнения ряда добавочных предположений.

Реализацию модели мы осуществляли с помощью собственного разработанного программного кода в среде Microsoft Visual Studio на языке C++, позволяющего методом конечных объемов получать численное решение задач о напряженно-деформированном состоянии тела.

Вычислительная процедура состояла из двух последовательных этапов.

Первый этап. Решение задачи о напряженно-деформированном состоянии растянутого образца.

Второй этап. Решение диффузионной задачи о перераспределении водорода по стержню.

В рамках второго этапа проводился также расчет величины когезионных напряжений σ_{zc} и параметра трещиностойкости K_{Ic} .

На первом этапе задачи решали систему уравнений линейной теории упругости (11) – (13). Система включает дифференциальное уравнение равновесия (11), определение тензора линейной деформации (12) и обобщенный закон Гука (13):

$$\begin{cases} \nabla \cdot \boldsymbol{\sigma} + \mathbf{f} = 0, & (11) \\ \boldsymbol{\varepsilon} = \frac{1}{2}(\nabla \mathbf{u} + \mathbf{u} \nabla), & (12) \\ \boldsymbol{\sigma} = \lambda \theta \mathbf{E} + 2G \boldsymbol{\varepsilon}, & (13) \end{cases}$$

где $\boldsymbol{\sigma}$ – тензор напряжений Коши; \mathbf{f} – интенсивность объемных сил; \mathbf{u} – вектор перемещений; λ , G – параметры Ляме; $\theta = \text{tr}(\boldsymbol{\varepsilon})$ относительное изменение объема, при этом

$$\text{гидростатическое давление } p = \frac{1}{3} \text{tr}(\boldsymbol{\sigma}).$$

Для численного решения уравнения (11) был использован метод установления, предложенный М. Л. Уилкинсом [29].

Характеристики напряженно-деформированного состояния образца, полученные на первом шаге процедуры, фиксировались на втором этапе. Он включал в себя решение системы уравнений (3), (5), (8) и (10), описанных ранее; приведем их повторно:

$$\begin{cases} \frac{\partial C}{\partial t} = D \nabla^2 C - \frac{D V_H}{RT} \nabla C \cdot \nabla p - \frac{D C V_H}{RT} \nabla^2 p, \\ \theta = \frac{55,85 \cdot C \cdot 10^{-6}}{55,85 \cdot C \cdot 10^{-6} + \exp\left(-\frac{\Delta g_H}{RT}\right)}, \\ \sigma_{zc}(\theta) = (1 - 1,0467\theta + 0,1687\theta^2) \sigma_z(0), \\ K_{Ic}(\theta) = \sqrt{1 - 1,0467\theta + 0,1687\theta^2} K_{Ic}(0). \end{cases}$$

Численное решение уравнения (3) было также выполнено на основании метода установления Уилкинса [29].

Для вычисления текущего значения коэффициента интенсивности напряжений в окрестности вершины трещины использовалась приближенная формула Бенгема – Койтера [30, 31], полученная для случая трещины длины s , возникающей на краевом вырезе в цилиндрическом стержне диаметром D под действием одноосного растяжения σ_z^∞ :

$$K_I = \frac{1}{2} \sigma_{net} \sqrt{\frac{\pi d c}{D}} \left[1 + \frac{1}{2} \left(\frac{d}{D} \right) + \frac{3}{8} \left(\frac{d}{D} \right)^2 - 0,363 \left(\frac{d}{D} \right)^3 + 0,731 \left(\frac{d}{D} \right)^4 \right], \quad (14)$$

$$\sigma_{net} = \sigma_z \left(\frac{D}{d} \right)^2.$$

По результатам второго этапа, на основании критерия когезионных напряжений или силового критерия разрушения Ирвина, определялись условия роста трещины.

Для того чтобы иметь возможность сопоставления и оценки получаемых результатов конечно-объемного решения, при выборе модели мы ориентировались на экспериментальные данные. За основу была взята недавно опубликованная работа [8], в которой исследовано влияние водорода на свойства хромомолибденовой стали. В статье рассмотрен образец из ферритной стали 2.25Cr1Mo в виде цилиндрического стержня диаметром 9,0 мм с радиальным надрезом глубиной 2,0 мм, шириной 1,2 мм и радиусом скругления 0,15 мм.

После проведения испытаний на растяжение детали, предварительно насыщенной водородом методом катодной поляризации, авторы получили фрактографические снимки поверхности разрушения, на которых они отметили наличие кольцевой области хрупкого разрушения шириной до 1 мм и внутренней области вязкопластического разрушения.

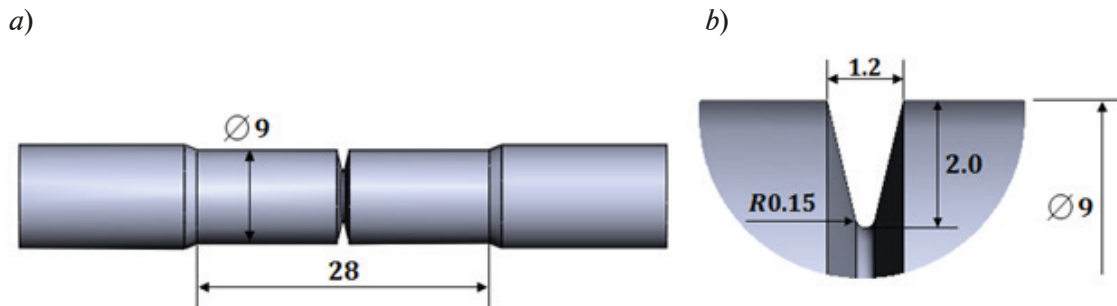


Рис. 1. Изображение цилиндрического стального образца с радиальным надрезом (а) и его половинного поперечного сечения в месте надреза (b) (размеры указаны в мм)

Мы в своей работе исследовали одноосное растяжение цилиндрического стержня той же геометрии (рис. 1), изготовленного из той же стали (растягивающая нагрузка составляла 650 МПа). Расчет проводили в двумерной осесимметричной постановке. В силу симметрии геометрия моделируемого образца представляла собой четверть участка продольного сечения стержня (рис. 2).

Свойства стали 2.25Cr1Mo, использованные в расчетах, следующие:

Физические свойства стали 2.25Cr1Mo

Предел прочности σ_B	895 МПа
Предел текучести σ_T	761 МПа
Плотность ρ	7750 кг/м ³
Модуль сдвига μ	80 ГПа
Коэффициент Пуассона ν	0,3
Объемный модуль упругости K	140 ГПа
Параметр трещиностойкости $K_{Ic}(0)$	64,1 МПа·м ^{1/2}

Приведем также значения остальных расчетных параметров. Коэффициент диффузии был принят постоянным и составлял $D = 2 \cdot 10^{-11}$ м²/с; парциальный молярный объем водорода $V_H = 2 \cdot 10^{-6}$ м³/моль [32]; разность значений свободной энергии Гиббса для состояния водорода, адсорбированного внутри кристаллической решетки, и его свободного состояния составляла $\Delta g_H = 30$ кДж/моль [32], абсолютная температура $T = 298$ К. Величина напряжений, входящая в уравнение (8), с учетом рекомендаций, представленных в работе [33], была принята равной $\sigma_z(0) = 30 \sigma_T$.

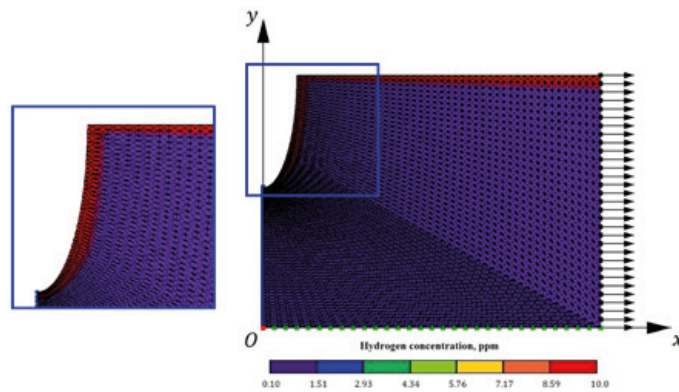


Рис. 2. Расчетная конечно-объемная модель четверти участка продольного сечения стержня (см. рис. 1, а); показаны геометрия, граничные и начальные условия; стрелки указывают направление растяжения

Начальное распределение водорода по образцу устанавливалось следующим образом: фоновая равномерная концентрация $c_0 = 0,1$ млн⁻¹ по всей области и концентрация $c_0 = 10$ млн⁻¹ в поверхностном слое толщиной в один структурный элемент ($t = 20$ мкм). Последняя характеризует экспериментально наблюдаемое содержание водорода в металлических образцах, который скапливается на поверхности (насыщение водородом вследствие скин-эффекта), (см. увеличенную область на рис. 2).

В силу симметрии, на левую грань накладывали запрет перемещений вдоль горизонтального направления Ox , на нижнюю грань – вдоль вертикального направления Oy . К правому краю области прикладывали растягивающее напряжение величиной σ , действующее вдоль оси Ox .

Инициирование и распространение трещины мы моделировали следующим образом. После получения характеристик напряженно-деформированного состояния тела, на втором этапе вычислительной процедуры запускали анализ диффузионной задачи о перераспределении водорода по образцу. В процессе анализа отслеживали поведение двух неравенств: для напряжений $\sigma_{el} < \sigma_{zc}(\theta)$ и для коэффициентов интенсивности напряжений $K_I < K_{Ic}(\theta)$ на узлах конечно-объемной сетки вдоль предполагаемой линии распространения трещины (вдоль левой грани области). Как только в узле наблюдали нарушение одного из этих неравенств, обусловленное повышением концентрации водорода или же подъемом уровня упругих напряжений, в этом узле снимали ограничение на перемещение вдоль горизонтальной оси Ox , имитируя тем самым разрыв связи с узлом на противоположном берегу трещины. И тогда узел получал возможность свободно передвигаться под действующей нагрузкой.

Результаты конечно-объемного моделирования

На рис. 3 представлен график зависимости интервала времени между выполнением критерия разрушения в двух последовательных узлах конечно-объемной модели. Он представляет собой отрезок времени, который был необходим для перераспределения водорода под действием упругих напряжений, его последующего накопления в рассматриваемом узле и за счет этого снижения когезионных напряжений $\sigma(\theta)$ или же параметра трещиностойкости материала $K_{Ic}(\theta)$.

На рис. 3 видно, что в первых двух узлах сетки происходит мгновенное выполнение критерия разрыва связей по декогезионному механизму. Это обуславливается высоким содержанием водорода в поверхностном слое образца, в результате чего когезионные напряжения, связывающие узлы материала, оказываются сильно сниженными, и разрушение по механизму HEDE происходит на первом же шаге решения задачи по времени. Распределения компоненты упругих напряжений, действующих в горизонтальном направлении, и содержания водорода в окрестности вершины трещины в разные моменты времени представлены на рис. 4 и 5, соответственно.

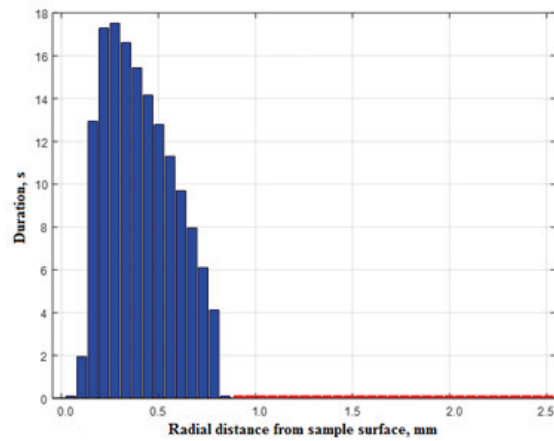


Рис. 3. Зависимость времени распространения трещины на одно межзубовое расстояние от степени удаления от поверхности образца; декогезионный механизм и трещиностойкость показаны синим и красным цветами соответственно

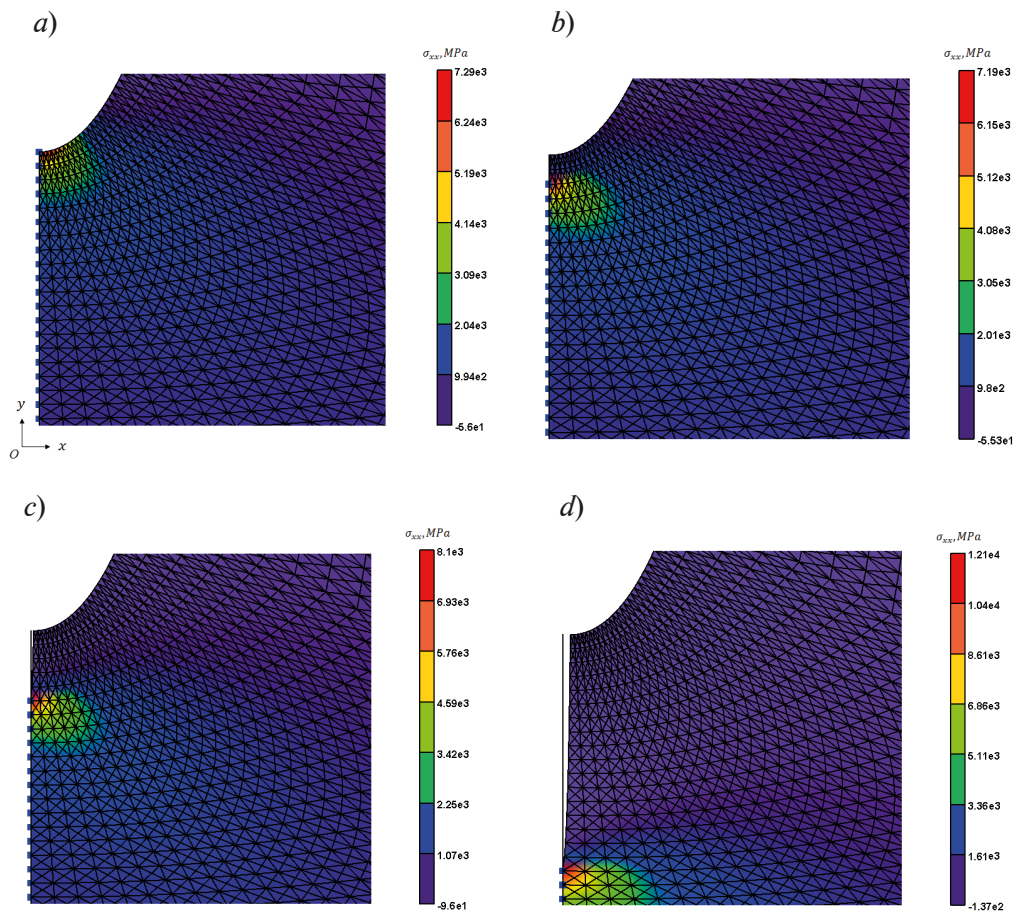


Рис. 4. Распределения компоненты упругих напряжений, действующих в горизонтальном направлении, в разные моменты времени, когда наблюдается декогезия в первом (a), третьем (b), шестом (c) узлах сетки и смена механизма разрушения (d)

Однако по мере удаления от поверхности образца требуется некоторое время для диффузии и соответствующего отражения процесса в решении диффузионной задачи. Необходим временной промежуток для того, чтобы водород мог перераспределиться, продиффундировать и накопиться в текущей вершине трещины к моменту выполнения критерия разрыва. Поэтому, начиная с третьего узла (см. рис. 4, *b* и 5, *b*), зависимость показана увеличивающимся отрезком, но распространение трещины по-прежнему есть следствие механизма разрушения HEDE.

Описанный сценарий продолжается вплоть до шестого узла сетки. Далее существенное влияние начинают оказывать упругие напряжения (см. рис. 4, *c*), действующие вблизи концентратора напряжений. Их величина постепенно растет, и в связи с этим для вступления в действие декогезионного механизма разрушения достаточно в меньшей степени снизить когезионные напряжения, инициированные водородом (см. рис. 5, *c*). И тогда, как следствие, необходим все меньший промежуток времени для решения диффузионной задачи.

Следует отметить, что на данном этапе отслеживания процесса, значение параметра трещиностойкости также существенно понижается ввиду присутствия водорода в материале, но оно пока еще оказывается выше значения коэффициента интенсивности напряжений, действующего вблизи вершины трещины.

Как следует из графика на рис. 3, тенденция к снижению уровня критической концентрации водорода, при которой происходит декогезия, сохраняется и по мере последующего удаления от поверхности образца. И вместе с тем, на расстоянии порядка 0,97 мм, которое соответствует семнадцатому узлу сетки, величина упругих напряжений, действующих в вершине трещины, становится столь велика, что дальнейшее распространение трещины возможно теперь и при фоновом значении содержания водорода.

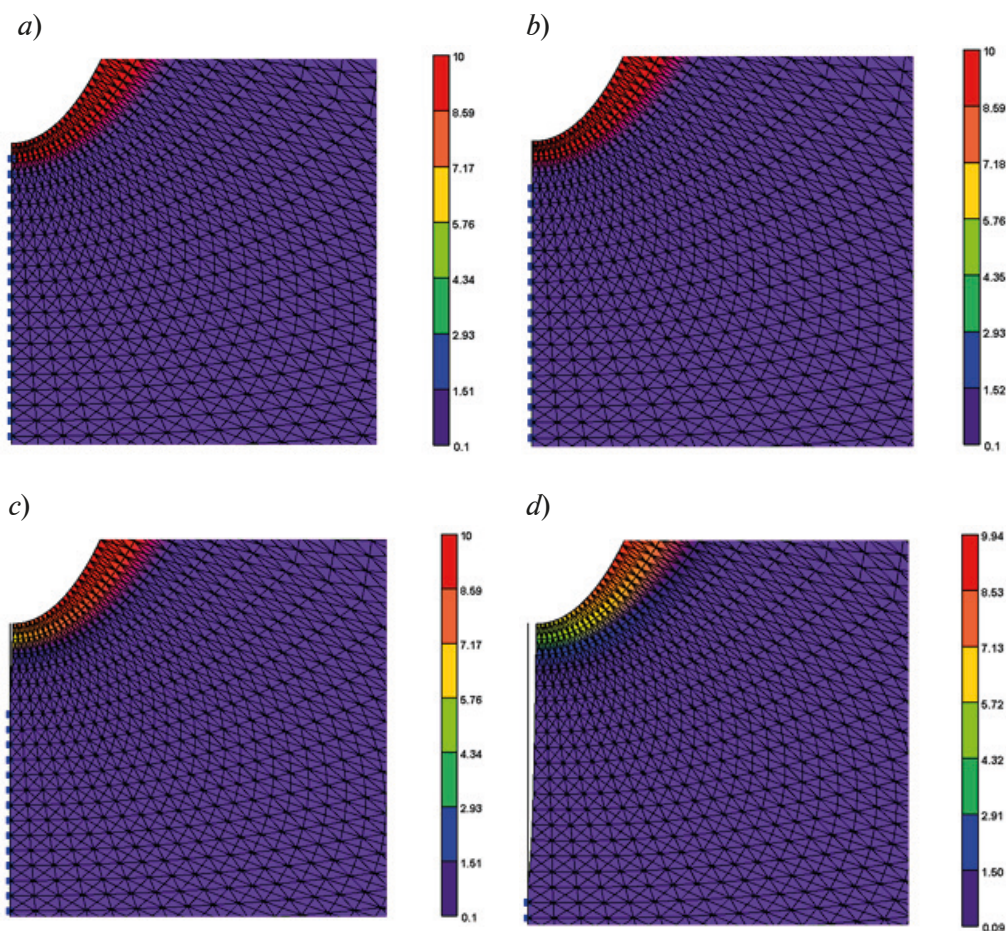


Рис. 5. Распределение содержания водорода (млн^{-1}) в те же моменты времени, которые указаны в подписи к рис. 4



После этого размер трещины становится внушительным, так что вблизи ее вершины коэффициент интенсивности напряжений достигает высокого значения, и буквально в следующем узле, при распространении разрушения всего на 1,0 мм, его значение превосходит величину трещиностойкости материала, также сниженную присутствием водорода в стержне (см. рис. 4, *d* и 5, *d*). Очевидно, что при дальнейшем росте трещины уровень действующих напряжений будет только увеличиваться. Этим объясняется наблюдаемое непрерывное развитие магистральной трещины после смены механизма разрушения, связанное с выполнением силового критерия разрушения.

На рис. 6 приведено распределение концентрации водорода по радиусу образца в ключевые моменты времени, характеризующие развитие процесса от начального состояния до распространения трещины на половину его толщины. Хорошо видно, что по мере рас-

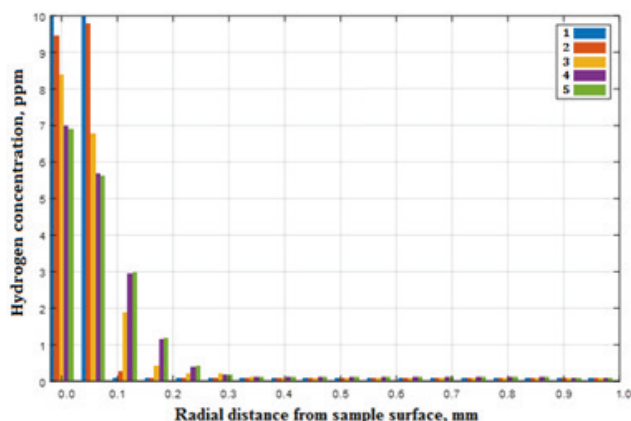


Рис. 6. Распределение концентрации водорода по радиусу образца (от поверхности к центральной оси) в ключевые моменты развития процесса: начальное состояние (1), декогезия в 3-м (2) и 6-м (3) узлах сетки, смена механизма разрушения (4) и трещина на половину толщины образца (5)

пространения трещины водород постепенно перераспределяется с поверхности образца и перемещается в глубь материала под действием химического потенциала приложенных напряжений. Но здесь важно отметить, что глубина его проникновения не превышает 1 мм, потому что дальнейшее разрушение стали происходит при исходном фоновом содержании водорода, вследствие высоких напряжений вблизи вершины трещины.

Таким образом, моделирование процесса позволило выявить и проследить механизм влияния насыщения образцов водородом на характер разрушения металлического сплава под нагрузкой (скин-эффект).

Обсуждение результатов

Рассмотрим результаты конечно-объемного решения уравнений классической модели хрупкого разрушения HEDE, инициированного водородом, учитывающей скин-эффект водородного насыщения образцов. За основу взят простой подход линейной теории развития трещин и классическая модель водородной хрупкости. Результаты проведенных расчетов показывают, что сначала происходит разрушение по хрупкому декогезионному механизму, ввиду большой концентрации водорода в поверхностном слое. Водород диффундирует под действием как градиента концентраций, так и химического потенциала вдоль линии распространения трещины, но, ввиду медленного протекания диффузионного процесса, его концентрация в движущейся вершине трещины падает до фоновых значений. При этом важен баланс между длиной трещины, индуцированной водородом, и уровнем нагрузки, так как при достижении критического значения длины, дальнейший рост трещины становится возможным при фоновой концентрации водорода по обычному механизму растрескивания.

Изображение областей распределения водорода по сечению стержня (рис. 7) дает, на наш взгляд, возможность наглядно показать сценарий развития рассматриваемого

процесса. По краям излома происходит хрупкое разрушение, связанное с повышенной концентрацией водорода; в этой области наблюдаются площадки водородной хрупкости. В центральной части образца происходит обычное разрушение, в соответствии с теорией развития трещин.

Результаты моделирования количественно и качественно совпадают с экспериментальными данными, представленными в работах [8, 34]. Ширина зоны хрупкого, инициированного водородом разрушения, составляет 1 мм. Исследование включало расчеты с варьированием толщины скин-слоя,

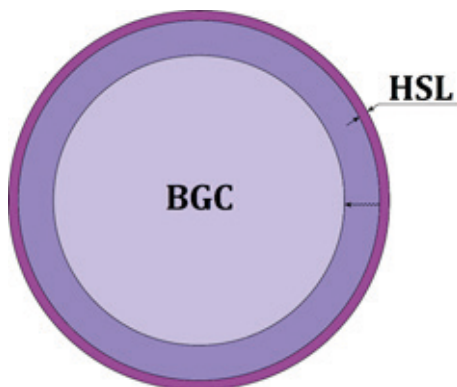


Рис. 7. Схематичное изображение областей перераспределения водорода внутри образца: HSL – водородный скин-слой; BGC – обычное (фоновое) содержание водорода. Стрелка указывает направление диффузии водорода при росте трещины

с варьированием толщины скин-слоя, концентрации водорода и величины приложенной нагрузки. Согласно полученным результатам, эта толщина существенно зависит лишь от уровня нагрузки, прикладываемой к образцу (либо скорости растяжения образца): чем она больше, тем меньше зона водородной хрупкости. Это также качественно соответствует экспериментальным данным [35].

Таким образом, использованные нами классические модели позволяют описать критическое влияние малой по объему области скин-эффекта (малого параметра) на разрушение образцов и связать экспериментально наблюдаемый двойственный характер разрушения образцов с процедурой их насыщения водородом. Полученные нами результаты позволяют объяснить различия между результатами тестирования стальных образцов и эксплуатации деталей

и узлов из этих же сталей в агрессивных средах.

Заключение

В данной работе проведено конечно-объемное моделирование разрушения стального цилиндрического корсетного образца с эллиптическим вырезом, насыщенного водородом. В качестве модели водородной хрупкости использован механизм усиленной водородом декогезии HEDE. При этом учитывался скин-эффект насыщения образцов водородом, установленный экспериментально.

Результаты моделирования показали, что разрушение начинается с поверхности образца как хрупкое, инициированное водородом. Затем образуется трещина, и, по достижении ею определенной длины, рост трещины продолжается естественным образом при типичных фоновых значениях концентрации водорода. Такое изменение характера разрушения приводит к двойственной картине: на изломе образца наблюдаются площадки как водородной хрупкости, так и обычного разрушения.

Кроме того, результаты моделирования показали, что скин-эффект в распределении концентрации водорода может служить главным источником двойственного характера разрушения, тогда как, согласно общепринятым представлениям, указанную двойственность объясняют одновременным действием HELP- и HEDE-механизмов в вершине магистральной трещины.

Скин-эффект зарядки образцов водородом оказывает существенное влияние на разрушение металлических образцов, несмотря на свою малую глубину, и несомненно должен приниматься во внимание при проведении промышленных испытаний, экспериментальных исследований, теоретического рассмотрения и моделирования.



СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. ISO11114-4. Transportable gas cylinders – compatibility of cylinder and valve materials with gas contents – part 4: Test methods for selecting metallic materials resistant to hydrogen embrittlement. ISO 11114-4:2017 International Organization for Standardization, 2017. URL: <https://www.iso.org/standard/64587.html> (Дата последнего обращения: 12.03.2022).
2. ISO16573. Steel – measurement method for the evaluation of hydrogen embrittlement resistance of high strength steels. ISO 16573:2015 International Organization for Standardization, 2015. URL: <https://www.iso.org/standard/57128.html> (Дата последнего обращения: 12.03.2022).
3. ISO17081. Method of measurement of hydrogen permeation and determination of hydrogen uptake and transport in metals by an electrochemical technique. ISO 17081:2014 International Organization for Standardization, 2014. URL: <https://www.iso.org/standard/64514.html> (Дата последнего обращения: 12.03.2022).
4. **Giuliani L., Mirabile M., Sarracino M.** Embrittlement kinetics of N 80 steel in H₂S environment // *Metallurgical and Materials Transactions B*. 1974. Vol. 5. No. 9. Pp. 2069–2073.
5. **Nagumo M., Yoshida H., Shimomura Y., Kadokura T.** Ductile crack growth resistance in hydrogen-charged steels // *Materials Transactions*. 2001. Vol. 42. No. 1. Pp. 132–137.
6. **Koyama M., Tasan C. C., Tsuzaki K.** Overview of metastability and compositional complexity effects for hydrogen-resistant iron alloys: Inverse austenite stability effects // *Engineering Fracture Mechanics*. 2019. Vol. 214. 1 June. Pp. 123–133.
7. **Troiano A. R.** The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals // *Metallography, Microstructure & Analysis*. 2016. Vol. 5. No. 6. Pp. 557–569.
8. **Peral L. B., Zafra A., Fernández-Pariente I., Rodríguez C., Belzunce J.** Effect of internal hydrogen on the tensile properties of different CrMo(V) steel grades: Influence of vanadium addition on hydrogen trapping and diffusion // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2020. Vol. 45. No. 41. Pp. 22054–22079.
9. **Venezuela J., Hill T., Zhou Q., Li H., Shi Z., Dong F., Knibbe R., Zhang M., Dargusch M. S., Atrens A.** Hydrogen-induced fast fracture in notched 1500 and 1700 MPa class automotive martensitic advanced high-strength steel // *Corrosion Science*. 2021. Vol. 188. 1 August. P. 109550.
10. **Duportal M., Oudriss A., Savall C., Renaud A., Labrugère-Sarroste C., Feugas X.** On the implication of mobile hydrogen content on the surface reactivity of an austenitic stainless steel // *Electrochimica Acta*. 2022. Vol. 403. 20 January. P. 139684.
11. **Алексеева Е. Л., Беляев А. К., Зегжда А. С., Полянский А. М., Полянский В. А., Фролова К. П., Яковлев В. А.** Влияние пограничного слоя на распределение концентраций водорода при испытаниях сталей на стойкость к водородному растрескиванию // *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. 2018. № 3. С. 43–57.
12. **Polyanskiy V. A., Belyaev A. K., Alekseeva E. L., Polyanskiy A. M., Tretyakov D. A., Yakovlev Yu. A.** Phenomenon of skin effect in metals due to hydrogen absorption // *Continuum Mechanics and Thermodynamics*. 2019. Vol. 31. No. 6. Pp. 1961–1975.
13. **Martinsson A., Sandström R.** Hydrogen depth profile in phosphorus-doped, oxygen-free copper after cathodic charging // *Journal of Materials Science*. 2012. Vol. 47. No. 19. Pp. 6768–6776.
14. **Wu R., Ahiström J., Magnusson H., Frisk K., Martinsson Å.** Charging, degassing and distribution of hydrogen in cast iron (report SKB R-13-45). Stockholm: Svensk Kärnbränslehantering AB. Swedish Nuclear and Waste Management Co., May 2015. 47 p.
15. **Oriani R. A.** A mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels // *Berichte der Bundesgesellschaft für physikalische Chemie*. 1972. Vol. 76. No. 8. Pp. 848–857.
16. **Troiano A. R.** The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals // *Transactions of the American Society of Metals (ASM)*. 1960. Vol. 52. Pp. 54–80.
17. **Birnbaum H. K., Sofronis P.** Hydrogen-enhanced localized plasticity – a mechanism for hydrogen-related fracture // *Materials Science and Engineering A*. 1994. Vol. 176. No. 1–2. Pp. 191–202.
18. **Sofronis P., Birnbaum H. K.** Mechanics of the hydrogen dislocation-impurity interactions. I. Increasing shear modulus // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1995. Vol. 43. No. 1. Pp. 49–90.
19. **Taha A., Sofronis P.** A micromechanics approach to the study of hydrogen transport and embrittlement // *Engineering Fracture Mechanics*. 2001. Vol. 68. No. 6. Pp. 803–837.

20. Фика закон // Физический энциклопедический словарь. Гл. ред. А. М. Прохоров. М.: Советская энциклопедия, 1984. С. 818.
21. **Шьюмон П.** Диффузия в твердых телах. М.: Металлургия, 1966. 196 с.
22. **Колачев Б. А.** Водородная хрупкость металлов. М.: Металлургия, 1985. 216 с.
23. **Gorsky W.** Theorie der elastischen Nachwirkung in ungeordneten Mischkristallen (elastische Nachwirkung zweiter Art) // *Physikalische Zeitschrift der Sowjetunion*. 1935. Bd. 8. S. 457–471.
24. **Serebrinsky S., Carter E. A., Ortiz M.** A quantum-mechanically informed continuum model of hydrogen embrittlement // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 2004. Vol. 52. No. 10. Pp. 2403–2430.
25. **McLean D.** Grain boundaries in metals. London: Clarendon Press, 1957. 346 p.
26. **Irwin G. R.** Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate // *Journal of Applied Mechanics*. 1957. Vol. 24. No. 3. Pp. 361–364.
27. **Irwin G. R.** Fracture // *Encyclopedia of Physics*. Ed. by S. Flugge. Vol. 6. Elasticity and Plasticity. Berlin: Springer Verlag, 1958. Pp. 551–590.
28. **Wilkins M. L.** Computer simulation of dynamic phenomena. Berlin, Heidelberg: Springer Science & Business Media, 1999. 246 p.
29. Справочник по коэффициентам интенсивности напряжений. Под ред. Ю. Мураками. Пер. с англ. В 2 тт. Т. 2. М.: Мир, 1990. 556 с.
30. **Benthem J. P., Koiter W. T.** Asymptotic approximations to crack problems // *Methods of analysis and solutions of crack problems*. Ed. by G. C. Sih. Book Series “Mechanics of Fracture”. Vol. 1. Dordrecht: Springer, 1973. Pp. 131–178.
31. **Hirth J. P.** Effects of hydrogen on the properties of iron and steel // *Metallurgical Transactions A*. 1980. Vol. 11. No. 6. Pp. 861–890.
32. **Tvergaard V., Hutchinson J. W.** The relation between crack growth resistance and fracture process parameters in elastic-plastic solids // *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 1992. Vol. 40. No. 6. Pp. 1377–1397.
33. **Herms E., Olive J. M., Puiggali M.** Hydrogen embrittlement of 316L type stainless steel // *Materials Science and Engineering A*. 1999. Vol. 272. No. 2. Pp. 279–283.
34. **Momotani Y., Shibata A., Terada D., Tsuji N.** Effect of strain rate on hydrogen embrittlement in low-carbon martensitic steel // *International Journal of Hydrogen Energy*. 2017. Vol. 42. No. 5. Pp. 3371–3379.

REFERENCES

1. ISO11114-4. Transportable gas cylinders – compatibility of cylinder and valve materials with gas contents – part 4: Test methods for selecting metallic materials resistant to hydrogen embrittlement. ISO 11114-4:2017 International Organization for Standardization, (2017). URL: <https://www.iso.org/standard/64587.html> (Date of the last access: 12.03.2022).
2. ISO16573. Steel-measurement method for the evaluation of hydrogen embrittlement resistance of high strength steels. ISO 16573:2015 International Organization for Standardization, (2015). URL: <https://www.iso.org/standard/57128.html> (Date of the last access: 12.03.2022).
3. ISO17081. Method of measurement of hydrogen permeation and determination of hydrogen uptake and transport in metals by an electrochemical technique. ISO 17081:2014 International Organization for Standardization (2014). URL: <https://www.iso.org/standard/64514.html> (Date of the last access: 12.03.2022).
4. **Giuliani L., Mirabile M., Sarracino M.**, Embrittlement kinetics of N 80 steel in H₂S environment, *Metall. Mater. Trans. B*. 5 (9) (1974) 2069–2073.
5. **Nagumo M., Yoshida H., Shimomura Y., Kadokura T.**, Ductile crack growth resistance in hydrogen-charged steels, *Mater. Trans.* 42 (1) (2001) 132–137.
6. **Koyama M., Tasan C. C., Tsuzaki K.**, Overview of metastability and compositional complexity effects for hydrogen-resistant iron alloys: Inverse austenite stability effects, *Eng. Fract. Mech.* 214 (2019) 123–133.
7. **Troiano A. R.**, The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals, *Metallogr. Microstruct. Anal.* 5 (6) (2016) 557–569.
8. **Peral L. B., Zafra A., Fernández-Pariente I., et al.**, Effect of internal hydrogen on the tensile properties of different CrMo(V) steel grades: Influence of vanadium addition on hydrogen trapping



and diffusion, *Int. J. Hydrog. Energy*. 45 (41) (2020) 22054–22079.

9. **Venezuela J., Hill T., Zhou Q., et al.**, Hydrogen-induced fast fracture in notched 1500 and 1700 MPa class automotive martensitic advanced high-strength steel, *Corr. Sci.* 188 (1 August) (2021) 109550.

10. **Duportal M., Oudriss A., Savall C., et al.**, On the implication of mobile hydrogen content on the surface reactivity of an austenitic stainless steel, *Electrochim. Acta.* 403 (20 January) (2022) 139684.

11. **Alekseeva E., Belyaev A., Zegzhda A., et al.**, Boundary layer influence on the distribution of hydrogen concentrations during hydrogen-induced cracking test of steels, *Diagnostics, Resource and Mechanics of Materials and Structures*. (3) (2018) 43–57 (in Russian).

12. **Polyanskiy V. A., Belyaev A. K., Alekseeva E. L., et al.**, Phenomenon of skin effect in metals due to hydrogen absorption, *Contin. Mech. Thermodyn.* 31 (6) (2019) 1961–1975.

13. **Martinsson A., Sandström R.**, Hydrogen depth profile in phosphorus-doped, oxygen-free copper after cathodic charging, *J. Mater. Sci.* 47 (19) (2012) 6768–6776.

14. **Wu R., Ahiström J., Magnusson H., et al.**, Charging, degassing and distribution of hydrogen in cast iron (report SKB R-13-45), Svensk Kärnbränslehantering AB, Swedish Nuclear and Waste Management Co., Stockholm, May 2015.

15. **Oriani R. A.**, A mechanistic theory of hydrogen embrittlement of steels, *Berichte der Bundesgesellschaft für physikalische Chemie*. 76 (8) (1972) 848–857.

16. **Troiano A. R.**, The role of hydrogen and other interstitials in the mechanical behavior of metals, *Trans. ASM*. 52 (1960) 54–80.

17. **Birnbaum H. K., Sofronis P.**, Hydrogen-enhanced localized plasticity – a mechanism for hydrogen-related fracture, *Mater. Sci. Eng. A*. 176 (1–2) (1994) 191–202.

18. **Sofronis P., Birnbaum H. K.**, Mechanics of the hydrogen dislocation-impurity interactions. I. Increasing shear modulus, *J. Mech. Phys. Solid*. 43 (1) (1995) 49–90.

19. **Taha A., Sofronis P.**, A micromechanics approach to the study of hydrogen transport and embrittlement, *Eng. Fract. Mech.* 68 (6) (2001) 803–837.

20. **von Fick A.**, Ueber Diffusion, *Annalen der Physik*. 170 (1) (1855) 59–86.

21. **Shewmon P. G.**, *Diffusion in solids*, Mc Graw-Hill Book Co, Inc., New York, 1963.

22. **Kolachev B. A.**, *Vodorodnaya khрупkost metallov [Hydrogen embrittlement of metals]*, Metallurgiya, Moscow, 1985 (in Russian).

23. **Gorsky W.**, Theorie der elastischen Nachwirkung in ungeordneten Mischkristallen (elastische Nachwirkung zweiter Art), *Physikalische Zeitschrift der Sowjetunion*. 8 (1935) 457–471.

24. **Serebrinsky S., Carter E. A., Ortiz M.**, A quantum-mechanically informed continuum model of hydrogen embrittlement, *J. Mech. Phys. Solids*. 52 (10) (2004) 2403–2430.

25. **McLean D.**, *Grain boundaries in metals*. Clarendon Press, London, 1957.

26. **Irwin G. R.**, Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate, *J. Appl. Mech.* 24 (3) (1957) 361–364.

27. **Irwin G. R.**, Fracture, In book: *Encyclopedia of Physics*, Ed. by S. Flugge, Vol. 6: Elasticity and Plasticity, Springer Verlag, Berlin (1958) 551–590.

28. **Wilkins M. L.**, *Computer simulation of dynamic phenomena*, Springer Science & Business Media, Berlin, Heidelberg, 1999.

29. *Stress intensity factors handbook*, in 2 Vols. Editor-in-Chief Murakami Y. Vol. 2. The Society of Materials Science, Pergamon Press Oxford, New York, 1987.

30. **Benthem J. P., Koiter W. T.**, Asymptotic approximations to crack problems, In book: *Methods of analysis and solutions of crack problems*, Ed. by G. C. Sih, Book Series “Mechanics of Fracture”, Vol. 1. Springer, Dordrecht (1973) 131–178.

31. **Hirth J. P.**, Effects of hydrogen on the properties of iron and steel, *Metallurg. Trans. A*. 11 (6) (1980) 861–890.

32. **Tvergaard V., Hutchinson J. W.**, The relation between crack growth resistance and fracture process parameters in elastic-plastic solids, *J. Mech. Phys.* 40 (6) (1992) 1377–1397.

33. **Herms E., Olive J. M., Puiggali M.**, Hydrogen embrittlement of 316L type stainless steel, *Mater. Sci. Eng. A*. 272 (2) (1999) 279–283.

34. **Momotani Y., Shibata A., Terada D., Tsuji N.**, Effect of strain rate on hydrogen embrittlement in low-carbon martensitic steel, *Int. J. Hydrog. Energy*. 42 (5) (2017) 3371–3379.

СВЕДЕНИЯ ОБ АВТОРАХ

СЕДОВА Юлия Сергеевна – стажер-исследователь Института проблем машиноведения Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия.

199178, Россия, г. Санкт-Петербург, Большой проспект В. О., 61

sedova.yus@mail.ru

ORCID: 0000-0003-4397-6073

БЕССОНОВ Николай Михайлович – доктор физико-математических наук, главный научный сотрудник Института проблем машиноведения Российской академии наук, Санкт-Петербург, Россия.

199178, Россия, г. Санкт-Петербург, Большой проспект В. О., 61

nickbessonov1@gmail.com.ru

ORCID: 0000-0001-6462-5980

ПОЛЯНСКИЙ Владимир Анатольевич – доктор технических наук, директор Института проблем машиноведения Российской академии наук.

199178, Россия, г. Санкт-Петербург, Большой проспект В. О., 61

vapol@mail.ru

ORCID: 0000-0002-1199-1028

THE AUTHORS

SEDOVA Yuliya S.

Institute for Problems in Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences

61 Bolshoy Ave., V. Isl., St. Petersburg, 199178, Russia

sedova.yus@mail.ru

ORCID: 0000-0003-4397-6073

BESSONOV Nikolay M.

Institute for Problems in Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences

61 Bolshoy Ave., V. Isl., St. Petersburg, 199178, Russia

nickbessonov1@gmail.com.ru

ORCID: 0000-0001-6462-5980

POLYANSKIY Vladimir A.

Institute for Problems in Mechanical Engineering of the Russian Academy of Sciences

61 Bolshoy Ave., V. Isl., St. Petersburg, 199178, Russia

vapol@mail.ru

ORCID: 0000-0002-1199-1028

Статья поступила в редакцию 31.03.2022. Одобрена после рецензирования 30.06.2022. Принята 01.07.2022.

Received 31.03.2022. Approved after reviewing 30.06.2022. Accepted 01.07.2022.